

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
**Сибирский государственный индустриальный университет**

*Посвящается 400-летию города Новокузнецка*

**МЕТАЛЛУРГИЯ:  
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО**  
*«Металлургия – 2017»*

**15 – 16 ноября 2017 г.**

*Труды*  
*XX Международной научно-практической конференции*  
*Часть 1*

**Новокузнецк**  
**2017**

УДК 669(06)+658.012.056(06)  
М 540

Редакционная коллегия  
академик РАН Л.А. Смирнов, д.т.н., профессор Е.В. Протопопов,  
д.т.н., профессор М.В. Темлянцев, д.т.н., профессор А.В. Феоктистов,  
д.т.н., профессор Г.В. Галевский, д.ф.-м.н., профессор В.Е. Громов,  
д.т.н., профессор А.Р. Фастыковский, д.т.н., профессор Н.А. Козырев,  
к.т.н., профессор С.Г. Коротков, к.т.н., доцент С.В. Фейлер

М 540      Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 1 / под ред. Е.В. Протопопова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2017. – 460 с. : ил.

ISSN 2542-1670

Труды конференции включают доклады по актуальным вопросам теории и технологии производства, обработки и сварки металлов, энергоресурсосбережения, рециклинга и экологии в металлургии.

Конференция проведена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 17-08-20433.

#### **ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

Администрация Кемеровской области  
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»  
АО «ЕВРАЗ ЗСМК»  
АО «Русал Новокузнецк»  
АО «Кузнецкие ферросплавы»  
ОАО «Черметинформация»  
Издательство Сибирского отделения РАН  
Журнал «Известия вузов. Черная металлургия»  
Журнал «Вестник СибГИУ»  
Журнал «IOP conference series: materials science and engineering»  
ОАО «Кузбасский технопарк»  
Западно – Сибирское отделение Российской Академии естественных наук  
Совет молодых ученых Кузбасса

ISSN 2542-1670

© Сибирский государственный  
индустриальный университет, 2017

## *Уважаемые коллеги!*

Организационный комитет приветствует участников XX Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество». Впервые конференция была проведена в 1997г. и за 20 лет приобрела популярность и известность не только в Кузбассе и России, но и в странах ближнего и дальнего зарубежья. Отмечается постоянный интерес к результатам ее работы со стороны зарубежных ученых, менеджеров, профильных исследовательских центров и фирм. Традиционно, осенью, на несколько дней Сибирский государственный индустриальный университет превращается в площадку оживленных дискуссий, профессионального обсуждения и ознакомления научной и производственной общественности с новейшими результатами исследований и технологических решений в области производства, обработки, сварки металлов и композиционных материалов, ресурсосбережения, рециклинга и экологии, на которой определяются доминирующие современные тенденции и обосновываются прогнозы на перспективу.

В работе конференции приняли участие ученые – металлурги и ведущие специалисты промышленных предприятий России, Китая, Японии, Великобритании, Канады, Израиля, Польши, Казахстана, Таджикистана, Украины, Беларуси, Латвии, представляющие 87 образовательных и научных организаций, промышленных предприятий из 43 городов России и зарубежья, направивших в адрес организационного комитета более 200 докладов.

Организационный комитет выражает благодарность всем участникам конференции за высокую активность, творческое, эффективное взаимодействие и партнерство. Мы надеемся, что обмен опытом, высокопрофессиональное обсуждение актуальных научных проблем станет мощным толчком к их эффективному решению, а труды конференции внесут весомый вклад в пропаганду передовых достижений мировой и отечественной металлургии.

# СЕКЦИЯ 1: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ, МОДЕЛИРОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

УДК 669.184.244.66:669.184.242

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЛАВКИ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СОСТАВНЫХ СОПЕЛ В КИСЛОРОДНЫХ ФУРМАХ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРОВ

Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянцев М.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия, uchebn\_otdel@sibsiu.ru*

**Аннотация:** Предложены конструкции сопел кислородных фурм, обеспечивающие повышение технико-экономических показателей конвертерной плавки и металлургического качества стали. Разработанные решения позволяют обеспечить работу составных сопел фурмы без возможного эрозионного износа закритической части сопла с приемлемой степенью нерасчетности. Цилиндрический насадок позволяет стабилизировать сверхзвуковой поток кислорода, увеличить длину начального и переходного участков струи, что важно для организации «жесткой» продувки конвертерной ванны на завершающем этапе операции с целью снижения окисленности металла и шлака.

**Ключевые слова:** фурма, кислород, конвертер, сталь, конструкция, сопла Лаваля, сверхзвуковые кислородные струи.

## IMPROVING THE EFFICIENCY OF MELTING BASED ON THE USE OF COMPOSITE NOZZLES IN AN OXYGEN LANCES OF HEAVY-LOAD CONVERTERS

Solonenko V.V., Protopopov E.V., Feiler S.V., Temlyantsev M.V.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, uchebn\_otdel@sibsiu.ru*

**Abstract:** the proposed design of the nozzles for oxygen lances, providing improvement of technical and economic parameters of converter smelting and metallurgical quality of steel. Developed solutions allow you to provide a composite nozzle lance without possible erosion wear supercritical part of the nozzle with an acceptable degree of off-design. Cylindrical nozzles allows to stabilize the supersonic flow of oxygen, increase the length of the initial and transition sections of the jet, which is important for the organization "hard" blowing the Converter bath at the final stage of the operation with the aim of reducing oxidation of metal and slag.

**Keywords:** lance, oxygen, BOF, steel, construction, Laval nozzle, supersonic oxygen jet.

В настоящее время наибольшее распространение в кислородно-конвертерных агрегатах с верхней продувкой получили многоструйные фурмы с соплами Лаваля. Фурмы такой конструкции обеспечивают достижение сверхзвуковых скоростей истечения, максимальной кинетической энергии струи кислорода и глубокое проникновение дутья в расплав. Существенное значение при этом имеет количество сопел в многоструйных фурмах.

В общем случае количество сопел выбирается с учетом садки конвертера, удельной интенсивности продувки и расстояния от уровня спокойной металлической ванны до горловины конвертера. Увеличение количества сопел (более шести) повышает степень усвоения кислорода, улучшает гидродинамическую обстановку в ванне конвертера, ускоряет шлакообразование, однако приводит к переокислению ванны, выбросам, снижению выхода жидкой стали. При малом количестве сопел (ме-

нее пяти) повышается «жесткость» дутья, как правило, ухудшаются условия шлакообразования, что приводит к интенсивному выносу металла из реакционной зоны, увеличению заметалливания технологического оборудования и снижению выхода жидкой стали. Среди ученых и технологов нет единого мнения в части оптимального или рационального количества сопел и четких количественных критериев его определения. В работах [1, 2] для конвертеров емкостью 300 – 400 т при интенсивности продувки  $5 - 7 \text{ м}^3/(\text{т} \cdot \text{мин})$  рекомендовано применение фурмы с 9 – 12 соплами. Авторы работы [3] считают, что число сопел в фурмах большегрузных конвертеров должно быть не меньше семи. Промышленную апробацию в агрегатах различной емкости прошли фурмы с 8 – 13 соплами, однако, показав хорошие технологические результаты, они имели низкую стойкость наконечников из-за сложности их конструкции и системы охлаждения последних [1 – 5].

При расчетах и проектировании оптимальных и рациональных конструкций кислородных фурм необходимо учитывать, что в реальных условиях эксплуатации в большинстве случаев обеспечить расчетный режим истечения газовых струй из сопел головки фурмы не представляется возможным [6, 7].

При расчетном режиме истечения газа из сопла статическое давление на срезе сопла ( $P_{\text{вых}}$ ) должно быть равно давлению окружающей среды ( $P_{\text{окр}}$ ) на уровне сопла, в которую происходит истечение. В этом случае степень нерасчетности сопла  $Z = P_{\text{вых}} / P_{\text{окр}} = 1$  [8]. В связи с тем, что при расчетном режиме на срезе сопла отсутствует перепад давлений ( $P_{\text{вых}} - P_{\text{окр}} = 0$ ), весь статический напор газового потока после критического сечения сопла переходит в скоростной, обеспечивая заданное динамическое давление потока на расплав. Таким образом, расчетному режиму соответствует строго определенная величина степени расширения сопла при заданном давлении кислорода перед соплом.

При давлении кислородной струи на срезе сопла больше или меньше давления окружающей среды, имеют место случаи нерасчетного режима истечения газового потока и работы дутьевого сопла. Сопло работает в режиме недорасширения, если давление газа на срезе сопла превышает давление окружающей среды, т.е.  $P_{\text{вых}} > P_{\text{окр}}$  и  $Z > 1$  [9]. В этом случае расширение газа до давления окружающей среды продолжается за пределами сопла с образованием скачков уплотнения и разрежения в газовом потоке, в связи с этим происходят дополнительные потери энергии струи.

При небольших значениях разности давления ( $P_{\text{вых}} - P_{\text{окр}}$ ) потери скорости из-за недорасширения компенсируются отсутствием потерь на трение на концевом участке сопла, что позволяет значительно уменьшить длину закритической части сопла. Если же давление газа на срезе сопла меньше давления окружающей среды ( $P_{\text{вых}} < P_{\text{окр}}$  и  $Z < 1$ ), то сопло работает с перерасширением. При таком режиме истечения пограничный слой газовой струи отрывается от стенок и образует внутри сопла косой скачок уплотнений и зоны разрежения. Последнее обстоятельство сопровождается подсосом в сопло высокотемпературных газов с каплями металла и шлака, находящихся в рабочем пространстве агрегата, что приводит к быстрому разгару кромок сопла, искажению эпюры скоростей в сечении струи и прогару головки фурмы. Учитывая износ сопла и потери кинетической энергии истекающей струи, работу дутьевого сопла в режиме перерасширения следует считать недопустимой [6, 7].

В целях повышения стабильности газового течения, характеристик параметров кислородных струй и предотвращения изменения геометрии дутьевого сопла вследствие разгара рекомендуется [6, 7, 9]:

- проектировать дутьевые сопла в соответствии с расчетной геометрией, удовлетворяющей фактическому состоянию кислородного потока перед соплом и заданному расходу кислорода;
- для предотвращения эрозионного износа выходного участка сопла в процессе эксплуатации проектировать укороченные дутьевые сопла, работающие в режиме недорасширения, с приемлемой степенью нерасчетности ( $Z$  в пределах 1,05 – 1,10).

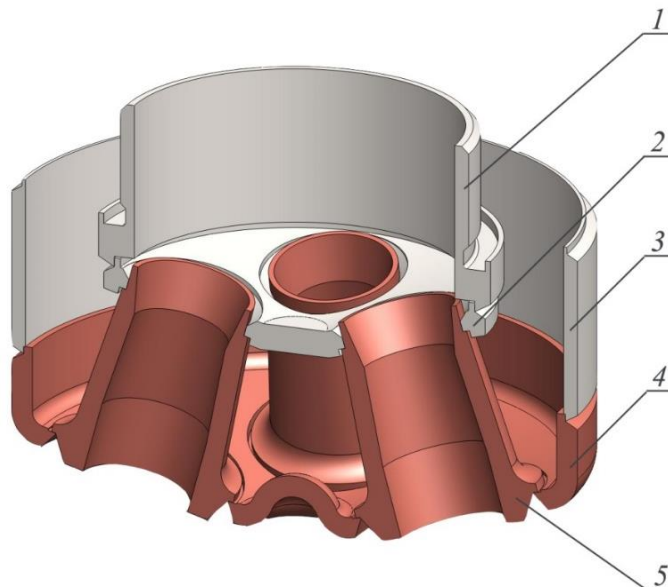
Для условий продувки в 350-т агрегатах ККЦ №2 АО «Объединенный ЕВРАЗ ЗСМК» повышение стабильности характеристик кислородных струй, истекающих из 4-х сопловой головки фурмы, можно достичь в результате:

- расчета критического диаметра сопел с условием обеспечения верхнего предела расхода кислорода на продувку ванны ( $1200 \text{ м}^3/\text{мин}$ );
- расчета выходного диаметра укороченных сопел Лавалья с условием продувки на нижнем пределе расхода кислорода ( $700 \text{ м}^3/\text{мин}$ );
- снабжения укороченного сопла Лавалья цилиндрическим насадком с условием обеспечения общей длины составного сопла в закритической части (расширяющийся и цилиндрический участки), равной длине расчетного сопла Лавалья при расходе кислорода  $1200 \text{ м}^3/\text{мин}$  через 4-х сопловую головку (рисунок 1).

В результате, обеспечивается работа составных сопел фурмы без возможного эрозионного износа закритической части сопла в диапазоне расходов кислорода  $1200 - 700 \text{ м}^3/\text{мин}$  с допустимой степенью нерасчетности. При этом цилиндрический насадок позволяет стабилизировать сверхзвуко-

вой поток кислорода, увеличить начальный и переходный участки струи, что важно для организации «жесткой» продувки конвертерной ванны на завершающем этапе операции с целью снижения окисленности металла и шлака.

Для указанных условий продувки по методике [6, 7] выполнены расчеты сопел и рабочее проектирование головки 4-х сопловой кислородной фурмы при использовании измененного профиля закритической части сопла. Общая длина сопла Лавалья с цилиндрическим насадком в закритической части составила 142 мм, включает укороченное сопло Лавалья, рассчитанное на диапазон расхода кислорода 1200 – 700 м<sup>3</sup>/мин, и цилиндрический насадок длиной 58 мм (рисунок 2).



1 – штуцер; 2 – фланец; 3 – вставка; 4 – чаша; 5 – сопло Лавалья с цилиндрическим насадком

Рисунок 1 – Конструкция 4-х сопловой головки кислородной фурмы с цилиндрическим насадком

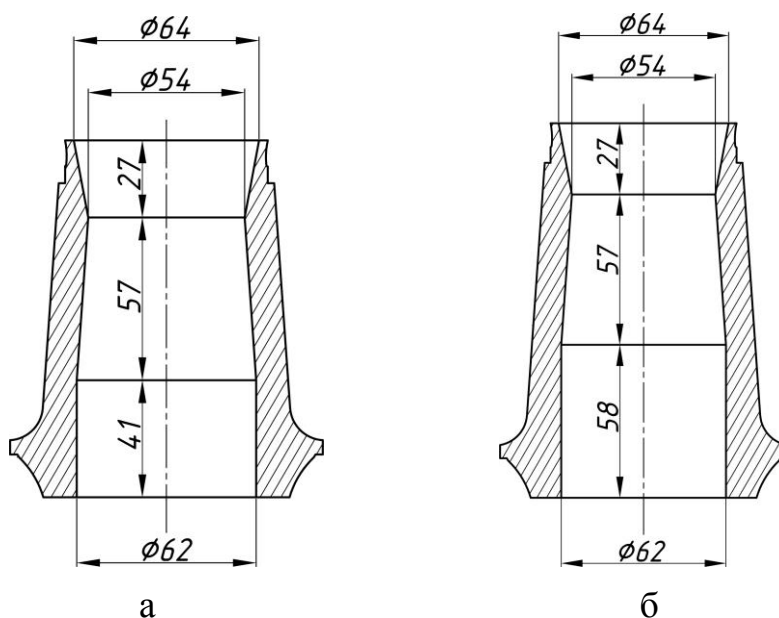


Рисунок 2 – Конструкция сопла Лавалья с укороченным (а) и удлиненным (б) цилиндрическим насадком

С использованием разработанной конструкции дутьевого устройства в промышленных условиях были проведены опытные кампании. Из анализа результатов (рисунки 3, 4), полученных в ходе продувки металлического расплава с использованием фурмы с составными соплами, видно, что при использовании сопла Лавалья с цилиндрическим насадком окисленность шлака при равной концентрации углерода в металле на повалке (рисунок 3) несколько меньше, чем при использовании фурмы с традиционными соплами Лавалья.

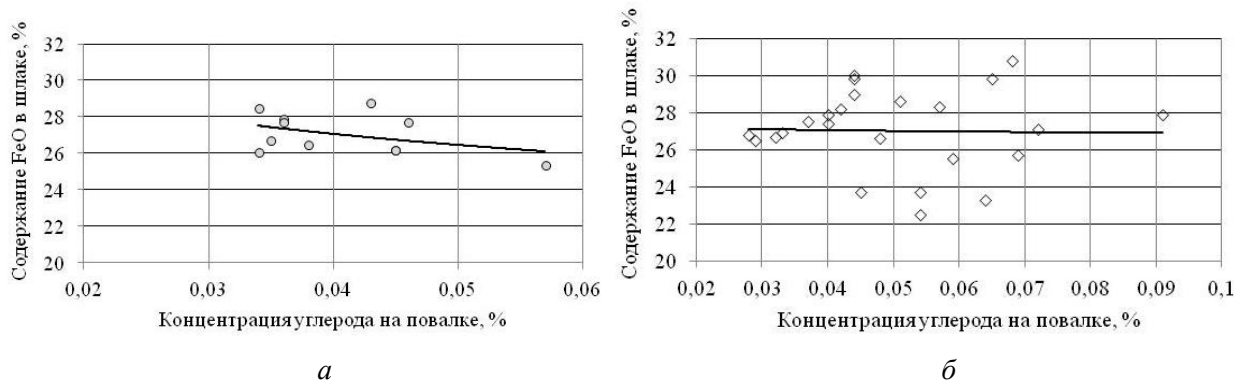


Рисунок 3 – Зависимость окисленности шлака от концентрации углерода в металле на первой повалке при использовании традиционных (а) сопел Лавалья и с цилиндрическим насадком (б)

Так, при содержании углерода в металле в диапазоне 0,04 – 0,07 % минимальное значение окисленности шлака при использовании сопла с цилиндрическим насадком составило 22,5 %, а с традиционным соплом – 25,4 %.

При использовании сопел с цилиндрическим насадком установлено некоторое увеличение содержания оксида марганца в шлаке при уменьшении содержания углерода в металле (рисунок 4). При этом увеличение расхода кислорода на плавку практически не влияет на окисленность шлака (рисунок 5).

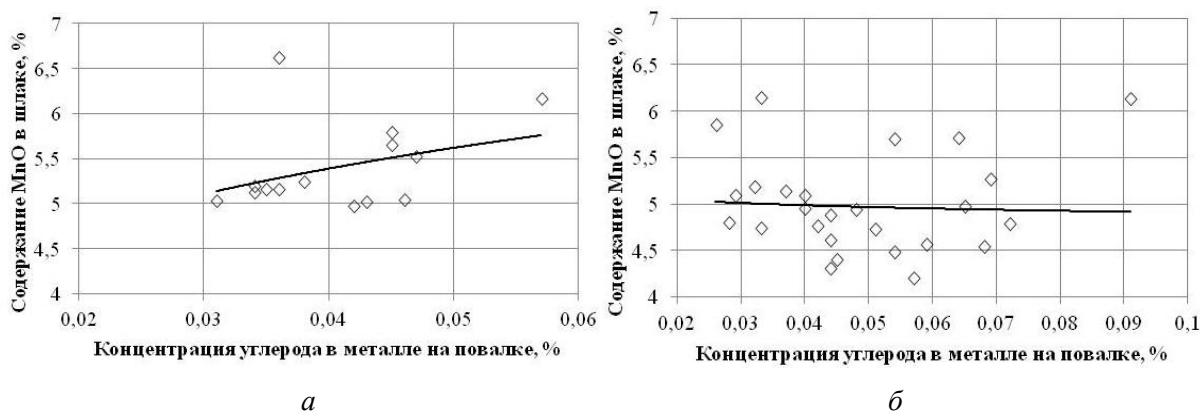


Рисунок 4 – Зависимость содержания MnO в шлаке от концентрации углерода в металле на первой повалке при использовании традиционных (а) сопел Лавалья и с цилиндрическим насадком (б)

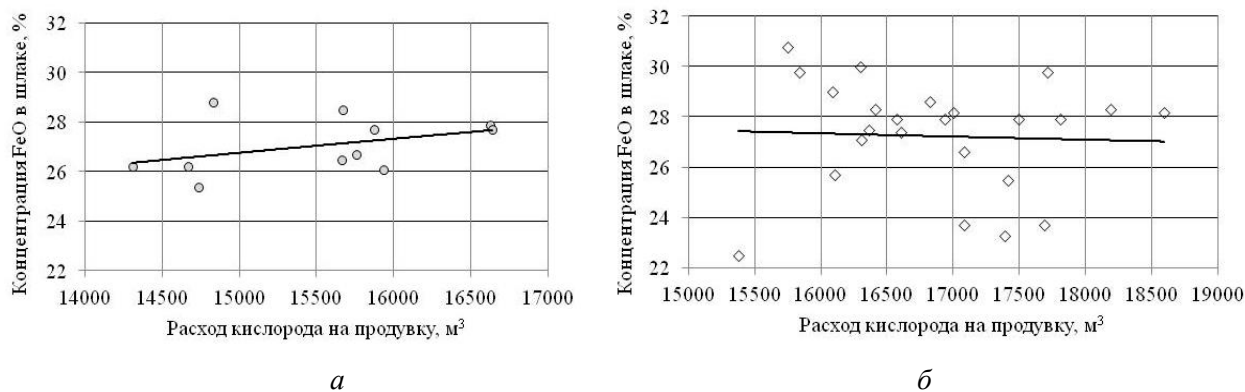


Рисунок 5 – Зависимость окисленности шлака от расхода кислорода на продувку при использовании традиционных сопел Лавалья и с цилиндрическим насадком (б)

Анализ результатов проведенных опытно-промышленных плавки с использованием фурмы с соплами Лавалья, оснащенными цилиндрическим насадком, показал эффективность разработанного решения. На завершающем этапе продувки использование составного сопла позволяет организовать «жесткий» режим истечения кислородной струи для снижения окисленности шлака, что обеспечивает повышение технико-экономических показателей конвертерной плавки и металлургического качества стали.

## Библиографический список

1. Баптизманский В.И., Щедрин Г.А. Расчет кислородно-конвертерных фурм // Сталь. 1973. № 1. С. 20 – 23.
2. Фридль Э., Шмидт Г. Размеры кислородных конвертеров // Черные металлы. 1972. № 15. С. 40 – 45.
3. Михайловский В.Н. Кислородно-конвертерные цехи ФРГ // Бюллетень «Черметинформация». 1973. Серия 6. Информация 4. С. 1 – 44.
4. Коттедж Д.П., Эколс Г.Л., Шуп Д., Энлер К. Современные разработки многосопловых головок фурм для конвертеров ЛД и взаимосвязь между конструкцией головки фурмы и металлургическими результатами // Бюллетень НТИ «Черная металлургия». 1993. Вып. 1 (1125). С. 21 – 25.
5. Tabata Y., Marsh R.C., Kelly P. et al. – In book: Improvement of BOP Steel Refining Blowing Control using Wide Angle Lance Nozzles // Steelmaking Conference Proceedings. 1998. P. 451 – 457.
6. Протопопов Е.В., Корвякова М.Н., Чернятевич А.Г., Фейлер С.В. Разработка и оптимизация конструкции головок четырехсопловых кислородных фурм для большегрузных конвертеров, работающих в условиях передувки // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2013. № 4 (6). С. 3 – 7.
7. Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Неунывахина Д.Т. Использование составных сопел в кислородных фурмах для продувки металлического расплава в большегрузных конвертерах // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. 2016. № 18. С. 111 – 117.
8. Явойский В.И., Дорофеев Г.А., Повх И.Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. – М.: Металлургия, 1974. – 495 с.
9. Горбик А.С., Бобошко В.С., Гревцев Л.М., Стретинер Е.М. Проектирование дутьевых сопел кислородных фурм. – В кн.: сб. науч. тр. ин-та «ВНИПИЧЕРМЕТЭНЕРГООЧИСТКА». – М.: Металлургия, 1971. С. 246 – 253.

УДК 629(06)

## СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПРЕДПРИЯТИЙ ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ: ПРОЕКТИРОВАНИЕ, СТРОИТЕЛЬСТВО, ИНЖИНИРИНГ

**Чжан Кэ**

*Проектно-исследовательский институт цветной металлургии,  
г. Чанша, Китай, aoliege123@mail.ru*

*Аннотация:* ООО «Проектно-исследовательский институт цветной металлургии» (Китай, г. Чанша) (CINF) осуществляет свою деятельность в рамках следующих направлений: геология, добыча и обогащение руды, оборудование, плавка, проектирование, строительство, защита окружающей среды, водоснабжение и водоотведение, электроснабжение, тепловая энергия, экономика. В числе партнеров CINF – металлургические и смежные предприятия Китая, Северной Кореи, Гонконга, Вьетнама, Таиланда, Монголии, Ирана, Испании, Румынии.

*Ключевые слова:* цветная металлургия, проектирование, строительство, инжиниринг.

## MODERN TECHNOLOGIES FOR THE ENTERPRISES OF NONFERROUS METALLURGY: DESIGN, CONSTRUCTION, ENGINEERING

**Chzhan Ke**

*Design and research institute of nonferrous metallurgy,  
Changsha, China, aoliege123@mail.ru*

*Abstract:* LLC Design and Research Institute of Nonferrous Metallurgy (China, Changsha) (CINF) carries out the activity within the following directions: geology, production and enrichment of ore, equipment, melting, design, construction, environment protection, water supply and water disposal, power supply, thermal energy, economy. Among partners of CINF – the metallurgical and adjacent enterprises of China,



*North Korea, Hong Kong, Vietnam, Thailand, Mongolia, Iran, Spain, Romania.*

**Keywords:** *nonferrous metallurgy, design, construction, engineering.*

ООО "Проектно-исследовательский институт цветной металлургии", Китай, г. Чанша (сокращено CINF) – это бывшее управление цветной металлургии тяжёлой промышленности отделения чжунаньской проектной компании. Управление было основано в городе Ганьчжоу в провинции Цзянси в 1953 году и стало одной из первых комплексных проектно-исследовательских организаций. В 1954 году организация была перемещена в город Чанша.

CINF обладает богатым техническим потенциалом. На данный момент в институте работает более 1200 человек, в том числе 722 специалиста, из которых 273 имеют ученые звания, 268 – составляет инженерный корпус. В составе инженерного корпуса – горняки, металлурги, строители, электрики, экономисты и др.

В результате серьёзных усилий на протяжении шестидесяти лет CINF переросло в крупное государственное предприятие, которое может заниматься инженерной консультацией, проектированием, генеральным подрядом проекта, инженерным надзором, инженерными изысканиями, строительством, экологической оценкой, научным исследованием и научной разработкой и т.п. Сейчас у CINF более 37 направлений, таких, как добыча и обогащение руды, геология, плавка, оборудование, строительство, защита окружающей среды, электроснабжение, водоснабжение и водоотведение, тепловая энергия, газ, генеральный чертёж, техническая экономика.

На протяжении 60 лет после основания CINF достиг больших успехов в областях проектных исследований: всего было выполнено больше десяти тысяч проектирований и консультирования в инженерии разных видов. Среди них – более тысячи государственных крупных и средних ключевых строительных проектов. Институт удостоен премии за лучшее проектное и консультирование на государственном, провинциальном и министерском уровнях, более 500 премий научно-технического прогресса; имеет около 400 действующих патентов.

Для того, чтобы выйти на международный рынок, CINF активно расширяет иностранное проектирование и операционное консультирование, предоставляет различные технические услуги Румынии, Северной Корее, Монголии, Вьетнаму, Таиланду, Ирану, Испании, Гонконгу и другим районам, создаёт хорошие кооперативные отношения со многими знаменитыми компаниями. CINF достиг выдающихся успехов в области генеральных подрядов, строительного надзора, инженерных изысканий. Генеральный подряд CINF в последние годы высоко оценивается в рамках единой системы управления строительными проектами Китая, а институт входит в "сто лучших предприятий".

В новых экономических условиях и конкурентной среде CINF будет следовать пути инноваций, побуждений, добросовестного обслуживания, непрерывно создавая блага клиентам и прилагать усилия, чтобы стать одной из ведущих компаний Китая.

Миссия компании: пользуясь ограниченными ресурсами, создавать неограниченные блага. Компания считает хорошими ресурсами способных сотрудников, их профессиональные навыки, совершенное инженерное управление и способность к отличному проектированию; активно ищет, развивает, предоставляет высококачественный сервис клиентам и обществу. Создание проектов высокого качества является нашей конечной обязанностью, а также целью, к которой компания непрерывно стремится.

Представление о будущем компании: стать одной из ведущих и знаменитых компаний в мире. Компания ориентирована на инновационное развитие, считает инновацию техники и управления источником силы, эффективно упорядочивает внутренние и внешние ресурсы, непрерывно совершенствует производственную цепочку, активно развивает консультирование проекта, генеральный подряд, изготовление оборудования, уход в эксплуатации и другие интегрированные модели деловой деятельности, создает структуру развития интеграции общей производственной цепочки, всемерно расширяет внутренний и внешний рынки услуг, прилагает все усилия, становясь конкурентоспособной, ведущей, международной и знаменитой инженерной компанией, которой глубоко верят клиенты.

В области добычи и обогащения руд CINF предлагает следующие технологии:

- технология комплексного освоения карстовых бокситовых отложений;
- технология комплексного освоения рудного месторождения большого и ультрабольшого формата в альпийско-арктическом районе;
- технологии добычи руды на месторождении с использованием глубокой шахты;
- ключевая технология разработки пологой тощей руды с нестабильной кровлей подземного боксита;
- технологии закладки и безотходного освоения;
- применение технологий колонно-надувной флотации и флотационной колонны CCF в

новых областях;

- технологии флотации касситерита дисперсного ила;



- технологии комплексного извлечения железа и оксида алюминия из красного шлама;
- технологии извлечения пентоксида ванадия кислотным выщелачиванием и экстракцией растворителями из каменного угля;
- технологии добычи и обогащения вольфрамсодержащих руд низкого сорта флотационной колонной;
- технологии высокоэффективной сепарации и смешивания руды боксита;
- технологии флотации свинца-цинка высокого щелочи мелкого помола быстрой оптимизацией ответвлений;
- инженерная технология пассажирской (товарной) канатной дороги и экскурсионного лифта.

В области металлургии CINF предлагает следующие технологии:

- технология плавки цинка;
- технология плавки свинца;
- технология медно-никелевой плавки;
- технология плавки марганца;
- технология комплексного извлечения рассеянных металлов;
- технология комплексной переработки анодных шламов;
- технология плавки редких металлов: вольфрама, молибдена, тантала-ниобия, редкоземельных металлов.

В областях, смежных с горнодобывающей и металлургической отраслями, CINF предлагает следующие технологии:

- технология газовой распределённой энергетической системы;
- технология использования неизрасходованной энергии, технология тригенерации;
- технология коммунального водоснабжения/водоотведения;
- технология очистки кислых сточных вод от тяжёлых металлов;
- технология передачи по трубопроводу концентрата высокой концентрации на длинную дистанцию;
- технология предотвращения помутнения в хвостохранилище и ускорения затвердевания хвостов;
- технология безопасного запасного выпуска в начальный период строительства хранилища в карстовом районе;
- технология профилактики воды при освоении подземного рудника;
- технология изыскания бокситов.

В настоящее время CINF является первопроходцем и новатором в ряде перспективных технологий, защищенных патентами. Институтом заявлены 448 патентов, среди них 97 заявлений на изобретения, 352 новых прикладных заявлений; 364 накопленных авторизаций, 337 новых прикладных авторизаций.

При этом интеллектуально-технологические усилия сотрудников CINF сосредоточены в следующих направлениях:

- 1) Новейшие технологии в области добычи руды – более 40 запатентованных технологий, в т.ч. технология разработки глубокой шахты (более 1000 метров) в сложных геологических условиях, технология закладки и безотходной добычи, технология ультрабольшого рудного месторождения на

большой высоте над уровнем моря и в альпийско-арктических районах, технология открытой добычи ультрабольших карстовых бокситовых отложений, технология рекультивации, технология разработки пологой тощей руды с нестабильной кровлей подземного месторождения и т.д. Кроме того, CINF имеет много патентов на пассажирские, товарные канатные дороги и экскурсионные лифты, представляющих самые передовые технологии, имеющих высокую экономическую эффективность и занимающих большую долю рынка.

2) Новейшие технологии обогащения руды: более 100 запатентованных технологий, в т.ч. CCF – новая технология контактной колонно-надувной флотации; крупная высокоэффективная рудомойка производительностью 110 тонн/час и степенью отмывки 97 %; высокоэффективный сгуститель для обезвоживания; энергосберегающий смеситель для пульпы.

3) Новейшие технологии в производстве цветных металлов: меди, никеля, цинка, свинца.

4) Комплексное использование новых источников энергии.

5) Очистка сточных вод – более 20 патентов на оборудование и технологии водоподготовки: проекты очистки сточных вод от тяжелых металлов горно-металлургических комбинатов, очистки воды для коммунального хозяйства, очистки сточных вод с высоким содержанием фтора и др.

6) Комплексное оборудование для автоматического управления – более 50 патентов, в т.ч. система и метод измерения толщины футеровки, электронные датчики температуры и уровня жидкости, разноплановое лазерное оборудование и др.

УДК 669.7

## НОВОКУЗНЕЦКИЙ АЛЮМИНИЕВЫЙ ЗАВОД НАКАНУНЕ 75-ЛЕТИЯ

**Жириakov В.С.<sup>1</sup>, Большakov Д.Г.<sup>2</sup>, Пинаев А.А.<sup>2</sup>, Казанцев М.Е.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*АО «РУСАЛ Новокузнецкий алюминиевый завод»*

<sup>2</sup>*ООО «Объединенная компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр»,  
г. Новокузнецк, Россия, Dmitriy.Bolshakov@rusal.com*

**Аннотация:** В данной статье дана характеристика АО «РУСАЛ Новокузнецкий алюминиевый завод», выполнен краткий экскурс в историю завода, описан процесс производства алюминия-сырца и товарной продукции, перспективы развития завода накануне 75-летнего юбилея.

**Ключевые слова:** РУСАЛ Новокузнецк, алюминий, природоохранная программа, ЭкоСодерберг, РА-167

## NOVOKUZNETSK ALUMINUM SMELTER ON THE EVE OF THE 75<sup>TH</sup> ANNIVERSARY

**Zhirnakov V.S.<sup>1</sup>, Bolshakov D.G.<sup>2</sup>, Pinaev A.A.<sup>2</sup>, Kazantsev M.E.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*AO RUSAL Novokuznetsk Aluminum Smelter*

<sup>2</sup>*ООО United Company RUSAL Engineering & Technology Center  
Novokuznetsk, Russia, Dmitriy.Bolshakov@rusal.com*

**Abstract:** This paper provides information on AO RUSAL Novokuznetsk, offers a brief background of the smelter, and describes the process of producing primary aluminum and aluminum products, as well as the prospects for further development on the eve of the 75<sup>th</sup> anniversary of the smelter.

**Keywords:** RUSAL Novokuznetsk, aluminum, environmental program, EcoSoderberg, RA-167.

### **Введение**

Объединенная Компания РУСАЛ – один из крупнейших в мире производителей алюминия (3,6 млн. тонн) и глинозема (10,5 млн. тонн.). Компания создана в марте 2007 года в результате объединения РУСАЛа и СУАЛа с глиноземными активами швейцарской Glencore. Основную часть продукции компании составляют первичный алюминий, алюминиевые сплавы, фольга и глинозем. Активы ОК РУСАЛ включают в себя весь комплекс предприятий, задействованных в цепочке производства конечного продукта, – от горнодобывающих комбинатов до алюминиевых и фольгопрокатных заводов. Это позволяет компании контролировать все этапы производственного процесса, обеспечивая высокое качество продукции. Активы РУСАЛа расположены в 13 странах на пяти континентах. При этом основные производственные мощности РУСАЛа расположены в Сибири, что дает компа-

нии важное преимущество: доступ к возобновляемой и экологически чистой гидроэлектроэнергии.

РУСАЛ входит в тройку самых эффективных производителей алюминия в мире. Собственная научно-техническая база позволяет компании создавать и внедрять новые разработки, оптимизирующие производство и снижающие его себестоимость, такие как создание собственных высокоамперных технологий РА-300, РА-400, РА-550, создание технологии ЭкоСодерберга, энергосберегающие конструкции электролизера, разработка технологии инертного анода.

Другой важной стратегической целью РУСАЛа является диверсификация бизнеса за счет создания собственной энергетической базы, которая позволит удовлетворить потребность компании в электроэнергии. Совместно с компанией «РусГидро» – российским производителем гидроэлектроэнергии, РУСАЛ строит в Нижнем Приангарье (Красноярский край) энергометаллургический комплекс, в состав которого войдут алюминиевый завод мощностью 600 тыс. тонн и гидроэлектростанция мощностью 3000 МВт. Четыре первых гидроагрегата Богучанской ГЭС были введены в работу в конце 2012 года. БЭМО – крупнейший на сегодняшний день энергометаллургический проект в мире. Его реализация позволит создать около 10 тыс. рабочих мест.

Структура РУСАЛа основана на принципах децентрализации управления и максимальной концентрации на каждом из направлений деятельности компании. Глобальный масштаб бизнеса РУСАЛа, его быстрое развитие и стратегия диверсификации требуют внимательного отношения ко всем видам и этапам производства, динамике конъюнктуры глобального рынка, потребностям клиентов и направлениям технологического развития.

Основной структурной единицей является дивизион – подразделение, имеющее четкую специализацию и обладающее высокой степенью автономности, в задачи которого входит реализация конкретных направлений стратегии развития компании. В компании работают семь дивизионов: Алюминиевый дивизион, Глиноземный дивизион, Упаковочный дивизион, Энергетический дивизион, Инжинирингово-строительный дивизион, Техническая дирекция, Дирекция новых проектов. АО «РУСАЛ Новокузнецкий алюминиевый завод» входит в структуру алюминиевого дивизиона ОК РУСАЛ.

### История завода

Новокузнецкий алюминиевый завод введен в эксплуатацию 7 января 1943 с пуском 2-го корпуса электролиза, в этот день получен первый Сибирский алюминий, а 7 ноября 1961 г. введен в эксплуатацию корпус № 8 второй промышленной площадки. В 2001 г. завод вошел в состав компании РУСАЛ, что способствовало технологическому развитию предприятия. Электролизные корпуса завода были оснащены современной системой автоматического управления технологическим процессом (АСУТП), что позволило повысить управляемость электролизеров, улучшить технико-экономические показатели работы, существенно увеличить объем производимого алюминия за счет увеличения силы тока.

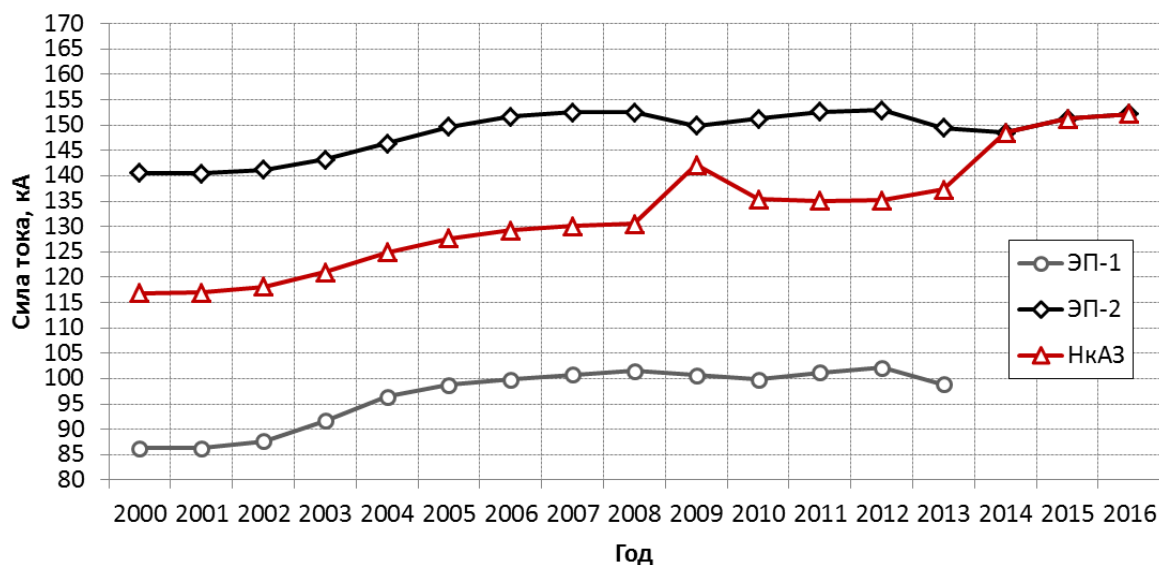


Рисунок 1 – Изменение силы тока серий электролиза АО «РУСАЛ Новокузнецк»

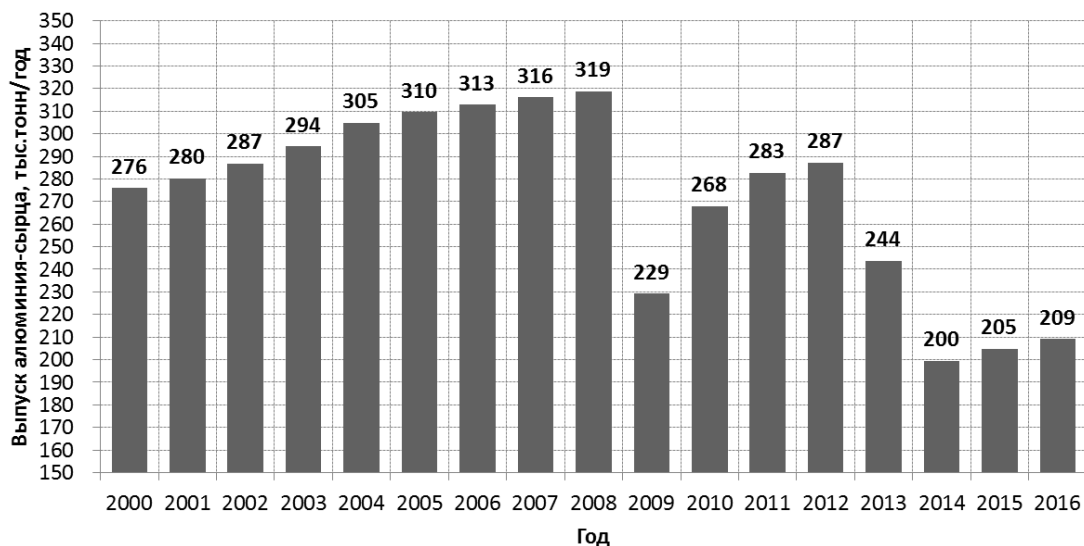


Рисунок 2 – Изменение выпуска алюминия-сырца АО «РУСАЛ Новокузнецк»

По экономическим причинам в 2009 г. было остановлено электролизное производство № 1, корпуса электролиза № 2, 3, 4, 5, 6. В 2010 г., после простоя в консервации, были повторно пущены на электролиз корпуса серий № 4, 5, корпус № 2 повторно в эксплуатацию не вводился. Окончательно электролизное производство № 1 остановлено в 2013 г., что привело к снижению объема производства алюминия на 110 тыс. тонн в год.

Реструктуризация производства, остановка низкопроизводительного и экологически неэффективного производства первой промышленной площадки, наряду с реализацией проектов модернизации и технологического развития второй промышленной площадки позволило существенно повысить эффективность и производительность труда АО «РУСАЛ Новокузнецк». Штатная численность предприятия в 2001 г. составляла 5967 человек, а в 2016 г. – 1453 человека.

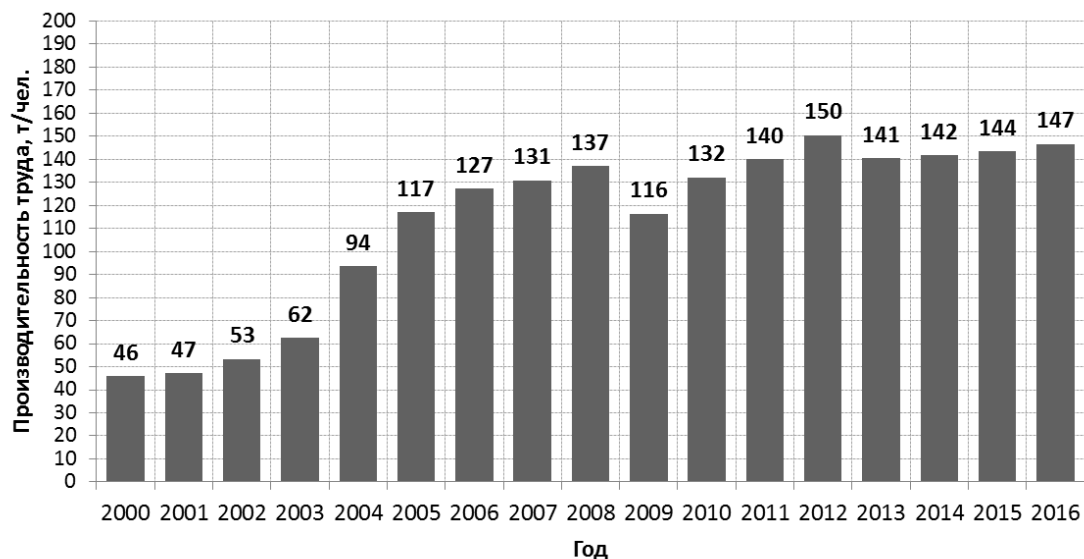


Рисунок 3 – Изменение производительности труда АО «РУСАЛ Новокузнецк»

В 2007 г. была выполнена модернизация литейных мощностей завода: установлены два поворотных миксера с МГД-перемешивателями высокой мощности, литейная машина фирмы Wagstaff для производства цилиндрических слитков, печь гомогенизации Hertwich, линия разливки металла Brochot. Выполненная модернизация существенно расширила возможности по выпуску продукции с добавленной стоимостью, позволила улучшить качество продукции и выйти на такие требовательные к качеству рынки сбыта как Япония, США.

Завод сертифицирован на соответствие стандартам: ISO 9001:2008 Система менеджмента ка-

чества, ISO/TS 16949:2009 Частные требования по применению ISO 9001:2008 для производства автомобилей и комплектующих, ISO 14001:2004 Система экологического менеджмента, OHSAS 18001:2007 Система менеджмента промышленной безопасности и охраны труда.

### **Характеристика производства**

Производство алюминия-сырца осуществляется на электролизерах с верхним токоподводом, а также на электролизерах с предварительно обожженными анодами. Всего установлен 531 электролизер на 3-х сериях электролиза, из них по состоянию на 01.10.2017 г. 337 электролизеров С-3, 174 электролизера С-8БМ, 14 электролизеров РА-167 и 6 электролизеров С-8БМЭ. Электролизеры С-8БМЭ и РА-167 электролизеры нового типа, установка которых производится в рамках экологической модернизации предприятия. Серии электролиза № 6 и № 7, оснащенные электролизерами С-3, эксплуатируются на силе тока 141 кА, а серия № 8 – электролизеры С-8БМ – 172 кА. Годовой объем производства алюминия-сырца составляет 210 тыс. тонн.

Электроснабжение АО «РУСАЛ Новокузнецкий Алюминиевый Завод» полностью осуществляется от гидростанций ПАО «Иркутскэнерго». Электроснабжение производственной площадки НкАЗ-2 осуществляется от открытого распределительного устройства 220 кВ расположенного в непосредственной близости от кремниево-преобразовательной подстанции корпусов электролиза. Преобразование электроэнергии осуществляется с помощью преобразовательных трансформаторов 10/850В ТДНП 40000/ТДЦНП 50000 и силовых выпрямительных агрегатов 850В/995В. Потребляемая мощность производства 400 МВт, учет потребленной электрической энергии производится с помощью автоматизированной информационно-измерительной системы коммерческого учета электроэнергии (АИИС КУЭ), предназначенной для измерения активной и реактивной э/э и электрической мощности, потребляемой АО «РУСАЛ Новокузнецк». С 2007 г. реализуется программа по замене разъединителей 10 кВ и преобразовательных трансформаторов, которая выполнена на 80 % по состоянию на 2017 г.

В состав оборудования литейного производства входят: 4 индукционные печи ИАТ 6М2, 8 миксеров электрических отражательных, 2 машины полунепрерывного литья, 6 конвейеров литейных разливочных, автоматическая линия «Brochot», литейная машина по производству цилиндрических слитков «Wagstaff», печь непрерывной гомогенизации и порезки цилиндрических слитков «Hertwich». Литейное оборудование оснащено системами очистки расплава при литье, а используемое аналитическое оборудование физической лаборатории позволяет выполнять широкий спектр анализов производимой продукции.

Основная продукция литейного производства цилиндрические слитки и мелкая чушка от 6 до 22 кг, также производится Т-образная чушка в сравнительно небольшом количестве. Порядка 70 % продукции Новокузнецкого алюминиевого завода составляют сплавы, в том числе многокомпонентные. Круг потребителей продукции НкАЗ весьма широкий, на отечественный рынок и в страны СНГ поставляется порядка 52,7 % продукции завода, к Российским потребителям относятся такие предприятия как ОАО «АВТОВАЗ», ОАО «КУМЗ», ОАО «Уральская фольга». На экспорт поставляется около 47,2 % продукции, к зарубежным потребителям продукции НкАЗ относятся Япония, США, Турция, Греция и другие страны. Качество продукции НкАЗ отвечает требованиям самых взыскательных потребителей.

### **Природоохранная программа**

Для АО «РУСАЛ Новокузнецк», как и для всех предприятий ОК РУСАЛ, экологическая ответственность это основа стратегии развития. На НкАЗ разработан и успешно реализуется план природоохранных мероприятий направленный на снижение воздействия производства на окружающую среду.

Процесс электролитического получения алюминия сопровождается значительными потерями фтора в виде газообразных и твердых (пылевидных) веществ, которые удаляются из зоны электролиза путем организованного отвода газов на очистку. Отходящие газы электролизных корпусов содержат в своем составе вредные для окружающей среды газообразные вещества (фтористый водород, диоксид серы, окись углерода, двуокись углерода и др.), а также угольную, криолитовую, глинозёмную пыль, смолистые вещества.

Все действующие электролизеры завода подключены к системам очистки газов от загрязняющих веществ. Абсорбционная (мокрая) очистка электролизных газов от вредных выбросов выполняется в скрубберах за счет взаимодействия потоков газа и содового орошающего раствора, на серии электролиза №8 дополнительно установлены электрофильтры, позволяющие выполнить дополнительную очистку от пыли.

Опытные электролизеры РА-167 подключены к установке «сухой» газоочистки. Метод "сухой" очистки электролизных газов основан на адсорбции фтористого водорода глинозёмом с после-

дующим улавливанием в рукавном фильтре. В качестве реактора адсорбера применяется «сухой» скруббер типа «Вентури», в который одновременно с газом подается свежий глинозем и в режиме аэрозвеси происходит процесс адсорбции. После реактора адсорбера газ, содержащий глинозем и пыль, поступает в рукавный фильтр. Уловленный на рукавах фильтра фторированный глинозем под воздействием импульсной продувки отряхивается в бункер фильтра, а затем с помощью аэрожелоба выводится из фильтра. Далее фторированный глинозем через систему централизованной раздачи глинозема (ЦРГ) поступает в электролизеры опытного участка.

За 10 лет (2007-2016 гг.) объем выбросов в атмосферу от завода снижен в 1,74 раза. Хотя основной эффект по снижению выбросов достигнут в результате остановки электролизного производства № 1, немалую часть привнесли мероприятия направленные на повышение эффективности очистки газов в организованных источниках выбросов, например, увеличения плотности орошения скрубберов газоочистных установок 8-й серии электролиза, установка аспирационных систем на печах ИАТ в литейном отделении № 2 и др.

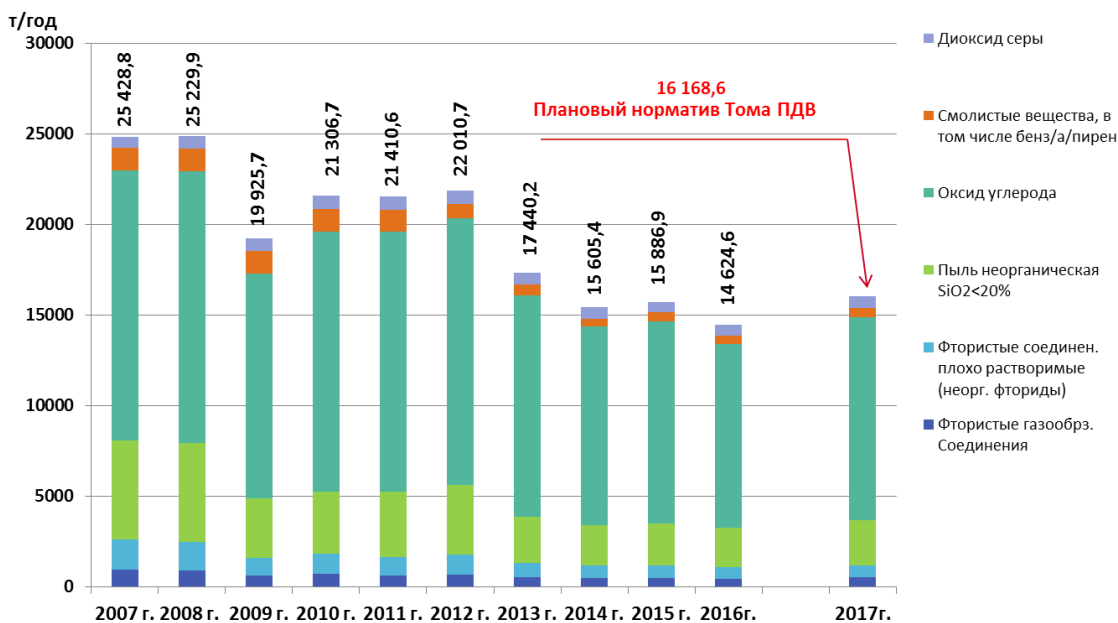


Рисунок 4 – Динамика выбросов загрязняющих веществ в атмосферу в 2007-2017г.г.

Перспективная программа модернизации предприятия, рассчитанная до 2021 г., предполагает перевод четырех корпусов электролиза на электролизеры с предварительно обожжёнными анодами РА-167, еще двух – на электролизеры, работающие по технологии «ЭкоСодерберг», а также ввод в строй блоков «сухой» газоочистки на всех сериях электролиза. По результатам реализации природоохранной программы ожидается значительное снижение выбросов вредных веществ в атмосферу, повышение производительности труда и других технико-экономических показателей.

Отсутствие собственных технологий для модернизации производства НкАЗ потребовало от РУСАЛа выполнения научно-исследовательской и опытно-конструкторской работы и создания опытных участков для апробации новых конструкций электролизеров и ГОУ.

Эффективная с экологической и экономической точек зрения технология электролиза на обожженных анодах РА-167 разработана специалистами инженерно-технологического центра РУСАЛа специально для Новокузнецкого алюминиевого завода. Электролизер конструктивно предназначен для установки в существующую ячейку без изменения строительных конструкций корпусов №№ 7-10. Для повышения энергоэффективности проекта в конструкции электролизера использованы современные технические решения и материалы. Цокольная часть электролизера футерована неформованными материалами по собственной инновационной технологии, использованы сплошные подовые блоки, заделка блюмса выполнена чугуном с применением медных вставок, бортовая футеровка выполнена карбидкремниевой плитой с угольным блоком-вставкой, использованы обожженные анодные блоки увеличенной длины. Конструкция укрытия электролизера позволяет с высокой степенью эффективности улавливать выделяющиеся технологические газы и направлять их на очистку «сухими» газоочистными установками. Степень улавливания газов укрытиями (КПД укрытия) составляет 99 %, что в совокупности с высокоэффективным «сухим» методом очистки газов обеспечивает низкие

суммарные выбросы фтора 0,33 кг/т Al, при этом валовые выбросы загрязняющих веществ от одного нового электролизера снижаются на 34 %.

Конверсия технологии производства алюминия с самообжигающимися анодами на технологию с предварительно обожженными анодами, приводит к качественному улучшению технико-экономических показателей производства, о чем свидетельствует увеличение такого ключевого показателя производства алюминия как выход по току на 4,7 %. Вследствие увеличения силы тока и выхода по току объем производства возрастает на 41 тыс. тонн в год, при снижении удельного расхода электроэнергии на 1 тонну произведенного металла на 12 %, до величины менее 13800 кВт·ч/т Al.

В настоящее время на заводе действует опытный участок электролизеров РА-167 в составе 14 электролизеров, установки «сухой» газоочистки, агрегата подпитки, до конца 2018 г. планируется расширить опытный участок до 21 электролизера.



Рисунок 5 – Электролизер РА-167 на опытном участке АО «РУСАЛ Новокузнецк»

Для модернизации 8-й серии электролиза АО «РУСАЛ Новокузнецк», оснащенной электролизерами С-8БМ, планируется применение технологии «ЭкоСодерберг». Изменение конструкции электролизера предусматривает модернизацию катодного узла, системы удаления газов, оснащение электролизера системами автоматического питания глиноземом (АПП) и фтористыми солями (АПФ) с подключением к централизованной раздаче глинозема (ЦРГ). В конструкции катода, также как и на электролизере РА-167, использованы неформованные материалы в футеровке цокольной части, сплошные подовые блоки с заделкой блюмса чугуном, карбидкремниевая бортовая футеровка с угольным блоком вставкой. Переход от поточной обработки к автоматической загрузке сырья в электролизер позволяет: повысить герметизацию электролизеров, снизить расход глинозема, фтористого алюминия и электроэнергии, повысить производительность труда, снизить затраты на обрабатывающую технику. Ключевыми отличиями электролизеров ЭкоСодерберг от классической конструкции, позволяющим снизить выбросы загрязняющих веществ до приемлемого уровня, является изменение газосборного колокола и системы дожигания газов: исключение традиционного горелочного устройства, замена его на безгорелочный газоход и организация дожигания анодных газов в подколокольном пространстве электролизера и в куполах трубопроводов системы газоудаления, увеличение площади перекрытия пространства борт, изменение концепции с избыточного давления на разрежение. Для обеспечения требуемых экологических параметров и снижения доли ручного труда, технология ЭкоСодерберг использует новые обрабатывающие машины для обслуживания электролизеров, такие как: машина многофункциональная на базе погрузчика с комплектом съемного навесного оборудования, машина чистки системы удаления газов. В результате применения описанных технических решений достигается КПД укрытия электролизера не менее 97%, суммарные выбросы фтора составляют 0,72 кг/т Al, а валовые выбросы загрязняющих веществ с каждого электролизера снижаются на 7 %. Наряду с повышением экологической эффективности производства при применении новой технологии достигается существенное увеличение технико-экономических показателей, таких как выход по току +0,5 %, снижение потребления электроэнергии на 360 кВт·ч/т Al, а объем производства серии возрастает на 1,5 тыс. тонн в год.

В настоящее время создан пилотный участок электролизеров ЭкоСодерберга в корпусе № 12



АО «РУСАЛ Новокузнецк» в количестве 6 штук, со второй половины 2018 г. планируется внедрение данной технологии в объеме капитального ремонта электролизеров.



Рисунок 6 – Электролизер С-8БМЭ на опытном участке АО «РУСАЛ Новокузнецк»

Завод планомерно с 2006 г. по 2013 г. реализовал свою водоохранную программу, в этот период поэтапно были ликвидированы сбросы стоков с промышленной площадки завода и прудов-отстойников водооборотного узла. С декабря 2012 г. завод работает на полностью бессточной системе водооборота, в этот месяц был запущен в работу комплекс по многоуровневой очистке сточных вод и возврату очищенных стоков в производство. Мероприятие по строительству химводоочистки стоимостью 304 млн. руб. полностью реализовано по российским технологиям. Реализация данной программы также позволила снизить объем водопотребления на 2000 м<sup>3</sup> в год, более чем в 5 раз.

Затраты на выполнение природоохранных мероприятий за 2007-2016 гг. составили 1,6 млрд. рублей, в 2017 г. бюджет инвестиционных мероприятий экологической направленности составляет 235 млн. рублей.

Дальнейшее развитие завода планируется за счет конверсии действующей технологии производства алюминия на электролизеры с предварительно обожженными анодами РА-167 и электролизеры ЭкоСодерберг С-8БМЭ, а также оснащения всех серий электролиза газоочистными установками «сухого» типа.

#### **Заключение**

АО «РУСАЛ Новокузнецк» 7 января 2018 г. исполняется 75 лет, несмотря на свой солидный возраст и долгую историю, это современный алюминиевый завод, который принимает и успешно справляется с вызовами 21 века, такими как: повышение экологических требований, снижение выбросов парниковых газов, повышение энергетической эффективности производства, ужесточение требований к качеству продукции. Все это достигается за счет развития производственных систем, применения новых технических решений и технологий собственной разработки ОК РУСАЛ.

#### **Библиографический список**

1. Официальный сайт ОК РУСАЛ [www.rusal.ru](http://www.rusal.ru).
2. В.В. Пингин, А.С. Жердев, М.Е. Казанцев. Развитие технологии РА-167 в рамках экологической модернизации АО «РУСАЛ Новокузнецк» // Сборник докладов восьмого международного конгресса «Цветные металлы и минералы 2016», г. Красноярск. – 2016 г.
3. В.Г. Григорьев, С.В. Тепикин и др. Газоочистная установка ОК «РУСАЛ». Технологические и компоновочные решения // Сборник докладов восьмого международного конгресса «Цветные металлы и минералы 2016», г. Красноярск. – 2016 г.
4. А.В. Прошкин, С.Я. Левенсон и др. Новые технологии применения сухих барьерных смесей при монтаже алюминиевых электролизеров // Сборник докладов восьмого международного конгресса «Цветные металлы и минералы 2016», г. Красноярск. – 2016 г.
5. Victor Buzunov, Victor Mann et al. The first results of the industrial application of the Eco-Söderberg technology at the Krasnoyarsk aluminum smelter // TMS 2013.

## «КУЗНЕЦКИЕ ФЕРРОСПЛАВЫ» - 75 ЛЕТ ОТВЕЧАЯ НА ВЫЗОВЫ - В НОГУ СО ВРЕМЕНЕМ

Коренная К.А.

*АО «Кузнецкие ферросплавы»,  
г.Новокузнецк, Россия, Reception.GD@kfw.ru.*

**Аннотация:** Строительство завода велось в годы войны. Через 8 месяцев после начала строительства 7 июля 1942 года состоялся первый выпуск ферросилиция. В 1948 году благодаря изобретению завалочной машины решена проблема ручной загрузки шихты в печь. В 2003 году завод вошел в промышленную группу «ЧЭМК». В 2005 году в состав АО «КФ» вошло Антоновское рудоправление. Основные направления развития предприятия – снижение себестоимости выпускаемой продукции, повышение ее конкурентоспособности за счет высокого качества. За последние 10 лет на реализацию социальных программ предприятие направило более 400 млн. рублей.

**Ключевые слова:** Кузнецкие ферросплавы, изобретение, загрузочная машина Плюйко, микрокремнезем, использование углей, подстанция «Ферросплавная», модернизация, реконструкция, социальные программы, молодежь предприятия, научный потенциал.

## "KUZNETSK FERROALLOYS" - 75 YEARS ANSWERING CHALLENGES - KEEPING PACE WITH THE TIME

Korennaya K.A.

*JSC «Kuznetskiye Ferrosplavy»,  
Novokuznetsk, Russian Federation,  
Reception.GD@kfw.ru.*

**Abstract:** The construction of the plant was carried out during the war. 8 months after commencement of construction July 7, 1942 took place the first edition of ferrosilicon. In 1948, thanks to the invention of charging machine solved the problem of manual load batch in the oven. In 2003, the plant has entered into the industrial group "CHEMK". In 2005 the composition of JSC "KF" entered the Antonovskoe Rudoupravlenie. The main directions of development of the enterprise – reducing the cost of production, increase of its competitiveness at the expense of high quality. Over the past 10 years for the implementation of social programs, the company has invested more than 400 million rubles.

**Key words:** Kuznetskiye Ferrosplavy, the invention, the loading machine Plujko, silica fume, the use of coal, substation "Ferrosplavnaja", modernization, reconstruction, social programmes, youth enterprise, scientific potential.

75 лет назад, 7 июля, на промышленной карте страны появился наш завод - первенец ферросплавной промышленности за Уралом.

У нашего завода особая Судьба! Решением Государственного Комитета Оборона и Совета Народных Комиссаров строительство Кузнецкого ферросплавного завода было признано особо важной ударной стройкой. Практически через 8 месяцев с начала строительства первой печи, 7 июля 1942 года кузнецкий ферросилиций начал работать на оборону страны, а затем и на Победу.

Таким образом, для тех, кто стоял у истоков рождения нашего предприятия, фронт был здесь, в Сталинске, на площадке строящегося завода. Так как все отрасли военной промышленности напрямую зависели от работы черной металлургии, наши работники в каком-то смысле были тоже на передовой. Наш завод, как хороший солдат-новобранец, освоил необходимые навыки настолько быстро, насколько это возможно при непосредственном участии в боевых действиях.

75 лет – это много или мало? Для промышленного предприятия – это, безусловно, не возраст. Но если мысленно охватить всё, что вместил в себя этот отрезок времени и осознать весь масштаб перемен, произошедших на заводе, то, покажется, что минула целая вечность.

От эпохи ручного труда, где главными орудиями были лопата, тачка и кувалда, которой вручную разбивались глыбы кварцита до использования высоких технологий и автоматизированных систем управления всеми процессами производства.

От одной единственной печи, работающей в недостроенном цехе – до крупнейшего российского производителя ферросилиция, известного далеко за пределами своей страны.

В 1948 году Кузнецкий ферросплавный завод стал лучшим в стране в своей отрасли. Благодаря талантливому изобретению простого электрослесаря нашего завода – Плюйко Петра Семёновича на всех ферросплавных заводах страны раз и навсегда была решена проблема ручной загрузки шихты в печи. Сам министр черной металлургии Иван Тевосян по приезду на завод уделил особое внимание сибирскому изобретению.

Изобретение «кузнецкого Кулибина» стало революцией в ферросплавном производстве, и положило начало невиданному по своему размаху рационализаторскому движению на заводе.

В 70-е, 80-е годы каждый пятый работник завода был рационализатором. Основные технические решения, выполненные заводчанами в части конструкции печей, новых составов сплавов и способов их получения, признаны изобретениями.

Опытная печь с вращающейся ванной, которую мы построили у себя в 1958 – была первой в СССР. Кузнецкий гранулированный ферросилиций в своё время был признан лучшим в стране. И это далеко не полный список достижений нашего коллектива того времени.

Разработки в области внедрения новых углеродистых восстановителей (полукокс), совершенствование конструкции ванн печей, внедрения ферросилициевых шлаков в металлургии демонстрировались на ВДНХ СССР. Три основных сплава ФС75, ФС45, ФС25 были аттестованы на государственный Знак качества.

Наш завод всегда был своеобразным полигоном освоения новых механизмов и технологий. Своими силами кузнецкие ферросплавщики решали и решают сейчас такие задачи, которые, без преувеличения по плечу лишь целым специализированным институтам.

Большим успехом стало решение проблемы экологической безопасности города. Установка уплотнения пыли вошла в строй в 2002 году и завод стал выпускать товарный микрокремнезем, пользующийся устойчивым спросом в стране и за рубежом. Уже более 15 лет существует цех очистки газов и производства огнеупорного микрокремнезема.

В 2003 году Кузнецкие ферросплавы вошли в состав промышленной группы «ЧЭМК». Новый этап в судьбе завода. Новое руководство, иной подход, стратегия, отвечающая требованиям времени.

Оптимизация процессов управления, широкомасштабная реконструкция имеющихся производственных мощностей, внедрение инновационных технологий в области производства ферросплавов, а также энергосберегающих и природоохранных технологий, за короткий период позволили заводу выйти на полную проектную мощность, практически вдвое увеличив объём выпускаемой продукции, и стать одним из лидеров российской ферросплавной промышленности.

В 2005 г. в состав АО «КФ» вошел филиал «Антоновское рудоуправление» – одно из старейших горнодобывающих предприятий области, которое полностью обеспечивает предприятие кварцитом. В 2012 г. на руднике добыли миллионную тонну товарного кварцита.

Экономический кризис, который вот уже несколько последних лет сотрясает мировую экономику, не обошел стороной и Кузнецкие ферросплавы. Однако, несмотря ни на что, предприятие работает стабильно, приспосабливаясь к новым условиям. С целью повышения эффективности и развития технологии выплавки ферросилиция на предприятии было принято решение о переходе к использованию менее метаморфизированных, более "молодых" длиннопламенных углей взамен слабоспекающихся. Предполагалось, что за счет более высокой реакционной способности коксового остатка эффективность работы длиннопламенного угля в нижних горизонтах печи окажется выше, чем у слабоспекающегося угля. Практика использования длиннопламенного угля подтвердила это предположение, что позволило значительно снизить себестоимость продукции.

В кризис необходимо вкладываться в себя, в собственное развитие. Основные направления этого развития – снижение себестоимости выпускаемой продукции, повышение её конкурентоспособности за счет высокого качества, которому на предприятии уделяют самое пристальное внимание. Всё это позволяет проводить гибкую ценовую политику и не только удерживать, но и расширять рынки сбыта.

Вот один из примеров: все работы по проектированию производства в Юрге выполнены специалистами нашего проектно-конструкторского отдела. За пять лет мы построили предприятие полного цикла – новый металлургический завод. Уникальный случай!

Подстанция «Ферросплавная» - от закладки фундамента до подачи напряжения прошло всего 14 месяцев. Это только самые яркие и масштабные примеры.

За последнее время на заводе освоено производство новых сплавов, химический состав которых отличается от состава металла стандартных марок, выпускаемых десятилетиями. На предприятии внедрены технологии по получению ферросилиция рафинированного от примесей алюминия, угле-

рода и кальция. В 2014 году в АО «КФ» внедрена технология производства ферросилиция с особо низким содержанием углерода, который все больше и больше становится востребован за рубежом. Новые требования, предъявляемые к рельсовой продукции ОАО «ЕВРАЗ-ЗСМК», которое является постоянным потребителем продукции КФ, позволили предприятию освоить производство высококремнистых сплавов с низким содержанием примесей и улучшить качество выпускаемой продукции. Также на предприятии внедрена технология фракционирования ферросилиция, позволяющая выпускать готовую продукцию более 10 товарных фракций, отвечающую любым запросам как отечественных, так и зарубежных потребителей. На данный момент отгрузка ферросилиция производится в упакованном виде и в морских контейнерах.

Важным шагом к расширению сортамента продукции стало освоение технологии выпуска ферросилиция с определённым содержанием кремния, который производится методом индукционного переплава мелочи ферросилиция с оптимальным подбором шихтовых материалов. Проект является по сути уникальным, поскольку на данный момент завод стал единственным предприятием по производству ферросплавов, которое обратилось к использованию данной технологии.

Вся продукция предприятия сертифицирована по международным критериям качества.

Стержнем политики, которая сегодня реализуется на предприятии, является техническое развитие производства на основе самых современных технологий. За период с 2003 по 2016 год общий объем средств, направленных на дорогостоящие ремонты, модернизацию и реконструкцию составил более 10 млрд. рублей.

Совсем недавно вторую жизнь обрели печи №12 и №13.

Наше предприятие заслужено считается предприятием с высоким уровнем социальной ответственности. Подтверждением тому служит не только звание лауреата Всероссийского конкурса в этой области, но и элементарная статистика. Год от года мы увеличиваем отчисления на финансирование социальной сферы. За последние 10 лет на реализацию социальных программ предприятия направлено около 400 млн. рублей.

Сегодня одна из главных задач для руководства предприятия – сохранить трудовой коллектив, выполнить все социальные обязательства перед работниками завода. Кузнечские ферросплавы, единственное в области предприятие, которое не сократило в условиях кризиса ни одного человека. «Кадры решают всё» - сегодня этот лозунг не потерял своей актуальности.

Для молодежи на заводе существует так называемый «социальный лифт» - то есть создаются все условия для самореализации и карьерного роста молодых работников.

Во-первых, это система трудовых соревнований, конкурсы профессионально мастерства – ежегодно в них принимают участие более 200 человек по 12 основным профессиям.

По итогам этих конкурсов и ежегодного конкурса «Молодой руководитель» формируется так называемый Кадровый резерв.

Сегодня в резерве на руководящие должности всех уровней (от руководителя бюро до руководителя управления состоит около 1000 человек).

Для молодежи предприятия созданы все условия для реализации творческого потенциала. На заводе проводятся различные конкурсы – фотоконкурсы, игры КВН.

Молодежь завода - локомотив по формированию здорового образа жизни. Хоккейная команда – неоднократный победитель городских соревнований, обладатель Кубка Главы города Новокузнецка 2015 года. Команды по мини футболу, боулингу, лажным гонкам – призёры городских соревнований.

Есть где реализовать молодёжи и свой научный потенциал. 10 лет подряд на заводе проводится НТК (научно-техническая конференция). В работе секций и в конкурсных комиссиях принимают участие ведущие специалисты СибГИУ, КемГУ. Среди участников – не только молодёжь предприятия, но и студенты КемГУ, СибГИУ, Кузнецкого металлургического техникума.

В настоящее время институтом Проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН в Южно-Уральском государственном университете создан научно-образовательный центр проблем управления, а Кузнечские ферросплавы станут экспериментальной площадкой этого центра.

Кузнечские ферросплавы, одно из немногих предприятий, которое продолжает развивать институт наставничества. Ежегодно на заводе проходят производственную и преддипломную практику более 250 человек.

У Кузнецкого ферросплавного есть перспективы дальнейшего развития и все необходимые ресурсы для достижения новых трудовых побед.

#### Библиографический список

1. Цыряпкин А. С. Нам-50 биография кузнецкого завода ферросплавов. – Новокузнецк, 1992. – 158 с.

**ИННОВАЦИОННАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ ВУЗА  
КАК РЕСУРС РАЗВИТИЯ ЭКОНОМИКИ И СОЦИАЛЬНОЙ  
СФЕРЫ РЕГИОНА (ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ  
ПРОЕКТНОГО ОБУЧЕНИЯ В СИБГИУ)**

**Протопопов Е.В., Феоктистов А.В., Галевский Г.В., Гордеева О.В., Васильева М.Б.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, rector@sibsiu.ru*

***Аннотация:** В докладе обоснована необходимость конструирования новой модели образовательного процесса в вузе, обеспечивающей интеграцию его деятельности в экономику и социальную сферу региона. Охарактеризованы идеи внедрения проектного обучения, представлены возможности и особенности реализации данной образовательной технологии в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» как инструмента инновационных преобразований.*

***Ключевые слова:** образовательная технология, инновационная образовательная технология, проектное обучение, проектная культура, интерактивная образовательная среда*

**INNOVATIONS IN INSTITUTION OF HIGHER EDUCATION  
AS A TOOL OF ECONOMIC AND SOCIAL DEVELOPMENT OF THE REGION  
(EXPERIENCE OF PROJECT-BASED EDUCATION TECHNOLOGY  
IMPLEMENTATION IN SIBSIU)**

**Protopopov E.V., Feoktistov A.V., Galevsky G.V., Gordeeva O.V., Vasilyeva M.B.**

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, rector@sibsiu.ru*

***Abstract:** The report substantiates the need of a new model of education process in the university, providing its integration into the regional economy and social sphere. The ideas referring introduction of project-based education are characterized, the scope and special aspects of implementation of the named education technology as a tool of innovative transformations in the Siberian state industrial university are provided.*

***Keywords:** education technology, innovative education technology, project training, project culture, interactive educational environment*

Сегодня в полемике о перспективах развития высшего образования актуальными являются темы, связанные с условиями, способствующими инновационной трансформации вузов. Изменение роли высшей школы потребовало поиска качественно новых параметров в характеристике ее образовательного пространства, в том числе устанавливающих соответствие используемых образовательных технологий вызовам инновационного, технологического и социального развития регионов и России в целом. Стало очевидным, что эффективность образовательной модели вуза заключается в повышении уровня подготовки выпускника, способного успешно выполнять профессиональные задачи в условиях социально-экономических и политических преобразований [1, С. 38].

Сибирский государственный индустриальный университет (далее - СибГИУ) целенаправленно разрабатывает и реализует идею образовательного интегратора инновационного развития Сибирского региона, что требует решения комплекса задач: во-первых, направленных на научно-технологическое развитие вуза, во-вторых, обеспечивающих устойчивое взаимодействие вуза с органами власти, кластерами, промышленностью региона, в-третьих, позволяющих внедрить в учебный процесс современные образовательные технологии. С учетом поставленных задач по итогам Методического совета СибГИУ в январе 2016 года было принято решение о новом подходе в организации образовательного процесса. Технологической основой для формирования образовательной модели вуза – вуза как центра создания инноваций - была выбрана технология проектного обучения.

Отмечая инновационный характер технологии проектного обучения, необходимо уточнить, что сами идеи проектного обучения не отличаются новизной и оригинальностью, поскольку уже давно получили полное всестороннее описание в научной литературе, а содержание и формы данной

технологии были многократно апробированы и оценены с точки зрения педагогических условий реализации [2, 3, 4]. Вместе с тем вопросы применения технологии проектного обучения как средства для инновационных преобразований образовательного процесса не стали предметом отдельных педагогических исследований, и сам инструментарий по ее использованию с учетом требований федеральных государственных образовательных стандартов в настоящее время не охарактеризован. Более того, установлено, что «образовательная технология как система может иметь различные состояния, когда значения ее параметров могут существенно меняться в зависимости от цели и условий применения» [5, С.38], при этом «под влиянием различных условий любая смоделированная образовательная технология из всех возможных своих состояний практически может принимать их ограниченное число для успешного выполнения именно своих функций, это ограничение связано с главным ее предназначением» [5, С.38].

Следовательно, модель проектного обучения как совокупность логически выстроенных этапов формирования компетенций применительно к отдельной основной образовательной программе или группе основных образовательных программ в многопрофильном вузе в полной мере можно считать инновационной.

Процесс внедрения проектного обучения в СибГИУ потребовал предварительного этапа, на котором проводились методические советы, обсуждалась концепция проектно-ориентированной образовательной деятельности (рисунок 1). В ходе дискуссий определялись особенности сложившейся образовательной среды университета как фактора, стимулирующего инновационные преобразования [5, С.49]: уточнялась роль проектных технологий в профессиональной подготовке студента, обосновывались возможность и эффективность их использования в СибГИУ, выявлялись критерии оценки результатов проектной деятельности, разрабатывались отдельные элементы основных образовательных программ, направленных на реализацию новой технологии.

В феврале 2016 г. на базе СибГИУ был проведен форум работодателей юга Кузбасса, по итогам которого определились требования работодателей к качеству подготовки выпускников вуза в аспекте образовательных возможностей технологии проектной деятельности.

В результате данного этапа определились условия для внедрения проектного обучения в СибГИУ, при выборе которых учитывались следующие инновационные идеи:

1. Проектное обучение расширяет и трансформирует сферы ответственности университета, что способствует эффективному решению ключевых задач развития регионального университета [6]. Данная образовательная технология является тем механизмом, который обеспечивает интеграцию образовательной деятельности СибГИУ в экономику и социальную сферу региона.

2. Проектное обучение создает интерактивную образовательную среду, ведущим элементом которой является имитационное проигрывание различных ситуаций, форм и образцов профессиональной деятельности. Такие формы способствуют профессиональному становлению и профессиональному самоопределению студента, что повышает качество его подготовки [7].

3. Технология проектного обучения позволяет разработать качественно новую структурно-функциональную модель формирования компетенций студентов многопрофильного вуза.

4. Подготовка новых учебно-методических продуктов как результатов внедрения инновационной образовательной технологии дает возможность для улучшения образовательного процесса в СибГИУ. Практический опыт преподавателей по внедрению образовательных инноваций создает предпосылки для инициации других педагогических инноваций.

Рассмотрим особенности каждой из представленной инновационной позиции.

Как показывает практика реализации требований образовательных стандартов, сегодня назрела необходимость в трансформации сфер ответственности университета. Внедрение проектной деятельности дает возможность вывести СибГИУ на принципиально новые позиции на рынке образовательных услуг, в том числе на позицию центральной дискуссионной площадки, фокусирующей обсуждение и генерирование решений ключевых проблем развития города и региона. Иначе говоря, проектная деятельность как образовательная технология выступает инструментом для позиционирования СибГИУ как регионального многопрофильного вуза, на базе которого формируются точки роста и условия эволюционного развития экономики, социума и культурной среды Кузбасса. Очевидно, использование технологии проектного обучения преобразует СибГИУ в инновационную площадку для аккумуляции профессионально-ориентированных проектов, что обеспечивает:

– вовлеченность профессорско-преподавательского коллектива в решение насущных проблем региональной экономики;

– популяризацию научных разработок вуза и позиционирование университета как сообщества востребованных социумом экспертов;

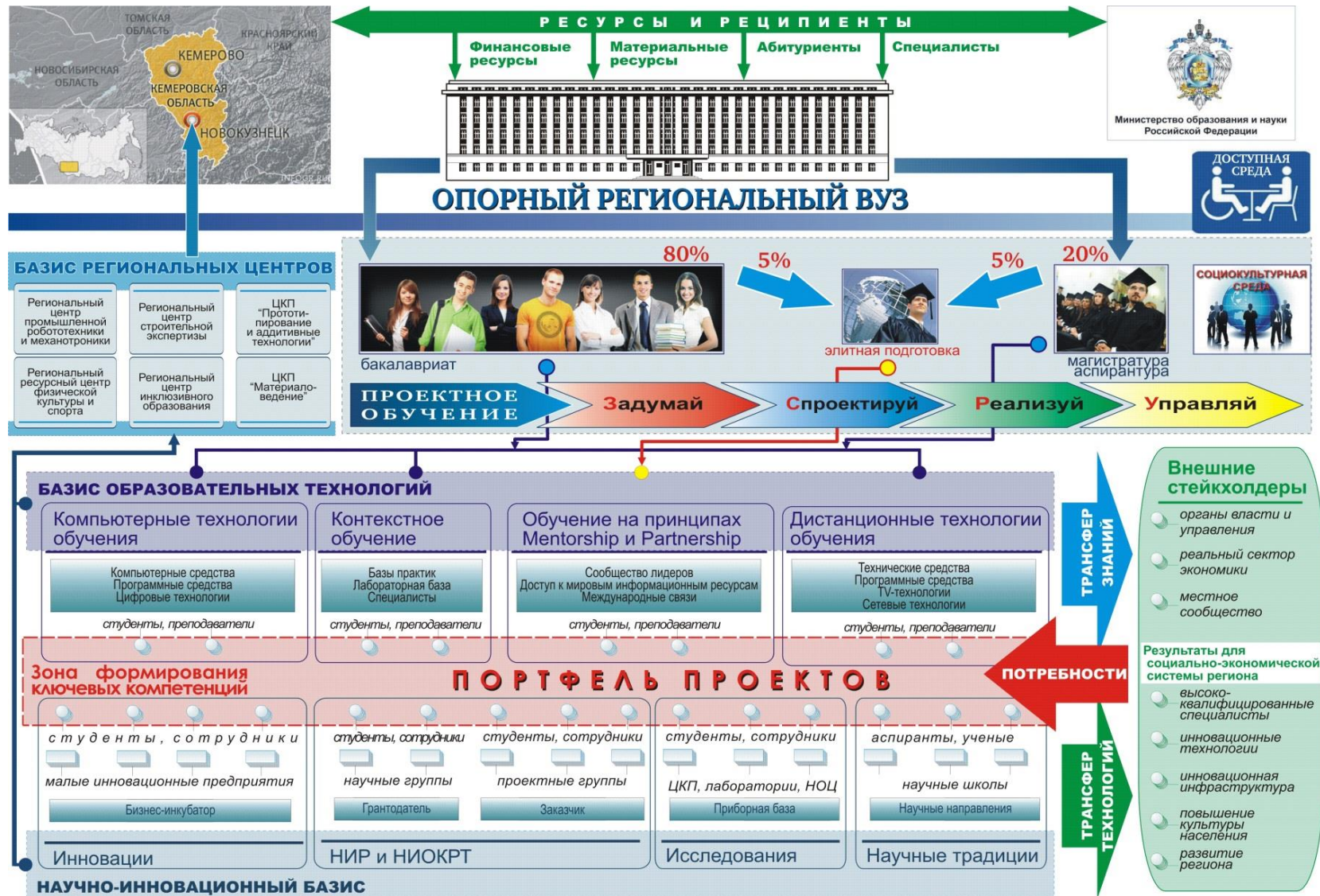


Рисунок 1 - Концепция проектно-ориентированной образовательной деятельности СибГИУ

– информационную открытость вуза, укрепление связей между университетом и работодателями.

Перечислим ожидаемые результаты с точки зрения перспектив развития СибГИУ как регионального университета:

1. Формирование центра притяжения талантливой молодежи и генерация лидеров изменения экосреды региона на основе создания территории опережающего развития молодежного творчества.

2. Развитие системы непрерывного образования на основе реализации проектно-ориентированных образовательных программ для всех категорий населения региона.

3. Развитие университета как центра сетевой структуры комплексной интеграции наукоемких и межотраслевых инноваций.

4. Проектирование позитивного имиджа университета в региональном социуме и расширение территории и сфер его влияния.

5. Модернизация системы управления университетом на основе инновационных методов и инструментов кластерного и отраслевого развития.

Другой не менее важный эффект проектного обучения заключается в создании условий для профессионального становления и профессионального самоопределения студента вуза. Проблема профессионального становления выпускника вуза решается в русле задач, направленных на построение контекстного профессионального образования, то есть образования, ориентированного не на передачу готовых знаний, а на обучение находить эти знания и применять их в ситуациях, имитирующих реальные профессиональные ситуации. Основная цель обновления профессионального образования заключается в том, чтобы найти пути формирования у будущего специалиста деятельности позиции [8].

Проектное обучение как личностно-ориентированная технология способствует процессу профессионального становления и активизирует профессиональное самоопределение студента. Подтвердить сказанное позволяет сама специфика процесса профессионального становления: его принято рассматривать через интеграцию познавательных и профессиональных мотивов. Данный процесс предполагает определенные этапы, стадии, каждая из которых характеризуется специфическими психофизиологическими и социально-психологическими особенностями, обеспечивающими успешное осуществление профессиональной деятельности.

В контексте образовательной среды вуза проектная деятельность формирует профессиональную мотивацию личности, то есть стимулирует потребности, отношения, интересы и побуждает личность к изучению и освоению будущей профессиональной деятельности. Наряду с научной (познавательной) стороной решения проектного задания всегда присутствуют эмоционально-ценностная (личностная) и творческая стороны. Именно эмоционально-ценностный и творческий компоненты проектной деятельности определяют, насколько значим для студента результат и каковы возможности в его достижениях.

Управление обучением студента через проектную деятельность позволяет преобразовать учебную ситуацию в ситуацию личностного развития студента. При этом учебный проект выступает в качестве средства профессионально-личностного развития, а проектная деятельность способствует приобретению личностного опыта и соответствующих профессиональных компетенций. Проектное обучение является механизмом, регулирующим профессиональную направленность студента, так как способствует становлению и развитию профессионального самосознания, проявлению у студента чувства причастности к определенной профессии, стремления к повышению профессиональной компетентности, формированию особой системы профессиональных ценностей. Благодаря новизне, реалистичности, жизнеспособности, а также возможности для оценки поставленных целей со стороны профессионального сообщества проектному обучению присваивается статус педагогической категории, работающей на формирование профессиональной компетентности специалиста технического профиля [9].

Проективность образования направлена на формирование проектной культуры студентов, то есть профессионально значимого качества специалиста, включающее ценностное отношение к проектной деятельности, владение проектными знаниями и умениями на индивидуально-творческом уровне, стремление к преобразованию действительности и совершенствованию своих проектных способностей [10, 11].

Следовательно, выполнение учебных проектов наполняет профессиональным смыслом процесс обучения в вузе, помогает познавать будущую профессиональную сферу деятельности в целостности, в динамике, тем самым формирует готовность к будущей профессиональной деятельности.

Согласно третьей инновационной идее по реализации проектного обучения, данная технология позволяет разработать качественно новую структурно-функциональную модель формирования компетенций студентов многопрофильного вуза. Она преобразует процесс обучения в процесс управления деятельностью по приобретению (формированию) компетенций. В этом аспекте преимущества проектного обучения как модели реализации компетентностного подхода очевидны:

1. Делает главным системообразующим фактором учебной деятельности не столько компонент получения знаний, сколько компонент приобретения различных способов деятельности для решения поставленных образовательных задач.

2. Направлена на организацию мотивированной самостоятельной деятельности студентов, основ-



ной целью которой является решение проблемы (теоретической или практической), полученное в форме продукта. Ожидаемым конечным результатом такой модернизации образовательного процесса является высокая самостоятельность будущих выпускников, умение организовать собственную профессиональную деятельность и искать новые инструменты для реализации профессиональных возможностей.

3. Является личностно-деятельностной технологией, поскольку включает студентов в творческую учебно-познавательную деятельность как субъектов своего личностного и профессионального развития.

4. Имитирует индивидуальную или коллективную профессиональную деятельность. Эффективность в формировании компетенций достигается за счет приближения учебного процесса к практической профессиональной деятельности. Основным образовательным результатом, который получает студент в ходе проектной деятельности, – это приобретение, закрепление или развитие практически значимых знаний и умений (компетенций), необходимых в выбранной профессиональной деятельности, и опыт самоорганизации.

5. Способствует реструктуризации взаимодействия преподавателя и обучающегося, требует принципиально иную готовность преподавателя и студента к своим новым ролям, заданным компетентностным подходом.

6. Предусматривает использование различных форм, методов и приемов, направленных на развитие творческой, исследовательской и аналитической деятельности студентов.

7. Встраиваясь в учебную деятельность, кардинально меняет практически все составные части учебного процесса за счет расширения самостоятельной работы обучающихся, внедрения современных форм ее организации и контроля качества.

Между тем несмотря на перечисленные преимущества, проектное обучение не нашло пока достаточного теоретического обоснования и практического внедрения в рамках компетентностного подхода в высшей школе. Модернизация образовательных стандартов высшего образования, изменение содержания образовательных программ напрямую не затронули формы педагогического взаимодействия. По нашим наблюдениям, в системе высшего образования по-прежнему преобладает традиционная система обучения, которая, как известно, носит репродуктивный или когнитивно-информационный характер и не способствует реализации компетентностного подхода процесса подготовки студентов, установленного федеральным государственным стандартом высшего образования.

Причины, по которым не используются инновационные технологии, носят объективный характер: в структуре содержания обучения прописаны результаты в форме освоения компетенций выпускника, но при этом не указывается системно организованная деятельность студента, необходимая для их формирования на конкретном уровне. Таким образом, одни и те же образовательные результаты могут быть достигнуты различными способами. Кроме того, формирование одной компетенции может происходить на протяжении изучения нескольких дисциплин (модулям), то есть носить интегративный и междисциплинарный характер.

На наш взгляд, отсутствие системы и неопределённость методического инструментария в достижении результатов обучения приводят к тому, что содержание дисциплин зачастую разрабатывается формально. Внедрение технологии проектного обучения позволяет обеспечить системный подход к процессу формирования компетенций, поскольку его модель предусматривает новые единицы содержания и структурные компоненты образовательного процесса, соотносимые с логикой осуществления проектной деятельности, в том числе поэтапным оцениванием достижений и результатов.

И наконец, обратимся к идее, которая завершает представленный выше перечень инноваций, необходимых для реализации проектного обучения. Как уже отмечалось, подготовка новых учебно-методических продуктов и других результатов внедрения инновационной образовательной технологии дает возможность для улучшения образовательного процесса в СибГИУ.

С учетом названных инновационных идей преподавателями СибГИУ была разработана концепция проектно-ориентированного обучения и определена последовательность целенаправленных организационных изменений учебного процесса, выявлены характеристики новых компетенций, планируемые уровни их сформированности, создан «портфель проектов».

С 2016 года в учебный план основных образовательных программ введен модуль «Проектная деятельность», который относится к обязательным дисциплинам вариативной части. Данный модуль образует определенную структурную целостность основной образовательной программы, является «сквозным», так как логически накладывается на содержание других дисциплин и направлен на формирование у студентов «универсальных» компетенций (ориентировочной основы действия), связанных с подготовкой проекта. Цели и задачи дисциплин модуля «Проектная деятельность» соотносятся с конкретным практическим результатом – выполнением различных видов проектов. Для презентации результатов деятельности студентов в календарном графике учебного процесса предусмотрены недели защиты проектов.

Такая «сквозная» направленность соответствует деятельностной парадигме компетентностного подхода, способствует преодолению фрагментарности, цементирует образовательный процесс и стимулирует построение индивидуальной образовательной траектории студента. Так как компетенции, связанные с проектной деятельностью, формируются в ходе всего образовательного процесса,

установлены формы контроля уровня освоения на каждом этапе, а затем и для определения и фиксации конечного уровня их освоения в рамках итоговой государственной аттестации.

Особое внимание уделено методическим параметрам дисциплины «Проектная деятельность», перечню формируемых компетенций, общей трудоемкости дисциплины, формам контроля. Поскольку данная дисциплина начинается на первом курсе и выполняет пропедевтическую функцию были определены тематические границы лекций, разработаны интерактивные формы проведения практических занятий, а также формы самостоятельной работы, соответствующие уровню подготовленности студентов-первокурсников.

Таким образом, модель проектного обучения получила отражение в следующих документах, регламентирующих образовательную деятельность вуза:

- описания основных образовательных программ;
- учебных планах и рабочих программ дисциплин модуля «Проектная деятельность»;
- фондах оценочных средств;
- методических указаниях для преподавателей и рекомендациях для самостоятельной работы студентов.

Учебно-методические материалы прошли апробацию в ходе педагогических экспериментов, участниками которых выступили сами преподаватели. Выявленные методические трудности позволили подготовить методические указания к проведению практических занятий. Результатом коллективной работы стал учебно-методический комплекс дисциплины первого курса «Проектная деятельность», которая введена в учебные планы всех основных образовательных программ СибГИУ и в настоящее время успешно реализуется.

Проектное обучение включено как структурно-образовательный компонент во все основные образовательные программы вуза, в реализацию инновационной образовательной технологии вовлечен весь коллектив профессорско-преподавательского состава СибГИУ. Для диссеминации опыта по внедрению проектного обучения в вузе используются различные способы презентации результатов инновационной образовательной деятельности: в форумах и конференциях, конкурсах. Кроме того, в СибГИУ создан «Акселератор учебных проектов», представляющий собой форму корпоративной системы повышения квалификации профессорско-преподавательского состава в области проектных технологий обучения. Такая форма взаимодействия способствует ускоренному полноценному погружению преподавателя в проектную деятельность как участника реализации реального междисциплинарного проекта. Информация о ходе реализации каждого проекта публикуется на сайте университета и в социальных сетях.

Результаты проектной деятельности студентов и преподавателей используются в специально организованных событиях. Так, по итогам изучения «Проектной деятельности» в первом семестре студентами-первокурсниками были самостоятельно подготовлены проекты – видеосюжеты на тему «Моя будущая профессия». Для выбора лучшего проекта было организовано открытое голосование, которое проводилось в режиме онлайн на сайте СибГИУ.

В настоящее время оценка результативности внедрения проектного обучения не проводилась. Промежуточными итогами являются следующие:

1. Оптимизировано содержание основных образовательных программ, выявлена преемственность проектной деятельности в рамках образовательных программ разных уровней – бакалавриата, магистратуры, специалитета и аспирантуры.
2. Созданы механизмы для осуществления межпредметной интеграции образовательного процесса.
3. Разработаны инновационные образовательные продукты (унифицированный учебно-методический комплекс по дисциплине «Проектная деятельность», создан «Портфель проектов»).
4. Повысился индекс инновационной активности педагогического коллектива по использованию инновационных образовательных технологий.
5. Созданы возможности для использования разнообразных форм организации самостоятельной работы студентов.
6. Повысилась степень удовлетворенности участников образовательного процесса.
7. Обеспечена открытость образовательного процесса, формируются новые механизмы по взаимодействию вуза и работодателя.
8. Появилась возможность для позиционирования СибГИУ как инновационного вуза.

#### Библиографический список

1. Лощилова М.А., Добрычева И.В. Взаимодействие вузов и социальных партнеров в обеспечении качества подготовки выпускников технического вуза // Профессиональное образование и занятость молодежи: XXI век. Проблема опережающей подготовки кадров для российской экономики (региональный аспект) . Материалы международной научно-практической конференции, Кемерово, Кузбасский региональный институт развития профессионального образования, 2016. С. 38-41.
2. Миэринь Л.А. , Быкова Н.Н., Зарукина Е.В. Современные образовательные технологии в вузе: учеб.- метод. пособие / Л. А. Миэринь, Н. Н. Быкова, Е. В. Зарукина. СПб. : Изд-во СПбГЭУ, 2015. 169 с.

3. Блохин, А. Л. Метод проектов как личностно-ориентированная педагогическая технология : дис. ... канд. пед. наук. Ростов н/Д., 2005. 154 с.
4. Емельянова Н.В. Проектная деятельность студентов в учебном процессе // Вестник высшей школы, 2011. № 3. С. 82-84.
5. Бордовская Н.В. Современные образовательные технологии: учебное пособие. М.: КНОРУС, 2016. 432 с.
6. Степанова С.Н. Трансформация «идеи университета» в эволюционирующем образовательном пространстве: монография. Томск: ТМЛ-Пресс, 2012. 128 с.
7. Хитринцева А.В. Интерактивная образовательная среда вуза как основа проектирования профессионально-образовательного процесса // Академический журнал Западной Сибири, Тюмень, Издательство: М-центр, 2010. С.6-7.
8. Багдасарьян Н.Г., Гаврилина Е.А. Еще раз о компетенциях выпускников инженерных программ, или Концепт культуры в компетенциях инженеров // Высшее образование в России, М., 2010. № 6. С. 23-26.
9. М. В. Цыгулева Опыт реализации проектной методики для формирования профессиональной компетентности специалиста // Вестн. Томского гос. пед. ун-та. 2010. Вып.10. С. 56-62.
10. Марков А.П. Проектная культура специалиста как условие его профессиональной успешности // Вестн. Казанского гос. ун-та. 2003. Вып 1. С56-60.
11. Стенина Т. Л. Становление проектной культуры студентов / Лебедева Л.Д. – Ульяновск : УЛГТУ, 2011. 243 с.

УДК 669.162.283; 669.162.2.001.57

## **СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ**

**Спирин Н.А.<sup>2</sup>, Павлов А.В.<sup>1</sup>, Полинов А.А.<sup>1</sup>, Онорин О.П.<sup>2</sup>, Лавров В.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> *ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»,*

*г. Магнитогорск, Россия, pavlov.av@mmk.ru, polinov.aa@mmk.ru*

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет имени первого*

*Президента России Б. Н. Ельцина,*

*г. Екатеринбург, Россия, n.a.spirin@urfu.ru, irons@e1.ru, v.v.lavrov@urfu.ru*

**Аннотация:** В докладе рассмотрены возможности разработанной и внедренной в опытно-промышленную эксплуатацию ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» модельной системы поддержки принятия решений (модель доменного процесса УрФУ–ММК) для диагностики работы и прогнозирования технологических ситуаций доменных печей. Основные модельные блоки позволяют выполнить: расчёт материальных и тепловых балансов; моделирование теплового, шлакового и газодинамического режимов работы доменных печей, выбор состава доменной шихты, расчет зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов и прогнозирование технологических ситуаций. Модельная система реализована в виде комплекса программных модулей и интегрирована в информационную систему ОАО «ММК».

Программный модуль «Зона вязкопластичного состояния железорудных материалов доменной печи» осуществляет модельный расчет комплекса параметров, характеризующих радиальную неравномерность на доменных печах. В модуль включен расчет температурных характеристик плавления железорудных материалов, используемых в плавке, что позволяет отображать вид и расположение зоны когезии в профиле рассматриваемой печи.

Программный модуль «Шлаковый режим» позволяет определять важнейшие свойства шлакового расплава для реализации нормального шлакового режима плавки, обоснованно находить соотношение железорудных материалов, обеспечивающих получение шлака надлежащих свойств по вязкости и градиенту вязкости, и получать чугун надлежащего качества по содержанию серы.

Программный модуль «Газодинамика доменной плавки» осуществляет расчет и визуальное отображение газодинамических характеристик слоя шихтовых материалов, а также оценку изменения перепадов давления и степени уравнивания шихты в отдельных зонах печи в проектном периоде при изменении параметров загружаемой шихты.

Модуль расчета материальных и теплового балансов плавки включает как выполнение общих общепризнанных балансов, так и расчеты балансов железа, серы, марганца, титана.

*В статье представлены некоторые результаты практического использования разработанной системы, а также приведены рекомендации по определенным аспектам решения технологических задач на основе применения модельной системы поддержки принятия решений.*

**Ключевые слова:** доменное производство, моделирование доменной плавки, модельная система поддержки принятия решений, зона вязкопластичного состояния доменной плавки, шлаковый режим, газодинамика доменной плавки, тепловой баланс, материальный баланс.

## IMPROVEMENT OF TECHNOLOGY OF BLAST SMELTING USING A MODEL SYSTEM SUPPORT DECISION-MAKING

Spirin N.A.<sup>2</sup>, Pavlov A.V.<sup>1</sup>, Polinov A.A.<sup>1</sup>, Onorin O.P.<sup>2</sup>, Lavrov V.V.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> IOJSC Magnitogorsk Iron and Steel Works (MMK),

(Magnitogorsk, Russia, pavlov.av@mmk.ru, polinov.aa@mmk.ru)

<sup>2</sup> Yeltsin Ural Federal University (UrFU),

(Ekaterinburg, Russia, n.a.spirin@urfu.ru, irons@e1.ru, v.v.lavrov@urfu.ru)

**Abstract :** *The paper reviews capabilities of the model-based decision support system (URFU-MMK model of blast-furnace process) developed and put in pilot operation at Magnitogorsk Iron and Steel Works (MMK) for diagnostics of operation and prediction of process situations at blast furnaces. The major model blocks enable to perform calculation of mass and heat balances, modelling of heat, slag and gas dynamic conditions of blast furnace operation, selection of burden composition, calculation of the viscoplastic iron-ore materials zone and prediction of process situations. The model system is implemented as a complex of program modules and integrated in MMK's information system.*

*'Viscoplastic Iron-Ore Materials Zone of Blast Furnace' program module performs model calculation of a set of parameters characterizing radial nonuniformity of parameter distribution in blast furnaces. The module includes calculation of smelting temperature characteristics of iron-ore materials used for smelting, which allows displaying the shape and position of the cohesive zone in the profile of the furnace in question.*

*'Slag Conditions' program module enables to determine the most important properties of melted slag for implementation of normal slag conditions of smelting, find the ratio of iron-ore materials providing slag of required viscosity and viscosity gradient and produce iron with required sulphur content.*

*'Gas Dynamics of Blast-Furnace Smelting' program module performs calculation and visual display of gas dynamic characteristics of a burden layer as well as assessment of the change in differential pressure and burden balancing degree in separate zones of the furnace in the design period with the change of burden parameters.*

*The calculation module of mass and heat balances of smelting includes both implementation of common balances and calculations of Fe, S, Mn, Ti balances.*

*The paper presents some results of practical application of the developed system and gives recommendations for certain aspects of solving process tasks with the use of the model-based decision support system.*

**Key words:** *blast-furnace production, modeling of blast-furnace smelting, model-based decision support system, viscoplastic zone of blast-furnace smelting, slag conditions, gas dynamics of blast-furnace smelting, heat balance, mass balance.*

Использование традиционной методологии анализа работы доменных печей и цеха без использования математических моделей доменного процесса в целом отражает результаты работы печей и состояние технологии. Однако, использование возможностей модельных систем поддержки принятия решений, позволяет научно обоснованно решать комплекс задач в области доменного производства, более квалифицированно выполнять анализ технологии доменной плавки и разрабатывать рекомендации по ее совершенствованию, обеспечивает улучшение технико-экономических показателей работы печей и цеха в целом [1-15].

Принятая в опытно-промышленную эксплуатацию модельная система поддержки принятия решений (модель доменного процесса УрФУ–ММК) диагностики работы и прогнозирования технологических ситуаций доменных печей ОАО «ММК» включает в себя следующие блоки: расчёт материальных и тепловых балансов; моделирование теплового, шлакового и газодинамического режимов работы доменных печей, выбор состава доменной шихты, расчет зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов и прогнозирования технологических ситуаций. Система обладает широкими возможностями для анализа технологии доменной плавки. Комплекс математических и программных модулей интегрирован в информационную систему металлургического предприятия.

Условно модель делится на две части – модель базового состояния и прогнозирующую модель. Модель базового (эталонного) состояния позволяет оценивать состояние процесса по усредненным показателям за базовый (эталонный) период работы печи. При этом используется фактически доступная информация о работе печи. Прогнозирующая же модель на основании результатов, полученных с помощью модели базового состояния, позволяет оценить показатели доменного процесса в случае изменения условий плавки.

Основные расчетные соотношения и примеры реализации этой модели подробно описаны в работах [13-21].

Разработка программных модулей, входящих в комплекс, произведена с учётом требований инженерно-технологического персонала и особенностей использования компьютерных систем поддержки принятия решений в практике работы доменного производства. Основными пользователями АРМа является инженерно-технологический персонал доменного производства.

Реализованные в ОАО «ММК» системы содержат следующие программные модули: технический отчёт, материальные и тепловые балансы, модули анализа газодинамического и шлакового режима, возможность выбора рационального состава доменных шихт, прогноз зоны вязкопластичного состояния.

Программный модуль «Зона вязкопластичного состояния железорудных материалов доменной печи» выполняет следующие функции: осуществляет модельный расчет комплекса параметров, характеризующих радиальную неравномерность распределения потоков шихты и газа на доменных печах: изменения газодинамических характеристик шихты в кольцевых сечениях, определение эквивалентного диаметра кусков, порозности слоя шихтовых материалов, скорости и расхода газа в кольцевых сечениях заплечиков, шахты и колошника печей доменного цеха ОАО «ММК». Выполнен учет неравномерности схода шихты из-за воздействия фурменных очагов.

В программный модуль включен расчет температурных характеристик плавления железорудных материалов, используемых при плавке – начало температуры плавления и расплавления железорудных материалов (ЖРМ), температурный интервала плавления. Это позволяет отображать вид и расположение зоны когезии в профиле рассматриваемой печи.

Показано, что при плавке привозных неофлюсованных окатышей в смеси с местным агломератом основностью  $\text{CaO/SiO}_2 = 1,4-1,7$  существенно отличающимися температурными характеристиками плавления, для уменьшения толщины зоны пластичности необходимо производить смешивание железорудных компонентов перед загрузкой их в печь. При этом возможно уменьшение толщины зоны когезии с 2,99 до 1,45 м, что будет способствовать снижению газодинамической напряженности зоны шлакообразования и позволяет интенсифицировать доменную плавку дутьем для повышения производительности печи.

На рисунке 1 показана форма и размеры зоны когезии для двух случаев – загрузки материалов без смешивания и с полным их смешиванием.

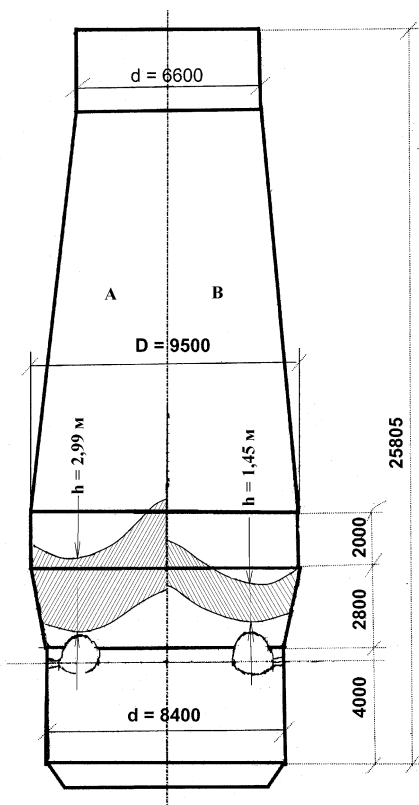
Данные рисунка показывают, что форма зоны когезии, как для случая индивидуального формирования слоев ЖРМ, так и при смешивании агломерата ММК и Соколовских окатышей относится к «W-образному виду» с умеренно развитым периферийным и осевым газовым потоком. Газодинамическое сопротивление такой формы зоны когезии газу получается высоким в первую очередь за счет малого количества сквозных «коксовых окон», обеспечивающих движение газа через зону шлакообразования. Периферийный газовый поток, присутствующий при такой форме зоны когезии вызывает износ огнеупорной кладки печи и низкое использование восстановителей – СО и H<sub>2</sub>, что в конечном итоге приводит к повышению удельного расхода кокса.

В результате выполненных расчетов по определению размеров и формы зоны когезии высказано соображение о целесообразности большего развития осевого газового потока, что осуществляется в настоящее время на доменных печах ОАО «ММК», оборудованных бесконусными загрузочными устройствами. Программный модуль по расчету параметров зоны когезии включает раздел по выявлению влияния явления сегрегации, вызываемого наличием мелочи (фр. 0-5 мм) в агломерате на изменение газораспределения в печи и форму зоны когезии. Для этого выполняется расчет порозности слоя ЖРМ по сечению колошника при наблюдаемом содержании мелочи в агломерате. Выполненные расчеты свидетельствуют о том, что наличие гребня железорудного материала, в котором концентрируется агломерационная мелочь, изменяет газораспределение в поперечном сечении печи – газовый поток направляется в периферийную и центральную зону (рисунок 2).

Эффективность управления газораспределением в доменной печи за счет управления процессом сегрегации зависит от доли агломерата в шихте печей.

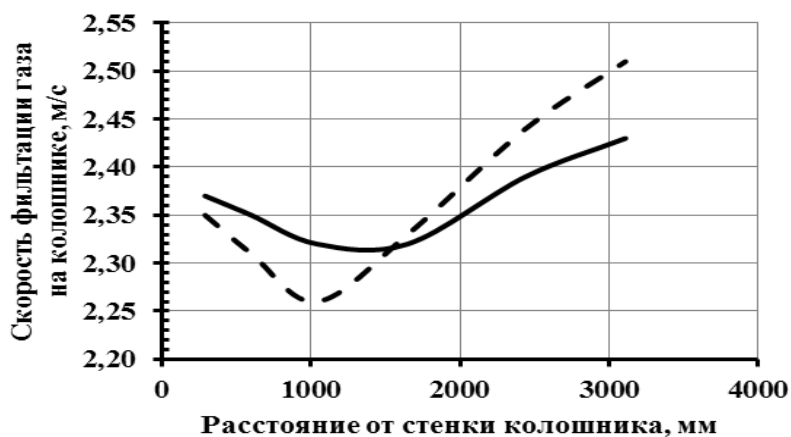
Балансовая модель доменного процесса УрФУ–ММК включает вычислительный блок, позволяющий определять важнейшие свойства шлаковой расплава для реализации нормального шлакового режима плавки. Рассчитываются вязкости шлака в температурном интервале 1350–1550 °С, а так-

же значения градиентов вязкости шлака.



А – при индивидуальном формировании слоёв агломерата ММК и Соколовских окатышей;  
 В – при смешивании компонентов ЖРМ

Рисунок 1 - Положение и форма зоны когезии в профиле доменной печи № 1 ММК



сплошная линия – без учета процесса сегрегации;  
 штриховая линия – с учетом развития процесса сегрегации

Рисунок 2 - Изменение скорости фильтрации газа по сечению колошника доменной печи № 9 ОАО «ММК»

Градиент вязкости шлака показывает, с какой скоростью происходит изменение вязкости шлака в пределах от 0,7 до 2,5 Па\*с при изменении температуры на 1 0С.

$$\Delta\eta_{0,7}^{2,5} = \frac{2,5 - 0,7}{t_{\text{шл}}^{0,7} - t_{\text{шл}}^{2,5}}, \quad (1)$$

где:  $t_{\text{шл}}^{0,7}, t_{\text{шл}}^{2,5}$  – соответственно температура шлака, при которой вязкость шлака составляет 0,7 и 2,5 Па\*С, 0С

Численное значение градиента вязкости позволяет судить о том, к какому типу шлака относится получающийся шлак – к «длинным» или «коротким».

При адаптации модели к условиям плавки на доменных печах ММК установлено, что нарушения в нормальном шлаковом режиме плавки наступают при превышении градиента вязкости  $\Delta\eta_{0,7}^{2,5} > 0,030 - 0,032 \text{ Па} \cdot \frac{\text{с}}{\text{град}}$ . В этом случае наблюдается нарушение нормальной текучести шлака в желобах литейного двора, ухудшается разделение металла и шлака, возрастает расход железа на получение единицы чугуна.

Градиент вязкости шлака наряду с допустимыми при различных температурах шлака диапазонами вязкости шлака используется при моделировании шлакового режима в качестве ограничивающего фактора для диагностики шлакового режима. При этом выбор предельных значений каждого из диапазонов и градиента вязкости осуществляется методом экспертного оценивания:

1. Если вязкость шлака при температуре 1450 °С находится в пределах 0,55–0,65 Па\*с, то шлак характеризуется повышенной вязкостью в диапазоне температур 1400–1500 °С;

2. Если вязкость шлака при температуре 1450 °С превышает 0,65 Па\*с, то вязкость шлака в области рабочих температур превышает допустимые пределы для нормального режима плавки.

3. Если вязкость шлака при температуре 1450 °С меньше 0,2 Па\*с, то шлак характеризуется малой вязкостью, обладает высокой агрессивностью к огнеупорной кладке и разрушает гарнисаж.

4. Нормальная вязкость шлака при температуре 1450 °С – до 0,55 Па\*с. Изменение вязкости шлака при указанной температуре находится в интервале 0,2–0,55 Па\*с и влияет в первую очередь на обессеривающую способность шлака

$$\Delta\eta_{0,7}^{2,5} > 0,035$$

5. Если градиент вязкости Па\*с/°С, то шлак относится к типу «коротких». В этом случае возможно загромождение горна печи и режим нормальной ее работы затруднен.

Использование пакета вычислительных программ, заложенных в балансовую модель УрФУ–ММК, позволяет обоснованно находить соотношение железорудных материалов, обеспечивающих получение шлака надлежащих свойств по вязкости и градиенту вязкости, и позволяет получать чугун надлежащего качества по содержанию серы. Так, при поиске оптимального состава шлака было установлено, что работа печей на основности шлака  $\text{CaO/SiO}_2 = 1,10-1,12$  при содержании магнезии  $\text{MgO}$  от 7 до 8 % и при выходе шлака 290–340 кг/т (в зависимости от доли окатышей в шихте) позволяет получать чугун с содержанием серы  $S = 0,016$  %, что впоследствии подтвердили промышленные плавки. Повышенный градиент, равный 0,027 Па\*с/°С, получен для шлаков с повышенном содержании  $\text{MgO} = 9,17$  и 11,03 %, при содержании глинозема  $\text{Al}_2\text{O}_3 = 10,7-11,6$  %. Основность по  $\text{CaO/SiO}_2$  была равной 1,05 и 1,01. Повышенная вязкость для температур 1450 °С (0,56 и 0,55 Па\*с) получена для шлаков основностью  $\text{CaO/SiO}_2 = 0,98-0,99$ . С использованием пакета прикладных вычислительных программ было установлено, что наблюдаемое увеличение глинозема в шлаке свыше  $\text{Al}_2\text{O}_3 > 12,0-13,0$  % и связанное с этим ухудшение текучести шлака и снижение его десульфуризирующей способности было обусловлено повышенной долей в шихте окатышей Соколовско-Сарбайского горно-обогатительного производственного объединения (ССГПО) и последующая частичная замена этих окатышей окатышами Михайловского ГОКа приведет к нормализации шлакового режима плавки.

Программный модуль «Газодинамический режим доменной плавки» позволяет выполнить следующие задачи:

1) расчет и визуальное отображение газодинамических характеристик слоя шихтовых материалов (верхнего, нижнего и общего перепадов давления; степени уравнивания шихты газом; расхода дутья; скоростей фильтрации газа в области горна, распара и колошника);

2) оценку изменения перепадов давления и степени уравнивания шихты в отдельных зонах печи в проектный период при изменении параметров загружаемой шихты (уровня засыпи; гранулометрического состава и порозности слоев ЖРМ и кокса; параметров комбинированного дутья; давления колошниковога газа; удельного выхода шлака).

Основной функцией программы является расчет газодинамического режима доменной плавки при фактических показателях работы доменной печи. По исходным данным, полученным по выбранной доменной печи, рассчитываются показатели газодинамики для прогнозного периода.

С использованием программного модуля был выполнен анализ дутьевых и газодинамических параметров плавки на доменных печах ОАО «ММК». Анализ показал следующее.

- Скорость истечения дутья из воздушных фурм доменной печи № 1 с учетом потерь дутья по тракту (приняты равными 5 %) и при диаметре фурм 160 мм, составляет 212 м/с. Расчетные потери напора дутья, проходящего через фурмы, составляют 33,4 Па.

- Кинетическая энергия истечения дутья, равная 80,2 кДж/с создает фурменный очаг протя-

женностью к центру печи 1,54 м (по 2 % CO<sub>2</sub> в газовой фазе). Суммарная площадь окислительных зон фурменных очагов, отнесенная к площади сечения горна, достигает 26,56 %.

- Средняя (для верха и низа печи) степень уравнивания шихты газовым потоком (СУ) составляет 41,0 %.

Установлено также, что при недостаточной форсировке плавки дутьем наблюдается значительный диапазон колебаний перепада давления газа, которые значительно снижаются при увеличении расхода дутья, что делает режим доменной плавки более стабильным (рисунок 3).

Блок расчета материальных и теплового балансов плавки включает как выполнение общих общепризнанных балансов, так и расчеты балансов железа, серы, марганца, титана. По результатам анализа теплового баланса плавки можно определять возможные пути экономии расхода топлива на доменной печи.

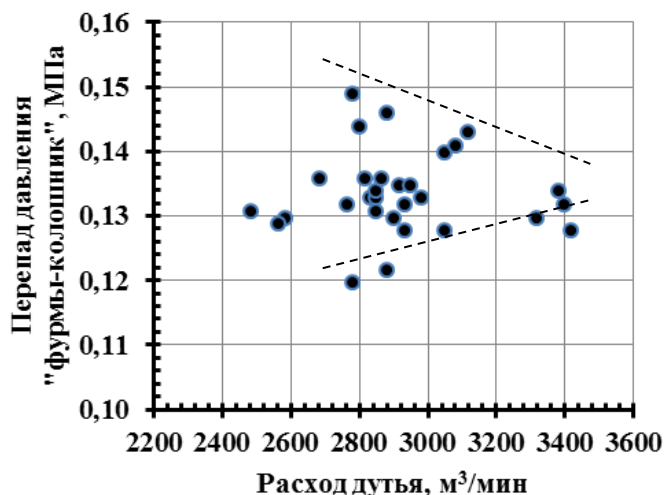


Рисунок 3 - Изменение перепада давления газа по высоте печи в зависимости от расхода дутья (д.п. № 1 ОАО «ММК»)

Показано, в частности, что невязка материального баланса для доменной печи № 1 ММК составила 0,3 %, что свидетельствует о корректности входных и выходных параметров по сырью и продуктам плавки. Анализ баланса по железу свидетельствует о расходе железа на получение единицы чугуна и указывает на потери железа при плавке. Результаты этого баланса позволяют определять степень перехода железа в чугун – значение этой величины для условий плавки в доменном цехе составило  $\eta_{\text{Fe}} = 0,968$ .

Выполненный баланс по марганцу показал, что из поступившего в печь марганца в чугун переходит 79,4 %, а 21,8 % переходит в шлак. Баланс по сере показал, что распределение серы между продуктами плавки соответствует обычной технологии выплавки передельного чугуна.

Невязка по титану значительная – она составляет 0,45 кг/т чугуна; в печь с компонентами шихты вносится 2,86 кг/т чугуна, а в продукты плавки – чугун, шлак и колошниковую пыль переходит только 2,41 кг/т. Можно предположить, что невязка баланса титана связана с тем, что часть титана остается в печи в виде карбидов (TiC) и карбонитридов (TiCN) и при контакте со стенками горна остается в печи в виде неплавких карбонитридных образований. Повышению массы образующихся карбонитридных неплавких образований способствует «горячее» ведение доменной плавки при повышенном содержании кремния в чугуне. Работа доменных печей ОАО «ММК» с высоким содержанием кремния в чугуне может провоцировать опасное накапливание карбидов и карбонитридов титана в горне печи, и при длительной работе печи с высоким нагревом приводить к его зарастанию.

#### *Выводы.*

Разработана и принята в опытно-промышленную эксплуатацию ОАО «ММК» модельная система поддержки принятия решений (модель доменного процесса УрФУ–ММК), которая позволяет проводить диагностику работы доменных печей на основе фактических и расчетных данных, а также решать комплекс технологических задач в прогнозном режиме. В частности:

- выполненные расчеты в программном модуле «Зона вязкопластичного состояния железорудных материалов доменной печи» показали, что при плавке привозных неофлюсованных окатышей в смеси с местным агломератом основностью CaO/SiO<sub>2</sub> = 1,4–1,7 существенно отличающимися температурными характеристиками плавления, для уменьшения толщины зоны пластичности необходимо производить смешивание железорудных компонентов перед загрузкой их в печь. При этом



наблюдается уменьшение толщины зоны когезии с 2,99 до 1,45 м, что способствует снижению газодинамической напряженности зоны шлакообразования и позволяет интенсифицировать доменную плавку дутьем для повышения производительности печи;

- с использованием программного модуля «Шлаковый режим» установлено, что наблюдаемое увеличение глинозема в шлаке свыше  $Al_2O_3 > 12,0-13,0 \%$  и связанное с этим ухудшение текучести шлака и снижение его десульфурирующей способности было обусловлено повышенной долей в шихте окатышей Соколовско-Сарбайского горно-обогатительного производственного объединения (ССГПО), и последующая частичная замена этих окатышей Михайловского ГОКа приведет к нормализации шлакового режима плавки;

- с использованием программного модуля «Газодинамика доменной плавки» выполнен анализ дутьевых и газодинамических параметров плавки на доменных печах ОАО «ММК». Анализ показал, что при недостаточной форсировке плавки дутьем наблюдается значительный диапазон колебаний перепада давления газа, которые значительно снижаются при увеличении расхода дутья, что делает режим доменной плавки более стабильным.

#### Библиографический список

1. Feng Q., Wang L. Blast furnace hoist charging control system based on ActiveX technology // WIT Transactions on Information and Communication Technologies; Wuhan; China; 7 May 2013 through 8 May 2013. Vol. 46 V.2, 2014. Pp. 1853–1858.
2. Dimitrov B.H., Nenov H.B., Marinov A.S. Comparative analysis between methodologies and their software realizations applied to modeling and simulation of industrial thermal processes // 36th International Convention on Information and Communication Technology, Electronics and Microelectronics, MIPRO 2013; Opatija; Croatia; 20 May 2013 through 24 May 2013. Article number 6596383. Pp. 891–895.
3. New process-control computer-system for the blast-furnace plant of an integrated iron and steel works / Bartels R., Dohl Kw., Uhde H., Schroder A., Stumpe W. // Stahl Und Eisen. 1994. Vol. 114. Issue 6. Pp. 75–79.
4. Sugiyama T., Sugata M. Development of two-dimensional mathematical model for the blast furnace “BRIGHT” // Nippon steel technical report, 1987. No.35. Pp. 32-42.
5. Зона когезии в доменной печи, охлажденной азотом. Ausbildung der kohasiven zone eines mit sticrstoff abgekühlten hochofens / Koch Klaus, Lamut Jakov, Westholt Michael, Ebel Jorn, Ren Jnguo // Rud.-met. Zb. –1995, – 42, №3-4. Pp. 213-221.
6. Идентификация зоны когезии в доменных печах. Identification of cohesive zone in the blast furnace / Beneseh R., Tedzki A. // Arch. met. – 1992 – 37. № 2. – С. 115-127.
7. Yamaoka H., Kamey Y. Analysis of oxygen blast furnace process based on a mathematical simulation model // Tetsu-to-Hagane, v.77, 1991. Pp. 1601-1608.
8. Recent progress and future perspective on mathematical modeling of blast furnace / Ueda S., Natsui S., Nogami H., Yagi J., Ariyama T. // ISIJ International, v.50, 2010. Pp. 914-923.
9. Development of DEM model for analyzing in-furnace phenomena of blast furnace / Ueda S., Natsui S., Kon R., Kurosawa H., Matsuhashi S., Kano J., Ariyama T. // CAMP-ISIJ, v.25, 2012. Pp. 57-60.
10. Numerical analysis on Injection of hydrogen bearing materials into blast furnace / Natsui S., Nogami H., Ueda S., Kon R., Chu M., Yagi J. // ISIJ International, v.44, 2004. Pp. 801-808.
11. Numerical analysis on blast furnace operation with hydrogen injection / Nogami H., Kashiwaya Y., Yamada D. // CAMP-ISIJ, v.24, 2011. Pp. 584-588.
12. A six-phases 3-D model to study simultaneous injection of high rates of pulverized coal and charcoal into the blast furnace with oxygen enrichment / Castro L.A., Silva A.J., Sasaki Y., Yagi J. // ISIJ International, v.51, 2011. Pp. 748-758.
13. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П.Онорин, Н.А.Спирин, В.Л. Терентьев [и др.]; под ред. Н. А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2005. – 301 с.
14. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев [и др.]; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 462 с.
15. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП: учебное пособие / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев [и др.]; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – 558 с.
16. Use of Contemporary Information Technology for Analyzing the Blast Furnace Process / Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Y., Krasnobaev A.V., Pavlov A.V. // Metallurgist. – 2016. – V., 1. – Pp. 1–7.

17. Principles of the Development and Introduction of an Automated Process Control System for Blast-Furnace Smelting at the Magnitogorsk Metallurgical Combine / Rybolovlev V.Y., Krasnobaev A.V., Spirin N.A., Lavrov V.V. Metallurgist. Volume 59, Issue 7, 2015, Pages 653–658.

18. Complex of model systems for supporting decisions made in managing blast-furnace smelting technology / Spirin N. A., Lavrov V. V., Burykin A. A., Rybolovlev V. Yu., Krasnobaev A. V., Kosachenko I. E. Metallurgist, 2011, Vol. 54, No. 9–10. Pp. 566–569.

19. Automated information system for analysis and prediction of production situations in blast furnace plant / Lavrov V.V., Spirin N.A. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – V. 150, 1. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.

20. Information modeling system for blast furnace control / Spirin N.A., Gileva L.Y., Lavrov V.V. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – V. 150, 1. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.

21. The pilot expert system to control blast furnace operation / Spirin N., Gileva L., Lavrov V., Gordon Y., Yaroshenko Yu. // AISTech 2015 Iron and Steel Technology Conference and 7th International Conference on the Science and Technology of Ironmaking, ICSTI 2015; Cleveland Convention Center Cleveland; United States; 4 May 2015 through 7 May 2015; Code 113707. Volume 1, 2015. Pp. 1225–1232.

УДК 669.7(075.8)

## СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МИРОВОГО И ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА И ПОТРЕБЛЕНИЯ АЛЮМИНИЯ

Галевский Г.В.<sup>1</sup>, Руднева В.В.<sup>1</sup>, Александров В.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*АО «РУСАЛ Новокузнецк»,  
г. Новокузнецк, Россия, aleksandrov\_m13@mail.ru*

*Аннотация:* Проведен анализ современного состояния мирового и отечественного производства и потребления алюминия, определены доминирующие тенденции, выполнен прогноз на близлежащую перспективу.

*Ключевые слова:* алюминий, производство, применение, тенденции, прогнозы.

## CURRENT STATE OF WORLD AND DOMESTIC PRODUCTION AND CONSUMPTION OF ALUMINIUM

Galevskiy G.V.<sup>1</sup>, Rudneva V.V.<sup>1</sup>, Aleksandrov V.S.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*JSC «RUSAL Novokuznetsk»,  
Novokuznetsk, Russia, aleksandrov\_m13@mail.ru*

*Abstract:* The analysis of the current state of world and domestic production and consumption of aluminum is carried out, the dominating tendencies are defined, the forecast for nearby prospect is executed.

*Keywords:* aluminum, production, application, tendencies, forecasts.

Благодаря самой низкой стоимости среди цветных металлов и своим физико-химическим свойствам алюминий широко применяется в авиа- и автомобилестроении, транспорте, производстве бытовой техники, электротехнике и других отраслях. Нередко алюминий с успехом заменяет другие металлы – свинец, цинк, медь, а также конкурирует с изделиями из стали. Поэтому потребление и производство алюминия во всем мире увеличивается высокими темпами.

### **Производство алюминия**

В 2016 году мировой объем производства алюминия вырос на 3,6 % по сравнению с 2015 годом и составил 59 млн. тонн [1]. Из них 37 млн. тонн составляет первичный алюминий, произведенный электролитическим способом, а 22 млн. тонн – вторичный алюминий, т.е. алюминиевые сплавы, полу-

ченные путем переработки лома и отходов. Производство вторичного алюминия является быстро развивающейся отраслью цветной металлургии передовых зарубежных стран. Япония полностью отказалась от производства первичного алюминия и перешла на производство вторичного алюминия, а США на данный момент обладают самыми большими объемами производства вторичного алюминия. Россия и расположенные на её территории заводы ОК «РУСАЛ» являются одним из крупнейших производителей алюминия, занимая в группе лидеров – компаний «Chalco», «Rio Tinto Alcan», «Alcoa» - второе место в мире (3,724 млн. тонн в 2016 г.) с долей 6,8 % после компаний Китая (доля 45,0 %) [2]. Россия и ОК «РУСАЛ» также являются крупнейшим экспортером алюминия, обеспечивая 15,3 % мирового экспорта. При этом на экспорт направляется 82,7 % производимой продукции, вследствие чего финансовое состояние ОК «РУСАЛ» напрямую зависит от мировой конъюнктуры. Эти показатели также свидетельствуют о низкой емкости российского рынка алюминийсодержащей продукции.

Мировое производство алюминия в 2016 году по регионам представлено на рисунке 1 [1] и условно может быть разделено на 2 части: Китай и весь остальной мир.

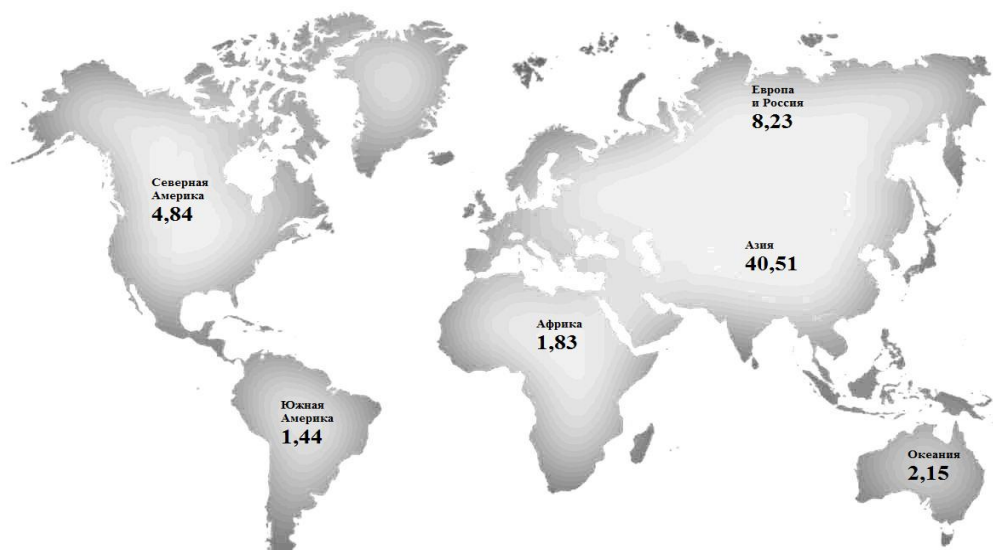


Рисунок 1 – Производство алюминия в мире в 2016 году, млн. тонн

За последние 10 лет Китай продемонстрировал невероятные темпы экономического роста и стал крупнейшим производителем алюминия. По данным Международного института алюминия и аналитического агентства CRU, мировое производство первичного алюминия без учета Китая в 2016 году выросло на 2,2% – до 26,7 млн. тонн [1]. По данным агентства Aladdin, производство алюминия в Китае в 2016 году составило 32,3 млн. тонн, увеличившись на 5,5% в результате запуска новых мощностей. Однако алюминиевые заводы Китая работают на тепловой электроэнергии, что приводит к сильному загрязнению окружающей среды и необходимости разумного увеличения объемов производства [3]. Основные производители алюминия после Китая – это США и страны Европы, где спрос исторически велик благодаря высокому уровню технического и промышленного развития экономик этих стран. Также крупным потребителем алюминия является Япония, она импортирует весь необходимый ей первичный металл, ликвидировав собственные мощности по его производству. Причина этого – отсутствие на её территории мощных и доступных источников электроэнергии и значительное ужесточение национального экологического законодательства. Хороший прирост производства алюминия показывают активно развивающиеся страны Юго-Восточной Азии. Компании из Ближнего Востока обладают важным преимуществом: возможность использовать для производства относительно дешевую электроэнергию, получаемую при сжигании попутного газа нефтяных месторождений.

В планах перспективного развития многих алюминийпроизводящих корпораций предусматривается наращивание производства алюминия [3]. Так, Индия предусматривает прекращение экспорта глинозема и его переработку в полном объеме, что позволит увеличить выпуск алюминия с 460 тыс. тонн до 2 млн. тонн. Корпорация «Norse Hydro» (Норвегия) на заводах «Grevenbroich» и «Neuss» в Германии увеличивает выпуск автомобильного алюминиевого проката с 50 до 200 тыс. тонн и вводит производственные мощности по рециклингу 50 тыс. тонн / год использованных алюминиевых банок. ОК «РУСАЛ» продолжает работы по вводу в эксплуатацию производственных мощностей Богучанского алюминиевого завода с проектным объемом производства 750 тыс. тонн / год.

Цена на алюминий на Лондонской бирже металлов в феврале 2017 года достигла 1905 долларов США за тонну [1]. Это связано с дефицитом металла на рынке: в 2016 году он составил порядка

0,7 млн. тонн. На рисунке 2 представлена динамика цен на алюминий за 2010-2017 гг.

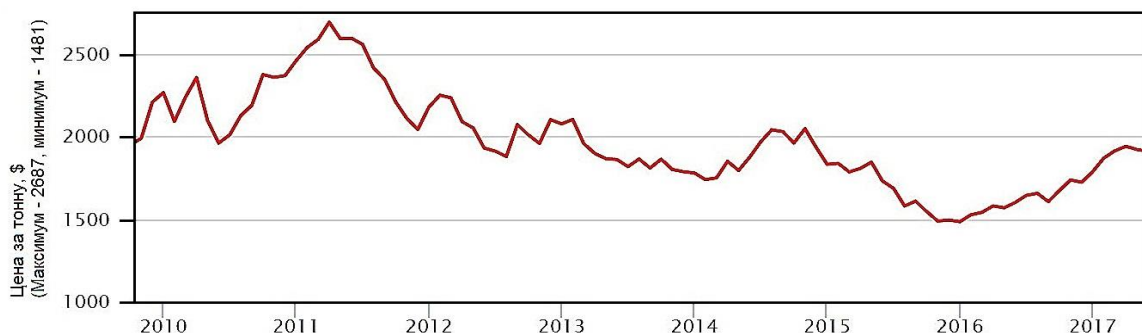


Рисунок 2 – Динамика цен на алюминий

### Потребление алюминия

Данные по мировому потреблению и производству алюминия в период 2010 – 2016 гг. представлены на рисунке 3 [5].

По оценкам [5] в 2017 г. емкость глобального алюминиевого рынка может увеличиться почти до 64 млн. тонн, в 2018 г. – до 66 млн. тонн, в 2023 г. – до 78 млн. тонн. Спрос на алюминий обеспечивает строительная (+4 млн. тонн), транспортная (+5 млн. тонн), электроэнергетика (+2 млн. тонн), упаковочная и машиностроительная отрасли (+1 млн. тонн). Сложившаяся структура мирового потребления алюминия представлена на рисунке 4 [4, 5].



Рисунок 3 – Диаграмма мирового потребления и производства алюминия



Рисунок 4 – Диаграмма мирового потребления алюминия по отраслям экономики

Среднедушевое потребление алюминия в мире по итогам 2015 года оценивается в 7,7 кг. Ожидается, что к 2020 году этот показатель вырастет почти до 9 кг. Наиболее высокий уровень потребления алюминия отмечается в настоящее время в странах с высокоразвитым автомобилестроением - Германии и Южной Корее, в которых уровень среднедушевого потребления превышает 26 кг в год. Далее идут США, Швеция, Япония, ОАЭ, Китай – 15-16 кг в год [4]. Данные по мировому среднедушевому потреблению алюминия представлены на рисунке 5.

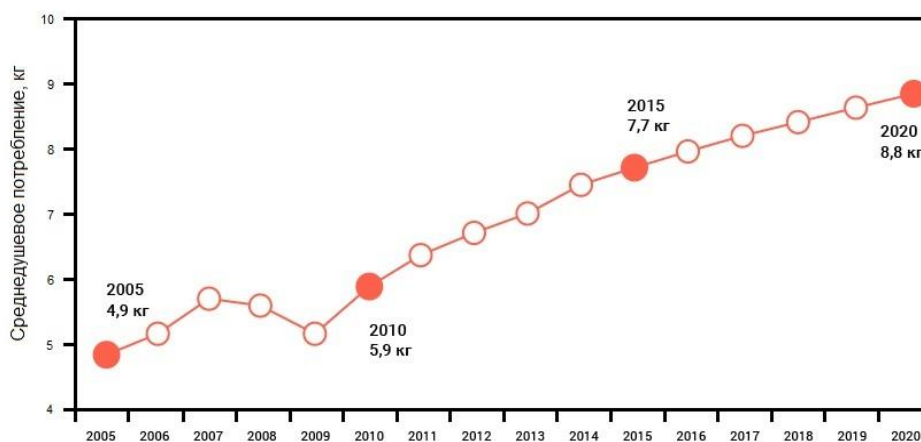


Рисунок 5 – График изменения мирового среднедушевого потребления алюминия

Применение алюминия в транспортной и машиностроительной отраслях позволяет транспортным средствам экономить топливо и снижать выбросы вредных веществ. Из алюминиевых сплавов изготавливают части корпусов автомобилей и поездов, колесные диски, корпуса, бамперы, детали фюзеляжа самолетов, топливных систем, части моторов, морские суда, космические шаттлы и ракеты. Согласно расчетам, приведенным Ассоциацией автомобилестроителей, каждый килограмм алюминия, использованный при изготовлении автомобиля, ведет к уменьшению его массы на килограмм, а каждый процент экономии веса автомобиля приводит к снижению расхода топлива в среднем на 1,0% [7, 8]. Это означает, что 100 кг алюминия в автомобиле экономят более 1000л бензина на каждые 200 тысяч километров и снижают выбросы углекислого газа на 2500 кг. Сегодня автомобиль, произведенный в Северной Америке, содержит в среднем 116кг алюминия, японский и южнокорейский – 93, западноевропейский – 90, а отечественный – 30-40 кг.

В современном самолете на долю алюминия в среднем приходится 80% от общей массы, что с учетом размеров авиалайнеров составляет внушительную цифру. Так, например, в Боинге 747 используется 75 тонн алюминия, а в американских шаттлах доля алюминия доходит до 90% [7, 8].

Алюминий также занял весьма прочные позиции в строительстве. Он применяется повсеместно: строительные каркасы, оконные и дверные панели, кровля, фасадные и несущие конструкции, элементы внешнего декора, сайдинги, лестницы, системы кондиционирования и отопления. При одинаковой несущей способности вес алюминиевой конструкции в два-три раза меньше веса стальной и до семи раз меньше веса железобетонной конструкции. Минимальный расчетный срок службы алюминиевых конструкций оценивают в 80 лет [9]. Они устойчивы к климатическим воздействиям и «работают» в широком диапазоне температур от  $-80^{\circ}\text{C}$  до  $+300^{\circ}\text{C}$ . Потенциальным недостатком применения алюминия в строительстве является его высокая теплопроводность. Поэтому в алюминиевых конструкциях могут применяться промежуточные термовставки или терморазрывы из материалов с низкой теплопроводностью.

Упаковка и энергетика являются следующими по объему использования алюминия отраслями экономики. Алюминий обладает низкой плотностью, привлекательным внешним видом, совместимостью с продуктами и напитками, высокой теплопроводностью, что делает его востребованным материалом для различных видов упаковки. В этой сфере главные позиции занимают пищевая фольга и алюминиевая банка для напитков: ежегодно производится более 230 млрд банок [9].

Электротехническая промышленность – один из важнейших потребителей алюминия, который использует этот металл для производства проводниковой продукции, линий электропередач, телефонных проводов, конденсаторов, радиолокаторов, корпусов электродвигателей небольшой мощности [2, 9].

На алюминиевых и магниевых электролизерах, а также на мощных дуговых печах для производства кремния и некоторых ферросплавов, для передачи больших токов используют шины из различных алюминиевых сплавов или из алюминия марки А5Е. Сейчас сечение таких шин достигает

значительных размеров, а стоимость составляет лишь одну треть от стоимости эквивалентных по проводимости медных шин. Поэтому использование алюминиевых шин ограничивают лишь геометрические размеры агрегатов [2].

Масштабы потребления алюминия для производства товаров народного потребления за последнее десятилетие резко возросли. Алюминиевые сплавы используют для производства изделий домашнего обихода, мебели, компонентов, деталей и корпусов бытовых товаров и техники. Алюминиевые сплавы обладают хорошей теплопроводностью и высокой прочностью, поэтому являются хорошим выбором для применения в системах обогрева, вентиляции и холодильных агрегатов. Алюминиевые сковороды и кастрюли, противни и чайники, жаровни и кашеварки практичны, дешевы, функциональны, легки и удобны в применении. К тому же алюминий обладает высокой теплопроводностью – она в 2,4 раза выше, чем у стали. Алюминиевая кастрюля поглощает только 7% получаемого тепла (в четыре раза меньше стальной) [9].

Большой интерес представляют алюминиевые порошки и гранулы самых разнообразных размеров и форм [9]. Их применяют в металлургии в качестве легирующих добавок, для изготовления полуфабрикатов и деталей путем их прессования и спекания, для получения ряда химических соединений алюминия, для синтеза металлоорганических соединений и катализа, для повышения коррозионной стойкости стальных и чугунных изделий, особенно в конструкциях, подверженных атмосферному воздействию, в качестве пигмента в покрытиях и красках, применяемых для окраски оборудования, а также в полиграфии.

Порошковая металлургия дает возможность значительно снизить стоимость деталей и увеличить коэффициент использования металла, так как деталь, полученная прессованием порошка в штампе, почти не требует последующей механической обработки. Алюминиевые порошки обладают лучшей способностью к уплотнению, чем порошки на железной основе. Это позволяет повысить прочность изделия и расширить возможности получения различных полуфабрикатов при такой же мощности прессового оборудования. Спеченные алюминиевые сплавы имеют уникальные характеристики, благодаря чему область их применения постоянно расширяется, заменяя в ряде случаев титан и высокопрочные марки стали [9].

Россия, являясь одним из мировых лидеров по производству первичного алюминия, по применению его в готовой продукции значительно отстает от стран Европейского Союза, Северной Америки, Китая. В то же время российские компании экспортируют не только первичный алюминий и сплавы, но и высокотехнологичные алюминиевые полуфабрикаты, листы и прутки из специальных сплавов для машиностроения. Наряду с этим достаточно велик импорт готовой потребительской алюминиевой продукции – фольги, строительных конструкций, мебельных профилей и фурнитуры, радиаторов [10].

#### Библиографический список

1. World Aluminium – Primary Aluminium Production [Электронный ресурс]. – Электрон. дан. – Режим доступа: <http://www.world-aluminium.org/statistics/>, свободный. – Загл. с экрана.
2. РУСАЛ [Электрон. рес.]. – Электрон. дан. – Режим доступа: <http://www.rusal.ru/>, свободный. – Загл. с экрана.
3. Сизяков В.М., Бажин В.Ю., Власов А.А. Состояние и перспективы развития производства алюминия//Металлург. 2010. №7. С. 4-7.
4. Как устроен алюминиевый рынок [Электронный ресурс]. – Электрон. дан. – Режим доступа: [http://aluminiumleader.ru/economics/how\\_aluminium\\_market\\_works/](http://aluminiumleader.ru/economics/how_aluminium_market_works/), свободный. – Загл. с экрана.
5. Обзор рынка алюминия. Алюминиевая ассоциация [Электронный ресурс]. - <http://www.aluminas.ru/upload/iblock/4ab/2016-aluminium-market-review.pdf> - 2016, свободный. – Загл. с экрана.
6. Руйга И.Р. Особенности инновационного развития алюминиевой отрасли Российской Федерации / И.Р. Руйга, Э.Ю. Хиревич. Концепт. – 2015. - № 8. – С. 35 – 42.
7. Галевский Г.В. Металлургия алюминия. Технология, электроснабжение, автоматизация: учеб. пособие. – 3-е изд., перераб. и доп. / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразудинов. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 529 с.
8. Алюминий. Тринадцатый элемент. Энциклопедия.– М.: Библиотека РУСАЛа, 2007.– 240 с.
9. Конечная алюминиевая продукция [Электронный ресурс]. – Электрон. дан. – Режим доступа: <http://aluminium-guide.ru/primenenie-alyuminiya-v-promyshlennosti-stroitelstve-i-bytu/>, свободный. – Загл. с экрана.
10. Алюминиевая Ассоциация России: год плодотворной работы [Электронный ресурс]. – Электрон. дан. – Режим доступа: <http://aluminium-guide.ru/alyuminievaya-associaciya-rossii-god-plodotvornoj-raboty/>, свободный. – Загл. с экрана.

## РАСЧЕТ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Zr-Fe-Si

Достаева А.М.<sup>1</sup>, Смагулов Д.У.<sup>2</sup>, Немчинова Н.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Карагандинский государственный технический университет,  
г. Караганда, Казахстан, artishok12@yandex.ru*

<sup>2</sup> *Казахский национальный исследовательский технический университет  
имени К.И. Сатпаева,  
Алматы, Казахстан, smagulov061@mail.ru*

<sup>3</sup> *Иркутский национальный исследовательский технический университет,  
Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru*

**Аннотация:** Для обеспечения требуемого уровня удельного электрического сопротивления и прочности Al-Zr проволоки, необходимо формировать заданную микроструктуру катанки путем оптимизации химического состава сплавов и режимов их плавки и литья, а также режимов деформационно-термической обработки катанки. Для анализа фазового состава сплава требуется система Al-Zr-Fe-Si. Расчетным путем (с использованием программы Thermo-Calc) анализирована фазовая диаграмма Al-Zr-Fe-Si. Были построены проекции поверхностей ликвидуса и солидуса. С использованием программы Thermo-Calc (база TTA17) рассчитаны и построены политермические и изотермические разрезы системы Al-Zr-Fe-Si в области концентраций 0–0,15%Fe, 0–0,09%Si, 0–0,47%Zr (масс.%). Расчеты показали, что в процессе кристаллизации и последующего охлаждения сплавов системы Al-Zr-Fe-Si в твердом состоянии, кроме твердого раствора на основе алюминия (Al) и известной фазы Al<sub>3</sub>Zr, образуются ряд новых фаз: Al<sub>3</sub>Fe, α-Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, β-Al<sub>5</sub>FeSi и др.

**Ключевые слова:** сплавы, программа Thermo-Calc, политермические и изотермические разрезы, твердый раствор алюминия (Al), фазовые диаграммы.

## CALCULATION AND PILOT STUDY OF PHASE TRANSFORMATIONS IN ALLOYS OF THE AL-ZR-FE-SI SYSTEM

Dostayeva A.M.<sup>1</sup>, Smagulov D.U.<sup>2</sup>, Nemchinova N.V.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Karaganda State Technical University,  
Karaganda, Kazakhstan, artishok12@yandex.ru*

<sup>2</sup> *Kazakh National Research Technical University after K.I. Satpayev,  
Almaty, Kazakhstan, smagulov061@mail.ru*

<sup>3</sup> *Irkutsk National Research Technical University,  
Irkutsk, Russia, ninavn@yandex.ru*

**Abstract:** For ensuring the required level of specific electric resistance and durability of the Al-Zr wire, it is necessary to form the set the rod iron microstructure by optimization of the alloys chemical composition and the modes of their melting and molding, as well as the modes of deformation of the rod iron heat treatment. To analyze the phase structure of an alloy there is required the Al-Zr-Fe-Si system. Be means of calculation (using the Thermo-Calc program) there was analyzed the Al-Zr-Fe-Si phase diagram. There were built projections of the surfaces of the liquidus and the solidus. With the use of the Thermo-Calc program (TTA17 base) there were calculated and built polythermal and isothermal sections of the Al-Zr-Fe-Si system in the field of concentration 0–0.15.% Fe, 0–0.09 % Si, 0–0.47 % Zr (mass. %). The calculations showed that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state, except the solid solution based on aluminum (Al) and the known Al<sub>3</sub>Zr phase, there were formed a number of new phases : Al<sub>3</sub>Fe, α-Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, β-Al<sub>5</sub>FeSi and others.

**Keywords:** alloys, Thermo-Calc program, polythermal and isothermal sections, aluminum (Al), phase diagram.

Recently in production of semi-finished products and products for the electrotechnical purpose a lot of attention is paid to alloys with zirconium additives. It is supposed that zirconium permits to increase

considerably the aluminum recrystallization temperature. It, in turn, is to provide operability of wires for electricity transmission air-lines at temperatures up to 300 °C. For ensuring the required level of specific electric resistance and durability of the Al-Zr wire, it is necessary to form the set the rod iron microstructure by optimization of the alloys chemical composition and the modes of their melting and molding, as well as the modes of deformation of the rod iron heat treatment. These factors determine the final level of mechanical and physical characteristics of the rod iron and the wire obtained from it which are regulated by the international IEC 62004 and ASTM B941-10 standards.

In the world power engineering there is observed a keen interest in thermally stable wires which are to combine high conductivity and sufficient durability remaining after heatings up to 300 °C. For solving this task the most prospective direction is developing low-alloyed aluminum alloys with a zirconium additive.

Developing aluminum alloys with the increased content of zirconium was considered within a long time only in relation to the technology of superfast crystallization (RS/PM). However, because of the high cost of the obtained semi-finished products, this method has did not find mass application. As an alternative to the RS/PM technology in N.A. Belov and A.N. Alabin's works [1, 2] it was proposed to use traditional foundry technologies for obtaining castings and ingots containing up to 0.6 % of Zr. It was shown that preparation of alloys with the increased content of zirconium requires the increased temperatures of melting and molding that was caused by the specifics of the diagram of state of the Al-Zr system characterized by a sharp temperature increase of the liquidus with this element concentration growth. Under such conditions it is very important to determine the optimum temperature of alloys molding in order not to permit to separate rough primary crystals of the equilibrium phase of  $Al_3Zr$  directly from fusion. It is also necessary to study the conditions of forming and separating from the based on aluminum supersaturated solid solution nanodimensional particles of  $Al_3Zr$  and other iron- and silicon-containing phases – reinforcers.

The increased amount of zirconium which is completely a part of nanoparticles of the  $Al_3Zr$  phase and other phases-reinforcers are to promote preservation of non-recrystallized structure of a wire at the increased temperatures and to achieve the set hardening level. However, the features of producing ingots and the rod iron, as well as the impact of the structural condition of the rod iron on its electric properties has not been studied yet. Thus, achieving the optimum combination of durability, resistance and thermal stability requires a complex study of regularities of the Al-Zr alloys structure impact, technological modes of producing and processing on their structure and properties.

To analyze the phase structure of an alloy there is required the Al-Zr-Fe-Si system. By means of calculation (using the Thermo-Calc program) there was analyzed the Al-Zr-Fe-Si phase diagram. There were built projections of the surfaces of the liquidus and the solidus (Figures 1, 2). It is seen from Figure 1, beginning already with a small concentration of zirconium there initially crystallizes aluminid ( $Al_3Zr$ ). At the same time the solidus projection is characterized by a very small extent of the multiphase zone

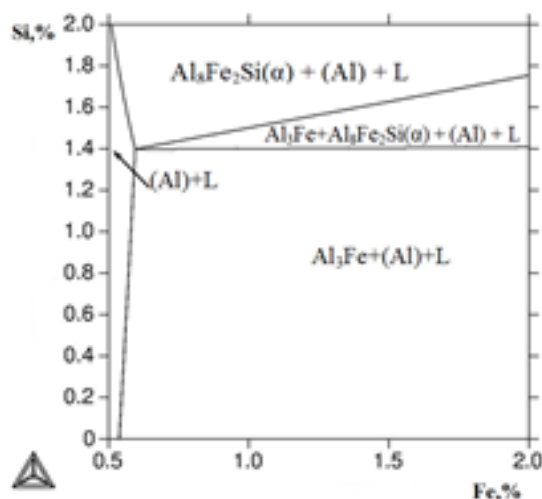


Figure 1 - Projection of the liquidus Al-Zr-Fe-Si system surface at 0.18 % Zr

The impact of zirconium on the boundaries of primary crystallization of intermetallic phases in this fourfold system at a constant concentration of one of the components is shown in Figure 2. The choice of the maximum concentration of these elements follows from this Figure.

At 1 % Fe the zone of primary (Al) crystallization significantly decreases.

It should be noted that the minimum temperature of the liquidus (at the point of the threefold eutectic  $L \rightarrow Al_3Fe + Al_3Fe_2Si - \alpha + (Al)$ ) increases at this.



The calculations and pilot studies showed that at fast cooling in the non-equilibrium conditions the forming of primary crystals of the  $Al_3Zr$  ( $L_{12}$ ) equilibrium phase directly from the fusion is suppressed, and in the solid state from the supersaturated aluminum solution there are separated secondary nanodimensional particles of the  $Al_3Zr$  ( $DO_{23}$ ) phase.

To calculate polythermal sections of the phase diagram of the multicomponent Al-Zr-Fe-Si system there was used the Thermo-Calc program (TCW-5 version, TTAL7 database).

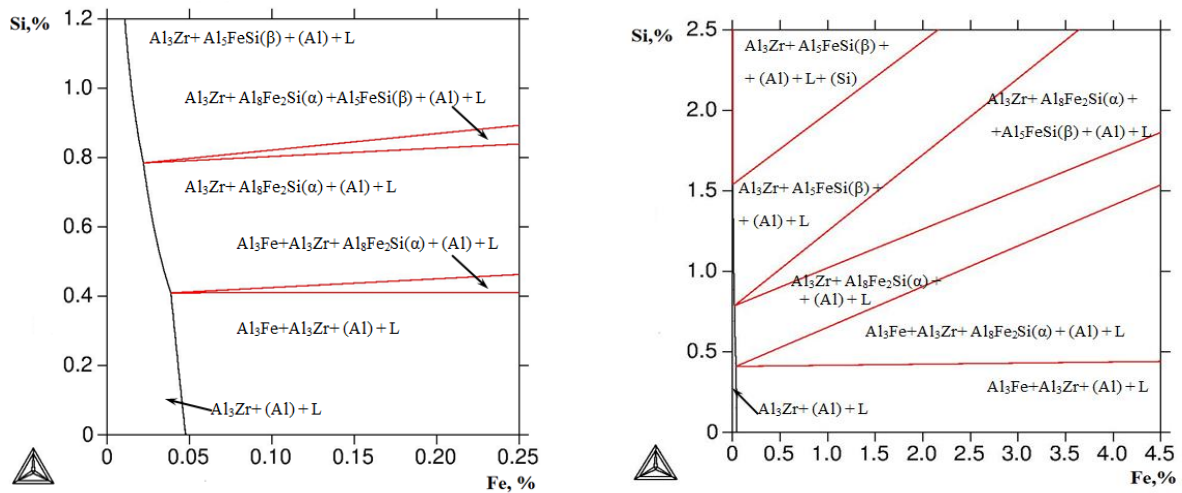


Figure 2 - Projections of the solidus Al-Zr-Fe-Si system surface at 0.38 % Zr

From the polythermal section of the Al-Zr-Fe system (Figure 3) at the content of zirconium 0.18 % it follows that the  $Al_3Fe$  compound is formed at the temperature about 630 °C [3]. The ultimate solubility of this element in (Al) makes about 0.005 %.

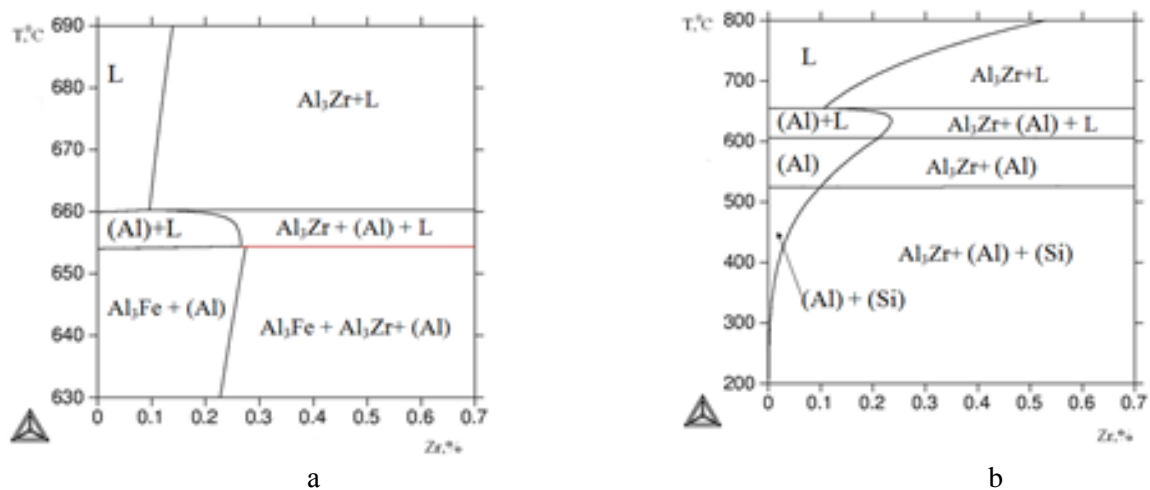


Figure 3 - Polythermal section of the diagram of state of the system:  
 a) Al-Zr-Fe with 0.18 % Zr    b) Al-Zr-Si with 0.18 % Zr

In the presented polythermal section (Figure 4, a) it is seen that at the content of zirconium 0.18 % in the corresponding alloy crystallization of the alloy is to begin with (Al) formation.

Polythermal sections (Figure 4, b) show that even small changes in the concentration of silicon and iron lead to essential changes in the phase structure [4]. In the process of increasing the content of silicon and iron there is formed the  $Al_8Fe_2Si$  phase which is in equilibrium with the aluminum solid solution. Increasing the content of zirconium up to 0.5 % has a significant effect on the structures of polythermal sections of the Al-Fe-Si-Zr system.

The impact of the temperature on the phase structure at different concentration is reflected by polythermal sections (Figure 6). These sections show that Zr increase the temperature of the liquidus from the side of aluminum

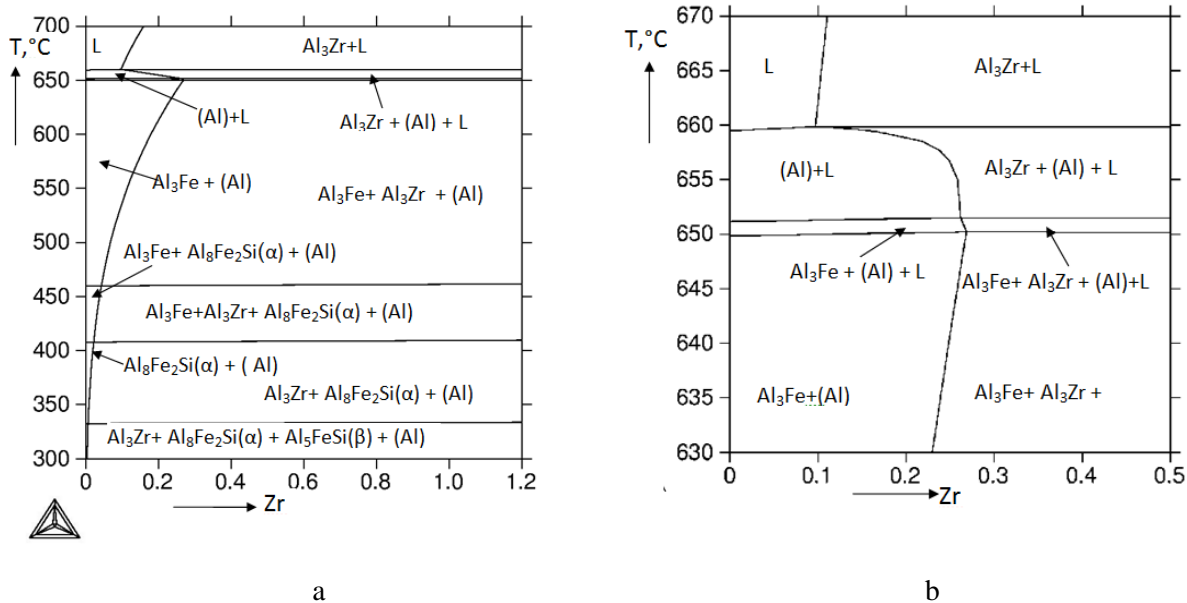


Figure 4 - Polythermal section of the diagram of state of the Al-Fe-Si-Zr system with 0.18 % Zr: a) general view; b) over 600°C

From polythermal sections it also follows that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state there take place multiphase reactions with participation of the following phases: (Al),  $Al_3Zr$  ( $L1_2$ ),  $Al_3Fe$  and other complicated composition ferrous phases ( $Al_8Fe_2Si-\alpha$ ,  $Al_5FeSi-\beta$ ). In the Al-Zr-Fe-Si system according to the calculation there are the following phase zones:  $Al_3Zr+L$ ,  $(Al)+L$ ,  $Al_3Fe + (Al)+L$ ,  $Al_3Zr+(Al)+L$ ,  $Al_3Fe + Al_3Zr+(Al)+L$ ,  $Al_3Fe + (Al)$ ,  $Al_3Fe + Al_3Zr+(Al)$ ,  $Al_3Fe + Al_8Fe_2Si-\alpha +(Al)$ ,  $Al_3Fe + Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha +(Al)$ ,  $Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+(Al)$ ,  $Al_8Fe_2Si-\alpha + Al_5FeSi-\beta + (Al)$ ,  $Al_3Zr+ Al_8Fe_2Si-\alpha + Al_5FeSi-\beta + (Al)$ .

The aluminum solid solution, depending on the structure and temperature, can be in equilibrium with the above-stated phases and participate in multiphase (eutectic, peritectic, eutectoid and peritectoid) reactions.

In the equilibrium conditions of cooling in the mention system alloys there take place complex four-phase ( $Al_3Fe+Al_3Zr+(Al)+L$ ,  $Al_3Fe+ Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+(Al)$ ,  $Al_3Zr+ Al_8Fe_2Si-\alpha+ Al_5FeSi-\beta + (Al)$  ) and three-phase ( $Al_3Fe+(Al)+L$ ,  $Al_3Zr+(Al)+L$ ,  $Al_3Fe + Al_3Zr+(Al)$ ,  $Al_3Fe + Al_8Fe_2Si-\alpha +(Al)$ ,  $Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+(Al)$ ,  $Al_8Fe_2Si-\alpha + Al_5FeSi-\beta + (Al)$ ) transformations.

The impact of zirconium is reflected by the section at 0.140 % Fe and 0.080 % Si from which it is seen that there crystallize new phases  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_5FeSi$ ,  $Al_3Fe$  in a rather small interval of temperatures (less than 10 °C). Already at 0.283 % Zr there appears the  $Al_3Zr$  phase.

The alloy with 0.18 % Zr at 400 °C falls in the  $(Al)+Al_3Fe$  phase zone. The phase composition of alloys with 0.2 % Zr and 0.3 % Zr consists of the  $Al_5FeSi$  phase and (Si).

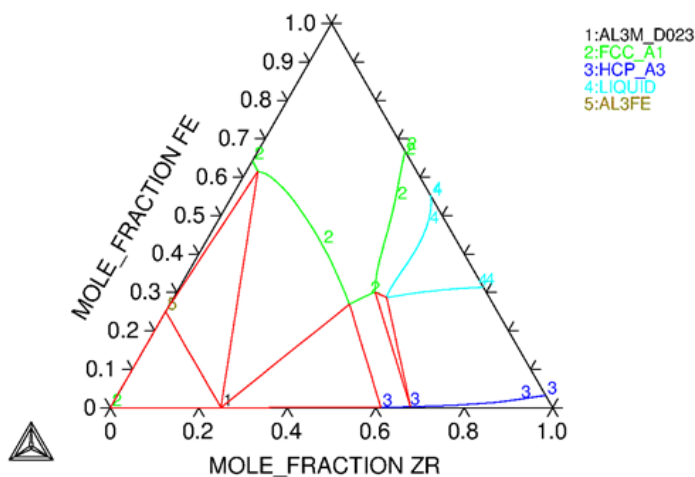


Figure 5 - Isothermal sections of the phase diagram of the Al-Zr-Fe system at 450 °C

The isothermal section at 450 °C (Figure 5) shows that at contents more than 0.18 % Zr the alloys are below the liquidus as they fall in the  $\text{Al}_3\text{Zr}+\text{L}+\text{Si}$  zone. With the temperature increase the liquid zone increases. The isothermal sections of the Al-Fe-Si-Zr system in the solid state are characterized by the existence of the following phase zones: (Al),  $\text{Al}_3\text{Fe}+(\text{Al})$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_3\text{Zr}+(\text{Al})$  [6]. With reducing the temperature the single-phase zone is narrowed.

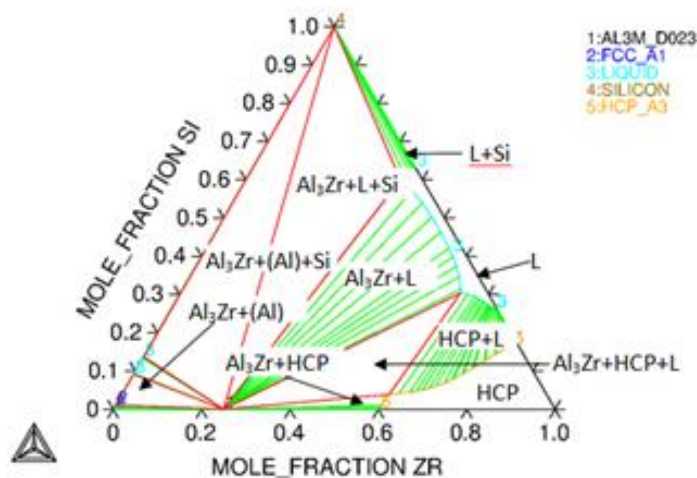


Figure 6 - Isothermal sections of the phase diagram of the Al-Zr-Si system at 600 °C

As it is seen from the isothermal sections in Figure 6 even small changes in the concentration of silicon and iron can lead to essential changes in the phase structure. For example, the alloy with 0.18 % Zr at 600 °C falls in the phase zone (Al)+ $\text{Al}_3\text{Fe}$ , and the alloy with 0.28 % Zr (with the increased content of zirconium) – to the zone (Al)+ $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ .

Zirconium is distributed between (Al) and  $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Ll}_2)$ . As it was shown in work [5,6], its presence in the aluminum solid solution (Al) most negatively impacts its electric resistance, and secondary allocations of the  $\text{Al}_3\text{Zr}$  phase define its thermal stability.

With the use of the Thermo-Calc program (TTA17 base) there were calculated and built polythermal and isothermal sections of the Al-Zr-Fe-Si system in the field of concentration 0–0.15.% Fe, 0–0.09 % Si, 0–0.47 % Zr (mass. %). The calculations showed that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state, except the solid solution based on aluminum (Al) and the known  $\text{Al}_3\text{Zr}$  phase, there were formed a number of new phases:  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ,  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  and others.

The aluminum solid solution, depending on the structure of then alloy and the temperature, can be in equilibrium with the above-stated phases and participate in multiphase (eutectic, peritectic, eutectoid and peritectoid) reactions.

In the equilibrium conditions of cooling in the alloys of the specified system there take place complex four-phase ( $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_3\text{Zr}+(\text{Al})+\text{L}$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_3\text{Zr}+\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha+(\text{Al})$ ,  $\text{Al}_3\text{Zr}+\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha+\text{Al}_5\text{FeSi}-\beta+(\text{Al})$ ) and three-phase ( $\text{Al}_3\text{Fe}+(\text{Al})+\text{L}$ ,  $\text{Al}_3\text{Zr}+(\text{Al})+\text{L}$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_3\text{Zr}+(\text{Al})$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}+\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha+(\text{Al})$ ,  $\text{Al}_3\text{Zr}+\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha+(\text{Al})$ ,  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha+\text{Al}_5\text{FeSi}-\beta+(\text{Al})$ ) transformations.

#### References

1. Belov N.A. Optimization of structure and composition of constructional foundry aluminum alloys of the eutectic type. Diss... Doc. Eng. – M., 1994. - 328 p.
2. Alabin A.N. Studying and developing aluminum alloys with zirconium additive strengthened without tempering. Diss... Cand.Tech.Sci. – M.: MISiS. - 2005. –150 p.
3. Smagulov D.U., Amenova A.A., Dostayeva A.M. Алюминийдің жаңа ыстыққа төзімді өнеркәсіптік қорыпаларының құрамын оптимизациялау //Proc. of the International scientific and practical conference "Science and education as the leading factors of Strategy "Kazakhstan 2050"//Saginov's readings. - Karaganda, 2013.- No.5. – P. 209-211.
4. Smagulov D.U., Amenova A.A., Dostayeva A.M. Optimization of the composition of new industrial economically alloyed heat-resistant alloys of aluminum//Proc. of the IX International scientific and practical conference "Modern Scientific Achievements-2013". – Czech Republic; Prague: Publishing House "Education and Science". - 2013. – P. 5-11.
5. Zakharov A.M. Industrial alloys of non-ferrous metals. Phase structure and structural components. - M.: Metallurgy, 1980. – 256 p.

6. Elshibekov R.B., Tazhibayev E.R., Dostayeva A.M. Research Of Phase Structure Of Alloys Of The Al-Zr-Fe-Si System In The Firm State// Proceedings of the International scientific-practical conference "Science integration, education and production - basis of the implementation of the Plan of the nation(Saginov's readings № 8 " – Karaganda, Kargtu, 2015. – P.168-169.

УДК 669.71

## СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЛИЗА И КОНСТРУКЦИИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ

Крюковский В.А.<sup>1</sup>, Сиразутдинов Г.А.<sup>1</sup>, Минцис М.Я.<sup>2</sup>, Поляков П.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ОК «РУСАЛ», г. Москва, Россия, saz-a-saaz@rusal.com  
<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru  
<sup>3</sup>Сибирский федеральный университет,  
г. Красноярск, Россия, office@sfu-kras.ru

*Аннотация:* Приведены сведения о совершенствовании технологии электролиза и конструкций электролизеров в период с 1960 года по настоящее время.

*Ключевые слова:* алюминий, электролитическое производство, технология, конструкции, электролизер.

## IMPROVEMENT OF TECHNOLOGY OF ELECTROLYSIS AND DESIGNS OF ELECTROLYZERS IN ALUMINIUM PRODUCTION

Kryukovskiy V.A.<sup>1</sup>, Sirazutdinov G.A.<sup>1</sup>, Mintsis M. Ya.<sup>2</sup>, Polyakov P.V.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>OK «RUSAL», Moscow, Russia, saz-a-saaz@rusal.com  
<sup>2</sup>Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru  
<sup>3</sup>Siberian federal university,  
Krasnoyarsk, Russia, office@sfu-kras.ru

*Abstract:* Data on improvement of technology of electrolysis and designs of electrolyzers are provided to the period since 1960 till present.

*Keywords:* aluminum, electrolytic production, technology, designs, electrolyzer.

В докладе кратко отражена история советской алюминиевой промышленности, представленная в решениях главных технических проблем за более чем полувековой период, с начала 60-х годов, когда были построены мощные гидроэлектростанции и алюминиевые заводы в Иркутске, Новокузнецке, Волгограде (1959 – 1963 гг.), Красноярске (1964 г.), Братске (1966 г.), Турсун Заде (1975 г.), Саяногорске (1985 – 1995 гг.).

До середины 60-х годов техническим лидером советской алюминиевой промышленности был пущенный в 1943 г. Новокузнецкий алюминиевый завод (НКАЗ). В 1963 г., после ввода в эксплуатацию электролизеров с верхним токоподводом на силу тока 130,0 и 150,0 кА, на заводе был создан экспериментально-производственный цех (ЭПЦ), который в тесном содружестве с Всесоюзным алюминиево-магниево-институт (ВАЗМИ), внес решающий вклад в разработку и освоение технологии и техники электролиза. Разработки стали в дальнейшем основой развития промышленности. Так, совместно с научно-исследовательским институтом железобетона (НИИЖБ) (В.Н. Самойленко, В.Г. Харченко) начиная с 1965 г. были разработаны безанкерные электролизеры с железобетонными днищами, а также с химически стойкими керамическими блоками. Ванны были внедрены в широком масштабе. В 1964-1966 гг. выполнены испытания электролизеров с искусственной настелью, целью которых было увеличение катодной плотности тока и, следовательно, выхода по току;

– в 1964-1966 гг. проводились испытания электролита с добавками солей лития (Ануфриева Н.И., Башкатова А.), которые показали, что при содержании 4 % карбоната лития производительность электролизера может быть повышена на 4-5 % за счет увеличения силы тока; результаты были

подтверждены испытаниями на Красноярском алюминиевом заводе (КрАЗе) в 1968 г. (Куликов Ю.В.);

- под руководством ВАМИ с 1967 по 1970 гг. (А.М. Цыплаков) проводились исследования различных вариантов ошиновки электролизеров, в результате которых появилась асимметричная двухсторонняя ошиновка, применяемая на всех типах электролизеров с анодами Содерберга;
- в 1966 г. была разработана, испытана и внедрена система охлаждения жидкой фазы анода (М.А. Коробов, И.М. Кравцов);
- в 1962-1963 гг. совместно с Сибирским отделением АН (Н.С. Осташевская) проводились исследования применимости антрацитов Листвянского и Горловского месторождений (Новосибирская область) для производства катодных блоков. В настоящее время антрациты этого месторождения являются основным сырьем для Новосибирского электродного завода (НовЭЗ);
- проводились широкие исследования применения нефтяного кокса для производства анодной массы. В настоящее время этот кокс является основным сырьем для производства анодов;
- в 1962-1963 гг. совместно с коксохимиками Западно-Сибирского металлургического комбината (ЗСМК) (А.Н. Патрушев, М.Я. Минцис) была разработана новая марка пека с повышенной температурой размягчения, которая широко используется в промышленности;
- в 1987 г. была разработана рецептура и освоена технология производства холодно-набивной подовой массы, которая успешно внедрена в производство;
- разработана рецептура и освоена технология сухой и подштыревой анодной массы (М.Я. Минцис, С.В. Котиков);
- в 1968 г. совместно с компаниями «Сименс» и «Прокон» (Норвегия) впервые в России осуществлена полная автоматизация производства анодной массы;
- проведены испытания шинного кремниевого преобразователя, которым затем были оснащены несколько подстанций на заводах отрасли;
- проведены исследования модуляции тока в часы максимума нагрузок в энергосистеме. Установлено, что снижение тока в пределах 10-15 % на 3 часа не оказывает существенного влияния на состояние технологии и показатели процесса;
- в 1963 г. смонтирована комплексная установка автоматизации электролиза типа КУА-670, разработанная в ВАМИ (Г.В. Форсблом, В.И. Штерн, А.С. Деркач) и изготовленная НИИ «Союзцветметавтоматика» (СЦМА) (Б.В. Рабинович, Р.В. Меликянц). На ее основе в течение нескольких лет все серии завода были оснащены системами автоматизации типа «Алюминий-1» и «Алюминий-3.
- в 1967-1970 гг. впервые были оснащены МГД-устройствами перемешивания металла миксеры, что повысило качество выпускаемой продукции и содействовало освоению новых видов сплавов (М.Я. Минцис, В.М. Белых).

Кроме производственных новаций, Новокузнецк стал кузницей кадров алюминиевой промышленности. Опыт НкАЗа по подготовке специалистов через институт технико-экономических знаний, ежеквартальные конференции молодых специалистов, поощрения и стимулирования подготовки научных степеней и званий, выпуск печатных работ и т.д. и сегодня актуален и может быть использован в современных условиях. На основе выполненных работ защитили кандидатские диссертации многие специалисты завода (А.И. Бесштанов, Г.А. Сира-зутдинов, М.Я. Минцис, И.М. Кравцов, С.Е. Петрашкевич и многие другие); за время работы экспериментального цеха было выпущено 3 сборника описаний научно-исследовательских работ, выполненных на заводе; был подготовлен и издан (М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов, А.С. Беляев, М.Л. Башкатов, О.К. Востоков, В.П. Кадричев и др.) ряд учебных пособий, широко известных в отрасли.

Ввод новых мощностей сопровождался постановкой новых задач. В 1968-1969 гг. на Красноярском алюминиевом заводе (КрАЗе) были пущены 2 опытно-промышленных корпуса электролиза – №7 с широким анодом на силу тока 155 кА и №8 с обожженными анодами на силу тока 110 кА. Электролизеры корпуса №7 имели анод 3600x6500 мм, 6 рядов составных сталеалюминиевых штырей, колокольный и панельный газоотсосы. Цель – освоение мощных электролизеров с меньшей длиной и, соответственно, с меньшей степенью МГД-возмущений вдоль продольной оси электролизера. Искушение было велико, хотя испытание таких электролизеров на НкАЗе на токе 130 кА показали неудовлетворительные результаты.

Цель достигнута не была: исследователи недооценили затрудненность условий тепломассопереноса на электролизере с широким анодом. Это обусловило высокий перегрев анода в центре и низкий выход по току. Вследствие конструктивных недостатков не был освоен панельный газоотсос, возросли трудозатраты в обслуживании широкого анода.

Корпус электролиза с обожженными анодами (ОА) №8 был первым в СССР на силу тока ~ 100 кА с анодной плотностью тока  $i_a \sim 1 \text{ А/см}^2$  и рассматривался как прототип последующего перехода промышленности на ОА, интенсивно ведущегося на Западе и разрабатываемого в проекте нового

Таджикского алюминиевого завода (ТадАЗа). Высокая анодная плотность тока и нечищенные ниппельные гнезда сборных (по 3 шт. на одном анододержателе) анодов стали причиной массовых (~100 шт/сут) обрывов анодов в корпусе №8. Тем не менее, в ходе эксплуатации были освоены новая конструкция электролизера со шторным укрытием, устройство перетяжки анодной рамы, технология «сухого» пуска (на графитовых подставках для пуска первого электролизера ТадАЗа, биметаллические (сваренные взрывом) пластины в контакте штанга – «паук» и др.

С пуском опытно-промышленных корпусов КрАЗ стал полигоном создания и совершенствования новой техники и технологии. Для научно-технического обслуживания этих корпусов и освоения проектных мощностей была создана исследовательская группа ВАМИ на КрАЗе (рук. В.А. Крюковский), работавшая в тесном контакте с ОЭЦ КрАЗа. Тогда же 1969-1970 гг. начались первые договорные научно-исследовательские работы с Красноярским институтом цветных металлов (КИЦМ), Красноярским политехническим институтом (КПИ), Московским институтом стали и сплавов (МИСиС).

Тематика НИР и ОКР периода 1969-1986 гг. включала работы, в основном, промышленной направленности:

1. Способы пуска электролизера после капремонта, на «холодной» подине, на форсунках, с использованием расплавляемого шунта. Испытания криолита с содержанием калия до 7%, полученного на Ачинском глиноземном комбинате (АГК) из отработанных подовых блоков; испытания глиноземной засыпки в цоколе катода (Г.Д. Козьмин, Н.П. Герашенко) 1974-1978 гг.

2. Испытания гашения анодных эффектов сжатым воздухом (В.В. Крюков, В.А. Крюковский) 1968-1970 гг.

3. Внедрение совместно с Красноярским металлургическим заводом (КрАМЗ) технологии производства алюмо-марганцевой лигатуры, сплавов алюминий – бор, алюминий – кремний на электролизерах (А.А. Абрамов, Г.Г. Кузьмин, Д.С. Прутсков) 1972-1975 гг.

4. Испытания измерителя массы Al электромагнитным способом: КПИ (Г.Я. Шайдуров, А.И. Громько) 1976-1978 гг.

5. Испытания эффекта Дилера: увеличение электропроводности расплава электроимпульсным ударом (совместно с ЦКБ «Геофизика»)

6. Испытания и внедрение электролизеров типа С-8Б с низким расходом электроэнергии, С-8БМ и различных схем ошиновки (А.М. Цыплаков, Г.С. Пряхин).

Не все темы закончились успешно, но часть из них сохранила актуальность до настоящего времени. НИР, проводившиеся совместно с КИЦМом, под руководством П.В. Полякова, носили больше фундаментальный, исследовательский характер. Это были исследования гидродинамики магниевого и алюминиевого электролизеров, механизма зарождения пузырьков  $Cl_2$  и  $CO_2$  на угольных, графитовых и металлических электродах, их коалесценции и схода, определение скоростей схода под анодом и всплывания пузырьков, газонаполнения, поля скоростей жидкости, создаваемой движением газовой фазы, динамики процессов растворения и переноса глинозема, концентрационного поля глинозема и др. Часть этих работ была выполнена на промышленных электролизерах КрАЗа в 1973-1986 гг.

Так в Красноярске создалось научное направление «Массо- и теплоперенос при электролизе расплавленных солей», часть работ в котором служила теоретической базой для развития технологии получения алюминия и магния, часть которой составляли испытания технологий и конструкций электролизеров. На базе этих работ в 1970-1990 гг. было защищено много кандидатских и докторских диссертаций. Научные темы:

– В.В. Бурнакин, В.М. Можаяев, Н.Л. Гронь «Роль теплоты Пельтье при высокотемпературном электролизе, температурный приэлектродный пограничный слой»;

– В.В. Бурнакин, В.А. Крюковский, В.М. Можаяев, В.М. Шестаков, В.Ю. Бузунов «Газогидродинамика и массоперенос при электролитическом получении алюминия и магния»;

– В.М. Можаяев, Э.М. Гильдебрандт «Теплопроводность криолитоглиноземных и других расплавов»;

– А.М. Орлов, Г.А. Котельникова «Термодинамика и кинетика электродных процессов при получении магния»;

– Л.А. Исаева, Ю.Г. Михалев «Диффузионный слой у жидкого и твердого электродов в расплавленных солях», «Режимы самопроизвольной поверхностной конвекции (эффект Марангони)»;

– В.И. Заливной «Роль серы в процессе получения алюминия электролизом»;

– В.М. Савинов, С.Я. Черепанов «Совершенствование технологии рафинирования алюминия»;

– Г.Д. Козьмин «Электролизер с глиноземной футеровкой»

– В.А. Крюковский «Разработка научных основ и технологии производства алюминия на электролизерах большой мощности»;

– П.В. Поляков – создание на базе перечисленных работ концепции об электролизере как о диссипативной системе.

Многие исследования оказались полезными и востребованными промышленностью, однако недостаток знаний и опыта по эффективной эксплуатации электролизеров с ОА (что ярко проявилось на ТадаЗе) потребовал новых подходов и концентрации усилий инженерного корпуса. В октябре 1986г была разработана Программа «Важнейшие научно-исследовательские, проектно-конструкторские и опытно-промышленные работы по созданию и внедрению автоматизированных электролизеров большой мощности соответствующих лучшим зарубежным образцам». Программа предусматривала:

– изучение комплекса взаимодействия тепловых, электрических, магнитных и гидродинамических полей на базе физического и математического моделирования и выдача технологических регламентов для проектирования серий электролизера, в т.ч. разработки матмодели распределения токов и магнитной индукции; программу расчета поля скоростей расплава, тепловых и электрических полей электролизера, расчетов МГД-устойчивости.

К работе были привлечены Институт физики Латвийской АН (И.М. Кирко, Э.В. Щербинин), Вычислительный центр Латвийского госуниверситета (Р. Бояревич), Башкирский государственный университет (В.Т. Иванов, С.А. Щербинин), КИЦМ, КПИ (Е.Н. Панов), УФ института машиноведения, Харьковский Госуниверситет (И.Д. Борисов), Центральное конструкторское бюро «Геофизика». В соответствии с Программой в 1987-1994 гг. были проведены также:

– промышленные испытания ряда конструкций электролизеров на 175 кА (с поперечным расположением, с использованием опыта Пешине, с продольным – со стояком посередине, со шпангоутным катодным кожухом, с катодными моноблоками и изоляцией блюмсов вне проекции анода и др.) (Ю.Н. Колосов, В.Н. Шрамко, Б.С. Дыблин); модернизированный электролизер на 255 кА с узкой шахтой и новой системой ошиновки (А.П. Спиридонов, В.Н. Шрамко), с системами транспорта и питания глиноземом (АПГ), с управлением групповыми и индивидуальными микропроцессорами. Были запланированы (но, к сожалению, остались невыполненными) освоение производства глинозема песчаного типа на Николаевском, Павлодарском и Богословском глиноземных заводах; разработка новых футеровочных материалов, оснащение ВАМИ и опытных участков заводов новыми приборами и средствами измерений токораспределения, магнитной индукции, температуры электролита и его перегрева и др.

Смежным министерствам было поручено разработать машины для загрузки глинозема, установки для резки, обработки и сварки шин в сильных магнитных полях, рукавные фильтры и установки очистки газов, комплекс трансформаторно-преобразовательного оборудования и др. Программа заканчивалась разработкой проекта типовой серии электролиза на 255 кА – соответствующей мировому уровню (Ю.А. Матвеев, Ю.Н. Колосов). Несмотря на то, что отдельные пункты Программы не были выполнены (АПГ «Технолог», глинозем песчаного типа, катодные блоки для бесшовной подины, матмодель с учетом ферромагнетиков), она стала поворотным этапом в развитии электролизеров большой мощности. Результатом ее выполнения могут служить успешные пуски и ускоренный выход на проектные показатели всех типов электролизеров на Саянском алюминиевом заводе (СаАЗе) в период 1988-1995 гг. Материалы выполненных работ находятся в архиве ВАМИ и практически не используются в настоящее время.

Следующим поворотным этапом по совершенствованию электролизеров с анодом Содерберга был контракт КраЗ – ВАМИ – Кайзер (В.И. Савинов, М.П. Петухов, Ю.А. Матвеев, А.С. Точилов, С. Манактала, В.Ю. Бузунов, З. Пранженберг, Д. Джонсон и др.). Кроме освоения ряда технических новаций (технология «сухого» анода, АПГ, АСУТП «Селлтрол», механизация чистки, правки и перестановки анодных штырей, сухая очистка газов и др.) фирма Кайзер содействовала интеграции красноярской школы в мировые сообщества: участие в конференциях общества TMS, международные конференции по электролизу, глинозему, электродам; обучение и стажировки за рубежом и др. В 1994 г была организована первая международная конференция «Алюминий Сибири».

Свой вклад в совершенствование техники и технологии электролиза с самообжигающимся анодом внесли также Волгоградский алюминиевый завод (ВгАЗ), Иркутский алюминиевый завод (ИркаЗ), Братский алюминиевый завод (БрАЗ). На ВгАЗе в 1966-1968 гг. были разработаны и внедрены технология и оборудование газового обжига подин электролизеров после капитального ремонта, освоены технология электролитического рафинирования и производства порошков, в 1990-1994 гг. разработан и внедрен контроль МГД-устойчивости электролизера путем анализа пульсаций напряжения, установлена связь состава электролита и температуры перегрева (В.В. Крюков, А.К. Ногай). На ИркаЗе в 1963-1964 гг. была разработана и внедрена с большим экономическим эффектом технология обжига анодов с использованием подставок дифференцированного сечения (А.И. Бегу-

нов), на БрАЗе в 1997-2000 гг. (Б.С. Громов, А.Г. Баранцев) – конструкция катода С-8Б с использованием современных материалов (моноблоков Carbon Savoie, углерод-карбидкремниевых бортовых блоков, шпангоутных катодных кожухов, новых трехстоячных схем ошиновки и др.).

Отдельного рассмотрения заслуживает история совершенствования технологии и конструкции электролизеров с ОА на Саяногорском алюминиевом заводе. Начало его строительства 1980-1984 гг. совпало с расстройством технологии на ТадАЗе и апогеем критики института ВАМИ. В этих условиях руководство СаАЗа приступило к созданию собственного электролизера типа «В», «ДВ» и технологии АПГ «Технолог» (питание глиноземом поочередным перемещением вверх – вниз анодных рядов). Для выполнения этих работ на СаАЗе был создан инженерный центр (А.М. Иванов), построен опытный участок на 3 электролизера типа «В» и «ДВ», в корпусе 2-40 электролизеров с АПГ типа «Технолог». Все работы были засекречены, технические решения принимались единолично, без глубокой инженерной проработки и привели к отрицательным результатам.

В 1991г. на СаАЗе (Г.А. Сиразутдинов) был введен в эксплуатацию уникальный опытный комплекс для испытаний новых типов электролизеров. Комплекс был оснащен системой энергоснабжения на параметрических источниках тока, позволяющей поддерживать без колебаний силу тока до 500 кА при любом напряжении на серии, комбинированной газоочисткой, оригинальной конструкцией строительной части, позволяющей перемещать катодные шины с целью оптимизации МГД полей электролизера. Испытания начались с двух конструкций С-300 ВАМИ и С-300 VAW Германия. Проведенные эксперименты и исследования много дали конструкторам, проектировщикам и технологам и весь полученный опыт и знания был использован в последующем при разработке технологии РА-300, РА-400 и, наверное, РА-500.

Такова вкратце история совершенствования технологии и конструкции электролизеров большой мощности. Сегодня эту работу продолжает инженерно-технологический центр (ИТЦ) – единственный инжиниринговый центр РУСАЛа, который должен выполнять функции академических институтов (фундаментальные исследования в области инертных анодов, нефтяных пеков и др.), отраслевых институтов по производству и переработке алюминия и сплавов на его основе (ВАМИ, ВИЛС, ВИАМ – прикладные исследования и разработки) и опытно-экспериментальных цехов заводов (испытания и освоение проектных показателей). Фактически ИТЦ концентрируется на разработке, испытаниях и освоении проектных показателей, опираясь на собственные силы без широкого привлечения к разработке эксплуатационного персонала – заказчика и будущего пользователя разработки. При этом разрывается прямая и обратная связь разработчиков и пользователей, снижается качество проекта и удлиняются сроки его освоения. По этим причинам разработка анода «ЭкоСодерберга» затянулась более, чем на 10 лет, а требуемый объем выбросов пока не достигнут. Есть и положительные результаты: сегодня электролизеры Содерберга с технологией сухого анода и с энергосберегающим катодом по мощности превосходят мировой уровень.

Электролизеры с ОА РУСАЛа РА300, РА400 (руководители В.В. Пингин, С.И. Ахметов, А.В. Завадяк) по всем показателям, кроме расхода электроэнергии, соответствуют заявленным проектным показателям и показателям западных компаний. Неиспользованные (или не полностью использованные) резервы обусловлены качеством сырья – глинозема, кокса, пека и соответственно анодов, катодных блоков. Сегодня базовые решения по технологии и конструкции мощных электролизеров с ОА, в основном, найдены, остается тонкая доводка в управлении качеством энергоснабжения, АСУТП, в использовании сырьевых материалов, соответствующих требованиям.

В области стратегических разработок предстоит доведение до промышленных кондиций инертного анода (А.О. Гусев) и создания с его использованием электролизера с биполярными электродами. В этой области представляется целесообразным расширить поле исследований и круг исследователей. Опыт разработки электролизеров большой мощности, о чем было сказано выше, показал, что серьезные проблемы требуют многосторонних усилий, привлечения широкого круга специалистов различных направлений.

Об этом же свидетельствует отрицательный опыт инженерного центра Саяногорского завода периода 1987-1990 гг. при разработке электролизера «В», «ДВ», АПГ «Технолог». ИТЦ РУСАЛ должен максимально использовать весь доступный ресурс институтов Минобразования и РАН, опытных и не востребованных специалистов ВАМИ и промышленности, архив института ВАМИ, мировой и отечественный опыт.

Все в этой жизни делают люди. Становление и развитие Российской алюминиевой промышленности связано с беззаветной преданностью делу таких специалистов как Н.А. Калужский, А.А. Володин, М.М. Ветюков, Г.В. Форсблом, А.М. Цыплаков, Н.А. Емельянов, М.А. Коробов, М.Б. Раппопорт, Ю.Д. Журавин, С.М. Мещеряков, П.В. Поляков, В.И. Савинов и др.



## РАСЧЁТ ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДОУГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ

Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В.

*Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru,  
n.a.spirin@urfu.ru, v.v.lavrov@urfu.ru*

***Аннотация.** Выполнена разработка математических моделей процесса обжига рудугольных окатышей на конвейерной машине. Структура рудугольных окатышей представляет собой сферу, состоящую из равномерно распределённых гранул руды, известняка и топлива. Рассмотрены вопросы теплообмена между газом и материалом, дано описание явлений сушки и охлаждения материалов, процессов окисления рудных составляющих окатышей, диссоциации известняка и горения топливных составляющих материала.*

***Ключевые слова:** слоевой процесс, теплообмен, гранулы окатыша, математическое описание, инженерные модели.*

## CALCULATION OF THE BURNING ORE-COAL PELLETS PROCESS ON A CONVEYOR MACHINE

Shvydkiy V.S., Yaroshenko Yu.G., Spirin N.A., Lavrov V.V.

*Yeltsin Ural Federal University (UrFU)  
Ekaterinburg, Russia, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru,  
n.a.spirin@urfu.ru, v.v.lavrov@urfu.ru*

***Abstract.** The development of mathematical models for the roasting of ore-coal pellets on a conveyor machine is performed. The structure of ore-bearing pellets is a sphere consisting of uniformly distributed pellets of ore, limestone and fuel. The problems of heat exchange between gas and material are considered, the phenomena of drying and cooling of materials, processes of oxidation of ore constituents of pellets, dissociation of limestone and combustion of fuel constituents of the material are described.*

***Keywords:** layer process, heat exchange, granules of pellet, mathematical description, engineering models.*

Математическое моделирование находит широкое применение при анализе и совершенствовании процессов агломерации и обжига железорудных окатышей на обжиговых машинах [1–6]. При этом физико-химические превращения, протекающие в слое, учитываются косвенно через кажущиеся теплоемкости. В то же время разработка новых технологий процесса обжига и новых конструкций агрегатов для получения железорудного сырья требует более подробного анализа закономерностей развития фазовых и химических процессов в обрабатываемом материале. В наибольшей степени эти потребности проявляются при изучении влияния технологических и теплотехнических факторов на процессы восстановления железосодержащих компонентов шихты (процессы металлизации), при обжиге офлюсованных рудугольных окатышей.

Все многообразие процессов, протекающих при обжиге таких окатышей, учесть трудно (практически невозможно). С другой стороны, в этом нет необходимости, поскольку гомоморфизм объекта (агрегата) в его модель имеет место, если изображение процесса в агрегате сохраняет наиболее существенные свойства реального объекта и передает их в математической форме. Поэтому в математической модели процесса обжига целесообразно учитывать лишь те процессы, параметры которых можно проверить экспериментально, а именно: процессы сушки окатышей, окисления и восстановления рудных составляющих шихты, диссоциации известняка, взаимодействия углерода топлива окатышей с компонентами газовой фазы, с диоксидом углерода, образующейся при диссоциации известняка и т.п. Все процессы явления, не включенные в модель, учитываются через параметры адаптации модели.

Если считать, что все физико-химические процессы протекают в объеме окатышей, каждый из которых представляет собой сферическую частицу, состоящую из равномерно распределенных гра-

нул руды, известняка и топлива, радиусы которых составляют соответственно  $r_p$ ,  $r_m$  и  $r_t$ , то представляемая ниже система уравнений определяет ядро математической модели.

*Уравнение баланса тепла газов*

$$\begin{aligned} -G_{с.г.} \left[ (c_{с.г.} + c_{п.х} + c_{вл.и} \eta (l - l_0)) \frac{\partial t_{г.}}{\partial y} + c_{п.}(t_{г.} - t_{м.}) \frac{\partial x}{\partial y} \right] = \\ = \frac{\alpha_{F_1}}{m} F_1 (t_{г.} - t_{м.}) - L_{п.} \frac{\partial G_{п.}}{\partial y} (l - l_0); \end{aligned} \quad (1)$$

здесь

$$\eta(l - l_0) = \begin{cases} 0 & \text{при } l < l_0; \\ 1 & \text{при } l \geq l_0, \end{cases}$$

где  $y$  и  $l$  – координаты по высоте (по ходу газа) и по длине слоя;

$l_0$  – координата начала зоны охлаждения;

$G_{с.г.}$  – массовая скорость сухого газа;

$G_{п.}$  – плотность орошения в зоне охлаждения;

$x$  – влагосодержание газа;

$u$  – содержание воды в водовоздушной смеси;

$\alpha_{F_1}$  – коэффициент теплоотдачи от газа к окатышам;

$F_1$  – удельная поверхность (средняя) окатышей;

$L_{п.}$  – тепловой эффект испарения воды;

$m$  – коэффициент массивности, который равен

$$m = 1 + \text{Bi}_k/5 = 1 + \alpha_{F_1} r_k / (5\lambda_k),$$

где  $r_k$  – эквивалентный по поверхности радиус окатыша;

$\lambda_k$  – коэффициент теплопроводности окатышей; остальные обозначения являются общепринятыми.

Массовую скорость сухого газа можно представить в виде произведения:  $G_{с.г.} = \rho_{с.г.} v_{0г.}$ , причем плотность сухого газа ( $\rho_{с.г.}$ ) является аддитивной функцией его состава, а скорость фильтрации ( $v_{0г.}$ ) зависит от температуры и давления газа.

*Уравнение теплообмена*

$$\begin{aligned} \frac{G_{м.}}{3,6H_{сл.}B_{г.}} (c_{м.} + C_{вл.}W) \frac{\partial t_{м.}}{\partial l} = \frac{\alpha_{F_1}}{m} F_1 (t_{г.} - t_{м.}) + \frac{G_{м.}L_{п.}}{3,6H_{сл.}B_{г.}} \frac{\partial W}{\partial l} + \\ + \lambda_{эф.} \frac{\partial^2 t_{м.}}{\partial y^2} + \sum_i q_i f_i, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $G_{м.}$  – производительность машины по сухой шихте, т/ч;

$H_{сл.}$  – высота слоя;

$B_{г.}$  – ширина слоя (тележки);

$W$  – влажность окатышей;

$\lambda_{эф.}$  – коэффициент эффективной теплопроводности слоя;

$q_i$  – тепловой эффект  $i$ -го химического процесса;

$f_i$  – интенсивность протекания  $i$ -го химического процесса.

*Изменение давления газа по высоте слоя*

$$\partial p_{г.} / \partial y = - \zeta_{сл.} \rho_{г.} v_{0г.}^2 / (4r_k); \quad (3)$$

здесь

$$\rho_{г.} = \frac{\rho_{с.г.} + \rho_{п.}x + \rho_{вл.и} \eta (l - l_0)}{1 + x + u \eta (l - l_0)}, \quad r_k = d_k/2,$$

а коэффициент сопротивления слоя принимают, например, по данным работы [2]:

$$\zeta_{сл.} = (3300/\text{Re}_{сл.}) + 16; \quad \text{Re}_{сл.} = \rho_{г.} v_{0г.} d_k / \mu_{г.}$$

В зависимости от физического смысла граничных условий выражения (3) под  $p_{г.}$  понимается либо абсолютное, либо избыточное давление.

Уравнение "влагообмена"

$$-\frac{G_m}{3,6H_{\text{сн}}B_T} \frac{\partial W}{\partial l} = \frac{\beta_1}{m_m} F_1 \left( \frac{x_n - x}{1+x} \right), \quad (4)$$

где  $\beta_1$  – коэффициент массообмена от окатышей к газу;

$x_n$  – влагосодержание газа на поверхности окатышей;

$m_m$  – коэффициент массивности при массообмене,

$m_m = 1 + \beta_1 d_k / (10\lambda_m)$ ; здесь  $\lambda_m$  – коэффициент массопроводности окатыша. Эта величина должна быть связана с коэффициентом диффузии влаги в порах окатыша, однако более удобным является ее подбор путем совмещения экспериментальных и расчетных кривых изменения влажности окатыша при сушке в неподвижном слое; иными словами, этот коэффициент является коэффициентом адаптации математической модели обжиговой машины в зоне сушки.

Вследствие сложности математической модели процесса обжига рудугольных окатышей в целом представляется целесообразным использовать для описания отдельных физико-химических явлений наиболее простые и наглядные представления. Так, например, предположим, что влагосодержание газа на поверхности окатышей равно влагосодержанию, соответствующему насыщению  $x_n$ , причем величина  $x_n$  определяется в соответствии с рекомендациями вышеупомянутой работы А.В. Лыкова. Коэффициент массообмена  $\beta_1$ , определяющий интенсивность сушки, находится из критериальных соотношений, предложенных в работах ВНИИМТ [7, 8].

Уравнение влагосодержания по высоте слоя (уравнение баланса влаги)

$$-G_{\text{с.г.}} \frac{\partial x}{\partial y} = \frac{G_m}{3,6H_{\text{сн}}B_T} \frac{\partial W}{\partial l} + \frac{\partial G_n}{\partial y} \eta(l - l_0). \quad (5)$$

Уравнение баланса массы сухих газов

$$\frac{\partial G_{\text{с.г.}}}{\partial y} = \sum_i f_i. \quad (6)$$

Точно такие же уравнения необходимо записать для каждого компонента газа.

Изменение количества воды (влаги) по высоте слоя при охлаждении окатышей водо-воздушной смесью.

В общем случае процесс охлаждения слоя водо-воздушной смесью в значительной степени определяется способом ее приготовления и типом форсунок, используемых для распыления воды. Кинетика испарения капель в силу стесненности и извилистости движения частиц жидкости усложняется явлениями коагуляции капель и растекания их по поверхности окатышей. Учесть эти обстоятельства в полной мере не представляется возможным, поэтому будем считать, что интенсивность испарения описывается следующим простым уравнением:

$$-\frac{\partial G_n}{\partial y} = \sigma_n F_1 \left( \frac{x_* - x}{1+x} \right), \quad (7)$$

где  $\sigma_n$  – эффективный коэффициент испарения;

$$x_* = 0,622p^*/(p_T - p^*);$$

$$\ln p^* = 25,403 - 5176,085/(t_T + 273).$$

Параметр  $\sigma_n$  является коэффициентом адаптации модели в зоне охлаждения.

При оптимизации конструктивных и режимных параметров обжиговой машины весьма полезной является информация о среднемассовой температуре колосников. Ее приближенно оценивают по выражению:

$$\rho_k c_k V_k \frac{\partial t_k}{\partial l} = k_2 F_2 (t_{\Gamma|y=H_{\text{сн}}} - t_k). \quad (8)$$

Представленные выше уравнения являются основными при анализе теплотехнических аспектов процесса обжига. Однако они не могут быть решены до тех пор, пока не будут определены интенсивности протекания отдельных химических реакций ( $f_i$ ). Учитывая сделанные ранее замечания об общей сложности комплексной математической модели, описание физико-химических аспектов процесса обжига желательно оформлять в виде относительно простых математических уравнений, отражающих тем не менее правильно основные (характерные) стороны того или иного явления. Так как при обжиге рудугольных окатышей большой интерес представляет степень металлизации конечного

продукта, то использование моделей восстановления оксидов железа, основанных на понятии среднеобъемной степени восстановления (по отнятому кислороду) [7, 8] не представляется возможным. С другой стороны, нельзя использовать и хорошо известные модели фронтального восстановления [9], так как они не учитывают сложной структуры офлюсованного рудоугольного окатыша.

В связи с отмеченным, физическая модель развития физико-химических превращений в объеме окатыша построена на том, что любая химическая реакция протекает на всей внутренней и внешней поверхности окатыша, причем действующий потенциал процесса (разность концентраций газообразного реагента) является функцией радиуса окатыша, константы скорости реакции и коэффициента диффузии реагента в макропорах окатыша. В то же время реагирование в индивидуальной грануле имеет фронтальный характер, т.е. степень завершения процесса может быть выражена через радиусы непрореагировавших объемов гранул  $\xi_p$ ,  $\xi_i$  и  $\xi_r$ . Разумеется такого рода интерпретация физико-химического процесса является в значительной степени идеализацией и упрощением реальной картины химического взаимодействия, так как она не учитывает изменения внутренней структуры окатыша в процессе обжига. Однако принимая во внимание, что практически все кинетические коэффициенты определяются экспериментально, а следовательно, косвенно учитывают изменение макро- и микропористости при обжиге, ее следует признать приемлемой.

Как уже отмечалось ранее, из всего множества физико-химических явлений, сопровождающих обжиг рудоугольных окатышей, данная математическая модель непосредственно учитывает лишь основные явления, т.е. те из них, которые находят отражение в материальном балансе технологии обжига и могут быть проверены экспериментально. Для рудных составляющих окатыша первым таким явлением служит процесс окисления двухвалентного оксида железа. Динамику окисления рудной гранулы в предположении, что ионы двухвалентного железа распределены в объеме рудной гранулы равномерно описывает уравнение

$$\rho_p x_{\text{FeO}} \frac{\partial \xi_p}{\partial \tau} = - \frac{9\rho_{\text{O}_2} k_{\text{ок}} (\text{O}_2 - \text{O}_2^o) f(\mu_{\text{ок}} r_p)}{\frac{k_{\text{ок}} \xi_p}{D_p} \frac{r_p - \xi_p}{r_p} + 1 + \frac{k_{\text{ок}} \xi_p^2}{\beta_{\text{O}_2} r_p^2}}, \quad (9)$$

где  $x_{\text{FeO}}$  – начальная концентрация вюститита в рудной грануле;

$D_p$  – коэффициент диффузии кислорода в макропорах гранулы;

$k_{\text{ок}}$  – константа скорости окисления;

$\beta_{\text{O}_2}$  – коэффициент массообмена от газа в макропорах окатыша к поверхности гранулы (по кислороду);

$\text{O}_2$  и  $\text{O}_2^o$  – действующая и равновесная концентрации кислорода в газе;

$$f(\mu_{\text{ок}} r_p) = \frac{\mu_{\text{ок}} r_p \text{cth}(\mu_{\text{ок}} r_p) - 1}{(\mu_{\text{ок}} r_p)^2}; \quad \mu_{\text{ок}} = \sqrt{\frac{k_{V\text{ок}}}{D_{\text{ок}}^{\text{O}_2}}},$$

где:  $k_{V\text{ок}}$  – объемная константа скорости окисления;

$D_{\text{ок}}^{\text{O}_2}$  – эффективный коэффициент диффузии кислорода в макропорах окатыша.

Сомножитель  $f(\mu_{\text{ок}} r_p)$  представляет собой коэффициент усреднения объемной концентрации кислорода по радиусу окатыша. Величину  $k_{V\text{ок}}$  приближенно определяют по выражению

$$k_{V\text{ок}} = k_{\text{ок}} \frac{3DR}{r_p^3} \xi_p^2 \frac{\rho_M}{\rho_p}.$$

Степень окисленности рудной гранулы связана с текущим радиусом непрореагировавшего объема выражением

$$\frac{\partial \psi}{\partial \tau} = - \frac{3}{r_p^3} \xi_p^2 \frac{\partial \xi_p}{\partial \tau}, \quad \text{или более просто} \quad \psi = \psi_0 - \left( 1 - \frac{\xi_p^3}{r_p^3} \right),$$

а скорость (интенсивность протекания) реакции окисления определяется выражением

$$f_{\text{ок}} = -DR \rho_M \chi_{V_2} x_{\text{FeO}} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}. \quad (10)$$

Тогда количество теплоты, выделившееся в процессе окисления, составит

$$q_{\text{ок}} f_{\text{ок}} = -DR \rho_m \chi_{V_2} x_{\text{FeO}} q_{\text{ок}} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}, \quad (11)$$

а изменение содержания кислорода в газе вследствие этой реакции будет определяться как

$$\frac{\partial}{\partial y} (\rho_{\text{O}_2} \text{O}_2 v_{\text{ог}}) = -\frac{1}{9} DR \rho_m \chi_{V_2} x_{\text{FeO}} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}. \quad (12)$$

Необходимо подчеркнуть, что в процессе расчета параметров газа и материала по длине обжиговой машины помимо величин, определяемых вышеприведенными уравнениями, необходимо также учитывать изменение плотности гранулы и массовой доли руды в шихте по мере увеличения степени окисленности  $\psi$ .

Аналогичным образом описывается динамика изменения размеров единичной известняковой гранулы [9]:

$$-0,4396 \rho_{\text{и}} \frac{\partial \xi_{\text{и}}}{\partial \tau} = \frac{\rho_{\text{CO}_2} k_{\text{дис}} (\text{CO}_2^0 - \text{CO}_2)}{\text{CO}_2^0 + \frac{k_{\text{дис}}}{D_{\text{иCO}_2}} \xi_{\text{и}} \frac{r_{\text{и}} - \xi_{\text{и}}}{r_{\text{и}}}}, \quad (13)$$

где:  $k_{\text{дис}}$  – константа скорости диссоциации известняка;

$D_{\text{иCO}_2}$  – коэффициент диффузии  $\text{CO}_2$  в микропорах известняковой гранулы;

$\text{CO}_2$  и  $\text{CO}_2^0$  – действующая и равновесная концентрации диоксида углерода в макропорах окатыша.

Все остальные параметры процесса, связанные с известняком, выражаются через радиус непрореагировавшего объема известняковой гранулы, а именно:

– изменение текущих долей (по массе) известняка и извести

$$\frac{\partial \text{CaCO}_3}{\partial \tau} = \frac{3DI}{r_{\text{и}}^3} \xi_{\text{и}}^2 \frac{\partial \xi_{\text{и}}}{\partial \tau}; \quad \frac{\partial \text{CaO}}{\partial \tau} = -0,5603 \frac{\partial \text{CaCO}_3}{\partial \tau};$$

– скорость реакции диссоциации

$$f_{\text{дис}} = \rho_m \chi_{V_2} \frac{\partial \text{CaCO}_3}{\partial \tau};$$

– затраты теплоты на диссоциацию

$$f_{\text{дис}} q_{\text{дис}} = \rho_m \chi_{V_2} q_{\text{дис}} \frac{\partial \text{CaCO}_3}{\partial \tau};$$

– изменение объемной доли  $\text{CO}_2$  за счет диссоциации известняка

$$\frac{\partial}{\partial y} (\rho_{\text{CO}_2} \text{CO}_2 v_{\text{ог}}) = -0,4396 \rho_m \chi_{V_2} \frac{\partial \text{CaCO}_3}{\partial \tau}.$$

Точно так же, как и при описании реакции окисления магнетита, в данном случае необходимо учитывать, что в процессе диссоциации известняка изменяются плотность окатыша и массовая доля известняка в шихте.

По аналогии с полуэмпирическим выражением, предложенным в работах [10–12] для описания газификации доменного кокса фурменным газом, целесообразно принять, что процесс газификации углерода топлива на его реакционной поверхности смесью диоксида углерода и водяного пара в присутствии водорода и оксида углерода (кинетическая сторона процесса) описывается следующим уравнением:

$$-\rho_{\text{т}} \frac{\partial \xi_{\text{т}}}{\partial \tau} = v_{\text{газ}} = \frac{1}{C^{\text{п}}} \left[ k_{\text{газ.1}} \text{CO}_2 + k_{\text{газ.2}} \text{H}_2\text{O} \left( 1 + \frac{P_{\text{т}}}{101325} k_2 \text{CO} \right) \right] \times \\ \times \left\{ \left( 1 + \frac{P_{\text{т}}}{101325} k_4 \text{H}_2 \right) \left[ \frac{101325}{P_{\text{т}}} + k_1 \text{CO}_2 + k_2 \text{CO} + k_3 \text{H}_2\text{O} + \frac{P_{\text{т}}}{101325} k_1 k_3 \text{CO} \cdot \text{H}_2\text{O} \right] \right\}^{-1}.$$

Учет диффузионных аспектов процесса осуществляется приближенно в соответствии с методикой, развитой в работах [8–10]; коэффициенты  $k_{\text{газ.1}}$ ,  $k_{\text{газ.2}}$ ,  $k_1 \div k_4$  определяются экспериментально.

Знание скорости реакции газификации и ее отдельных составляющих позволяет, как и ранее, представить выражения для интенсивностей протекания процесса, мощности стока теплоты, изменения объемных долей  $\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{H}_2$  и т.д. Принципиально эти выражения (по форме) аналогичны и не отличаются от представленных выше и поэтому здесь не приводятся.

В качестве иллюстрации возможностей математической модели на рисунке представлены результаты расчета распределения температур окатышей по высоте слоя и длине обжиговой машины.

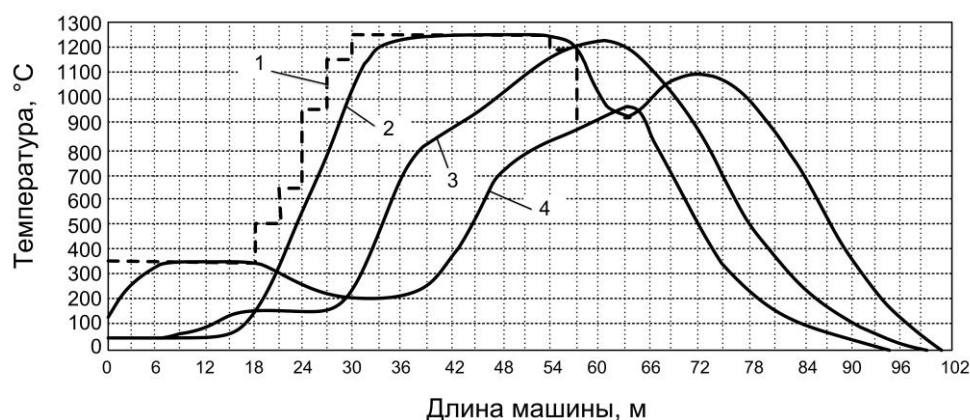


Рисунок 1 - Расчетное изменение температур слоя окатышей по длине обжиговой машины ОК-306:  
1 – температура газа; 2–4 – температура окатышей: 2 –  $y=0$  м, 3 –  $y=0,2$  м, 4 –  $y=0,4$  м

Наибольший интерес и в то же самое время наибольшие затруднения вызывает математическое описание процесса восстановления оксидов железа рудных гранул окатыша. Это описание довольно громоздко и поэтому составляет содержание дальнейшей работы.

*Выводы.* Выполнена разработка математических моделей процесса обжига рудоугольных окатышей на конвейерной машине. Хотя эта модель предназначена для анализа процесса обжига офлюсованных рудоугольных окатышей, её возможности неизмеримо шире. Она позволяет исследовать процессы окислительного обжига железорудных окатышей, с использованием газогорелочных устройств для сжигания газа в слое и многое другое.

#### Библиографический список

1. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. Тимофеев, Б.А. Боковиков, В.М. Малкин, В.С. Швыдкий, Ф.Р. Шкляр, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Металлургия, 1972. – 432 с.
2. Охлаждение агломерата и окатышей / Н.М. Бабушкин, С.Г. Братчиков, Г.Н. Намятов, В.С. Швыдкий, Ф.Р. Шкляр, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.
3. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
4. Серрин Дж. Математические основы классической механики жидкости. – М.: ИЛ, 1963. – 256 с.
5. Слеттери Дж. С. Теория переноса импульса, энергии и массы в сплошных средах / Пер. с англ. – М.: Энергия, 1978. – 448 с.
6. Ergun S. Fluid Flow through Packed Columns // Chem. Eng. Prog. 1957. Vol. 48. P. 89–94.
7. Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А., Бабушкин Н.М. Математическое описание явлений тепло- и массообмена в доменной печи. – В кн.: Теплотехника доменного и агломерационного процессов. Сб. науч. трудов ВНИИМТ № 14. – М.: Металлургия, 1966. С. 5–37.
8. Боковиков Б.А. Методы расчета слоевых процессов и агрегатов для металлизации и их развитие. – В кн.: Физикохимия прямого получения железа. – М.: Наука, 1977. С. 84–87.
9. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов; изд. 2-е, ч.1. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 671 с.
10. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спиринов, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев, Л.Ю. Гилева, А.В. Краснобаев, В.С. Швыдкий, О.П. Онорин, К.А. Щипанов, А.А. Бурькин; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: ООО "УИПЦ", 2014. – 558 с.
11. Введение в системный анализ теплофизических процессов в металлургии / Н.А. Спиринов, В.С. Швыдкий, В.И. Лобанов, В.В. Лавров. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 1999. – 205 с.
12. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спиринов, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: Уральский государственный технический университет, 1995. – 243 с.

## ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Co, СОДЕРЖАЩИХ УГЛЕРОД

Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
г. Москва, Россия, vdashev@imet.ac.ru, a.a.aleksandrov@gmail.com,  
leo@presidium.ras.ru*

**Аннотация:** Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах системы Fe-Co, содержащих углерод. Определены константы равновесия реакций взаимодействия углерода и кислорода, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия в расплавах различного состава при 1873 К. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и углерода.

**Ключевые слова:** железокобальтовые расплавы, кислород, углерод, термодинамический анализ.

## THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN MELTS Fe-Co SYSTEMS CONTAINING CARBON

Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I.

*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS,  
Moscow, Russia, vdashev@imet.ac.ru; a.a.aleksandrov@gmail.com; leo@presidium.ras.ru*

**Abstract:** Thermodynamic analysis of oxygen solutions in carbon-containing Fe-Co melts has been carried out. The equilibrium constants of interaction of carbon and oxygen, the activity coefficients at infinite dilution, and the interaction parameters for melts of different composition at 1873 K were determined. The dependences of the oxygen solubility on the contents of cobalt and carbon in the studied melts were calculated.

**Keywords:** iron-cobalt melts, oxygen, carbon, thermodynamic analysis.

Сплавы системы Fe-Co широко используют в современной технике. Одной из вредных примесей в этих сплавах является кислород, который находится в металле, как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Кислород, содержащийся в сплавах, снижает их служебные свойства. Получение готового металла с минимальной концентрацией кислорода является основной задачей процесса выплавки этих сплавов.

При выплавке сталей и сплавов в качестве раскислителей используют элементы, характеризующиеся сродством к кислороду более высоким, чем сродство к кислороду элементов, образующих основу сплава, в данном случае железа и кобальта. Одним из таких элементов является углерод.

Рассмотрим процесс раскисления металлического расплава углеродом. Продуктами реакции раскисления углеродом являются газообразные оксиды – монооксид (CO) и диоксид (CO<sub>2</sub>) углерода. Для протекания реакции раскисления важным условием возможности ее протекания является образование газового пузырька CO в расплаве (рассматриваем пузырек CO, поскольку газовая фаза содержит не более 5 % CO<sub>2</sub> при содержании углерода в расплаве более 0,03 %). Давление CO в пузырьке газа, необходимое для его образования, должно подчиняться условию

$$p_{CO} \geq 2\sigma/r + \rho_{Me}hg + P,$$

где  $\sigma$  – поверхностное натяжение металла;

$r$  – радиус пузырька;  $\rho_{Me}$  – плотность металла;

$h$  – высота расплава над местом образования пузырька;

$P$  – общее давление газовой фазы над расплавом.

Таким образом, протекание реакции взаимодействия углерода и кислорода, растворенных в расплаве, а, следовательно, раскислительная способность углерода зависят от общего давления газовой фазы над расплавом.

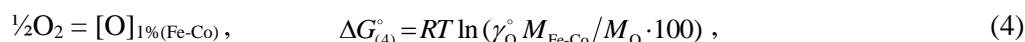
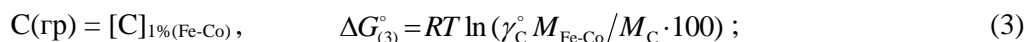
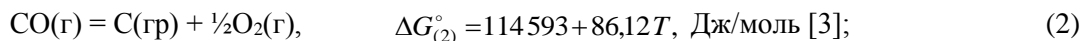
Наличие данных о термодинамике растворов кислорода в жидких железе [1] и кобальте [2]

позволяет оценить влияние углерода на растворимость кислорода в расплавах системы Fe-Co. Реакция взаимодействия углерода и кислорода в железокобальтовых расплавах с образованием монооксида углерода



$$K_{(1)} = \frac{([\% \text{C}] f_{\text{C}})([\% \text{O}] f_{\text{O}})}{P_{\text{CO}}}$$

может быть представлена как сумма реакций:



где:  $f_i$  – коэффициент активности;

$\gamma_i^{\circ}$  – коэффициент активности при бесконечном разбавлении;

$M_i$  – молекулярная масса.

В качестве стандартного состояния для углерода и кислорода, растворенных в расплаве, выбран обладающий свойствами идеального разбавленного раствора 1 %-ный раствор. В качестве стандартного состояния для железа и кобальта, образующих концентрированный раствор – железокобальтовый расплав, выбраны чистые компоненты.

Молекулярная масса расплавов системы Fe-Co рассчитана по формуле

$$M_{\text{Fe-Co}} = M_{\text{Fe}}X_{\text{Fe}} + M_{\text{Co}}X_{\text{Co}},$$

а коэффициенты активности  $\gamma_{\text{C}(\text{Fe-Co})}^{\circ}$  и  $\gamma_{\text{O}(\text{Fe-Co})}^{\circ}$  – по уравнению [4]

$$\ln \gamma_{i(\text{Fe-Co})}^{\circ} = X_{\text{Fe}} \ln \gamma_{i(\text{Fe})}^{\circ} + X_{\text{Co}} \ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} + X_{\text{Fe}} X_{\text{Co}} \left[ X_{\text{Co}} \left( \ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} - \ln \gamma_{i(\text{Fe})}^{\circ} + \varepsilon_{i(\text{Co})}^{\text{Fe}} \right) + X_{\text{Fe}} \left( \ln \gamma_{i(\text{Fe})}^{\circ} - \ln \gamma_{i(\text{Co})}^{\circ} + \varepsilon_{i(\text{Fe})}^{\text{Co}} \right) \right].$$

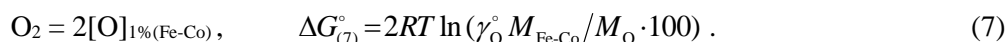
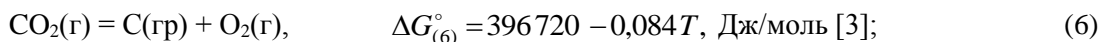
Значения коэффициентов активности  $\gamma_{\text{C}}^{\circ}$  и  $\gamma_{\text{O}}^{\circ}$  для железа и кобальта и рассчитанные для железокобальтовых сплавов приведены в таблице. В расчетах использовали следующие значения параметров взаимодействия:  $\varepsilon_{\text{C}(\text{Fe})}^{\text{Co}} = 1,765$  [1];  $\varepsilon_{\text{O}(\text{Fe})}^{\text{Co}} = 1,9$  [1];  $\varepsilon_{\text{C}(\text{Co})}^{\text{Fe}} = -0,23$  [2];  $\varepsilon_{\text{O}(\text{Co})}^{\text{Fe}} = -4,1$  [2].

При взаимодействии кислорода и углерода в расплаве наряду с образованием монооксида углерода имеет место также реакция образования диоксида углерода



$$K_{(5)} = \frac{([\% \text{C}] f_{\text{C}})([\% \text{O}] f_{\text{O}})^2}{P_{\text{CO}_2}}$$

которая может быть представлена как сумма реакции (3) и реакций:



Рассчитанные значения констант равновесия реакций (1) и (5) при различных содержаниях кобальта в расплаве при 1873 К приведены в таблице 1 и на рисунке 1. Значения констант равновесия приведены для реакций взаимодействия углерода с одним атомом кислорода, растворенного в расплаве, что позволяет сделать сравнение приведенных зависимостей более наглядным.

Как видно из приведенных данных, по мере увеличения содержания кобальта в расплаве величина констант равновесия реакций (1) и (5) существенно снижается, а, следовательно, снижаются равновесные концентрации кислорода и углерода в расплаве. Это можно объяснить существенным ослаблением сил связей в расплаве атомов кислорода ( $\gamma_{\text{O}(\text{Fe})}^{\circ} = 0,0103$  [1];  $\gamma_{\text{O}(\text{Co})}^{\circ} = 0,161$  [2]) и атомов углерода



( $\gamma_{C(Fe)}^{\circ} = 0,538$  [1];  $\gamma_{C(Co)}^{\circ} = 1,74$  [2]) по мере возрастания содержания кобальта. Для сравнения на рисунке 1 приведены значения констант равновесия реакций (1) и (5) для расплавов системы Fe-Ni [6].

Таблица 1 - Значения констант равновесия реакций (1) и (5), коэффициентов активности и параметров взаимодействия для расплавов системы Fe-Co-O-C при 1873 К

Параметр	Co, %					
	0	20	40	60	80	100
$M_{Fe-Co}$	55,847	56,438	57,042	57,659	58,289	58,933
$X_{Fe}$	1	0,808	0,613	0,413	0,209	0
$X_{Co}$	0	0,192	0,387	0,587	0,791	1
$\lg K_{(1)}$	-2,651	-2,968	-3,297	-3,644	-4,011	-4,403
$\lg K_{(5)}$	-2,572	-3,058	-3,582	-4,159	-4,806	-5,543
$\gamma_C^{\circ}$	0,538 [1]	0,746	1,007	1,300	1,572	1,74 [2]
$\gamma_O^{\circ}$	0,0103 [1]	0,0151	0,0233	0,0392	0,0738	0,161 [2]
$e_O^O$	-0,17 [1]	-0,139	-0,106	-0,073	-0,037	0 [2]
$e_C^C$	0,243 [1]	0,257	0,272	0,287	0,303	0,32 [5]
$e_O^C$	-0,421 [1]	-0,476	-0,533	-0,593	-0,655	-0,72 [2]
$e_C^O$	-0,32 [1]	-0,361	-0,403	-0,447	-0,492	-0,54 [2]

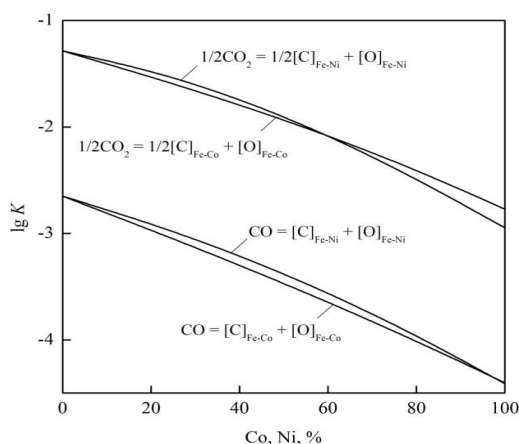


Рисунок 1 - Зависимость констант равновесия реакций (1) и (5) для расплавов систем Fe-Co и Fe-Ni от состава основы сплава при 1873 К

Близкие значения констант реакций взаимодействия углерода и кислорода в расплавах систем Fe-Co и Fe-Ni говорят о том, что в этих расплавах раскислительная способность углерода также близка.

Концентрация кислорода в расплаве, равновесная с заданным содержанием углерода, для реакции (1) может быть рассчитана по уравнению

$$\lg [\%O]_{Fe-Co} = \lg K_{(1)} + \lg p_{CO} - \lg [\%C] - [e_{C(Fe-Co)}^C + e_{O(Fe-Co)}^C][\%C] - [e_{O(Fe-Co)}^O + e_{C(Fe-Co)}^O][\%O]. \quad (8)$$

Величину  $[\%O]$  в правой части уравнения (8) можно выразить через отношение  $(K_{(1)} p_{CO} / [\%C] f_C f_O)$ . При  $[\%O] \rightarrow 0$   $f_O \rightarrow 1$ . В связи с малостью величины  $[\%O]$  можно принять  $(K_{(1)} p_{CO} / [\%C] f_C f_O) \approx (K_{(1)} p_{CO} / [\%C] f_C)$ . Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [3]. Тогда уравнение (8) примет вид

$$\lg[\%O]_{\text{Fe-Co}} = \lg K_{(1)} + \lg p_{\text{CO}} - \lg[\%C] - [e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{C}} + e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{C}}][\%C] - [e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{O}}](K_{(1)} p_{\text{CO}} / [\%C] f_{\text{C}}). \quad (9)$$

Концентрация кислорода в расплаве, равновесная с заданным содержанием углерода, для реакции (5) может быть рассчитана по уравнению

$$\lg[\%O]_{\text{Fe-Co}} = \frac{1}{2} \{ \lg K_{(5)} + \lg p_{\text{CO}_2} - \lg[\%C] - [e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{C}} + 2e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{C}}][\%C] - [2e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{O}} + e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{O}}](K_{(5)} p_{\text{CO}_2} / [\%C] f_{\text{C}})^{1/2} \}. \quad (10)$$

Газовая фаза над расплавом содержит оксиды CO и CO<sub>2</sub>. Решая совместно уравнения (9) и (10) и пренебрегая членами уравнений с параметрами взаимодействия в связи с их малостью, получим

$$\lg \frac{p_{\text{CO}}^2}{p_{\text{CO}_2}} = \lg[\%C] - 2\lg K_{(1)} + \lg K_{(5)}.$$

С учетом того, что  $P = p_{\text{CO}} + p_{\text{CO}_2}$ , можно рассчитать парциальные давления оксида и диоксида углерода над расплавом при различном общем давлении газовой фазы.

Равновесные концентрации кислорода и углерода для сплавов Fe-Co при различных содержаниях кобальта рассчитаны по уравнению (9). Поскольку содержание CO<sub>2</sub> в газовой фазе незначительно – не более 5% при содержании углерода в расплаве более 0,03 %, расчет проведен только для реакции (1) – реакции образования CO. Используемые в расчетах величины параметров взаимодействия  $e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{C}}$ ,  $e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{C}}$ ,  $e_{\text{C(Fe-Co)}}^{\text{O}}$  и  $e_{\text{O(Fe-Co)}}^{\text{O}}$  для расплавов системы Fe-Co приведены в таблице. Поскольку расплавы системы Fe-Co характеризуются незначительными отклонениями от идеального поведения, значения параметров  $\varepsilon_{i(\text{Fe-Co})}^j$  определены по уравнению

$$\varepsilon_{i(\text{Fe-Co})}^j = \varepsilon_{i(\text{Fe})}^j X_{\text{Fe}} + \varepsilon_{i(\text{Co})}^j X_{\text{Co}}.$$

Полученные зависимости растворимости кислорода от содержания углерода в расплавах системы Fe-Co приведены на рисунке 2.

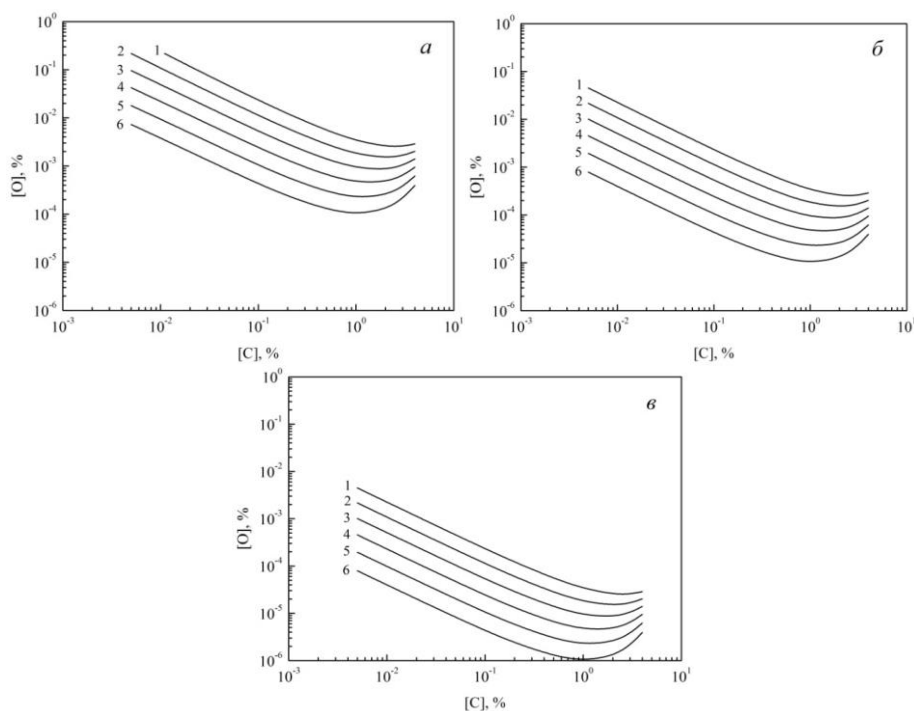


Рисунок 2 - Зависимость концентрации кислорода в расплавах системы Fe-Co от содержания углерода при 1873 К и общем давлении газовой фазы  $P$ , равном 1,0 (а); 0,1 (б) и 0,01 (в) атм Co, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Как видно из приведенных данных, раскислительная способность углерода по мере увеличения содержания кобальта в расплаве возрастает. Понижение давления газовой фазы существенно повышает раскислительную способность углерода. Минимально достигаемые концентрации кислорода для сплавов одного состава снижаются практически на порядок при снижении общего давления газовой фазы в 10 раз.

Для железокобальтовых сплавов при давлении газовой фазы в 1 атм концентрация кислорода порядка 10 ppm достигается при содержании углерода 1–2 % (рисунок 2, а). Следовательно, углерод в качестве элемента-раскислителя возможно использовать только для сплавов со сравнительно высоким содержанием углерода, таких как, например, сверхтвердые сплавы на основе кобальта – стеллиты (1–3 % C) и содержащие кобальт быстрорежущие инструментальные стали (0,5–0,8 % C) [7]. При давлении газовой фазы 0,1 атм концентрация кислорода порядка 1–10 ppm достигается при содержании углерода ~0,2–0,5% C (рисунок 2,б). Углерод при таком давлении газовой фазы возможно использовать в качестве элемента-раскислителя для сплавов на основе кобальта, работающих в условиях высоких напряжений и температур, таких, например, как сплав HE-1049 (0,4 % C) [8]. Сплавы системы Fe-Co широко используют для изготовления магнитотвердых и магнитомягких материалов, которые содержат 0,03–0,05 % C [9]. Использовать углерод в качестве раскислителя при выплавке этих сплавов возможно при давлении газовой фазы порядка 0,01 атм. В этом случае при требуемом содержании углерода в сплаве возможно получить концентрацию кислорода в расплаве  $\leq 1$  ppm (рисунок 2, в).

Кривые растворимости кислорода в железокобальтовых расплавах, содержащих углерод, проходят через минимум (рисунок 2). Содержания углерода, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [10]

$$[\%R]^* = -\frac{1}{2,3} \cdot \frac{m}{(m e_R^R + n e_O^R)}, \quad (11)$$

где  $m$  и  $n$  – коэффициенты в формуле оксида  $R_mO_n$ . В случае оксида CO уравнение (11) примет вид

$$[\%C]^* = -\frac{1}{2,3} \cdot \frac{1}{(e_C^C + e_O^C)}. \quad (11a)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (11a) значения содержаний углерода в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода:

Co, %	0	20	40	60	80	100
$[\%C]^*$	2,443	1,987	1,664	1,423	1,236	1,087
$[\%O]_{\text{мин}}$ :						
$P = 1$ атм	$2,49 \cdot 10^{-3}$	$1,48 \cdot 10^{-3}$	$8,25 \cdot 10^{-4}$	$4,34 \cdot 10^{-4}$	$2,15 \cdot 10^{-4}$	$9,88 \cdot 10^{-5}$
$P = 0,1$ атм	$2,49 \cdot 10^{-4}$	$1,48 \cdot 10^{-4}$	$8,25 \cdot 10^{-5}$	$4,35 \cdot 10^{-5}$	$2,15 \cdot 10^{-5}$	$9,89 \cdot 10^{-6}$
$P = 0,01$ атм	$2,49 \cdot 10^{-5}$	$1,48 \cdot 10^{-5}$	$8,25 \cdot 10^{-6}$	$4,35 \cdot 10^{-6}$	$2,15 \cdot 10^{-6}$	$9,89 \cdot 10^{-7}$

Как видно из приведенных данных, по мере повышения содержания кобальта в расплаве содержание углерода в точках минимума снижается от железа к кобальту.

*Выводы:*

1. В железокобальтовых расплавах углерод характеризуется высоким сродством к кислороду. Раскислительная способность углерода существенно возрастает по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. В чистом кобальте она более чем на порядок выше, чем в чистом железе.

2. Понижение давления газовой фазы существенно повышает раскислительную способность углерода. Минимально достигаемые концентрации кислорода для сплавов одного состава снижаются практически на порядок при понижении в 10 раз общего давления газовой фазы.

3. Кривые растворимости кислорода в железокобальтовых расплавах, содержащих углерод, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более низких содержаний углерода по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Дальнейшие присадки углерода приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве, причем, чем выше содержание кобальта в расплаве, тем резче возрастает концентрация кислорода после минимума по мере добавления углерода в расплав.

#### Библиографический список

1. Steelmaking Data Sourcebook. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. 325 p.
2. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metal-

lurgical quarterly. 1976. V. 15. No 2. P. 123–127.

3. Куликов И.С. Раскисление металлов. М.: Metallurgy. 1975. 504 с.

4. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd 1990. V. 81. H. 7. S. 513–518.

5. Katsnelson A.V., Dashevskiy V.Ya., Kashin V.I. Carbon activity in Fe-, Co-, Ni- and Mn-based melts at 1873 K // Steel Research. 1993. V. 64. No 4. P. 197–202.

6. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Kanevskii A.G., Makarov M.A. Solubility of Oxygen in Carbon-containing Fe-Ni Melts // Rare Metals. 2009. V. 28. October. Spec. Issue. P. 383–387.

7. Фурман И.Е. Совершенствование составов и способов литья кобальтовых сталей. Автореф. ... канд. техн. наук. Екатеринбург: ГОУ ВГГО УГТУ-УПИ. 2007. 23 с.

8. Гапонова О.П., Будник А.Ф. Сталі та сплави з особливими властивостями. Суми: Сумський державний університет. 2014. 240 с.

9. Hilzinger R., Rodewald W. Magnetic Materials. Erlangen, Germany: Publicis Publ. 2013. 608 p.

10. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода при комплексном раскислении расплавов системы Fe-Co // Изв. вузов. Черная металлургия. 2014. №5. С. 33–41.

УДК 669.046.516

## ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ОЛОВА, РАСТВОРЕННОГО В ЖИДКОМ НИКЕЛЕ, ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ЭКЗОГЕННЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОФАЗАМИ $ZrO_2$

Анучкин С.Н.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
Москва, Россия, AnuchkinSN@yandex.ru*

**Аннотация:** Исследовали процессы взаимодействия экзогенных наночастиц тугоплавких соединений  $ZrO_2$  с модельными расплавами никеля, содержащими ПАВ – олово. Обнаружили, что введение наночастиц  $ZrO_2$  привело к уменьшению содержания олова от 14 до 20 отн. % в модельном сплаве Ni-Sn. Показали влияние наночастиц на поверхностное натяжение и плотность расплавов Ni-Sn.

**Ключевые слова:** экзогенные наночастицы, Ni-Sn,  $ZrO_2$ , поверхностное натяжение, плотность.

## FEATURES OF THE BEHAVIOR OF TIN, DISSOLVED IN LIQUID NICKEL, AT INTERACTING WITH EXOGENOUS REFRACTORY NANOPHASES $ZrO_2$

Anuchkin S.N.

*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences,  
Moscow, Russia, AnuchkinSN@yandex.ru*

**Abstract:** The processes of interaction of exogenous nanoparticles of refractory compounds  $ZrO_2$  with model nickel melts containing surfactant – tin have been studied. It was found that the introduction of  $ZrO_2$  nanoparticles led to a decrease in the content of tin from 14 to 20 rel. % in the model Ni-Sn alloy. The influence of nanoparticles on the surface tension and density of Ni-Sn melts was shown.

**Keywords:** exogenous nanoparticles, Ni-Sn,  $ZrO_2$ , surface tension, density.

Применение нанотехнологий в металлургии позволяет рассмотреть новые, более эффективные и универсальные способы улучшения свойств металла. Одним из возможных перспективных способов является использование экзогенных наноразмерных частиц тугоплавких фаз (НЧТФ) как реагентов для рафинирования расплавов от вредных примесей ПАВ, так и для инокулирования в процессах кристаллизации металла. Существует достаточно большое количество исследований, посвященных взаимодействию НЧТФ с расплавами на основе железа и никеля исключительно в процессах кристаллизации промышленных металлических изделий. Анализ данных работ последних лет, представлен в [1]. Также существует литература, посвященная влиянию НЧТФ на физико-химические и в том числе поверхностные свойства водных и органических растворов. Подробно данная литература уже рассматривалась в работе [2]. Исследования по модифицированию металлических расплавов ультрадисперсными порошками посвящены, как правило, процессам кристаллизации промышленных металлических изделий, но в них недостаточно полно рассмотрены физико-химические закономерности взаимодействия наночастиц

с компонентами металлического расплава, а полученные результаты существенно разнятся в зависимости от выбранной системы НЧТФ-расплав. Данные об адсорбционном взаимодействии НЧТФ  $ZrO_2$  с вредными ПАВ-примесями расплавов никеля и железа в литературе отсутствуют.

Ранее нами предложена и экспериментально подтверждена гипотеза об адсорбционном взаимодействии НЧТФ с ПАВ и представлены данные гетерофазного взаимодействия наночастиц ( $Al_2O_3$ ,  $MgO$ ,  $MgAl_2O_4$ ,  $ZrO_2$ ,  $TiN$ ,  $TiCN$  и др.) с ПАВ примесями (сера, олово, сурьма, медь и др.) в расплавах на основе никеля и железа [1-3]. Механизм адсорбционного взаимодействия представили схематично следующим образом: при введении в жидкий металл экзогенных НЧТФ на образовавшейся межфазной границе частица-расплав происходит перераспределение ПАВ и их адсорбция на поверхность наночастиц. В результате адсорбции, с учетом квазихимической теории строения расплавов, образуются структурные соединения - ансамбли  $Me+(НЧТФ-ПАВ)$ . Благодаря градиенту ПАВ происходят процессы перемещения ансамблей в расплаве и их дальнейшее удаление под влиянием сил адсорбционной природы на границы раздела фаз  $Me$ - (керамика, шлак, газ), т.е. реализуется процесс рафинирования металла от вредных ПАВ. Помимо рафинирующего действия, НЧТФ, не удалившиеся из металла, будут влиять на процесс кристаллизации и улучшать механические характеристики.

Настоящая работа является продолжением указанного цикла исследований и целью работы является, во-первых, исследование гетерофазного взаимодействия оксидной НЧТФ  $ZrO_2$  с ПАВ (Sn) в модельных системах Ni-Sn и изучение влияния времени выдержки на адсорбционное взаимодействие. Во-вторых, изучение влияния НЧТФ на физико-химические и в том числе структурные свойства металлических расплавов никеля, содержащих ПАВ примеси.

**Термодинамический анализ.** Выбранная в работе модельная система Ni-Sn хорошо изучена, а олово проявляет поверхностно-активные свойства и с увеличением концентрации понижает поверхностное натяжение расплава [4]. Выбор оксида циркония объясняется, во-первых, необходимостью новых знаний о поведении оксидов металлов 4а Периода Периодической таблицы элементов при взаимодействии с жидким никелем и его примесями с учетом кристаллографии материалов. Во-вторых, в расширении использования указанного оксида в практических целях, например, при получении ДУО сталей, материала ячеек для измерения ЭДС компонентов жидких сплавов и т.д. Для частиц  $ZrO_2$  рассчитали стандартную энергию Гиббса диссоциации в никеле [1]:



Значения  $\Delta G^0$  диссоциации  $ZrO_2$  в расплаве никеля при 1873 К составили 337 700 Дж/моль. Анализ литературных данных по смачиваемости  $ZrO_2$  расплавами никеля показал, что значения угла смачиваемости  $\theta$  не однозначны: от  $90^\circ$  до  $135^\circ$  (1500 °С) [1], что, может быть обусловлено влиянием стабилизирующих добавок, примесей, условиями получения подложки, а также методами исследования. Стоит отметить, что все значения  $\theta$  исследовались при контакте жидкого металла с керамической подложкой, а смачиваемость наноразмерных частиц  $ZrO_2$  жидким никелем неизвестна.

Для изучения вероятности испарения олова из расплава Ni-Sn были рассчитаны значения парциальных давлений олова над расплавом никеля. С термодинамической точки зрения реакцию испарения олова из расплава никеля можно представить как [1]:



Парциальное давление олова рассчитали по уравнению зависимости константы равновесия реакции от температуры при содержании [Sn] и [O] в расплаве 0,046 мас.% и 0,010 мас.%, соответственно. Значение  $p_{Sn}$  при 1873 К составило  $1,09 \cdot 10^{-4}$  Па. Очевидно, что количество олова, перешедшего из расплава в газовую фазу, мало.

В связи с присутствием кислорода в расплаве была рассмотрена возможность удаления олова в виде оксида. При испарении оксидов олова преобладающей фазой является SnO, поэтому было рассчитано значение  $p_{SnO}$  по уравнению [1]:



По уравнению зависимости константы равновесия реакции от температуры определено значение  $p_{SnO}$ , которое при 1873 К составило  $2,41 \cdot 10^{-3}$  Па, что свидетельствует о малой вероятности удаления олова в газовую фазу в виде оксида. Таким образом, термодинамический анализ парциальных давлений показал очень малую вероятность удаления олова в газовую фазу в условиях эксперимента, что не могло оказать существенного влияния на изменения содержания ПАВ, что наблюдается в опытах без ввода наночастиц (см. ниже).

**Методика и материалы исследования.** Наночастицы  $ZrO_2$  получали плазмохимическим методом с использованием генератора плазмы электродугового плазмотрона мощностью 25 кВт, а процесс синтеза происходил при взаимодействии порошка хлорида циркония с воздушной плазмой. Удельную поверхность анализировали методом БЭТ на анализаторе Micrometrics TriStar 3000 и она составила 19,14 м<sup>2</sup>/г. Средний размер частиц  $d_{cp}$ (БЭТ) для  $ZrO_2$  составил 55 нм. Введение НЧТФ в жидкий расплав реализовали в виде брикета композиционного материала, приготовленного из смеси порошков НЧТФ  $ZrO_2$  и Ni. Приготовление смеси порошков Ni(97,5мас.%) +  $ZrO_2$ (2,5 мас.%) осуществляли в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 6 в атмосфере Ar в течение 1 часа. Химический анализ порошка показал присутствие в полученной смеси 2,23 мас. %  $ZrO_2$ . После обработки смесь порошков подвергали одноосному прессованию при давлении 35 МПа и дегазации в атмосфере Ar при 300 °С и в вакууме при 300 °С с последующим хранением в вакууме.

Модельные сплавы Ni-Sn выплавляли в вакуумной печи сопротивления с графитовым нагревателем в корундизовом тигле (98% $Al_2O_3$ ) емкостью 46 мл. при  $p_{He+10\%H_2}=0,1$  МПа с вводом в расплав никеля без нарушения герметичности Sn марки ОВЧ-000 с 20 минутной изотермической выдержкой и кристаллизацией металла в тигле. Содержание олова определяли на атомно-эмиссионном спектро스코пе с индуктивно-связанной плазмой фирмы Horiba Jobin Yvon (ULTIMA 2) с чувствительностью 0,001%.

Навеску модельного сплава помещали в корундизовый тигель и далее в вакуумную индукционную печь (ВИП), со специальным коническим индуктором. Методика плавки подробно описана ранее [3]. После установления равновесия с газовой фазой в жидкий металл вводили брикет композиционного материала (Ni+НЧТФ  $ZrO_2$ ) с последующей изотермической выдержкой от 300 до 1200 с. в зависимости от опыта. Средняя температура опытов составляла 1623-1658 °С. Содержание НЧТФ в расплаве после введения брикета составляло 0,1 мас. %.

Поверхностное натяжение и плотность образцов после ввода НЧТФ изучали методом большой капли с образованием капли жидкого металла в корундизовой конической чашке (ООО «Термокерамика») в вакуумной печи сопротивления с графитовым нагревателем и защитной Мо трубой. Методика плавки подробно описана ранее [2]. В проточном Ar марки ВЧ при  $p_{Ar}=0,1$  МПа и с помощью цифрового фотоаппарата фиксировали процессы плавления образца, формирования капли и равновесного положения ее при выдержки в течении 2400 с. при последующем изменении температуры на 10 – 15 °С выше предыдущей вплоть до 1700 °С. Обработку полученных изображений реализовали с помощью ПО Drop ([5], расчет по методу Лапласа). Погрешность в определении составляла не более 1,5 %.

**Результаты опытов и их обсуждение.** Всего провели 15 опытов с 3 типами сплавов: Ni-Sn(0,0460-0,1560 мас. %); Ni-Sn(0,0460 мас. %) –  $ZrO_2$ (55 нм) и Ni-Sn(0,0840 мас. %) –  $ZrO_2$ (55 нм), а результаты представили в виде зависимостей  $[Sn]=f(\tau)$  и степени удаления  $\alpha = (([Sn]_{исх} - [Sn]_{кон})/[Sn]_{исх})$ , отн. %. Анализ результатов (см. рис.1) системы Ni-Sn показал, что, во-первых, введение ЭТНФ  $ZrO_2$  при изотермической выдержке 180-1200 с. обеспечило снижение содержания [Sn] и значения  $\alpha_{Sn}$  были равны 14-22 отн.%, что, с учетом термодинамического анализа, позволяет надежно считать существование гетерофазного взаимодействия ЭТНФ  $ZrO_2$  с ПАВ в расплаве Ni-Sn и удаление ансамблей Ni+( $ZrO_2$ -Sn). Во-вторых, обработка данных временной зависимости методом наименьших квадратов при описании их полиномиальной функцией ( $[Sn]=0,0811-3,42 \cdot 10^{-5}\tau+1,86 \cdot 10^{-8}\tau^2$  для системы Ni-Sn(0,0840 мас. %) и  $0,0451-1,87 \cdot 10^{-5}\tau+1,06 \cdot 10^{-8}\tau^2$  для Ni-Sn(0,0460 мас. %) показала наличие экстремума при 720-860 с., что может служить доказательством возможных обратимых процессов адсорбции/десорбции олова на границах  $ZrO_2$ -Sn.

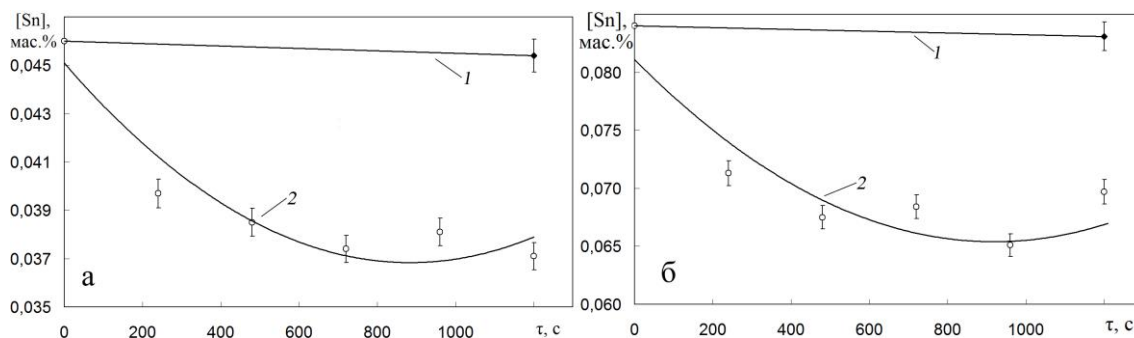


Рисунок 1 - Зависимость содержания олова от длительности выдержки в системах Ni-0,0460%Sn (а) и Ni-0,0840%Sn (б): 1 – опыты без введения НЧТФ; 2 – Ni-Sn- $ZrO_2$ (55 нм)

Провели теоретический анализ процесса удаления ансамблей Ni-( $ZrO_2$ +ПАВ) из модельных расплавов Ni-Sn, рассчитав скорость движения ансамблей под влиянием сил адсорбционной приро-

ды. Расчет основан на предложенном и доказанном экспериментально [6] механизме диффузиофореза, т.е. движении микрочастиц в поле градиента концентраций, вызванный градиентом поверхностного натяжения. Выражение, описывающее составляющую скорости, обусловленную адсорбционными силами, имеет вид:

$$v_{\phi} = \frac{2r}{3\eta} \frac{\Gamma RT}{C} \frac{dC}{dx}, \quad (1)$$

где  $r$  - размер частицы, м;  
 $\Gamma$  - адсорбция, моль/м<sup>2</sup>;  
 $C$  - концентрация ПАВ, % мас.,  
 $\eta$  - динамическая вязкость среды, Н·с/м<sup>2</sup>.

Отметим, что указанный расчет имеет оценочный характер из-за неизвестного влияния межфазного взаимодействия НЧТФ-расплав на процессы поведения наночастиц в жидких металлах. Скорость движения, обусловленная адсорбционными силами  $v_a$  равна  $3,28 \cdot 10^{-4}$  и  $9,21 \cdot 10^{-5}$  м/с для систем Ni-Sn(0,0840 мас.%) - ZrO<sub>2</sub>; и Ni-Sn(0,0460 мас.%) - ZrO<sub>2</sub>, соответственно. Оценили гравитационную составляющую скорости, и значения  $v_r = 2,80 \cdot 10^{-9}$  м/с. Сравнивая полученные скорости, видно, что, во-первых, при разнице на четыре порядка значений скоростей под влиянием адсорбционных и гравитационных сил, очевидна определяющая роль поверхностных явлений при перемещении наночастиц в расплаве. Во-вторых, разница значений  $v_a$  при различных концентрациях [Sn] указывает на существенное влияние олова на скорость образования ансамблей Ni-(ZrO<sub>2</sub>+Sn) и последующие процессы перемещения ансамблей в расплаве, и их удаления под влиянием сил адсорбционной природы на границы раздела фаз металл-газ, металл-огнеупор, металл-шлак.

Определили влияние ансамблей на изменение структуры жидкого никеля. Проанализировали поверхностное натяжение  $\sigma$  (ПН) и плотность расплава  $\rho$  (ПР), а зависимости (ПН, ПР)= $f(T)$  всех опытов аппроксимировали прямолинейной зависимостью с обработкой данных методом наименьших квадратов и результаты расчетов приведены в таблице (см.  $\sigma=f(T)$  и  $\rho=f(T)$ , где  $\sigma$  в мН/м,  $\rho$  в г/см<sup>3</sup>,  $T$  в К). Содержание кислорода в системах Ni, и Ni-Sn (0,0510-0,1560 мас.%) составило 0,0023 и 0,0028-0,0032 мас.%, соответственно.

Таблица 1 - Результаты определения поверхностного натяжения и плотности расплавов при 1750-1950 К

Система <sup>1*</sup>	[Sn], мас. %	$\sigma = f(T)$	$\sigma^{1823K}$ мН/м	$\rho = f(T)$	$\rho^{1823K}$ г/см <sup>3</sup>	$\beta^{2*}$ , отн. %
Ni	-	2115,7-0,223·T	1709	9,144-0,00098·T	7,36	1,32
Ni-Sn	0,0510	2083,5-0,229·T	1666	9,149-0,00090·T	7,51	1,18
Ni-Sn	0,0840	2072,4-0,227·T	1659	9,156-0,00090·T	7,52	1,19
Ni-Sn	0,1560	2059,9-0,225·T	1650	9,220-0,00091·T	7,58	1,17
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (4)	0,0397	2069,8-0,237·T	1638	9,738-0,00133·T	7,31	1,80
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (12)	0,0374	2116,5-0,255·T	1652	10,137-0,00151·T	7,38	2,02
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (20)	0,0371	2130,5-0,285·T	1611	10,646-0,00191·T	7,16	2,63
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (4)	0,0713	2067,4-0,246·T	1619	10,097-0,00154·T	7,29	2,09
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (12)	0,0684	2091,2-0,271·T	1597	10,719-0,00187·T	7,31	2,53
Ni-Sn-ZrO <sub>2</sub> (20)	0,0697	2120,9-0,294·T	1583	11,301-0,00224·T	7,22	3,06

Примечание: <sup>1\*</sup> – цифры в скобках – выдержка во время плавки в ВИП (мин.); <sup>2\*</sup> – коэффициент разрыхления расплава

Результаты влияния НЧТФ ZrO<sub>2</sub> на ПН расплавов Ni-Sn показали, что, во-первых, введение НЧТФ привело к уменьшению значений  $\sigma^{1823K}$  на 1,7-3,3 отн.% в системе Ni-Sn(0,0460 мас.%) - ZrO<sub>2</sub> и на 2,4-4,6 отн. % в системе Ni-Sn(0,0840 мас.%) - ZrO<sub>2</sub>. Во-вторых, в системах Ni-Sn-ZrO<sub>2</sub> наблюдается влияние времени выдержки в ВИП на температурный коэффициент  $\partial\sigma/\partial T$  – увеличение значений с -0,237 до -0,294. Это свидетельствует о поверхностно-активных свойствах ансамблей Ni+(ZrO<sub>2</sub>-Sn) и указывает на превалирующее влияние олова в составе этих ансамблей.

Для исследования адсорбции ПАВ на поверхности расплавов без НЧТФ и с наночастицами, обработали результаты опытов без учета в расчетах содержания НЧТФ, выявляя таким образом ин-

дикаторную роль влияния НЧТФ на адсорбцию ПАВ. Для этого использовали уравнение Гиббса с учетом поправки Гуггенгейма-Адама для перехода от адсорбции Гиббса к адсорбции на реальной физической поверхности расплава [7]:

$$\Gamma_{\text{ПАВ}} = -\frac{1-x_{\text{ПАВ}}}{RT} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \ln a_{\text{ПАВ}}} \cdot \frac{V_K}{\bar{V}},$$

где:  $\Gamma_{\text{ПАВ}}$  - адсорбция ПАВ (Sn), кмоль/м<sup>2</sup>;  
 $\sigma$  – поверхностное натяжение, Дж/м<sup>2</sup>;  
 $a_{\text{ПАВ}}$  – активность ПАВ в расплаве,  
 $V_K$  – парциальный молярный объем компонента в расплаве,  
 $\bar{V}$  – средний молярный объем расплава.

Значения  $\Gamma_{\text{Sn}}$  для систем Ni-Sn с концентрацией олова 0,0510; 0,0840 и 0,1560 мас. % составили  $0,23 \cdot 10^{-9}$ ;  $0,79 \cdot 10^{-9}$  и  $0,93 \cdot 10^{-9}$  кмоль/м<sup>2</sup>, соответственно. Показали, что, во-первых, для систем Ni-Sn полученные значения удовлетворяют функции вида  $\Gamma_{\text{Sn}} = a + \ln[\text{Sn}, \%]$ . Во-вторых, значения  $\Gamma_{\text{Sn}}$  после ввода НЧТФ возросли в 8-16 раз по сравнению с бинарной системой Ni-Sn. Это может указывать на существенное влияние НЧТФ на процессы адсорбции олова на поверхности расплавов.

Известно, что металлы, в том числе и Ni, с наиболее компактной упаковкой характеризуются большим увеличением объема при плавлении (около 3%) [8] и последующим ростом с увеличением температуры. Поэтому из данных по ПР (см. таблицу) оценили степень разрыхленности при повышении температуры на 100 °С. Для этого рассчитали значения параметра  $\beta = (\rho^{1773} - \rho^{1873} / \rho^{1773}) \cdot 100$ , %, где  $\rho^T$  – значения ПР при заданной температуре. Разрыхленность расплава после ввода НЧТФ ZrO<sub>2</sub> возросла в 1,5-2,2 раза, при этом зависимости  $\beta = f(\tau)$  в обеих системах описываются функциями без экстремумов. Это может указывать на существенное влияние сложной структуры агломератов ансамблей Ni<sub>x</sub> + ((ZrO<sub>2</sub>)<sub>y</sub>-Sn<sub>z</sub>), образовавшихся при длительных выдержках в ВИП, на изменение структуры жидкого металла.

С целью исследования удаления ансамблей на границу раздела фаз Ме-газ, исследовали поверхностную пленку системы Ni-Sn (0,0460 мас.%) после 20 мин. выдержки, где степень удаления олова составила 19,5 отн.%, методом Оже-спектроскопии на приборе JAMP-9500F. Анализ результатов, представленных на рисунке 2, показал, что, во-первых, наличие Zr в количестве 5-10 отн.% в поверхностном слое указывает на удаление ZrO<sub>2</sub> из расплава на границу раздела фаз. Во-вторых, низкие концентрации олова не позволили определить его содержание в поверхностном слое. Наличие пиков Al и O может быть связано с влиянием корундового тигля, в котором проводился эксперимент. С учетом влияния наночастиц на изменение поверхностного слоя расплава (см. выше), можно предположить, что ZrO<sub>2</sub> удалялся на границу раздела фаз под влиянием адсорбционных сил в виде ансамблей.

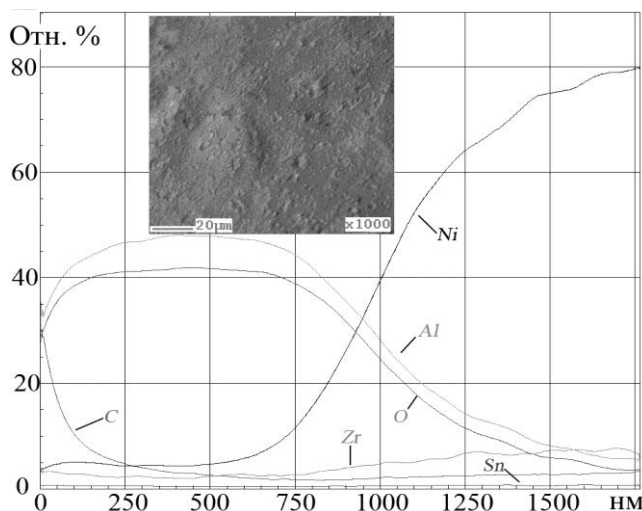


Рисунок 2 - Элементный анализ профиля по глубине пленки на поверхности системы Ni-Sn (0,0460 мас.%) - ZrO<sub>2</sub>(0,1 мас.%)

**Выводы:**

1. Исследовали гетерофазное взаимодействие экзогенных наночастиц ZrO<sub>2</sub> (55 нм) с ПАВ – оловом в модельных расплавах Ni-Sn. Обнаружили, что с учетом термодинамического анализа и опытов без введения НЧТФ удаление [Sn] происходило в результате гетерофазного взаимодействия НЧТФ с ПАВ с образованием ансамблей и их удалением на границу раздела фаз металл-газ, металл-



шлак или металл-футеровка. Значения степени удаления ПАВ составили – 14-22 отн. %.

2. Исследовали поверхностное натяжение и плотность систем Ni-Sn и Ni-Sn-ZrO<sub>2</sub> и показали, что наночастицы влияют на адсорбцию ПАВ, а поверхностный слой состоит, вероятно, из адсорбированных на нем ансамблей Ni+(ZrO<sub>2</sub>-ПАВ). Обнаружили изменение значений степени разрыхленности в зависимости от времени выдержки в ВИП после ввода НЧТФ, что свидетельствует об изменении структуры расплава.

3. Проанализировали поверхностную пленку системы Ni-Sn-ZrO<sub>2</sub> методом Оже-спектроскопии и показали, что наличие Zr в количестве 5-10 отн. % в поверхностном слое может указывать на удаление ZrO<sub>2</sub> из расплава на границу раздела фаз под влиянием адсорбционных сил в виде ансамблей Ni+(ZrO<sub>2</sub>-Sn).

Автор благодарит Бурцева В.Т. и Самохина А.В. за помощь в работе.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 16-38-60129 мол\_а\_дк).*

#### Библиографический список

1. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Исследование взаимодействия экзогенных наночастиц оксида циркония с серой и оловом в расплавах никеля // *Металлы*. 2016. №6. с. 44-51.

2. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Влияние экзогенных тугоплавких наночастиц на структурные свойства расплавов никеля // *Металлы*. 2013. №5. с. 30-38.

3. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Исследование взаимодействия наноразмерных частиц тугоплавких соединений с поверхностно-активным веществом в расплаве никеля. I. Гетерофазное взаимодействие // *Металлы*. 2010. №6. С. 30-37.

4. Nogi K., Chung W.B., McLean A., Miller W.A. Surface tension of liquid Fe-(Cu, Sn, Cr) and Ni-(Cu, Sn) binary alloys // *Materials Transactions JIM*. 1991. V.32. № 2. P. 164-168

5. Krylov A.S., Vvedensky A.V., Katsnelson A.M., Tugovikov A.F. Software package for determination of surface tension of liquid metals // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1993. T. 845. P. 156–158.

6. Минаев Ю.А. Поверхностные явления в металлургических процессах. М.: Металлургия, 1984. 152 с.

7. Вайсбурд С.Е. Физико-химические свойства и особенности строения сульфидных расплавов. М.: «Металлургия», 1996. 304 с.

8. Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Крашенинников М.Г., Пронин Л.А., Филиппов Е.С. Физико-химические методы исследования металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. 510 с.

УДК 669.168

## ПРИМЕНЕНИЕ БОРА В ПРОЦЕССАХ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ\*

**Кель И.Н., Жучков В.И.**

*Институт Металлургии УрО РАН,  
г. Екатеринбург, Россия, dunnington@mail.ru*

**Аннотация:** проведен аналитический обзор применения борсодержащих материалов в черной металлургии. Приведены данные о влиянии бора на технологические режимы получения чугуна и стали, а также воздействия на свойства шихты и конечной продукции. Обзор показал возможность широкого применения борсодержащих материалов в процессах черной металлургии.

**Ключевые слова:** бор, микролегирование, сталь, комплексные ферросплавы, процессы получения, свойства стали.

## THE APPLICATION OF BORON IN FERROUS METALLURGY PROCESSES

**Kel' I.N., Zhuchkov V.I.**

*Institute of Metallurgy Ural Branch of Russian Academy of Science,  
Ekaterinburg, Russia, dunnington@mail.ru*

**Abstract:** The analytical review of application boronbearing materials in ferrometallurgy was done. The data boron influence making steel and pig iron was given, and his influence on property of charge and production.

**Key words:** boron, microalloying, steel, complex ferroalloys, technology, property of steel.

Бор является уникальным микролегирующим элементом, воздействующим на свойства стали в супермалых концентрациях (сотых и тысячных долях процента). Применение бора в качестве микролегирующей добавки обусловлено его положительным влиянием на многие свойства получаемой стали, охватом широкого спектра её сортов, а также большей экономической выгодой по сравнению с традиционными легирующими элементами. В то же время распространению производства сталей, легированных бором, сопутствуют сложности, связанные с его усвоением сталью, производством боросодержащих ферросплавов, получением заданных концентраций бора и других компонентов в обрабатываемом металле.

В последние годы появилось значительное количество работ, связанных с применением бора в различных переделах черной металлургии. В них большое внимание уделено свойствам металла, микролегируемого бором, и его микроструктуре.

В стали бор находится в виде оксидов, нитридов (BN) и боридов железа ( $\text{Fe}_2\text{B}$  и  $\text{FeB}$ ). При повышенном остаточном содержании бора ( $> 0,01\%$ ) в стали её качество ухудшается из-за выделения по границам зерен боридов железа. Количество вводимого бора зависит от марки стали, её раскисленности, состава боросодержащего ферросплава и т.д. Границы содержания бора в стали находятся в диапазоне от 0,0005 до 0,01 %, но большинство авторов считает оптимальной концентрацией 0,001-0,003 % B, которая оказывает позитивное влияние на свойства стали [1].

Значительное влияние бор оказывает на повышение перлитной прокаливаемости, обеспечивающей рост прочности стали без снижения пластичности. Существенное улучшение прокаливаемости наблюдается при растворении бора в аустените, которое способствует его стабилизации [2]. Отмечено аморфизирующее воздействие бора и возможность трансформации структуры стали в широких пределах при термической обработке.

В исследовании [3] сообщается о повышении прокаливаемости и существенном снижении хладноломкости низколегированной стали с бором. В работах [4,5] приведены данные об улучшении прочности при введении 0,001-0,003 % бора в низколегированную сталь, которую авторы связывают с сегрегацией бора к границам зерен аустенита, задерживающей образование центров кристаллизации; отмечается улучшение эксплуатационных свойств для углеродистой стали, а для конструкционной стали - повышение обрабатываемости, усталостной прочности и свариваемости.

В работе [6] изучено влияние разных концентраций бора на структуру аустенитной стали. Так было показано, что наличие 0,003% бора оказывает положительное влияние на стойкость к межкристаллитной коррозии в слабоокислительных средах, концентрации 0,03 и 0,06 % в меньшей степени воздействуют на неё, а увеличение концентрации до 0,2-0,4% B вызывает отрицательное влияние.

Отмечается эффективность влияния добавки бора в зависимости от химического состава стали. В работе [6] сообщается, что воздействие микродобавки бора снижется с ростом содержания углерода в стали. В исследовании [5] рекомендуют проводить раскисление и дегазацию стали для большей эффективности малых добавок бора. Приведена зависимость механических свойств стали от соотношения  $\text{B}/\text{N}_{\text{общ}}$ , связанной со склонностью бора образовывать нитриды, наиболее действенной является концентрация бора в интервале 0,007-0,009 %.

Помимо положительного воздействия микродобавок бора на сталь, в литературе отмечено улучшающее влияние бора на структуру чугуна. В [4] исследовано влияние бора на структуру белых чугунов. Микродобавка бора в количестве 0,03% придаёт металлической основе чугуна ферритную структуру. Износостойкость сплава при данной добавке повышается с 5,49 до 7,65 ед., а окалиностойкость увеличивается приблизительно в 1,5 раза. В работе [5] сообщается, что при микролегировании чугуна возрастает относительная износостойкость и твёрдость, но при достижении более 0,03% бора чугун приобретает хрупкий излом при комнатной температуре.

В работе [7] исследовано влияние карбида бора на свойства железоуглеродистых сплавов. Авторами отмечено, что при этом можно достичь снижения потребления карбидообразующих материалов, в 8-10 раз; снижение температуры плавления, вызванное формированием структуры близкой к эвтектической, позволяет снизить время плавки, нагрев и расход электроэнергии.

Использование бора в черной металлургии возможно как в элементном состоянии, так и в виде оксидов. В работах [8] изучено влияние  $\text{B}_2\text{O}_3$  на свойства шлаков. Добавка борного ангидрида снижает вязкость шлака, это связано с деполимеризацией кремнекислородного каркаса. При замене разжигателя  $\text{MgO}$  на боросодержащий материал в доменном процессе снижаются вязкость и температура плавления шлака, позволяя выплавлять низкокремнистые передельные чугуны. При использовании  $\text{B}_2\text{O}_3$  для получения ферросилиция происходит снижение вязкости шлаков до значений менее 1 Па·с,

что является оптимальным для его выпуска из печи.

Также эффективно использовать  $B_2O_3$  в процессах окускования сырья, в работе [9] исследовано влияние борсодержащих оксидов на прочность сырых и обожжённых окатышей из концентрата железистых кварцитов. Важным свойством борного ангидрида ( $B_2O_3$ ) является его способность при охлаждении из расплава образовывать стекло, что приводит к увеличению прочности окатышей. Отмечено снижение качества сырых окатышей с добавкой  $B_2O_3$ , в сравнении с базовым вариантом (без добавки  $B_2O_3$ ). Выход годного снижается с 83 % до 58,3 % для  $B_2O_3$  0,2 % и до 49,1% для 0,6 %  $B_2O_3$ . Однако прочность обожжённых окатышей возрастает с 199 кг/ок для базового до 291 и 352 для 0,2% и 0,6 %  $B_2O_3$  соответственно.

В работе [8] отмечено, что введение бора способствует предотвращению силикатного распада высокоосновного агломерата, окатыша и шлака. Авторы сообщают, что прочность борсодержащих окатышей при восстановлении достигает 83-90 % против 45 – 66 % у базовых. Дальнейшее использование данных окатышей оказывает положительное влияние на коэффициент распределения серы при производстве чугуна, что приводит к снижению её содержания с 0,02 до 0,016 %.

В работе [10] сообщается о технологии использования борсодержащей добавки при плавке титаномагнетитов с целью разжижения доменного шлака. Из-за высокой цены борного ангидрида было использовано борсодержащее стекловолокно при введении 0,5 и 1% (0,06 и 0,1%  $B_2O_3$ ) возрастает прочность агломерата на 4,7 % и 2,6 %, соответственно.

Использование борсодержащей руды описано в работе [11]. В ней сообщается об испытании процесса выплавки борсодержащего чугуна, полученного с применением людвигитовой руды. В результате испытаний был получен сплав, имеющий следующий химический состав, %: В 0,1 -0,8; Si 0,2 – 0,3; С 3,2-3,8.

В [8] приведен ряд работ, показывающих результаты использования борсодержащих железорудных агломератов и окатышей в доменной печи. Работа доменной печи на данных материалах характеризуется ростом производительности. При присадке 1,3% борсодержащего агломерата наблюдалось снижения потерь чугуна со шлаком в 4,7 раза. Дальнейшее увеличение доли агломерата до 3 % привело к снижению расхода кокса (~6 кг/т чугуна) и улучшению коэффициента распределения серы. При использовании окатышей отмечен рост выхода кондиционного чугуна (с 64,9 до 85,1), за счет увеличения коэффициента газопроницаемости. При наличии в шлаке 0,11-0,12 %  $B_2O_3$  снижается содержание серы в чугуне.

Технологические аспекты получения стали и ферросплавов с бором в литературе освещены менее объёмно. Бор вводят в обрабатываемый расплав в основном в виде борсодержащих ферросплавов. Наиболее применяемым ферросплавом является ферробор с содержанием бора 6-20%. Применяются также комплексные ферросплавы с бором. Типичный состав борсодержащих ферросплавов представлен в таблице 1 [4].

Таблица 1 – Химический состав борсодержащих ферросплавов

Марка	Массовая доля, %										
	B	Si	Al	C	S	P	Ni	Cr	Mn	Ti	Zr
ФБ20	20	2	3	0,05	0,01	0,02	–	–	–	–	–
ФБ17	17	3	5	0,20	0,02	0,03	–	–	–	–	–
ФБ12	12	10	10	–	–	–	–	–	–	–	–
ФБ6	6	10	10	–	–	–	–	–	–	–	–
НБ-1	10,5	1,5	7	0,08	0,006	0,01	Ост	–	–	–	–
НБ-2	17	1,5	7	0,17	0,015	0,03	Ост	–	–	–	–
НБ-3	10	1,5	7	0,2	0,03	0,02	Ост	–	–	–	–
ФХБ-1	19	3	5	0,8	0,01	-	–	43	–	–	–
ФХБ-2	17	3	6	0,6	0,02	–	–	35	–	–	–
ФСМБ	0,7	15,74	–	1,6	–	–	–	–	68,7	–	–
Грейнал	1	6	15	–	–	–	–	–	–	10	15
Сплав ХБ	8	<2	<2	<0,1				>85			

Основными способами получения борсодержащих ферросплавов являются карботермический и алюминотермический [4]. Алюминотермическую плавку применяют для получения сплавов с низкой концентрацией углерода и цветных металлов при высокой степени восстановления металла.

Применение карботермического метода позволяет получать сплавы при извлечении бора 60-65%. Использование данного процесса обусловлено низкими затратами на углеродистые восстановители, но сопряженно с образованием в сплаве карбидов, увеличивающих в нем содержание углерода.

В [12] приведены данные об использовании метода СВС для получения борида ферротитана, содержащего 8,6-14,5% В. Полученный сплав является композицией боридов титана на основе железа при наличии бора, алюминия и остаточного титана.

С целью предотвращения взаимодействия бора в жидкой стали с кислородом и азотом авторами [13] предложено иметь во всех борсодержащих ферросплавах химически активные элементы (Si, Ti, Al и др). Кроме того, из-за малого количества вводимого в сталь бора (0,001-0,0003%) в ферросплаве должно содержаться 0,5-2 % В, что позволяет увеличить массу присаживаемого сплава, позитивно влияя на степень усвоения бора.

В [13] представлен новый силикотермический способ получения ферросиликобора методом смешения, при котором степень восстановления бора составляла около 50 %. Отмечается, что данная технология является самой дешевой, затраты требуются только на получение ферросилиция и борсодержащий материал. Полученный ферросиликобор содержит, %: бора 0,5-3; кремния 41-68; алюминия 1-2,5; марганца 0,2-0,4; бария 0,1-5 %; остальное железо.

Также в работе [13] были предложены состав и метод получения комплексного ферросплава, содержащего бор, марганец и кремний. Использование комплексного сплава позволило улучшить степень перехода бора в металл в 1,6 раза, стабилизировать шлак и снизить потери марганца. Также было отмечено, что предел прочности и текучести сталей, обработанных таким сплавом, выше чем в сталях, обработанных ферробором.

Влияние бора на свойства хромовых ферросплавов приведены в [14], его присадка к комплексным ферросплавам в количестве 1,5 и 4 % незначительно снижает их плотность и практически не влияет на температуру плавления.

Повышенная химическая активность бора в сочетании с высокими температурами процессов и малым количеством вводимого легирующего элемента приводят к технологическим трудностям, связанным со способами введения бора в сталь. Основными способами присадки борсодержащих ферросплавов в жидкую сталь являются [1] введение в виде кусковых ферросплавов и порошковой проволоки. Из-за высокой активности бора легирование стали обычно производят вводом ферробора в ковш, при этом рекомендуют проводить присадку титана с целью предотвращения образования нитридов бора. Основной трудностью является обеспечение высокой точности контроля остаточного титана, который негативно влияет на вязкие и пластические свойства стали.

В работе [1] ферробор с 17,4 % бора вводится в ковш совместно с ферротитаном (30 % Ti). Степень усвоения бора составила 41,1 %. При введении ферросплавов с помощью устройства, устанавливаемого на ковш перед подачей расплава, усвоения бора достигло 92,9 %, а неравномерность распределения 0,002 %. При переносе ввода бора в изложницу при разливке сверху усвоение бора составляло 75-80 %, а сифонным методом 88%.

Сравнение способов ввода ферробора в сталь приведено в [15], для этого проведены эксперименты с использованием кускового ферросплава и порошка ферробора в составе проволоки. Согласно полученным данным усвоение бора методом ввода проволоки с порошком составляет 84-86%, в то время как, при вводе кусковым материалом 73-75 %. Автор связывает потери бора с взаимодействием кускового материала и шлака.

Известны данные о переходе бора в сталь из оксидных систем. В работе [1] добавка бора введена в виде экзотермической шлакообразующей смеси с датолитом при сифонной разливке стали 20к. Отмечено уменьшение протяженности зоны столбчатых кристаллов и рост зоны равноосных кристаллов. В [16] представлены результаты воздействия  $B_2O_3$  на свойства оксидной системы  $CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-B_2O_3$ . Помимо улучшения степени десульфурации и разжижения шлака замена плавикового шпата на борсодержащий материал способствует переходу бора из оксида в металл. Предложена новая технология прямого легирования стали бором из шлака путем ввода колеманита (39-41%  $B_2O_3$ ) на установке печь-ковш, что приводит к более низким значениям содержания серы в металле (0,005-0,012%) при 0,001-0,012 % бора.

#### *Выводы.*

Таким образом, проведенный аналитический обзор показал, что бор применяется в широкой сфере различных областей черной металлургии благодаря тому, что он оказывает положительное

влияние на технологию получения и качество металлургической продукции при низких капиталовложениях. Следует углублять и расширять физико-химические и технологические изыскания по влиянию бора и его соединений на металлургические процессы.

\* *Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №16-19-10435).*

#### Библиографический список

1. Голубцов В.А. Теория и практика введения добавок в стал вне печи / В.А. Голубцов. - Челябинск. -2006. - 421 с.
2. Майструк А.Я. Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства Fe-C-Сг-Mn сплавов, легированных бором / А. Я. Майструк // Захист металургійних машин від поломок. Міжвуз. тематич. зб. наук. праць - Мариуполь: ПДТУ. -2010. - № 12. - С. 312-317.
3. Маняк Н.А. Влияние бора на структуру низколегированной стали в литом и деформированном состоянии и ее связь с характером разрушения / Н.А Маняк, В.А. Белошенко, Л.К. Маняк, В.В. Волкова // Изв. вузов. Черная металлургия. -1989. - №10. - С.82-85.
4. Лякишев Н.П. Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо – М.: Металлургия. -1986. -192 с.
5. Гольдштейн Я.Е., Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. / Я.Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин – М.: Металлургия. - 1986. – 272 с.
6. Каспарова О.В. Влияние бора и углерода на структуру и коррозионно-электрохимическое поведение аустенитной нержавеющей стали Х20Н20./ О.В. Каспаров // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2013. Т. 49. № 6. - С. 671.
7. Исследование влияния легирования бором на свойства железоуглеродистых сплавов / К.В. Кобяков, Н.Ф. Невар // Литьё и металлургия. - №1. - 2014. -С.105-107.
8. Акбердин А.А. Избранные труды, Экожан, 2008, 754 с.
9. Куренков Д.С. Влияние борсодержащих оксидов на качество окатышей из концентратов железистых кварцитов / Д.С. Куренков, С.А. Писарев, В.Б. Горбунов, Г.С. Подгородецкий //Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: материалы Двенадцатой Всероссийской научно-практической конференции, 25-27 ноября 2015 г. - Старый Оскол. -2015. – 248 с.
10. Глеугабулов Б.С. Совершенствование шлакового режима доменной плавки за счет использования добавок: автореф. дис. канд. техн наук. 05.16.02. -Екатеринбург. -2010. – 24 с.
11. YANG Zhong-dong Oxidation of Silicon and Boron in Boron Containing Molten Iron/ YANG Zhong-dong, LIU Su-lan, LI Zhe-fu, XUE Xiang-xin // Journal of Iron and Steel Research. -2007. - №6. –pp. 32-36.
12. Манашев И.Р. Особенности микролегирования стали бором и новым материалом боридом ферротитана / И.Р. Манашев, И.М. Шатохин, М.Х. Зиатдинов и др. // Сталь. - 2009. -№ 10. -С. 34-38.
13. Новые направления применения бора в металлургии / В.И. Жучков, А.А. Акбердин // в сб. тр. международной научно-практ. конф. «Химия и металлургия комплексной переработке минерального сырья». Караганда. 25-26 июня. Алматы: типография ип. Серикбаева А.М. 2015. - С. 61-69.
14. Андреев Н.А. Изучение физико-химических характеристик и создание рациональных составов хромсодержащих ферросплавов: автореф. дис. канд. техн наук. 05.16.02. – Екатеринбург. - 2015. – 21 с.
15. Потапов А.И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: дис. канд. техн наук. 05.16.02. Москва. - 2013. – 116 с.
16. Бабенко А.А. Отработка технологии глубокой десульфурации металла и микролигирования стали бором на УКП под шлаками системы CaO - SiO<sub>2</sub> - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - MgO - В<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / А. В. Сычов, А. А. Акбердин, А. С. Ким, М. Ф. Витушенко, А. Н. Золин, А. А. Добромилов, А. И. Саврасов, Х. Ш. Кутдусова.// в сб. тр. XIII межд. Конф. Сталеплавильщиков ОАО ТМК, М.: Черметинформация. - 2014. - С. 174-177.

## МОДЕРНИЗАЦИЯ КАТОДНОГО УЗЛА АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ С АНОДОМ СОДЕРБЕРГА ПРИ ВНЕДРЕНИИ АПГ

Минцис М.Я., Галевский Г.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** Проанализировано состояние катодного узла на электролизерах Содерберга, и предложены меры по его совершенствованию.

**Ключевые слова:** электролитическое производство алюминия, электролизер, анод Содерберга, катодный узел, модернизация.

## MODERNIZATION OF CATHODIC KNOT OF ALUMINIUM CELLS WITH SODERBERGH'S ANODE AT INTRODUCTION OF APG

Mintsis M.Ya., Galevsky G.V.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** The condition of cathodic knot on Soderbergh's electrolyzers is analyzed and measures for his improvement are proposed.

**Keywords:** electrolytic aluminum production, electrolyzer, Soderbergh's anode, cathodic knot, modernization.

Алюминиевые электролизеры с анодами Содерберга в настоящее время составляют около 70 % от всех типов электролизеров на заводах России. Доминирующая часть этих электролизеров разработана в 50-х годах прошлого века и была рассчитана на технологию, при которой питание электролита глиноземом осуществлялось периодически (один раз в 3 – 4 ч). В этих условиях масса электролита должна была быть такой, чтобы в ней растворилось столько глинозема, сколько необходимо для работы электролизера в течение 3 – 4 ч. Затраты труда на доставку глинозема к электролизеру и погружение его в расплав электролита достигают 40 % от всех трудовых затрат технологического персонала.

В настоящее время на Красноярском алюминиевом заводе завершена работа по внедрению систем автоматического питания электролита глиноземом (АПГ), а на ряде заводов работы по внедрению систем АПГ продолжают. Внедрение систем АПГ не только повышает производительность технологического персонала, но и полностью изменяет технологию электролиза – резко снижается частота анодных эффектов, стабилизируется концентрация глинозема в электролите и величина междуполусного расстояния и пр. Однако это изменение технологии не сопровождается соответствующим изменением конструкции электролизера.

При внедрении систем АПГ резко сокращается продолжительность подачи глинозема в расплав – с 3 – 4 ч до нескольких минут. В этих условиях необходимый объем электролита уменьшается.

К сожалению, в учебной и в производственно-технической литературе отсутствует методика определения объема электролита в шахте, что осложняет обоснование минимального значения технически необходимого объема электролита в условиях питания его глиноземом системами АПГ.

Ниже приводится методика определения объема электролита в шахте, а ее схема, используемая для расчета массы электролита в шахте, приведена на рисунке 1.

Объем электролита  $V_3$  (дм<sup>3</sup>) в шахте ванны определяется выражением:

$$V_3 = (S_p \cdot H_3) - S_a \cdot (H_3 - L_{м3})$$

где  $S_p$  – поверхность расплава, дм<sup>2</sup>;

$H_3$  – высота столба электролита над металлом, дм;

$S_a$  – площадь анода, дм<sup>2</sup>;

$L_{м3}$  – междуполусное расстояние, дм.

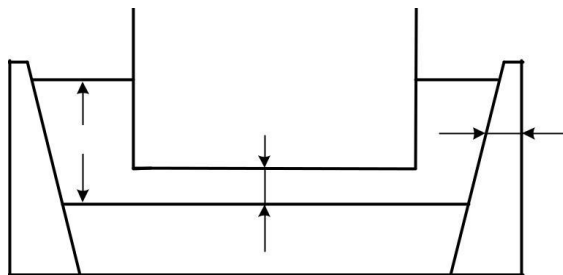


Рисунок 1 – Расчетная схема

Поверхность расплава  $S_p$  с учетом средней толщины бортовой настыли  $n$  (дм), определяется следующим выражением:

$$S_p = (L_{ш} - 2n) \cdot (B_{ш} - 2n)$$

где  $L_{ш}$  и  $B_{ш}$  – длина и ширина шахты, дм.

Площадь анода  $S_a$  (дм<sup>2</sup>) определяется выражением:  
для электролизеров Содерберга

$$S_a = L_a \cdot B_a,$$

а для электролизеров ОА

$$S_a = n_6 \cdot S_6 = n_6 \cdot L_6 \cdot B_6,$$

где  $L_a$ ,  $B_a$  – длина и ширина анода соответственно, дм;

$n_6$  – количество анодных блоков, шт.;

$S_6$  – площадь анодного блока дм<sup>2</sup>;

$L_6$  и  $B_6$  – длина и ширина анодного блока соответственно, дм.

Масса электролита  $M_3$  (кг) в шахте равна произведению его объема  $V_3$  (дм<sup>3</sup>) на плотность электролита  $d_3$ , которая составляет около 2,08 кг/дм<sup>3</sup>:

$$M_3 = V_3 \cdot d_3.$$

Для расчетов удобно пользоваться понятием удельной массы электролита  $m_3$  (кг/кА), которая равна отношению массы электролита  $M_3$ , к силе тока  $I_c$  (кА):

$$m_3 = M_3 / I_c.$$

Для определения необходимого количества электролита в шахте определим потребность в глиноземе  $q_r$  (кг/кА·ч) в расчете на 1 кА в течение одного часа. Для этого определим удельную производительность электролизера  $q_a$  (кг/кА·ч) за время  $t = 1$  ч при силе тока  $I_c = 1$  кА и выходе по току  $\eta = 0,9$ :

$$q_a = 0,3356 \cdot I_c \cdot t \cdot \eta = 0,3356 \cdot 1 \cdot 1 \cdot 0,9 = 0,30 \text{ кг/кА} \cdot \text{ч},$$

а удельная потребность в глиноземе  $q_r$  для производства  $q_a$  алюминия составит

$$q_r = 1,889 \cdot q_a = 1,889 \cdot 0,30 = 0,567 \text{ кг/кА} \cdot \text{ч}.$$

Растворимость глинозема в электролите зависит от множества факторов, которые подробно рассмотрены в [1]. При поточной обработке корки максимальное значение концентрации глинозема в электролите  $C_{\text{макс}}$  наступает через некоторое время после подачи ее в электролит. В процессе электролиза не весь глинозем, растворенный в электролите, расходуется, так как при достижении некоторого критического значения его концентрации  $C_{\text{кр}}$  наступает анодный эффект. Во избежание возникновения анодного эффекта необходимо ввести в электролит очередную порцию глинозема в тот момент, когда значение его концентрации будет минимально допустимым  $C_{\text{мин}}$ , но выше значения  $C_{\text{кр}}$ . Таким образом, количество глинозема, которое может быть выработано из электролита, зависит от разницы значений:

$$\Delta C = C_{\text{макс}} - C_{\text{мин}}.$$

В зависимости от качества глинозема, параметров электролита, анодной плотности тока значение  $C_{\text{макс}}$  при современной технологии составляет около 6,0 % [1], а  $C_{\text{мин}}$  – около 2,5 %. Тогда величина  $\Delta C$  составляет около 3,5 % от массы электролита.

Удельная масса электролита  $q_3$ , необходимая для растворения  $q_r$  глинозема при принятых нами условиях, составит:

$$q_3 = q_r / \Delta C = 0,567 / 0,035 = 16,2 \text{ кг/кА} \cdot \text{ч}.$$

При поточной 8-кратной обработке корки глинозем подается в расплав приблизительно каждые 3 ч. Следовательно, необходимая удельная масса электролита должна составлять  $16,2 \cdot 3 = 48,6$  кг/кА·ч.

При оснащении электролизера системой АПГ процесс ведут при концентрации глинозема в электролите около 2,5 %, так как при этом электрическое сопротивление электролита минимально. Очередная порция глинозема подается в расплав с периодичностью в несколько минут. Именно поэтому необходимое количество электролита должно быть значительно меньшим.

Для сравнения рассчитаем удельный объем электролита для наиболее широко распространенного на заводах России электролизера Содерберга типа С8БМ и современного электролизера с обожженными анодами типа РА-300, установленного на ХАЗе, параметры которых представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры электролизеров С8БМ и РА-300

Параметр	Ед. изм.	С8БМ	РА-300
Анод			
- длина	дм	84	14,45
- ширина	дм	28,5	7
- количество блоков	шт.	1	36
- площадь	дм <sup>2</sup>	2394	3641,4
- плотность тока	А/см <sup>2</sup>	0,722	0,878
Подина			
- длина	дм	94	143,5
- ширина	дм	41,2	37,6
- площадь	дм <sup>2</sup>	3872,8	5395,6
- плотность тока	А/см <sup>2</sup>	0,446	0,593
Рассчитанные параметры:			
- объем	дм <sup>3</sup>	3397,3	4333,5
- масса	кг	7029	9013,6
- удельная масса	кг/кА	40,86	28,16

Рассчитаем объем  $V_3$ , его массу  $M_3$  и удельную массу  $m_3$  электролита для каждого типа электролизера.

Считая высоту столба электролита  $H_3$  равной 1,8 дм, междуполусное расстояние  $L_{M3} = 0,5$  дм, а толщину настилы  $n$  в зоне электролита – 1,0 дм, получим:

- для электролизера С8БМ:

$$V_3 = (S'_p \cdot H_3) - S_a \cdot (H_3 - L_{M3}) = (3606,4 \cdot 1,8) - 2394 \cdot (1,8 - 0,5) = 3379,3 \text{ дм}^3;$$

$$M_3 = V_3 \cdot d_3 = 3379,3 \cdot 2,08 = 7029 \text{ кг}; \quad m_3 = M_3 / I_c = 7029 / 172 = 40,86 \text{ кг/кА.}$$

- для электролизера РА-300:

$$V_3 = (S'_p \cdot H_3) - S_a \cdot (H_3 - L_{M3}) = (5037,4 \cdot 1,8) - 3641 \cdot (1,8 - 0,5) = 4333,5 \text{ дм}^3;$$

$$M_3 = V_3 \cdot d_3 = 4333,5 \cdot 2,08 = 9013,6 \text{ кг}; \quad m_3 = M_3 / I_c = 9013,6 / 320 = 28,16 \text{ кг/кА.}$$

Таким образом, у электролизера РА-300, оборудованного системой АПГ, при расстоянии между анодным массивом и бортом шахты 350 мм, удельная масса электролита составляет 28,16 кг/кА, что в 1,45 раза меньше, чем на электролизере типа С8БМ.

На современных зарубежных электролизерах с ОА расстояние между анодным массивом и бортом шахты составляет 250 мм, а удельный объем электролита при этом не превышает 25 кг/кА, что в 1,63 раза меньше, чем на электролизерах С8БМ.

Эти данные убедительно свидетельствуют о возможности уменьшения объемов расплава в шахте ванны путем снижения расстояния между анодом и бортом шахты. Это приблизительно на 20 % уменьшит материалоемкость катодного узла и адекватно снизит затраты на проведение капитального ремонта. Кроме того, площадь поверхности электролита уменьшится также приблизительно на 20 %, что положительно скажется на эмиссии токсичных газов в атмосферу корпуса.

Уменьшение ширины катодного узла приведет к существенному росту катодной плотности тока, под которой здесь понимается отношение силы тока к площади шахты. В настоящее время на электролизерах с обожженными анодами анодная плотность тока, по данным компании Gibson Crest Pty Ltd, составляет 0,85 – 0,9 А/см<sup>2</sup>. При этом отношение площади анода к площади подины рекомендуется принимать в пределах 0,85 – 0,9, то есть катодная плотность тока должна быть не менее 0,72 – 0,80 А/см<sup>2</sup>.



Рекомендуемая для обожженных анодных блоков анодная плотность тока на анодах Содерберга недостижима – на электролизерах С8БМ НКЗА при токе 173 кА анодная плотность тока достигла 0,725 А/см<sup>2</sup>, но при этом катодная плотность тока составляет только 0,447 А/см<sup>2</sup>. Столь низкая катодная плотность тока приводит к снижению выхода по току, переохлаждению подины, образованию уходящих далеко под анод подовых настывлей и увеличивает материалоемкость катодного устройства.

По-видимому, эффективная анодная плотность тока без модернизации анодов Содерберга ВТ не превысит 0,75 А/см<sup>2</sup>, но катодную плотность тока весьма целесообразно увеличить, что непременно снизит потери металла за счет протекания обратных реакций, или, иными словами, повысит выход по току. Есть основания полагать, что срок службы узкого катодного устройства возрастет.

#### Библиографический список

1. Исаева Л.А. Глинозем в производстве алюминия электролизом / Л.А. Исаева, П.В. Поляков. – Красноурьинск: Издат. дом «БАЗ», 2000. – 198 с.

УДК 621.921.26

## ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ТЕХНОГЕННОГО МИКРОКРЕМНЕЗЕМА С ПРИМЕНЕНИЕМ БУГОУГОЛЬНОГО ПОЛУКОКСА

Аникин А.Е.<sup>1</sup>, Галевский Г.В.<sup>2</sup>, Руднева В.В.<sup>2</sup>, Галевский С.Г.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ООО «Сибпроект»,

г. Новокузнецк, Россия, anikin1985@rambler.ru

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,

г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский горный университет,

г. Санкт-Петербург, Россия, sgalevskii@gmail.com

**Аннотация:** Исследована термодинамика и определены оптимальные температурно-временные режимы карбидизации брикетированной шихты «микрокремнезем – бурого угольный полукокс». В системах Si – O – C и Si – O – C – H процесс карбидообразования является доминирующим: при стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах восстановления карбида кремния достигается при 1700 К. Полная карбидизация шихты в условиях термической обработки достигается при температуре 1923 – 1973 К при длительности 20 – 15 минут. Установлены технологическая целесообразность, условия и показатели химического обогащения продуктов карбидизации. Исследованы фазовый, химический, гранулометрический составы и морфология частиц карбида кремния. Выявлено, что при карбидизации образуется карбид кубической структуры (β-SiC). Содержание карбида после обогащения составляет более 90 %. Карбид кремния получен в виде микропорошка с удельной поверхностью 8000 – 9000 м<sup>2</sup>/кг из имеющих неправильную форму частиц размерным диапазоном 0,2 – 1,0 мкм.

**Ключевые слова:** микрокремнезем, бурого угольный полукокс, карбид кремния, термодинамика, термообработка шихты, обогащение.

## RECOVERY PROCESSING OF TECHNOGENIC MICROSILICON DIOXIDE WITH BROWN-COAL SEMICOKE APPLICATION

Anikin A.E.<sup>1</sup>, Galevskiy G.V.<sup>2</sup>, Rudneva V.V.<sup>2</sup>, Galevskiy S.G.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>LLC «Sibproyekt»,

Novokuznetsk, Russia, anikin1985@rambler.ru

<sup>2</sup>Siberian state industrial university,

Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru

<sup>3</sup>St. Petersburg Mining University,

St. Petersburg, Russia, sgalevskii@gmail.com

**Abstract:** Thermodynamics is investigated and the optimal temperature-time regimes of carbidization of the briquetted charge microsilica - lignite char are defined. In systems of Si - O - C and Si - O - C - H car-

*bide formation is the dominant process, when the stoichiometric composition of the charge the maximum content in products of recovery of silicon carbide is achieved at 1700 K. The full carbonization of charge in conditions of heat treatment is reached at temperature 1923 - 1973 K with a duration of 20 - 15 minutes. Technological expediency, conditions and rates of chemical enrichment of carbidization products are established. The phase, chemical, granulometric compositions and morphology of silicon carbide particles are investigated. Revealed that the carbide of the cubic structure ( $\beta$ -SiC) is formed during carbonization. Carbide content after enrichment is over 90 %. The silicon carbide is obtained in the form of micropowder with a specific surface area 8000 - 9000 m<sup>2</sup>/kg, the particle size range of 0.2 - 1.0 micron, having an irregular shape.*

**Keywords:** *microsilicon dioxide, brown-coal semi-coke, silicon carbide, thermodynamics, furnace charge heat treatment, enrichment.*

Производство карбида кремния – одно из важнейших в структуре современной металлургии – составляет около 800 тыс. т в год. Крупнейшие сферы использования карбида кремния – это металлургия (около 45 % мирового спроса), производства абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Специфика термомеханических, электрофизических, физико-химических свойств карбида кремния предопределяет следующие направления его традиционного и перспективного применения: материалы на связках; керамика конструкционная и функциональная; композиционные материалы и покрытия; поверхностное и объемное модифицирование материалов.

Современное производство карбида кремния почти полностью основано на углеродотермическом способе Ачесона. По этому способу получение карбида кремния осуществляется периодическим блок-процессом в электропечах сопротивления мощностью 4,5 – 5,5 МВА при температуре 2500 – 2900 К. Полученный карбид кремния представляет собой кристаллы, сросшиеся в так называемые друзы (куски), которые после разборки электропечи подвергаются дроблению, обогащению и расसेву по фракциям. Товарной продукцией абразивных заводов является зерно карбида различной крупности: шлифзерно (размер 2500 – 160 мкм), шлифпорошки (размер 160 – 28 мкм), микропорошки (размер 63 – 10 мкм), тонкие микропорошки (размер 10 – 1 мкм). В настоящее время выпускают три вида карбида кремния: черный, зеленый и электротехнический.

В течение достаточно длительного времени потребности металлургии, огнеупорного и керамического производств в карбиде кремния удовлетворялись за счет шлифматериалов абразивного назначения, что неоправданно повышало стоимость огнеупоров и керамики, а в металлургии в отдельных случаях делало применение карбида кремния технологически и экономически нецелесообразным. Ситуация усугублялась постоянным ростом цен на электроэнергию и ужесточением требований национальных экологических законодательств. В связи с этим главные производители карбида кремния – компании «Saint – Gobian» (Франция), «Exolon – ESK» (США – ФРГ), «Carborundum Co» (США), «H. Starck Co» (ФРГ) – и др. в 80-е годы разработали и освоили технологические процессы производства так называемого безразмольного карбида кремния, получаемого, как правило, из высокодисперсных шихт печным синтезом в виде микропорошков с последующим их химическим обогащением. Исследования в этом направлении проводились и в нашей стране и завершились с положительными научно-прикладными результатами: снижением температуры синтеза с 2500 – 2900 до 1900 К, т.е. на 600 – 1000°, продолжительности синтеза с 26 – 29 до 1 часа, расхода электроэнергии в 2 – 4 раза; достижением содержания карбида кремния в продуктах синтеза до 90,0 % мас.; получении карбида кремния в виде микропорошков крупностью 1 – 5 мкм; возможностью использования для производства карбида кремния забалансового и техногенного сырья, например, низкокачественных песков, шунгитных пород, микрокремнезема, коксовых пылей и мелочи, полукоксов; возможностью реализации производства карбида кремния в непрерывном режиме, например, с использованием туннельных, трубчатых вращающихся, шахтных печей. В связи с этим было принято решение о внедрении разработок на ряде предприятий Минстанкопрома. Однако происшедшие в стране на рубеже 80 – 90-х годов социально-экономические изменения не позволили реализовать намеченные планы.

Следовательно, научное и технологическое обоснование и реализация производства отечественного безразмольного карбида кремния остается актуальной задачей, имеющей важное прикладное значение. В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение процессов карбидизации техногенного микрокремнезема полукоксом из бурых углей Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна, технологические свойства которого исследовались авторами ранее и подробно описаны в работах [1, 2]. Технологическая и экономическая целесообразность применения полукоксов в качестве углеродных восстановителей подтверждена в работах [3 – 6].

**Термодинамическое моделирование процессов карбидообразования в системах Si – O – C, Si – O – C – H**

Термодинамическое моделирование проведено с целью прогнозирования оптимальных пара-

метров получения карбида кремния (соотношения компонентов, температуры и давления в системе), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования отдельных реакций, обеспечивающих в исследуемых условиях эффективную переработку сырья. В связи с использованием в процессе в качестве восстановителя и карбидизатора буроугольного полукокса с содержанием летучих до 10 %, объектами исследования явились системы Si – O – C, Si – O – C – H.

Расчет равновесных составов систем Si – O – C и Si – O – C – H проводился «константным» методом. Расчеты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчетах рассматривалась область температур 800 – 2000 К при различном давлении в системе: от 0,1 до 0,0001 МПа. Расчеты проводились с шагом в 100°. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов. При проведении расчетов учитывалась возможность образования в газовой фазе в системе Si – O – C Si, Si<sup>+</sup>, Si<sup>-</sup>, Si<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>, O, O<sub>2</sub>, C, C<sup>+</sup>, C<sub>2</sub>, C<sub>3</sub>, C<sub>4</sub>, C<sub>5</sub>, SiO, SiC, SiC<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>C, CO, CO<sub>2</sub>, в системе Si – O – C – H Si, Si<sup>+</sup>, Si<sup>-</sup>, Si<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>, O, O<sub>2</sub>, C, C<sup>+</sup>, C<sub>2</sub>, C<sub>3</sub>, C<sub>4</sub>, C<sub>5</sub>, H, H<sup>+</sup>, H<sub>2</sub>, CH<sub>2</sub>, CH<sub>3</sub>, CH<sub>4</sub>, C<sub>2</sub>H, C<sub>3</sub>H, C<sub>4</sub>H, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>, C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>, SiO, SiC, SiC<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>C, CO, CO<sub>2</sub>, в конденсированной фазе в обеих системах Si, SiO<sub>2</sub>, C, SiC. Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакции образования карбида кремния и составом шихтовых материалов. Плодотворность такого подхода при исследовании процессов карбидообразования подтверждена ранее в работах [7, 8].

Результаты расчетов равновесных составов систем Si – O – C и Si – O – C – H для общего давления 0,1 МПа приведены на рисунках 1 и 2, а для давления 0,01 и 0,0001 МПа – в таблицах 1 и 2.

Можно видеть, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим



При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах карбида кремния достигается при 1700 К, а при 10 %-ном недостатке углерода – при 1900 К. Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено крайне низким (менее 0,001 моль) содержанием в температурной области карбидообразования углеводородов и углеводородных радикалов. В системе Si – O – C равновесная степень превращения кремния в карбид не превышает 0,97 %, что соответствует содержанию монооксида кремния в газовой фазе 0,02 моль. Вследствие этого из шихты стехиометрического состава (SiO<sub>2</sub> + 3C) получить однофазный, не содержащий свободный углерод, карбид кремния невозможно (таблица 2).

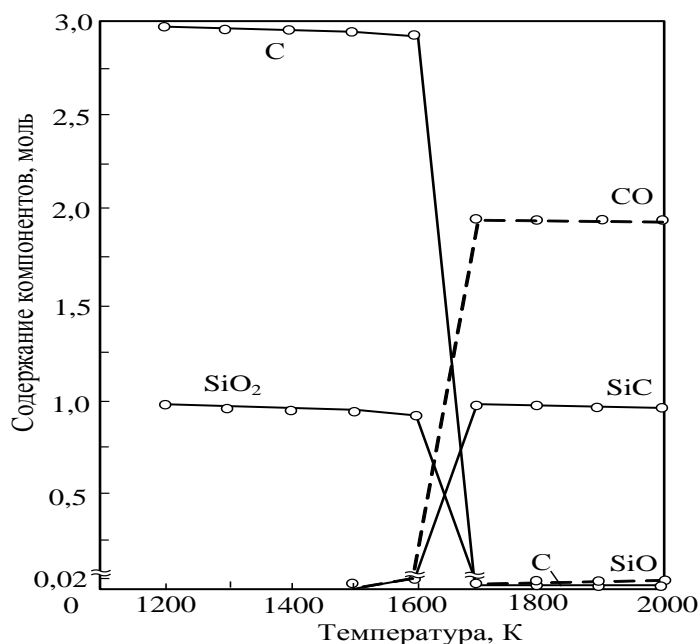


Рисунок 1 – Зависимость равновесного состава системы Si – O – C от температуры при соотношении Si:O:C = 1:2:3 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, - - - газообразные продукты)

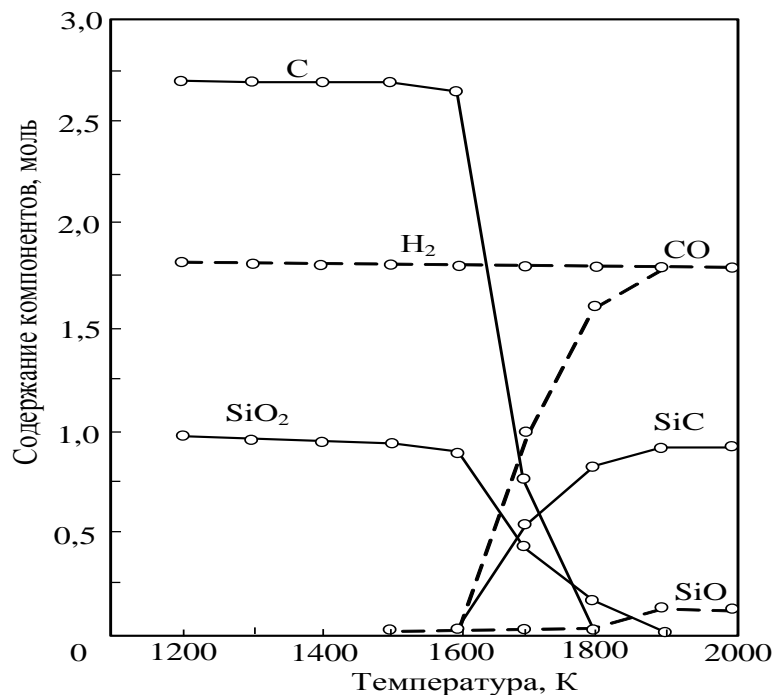


Рисунок 2 – Зависимость равновесных составов системы Si – O – C – H от температуры при соотношении Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, - - - газообразные продукты)

Таблица 1 – Равновесные концентрации (в %) конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si – O – C при соотношении компонентов Si:O:C = 1:2:3

T, K	P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO <sub>2</sub>	C	SiC	SiO <sub>2</sub>	C	SiC
800	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0
900	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,02
1000	62,5	37,5	0,01	62,2	37,3	0,52
1100	62,4	37,4	0,2	0	0,3	99,71
1200	61,0	36,7	2,3	0	0,4	99,60
1300	0	0,2	99,8	0	0,6	99,40
1400	0	0,2	99,8	0	1,0	99,0
1500	0	0,3	99,7	0	1,3	98,7
1600	0	0,4	99,6	0	2,0	98,0
1700	0	0,6	99,4	0	2,8	97,2
1800	0	0,9	99,1	0	3,7	96,3

Таблица 2 – Равновесные концентрации (в %) конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si – O – C – H при соотношении компонентов Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6

T, K	P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO <sub>2</sub>	C	SiC	SiO <sub>2</sub>	C	SiC
900	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0
1000	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,001
1100	64,94	35,06	0,002	64,84	35,00	0,16
1200	64,74	36,04	0,04	62,54	33,86	3,60
1300	64,54	35,94	0,30	12,47	0	87,53
1400	62,84	34,53	2,63	8,95	0	91,05
1500	51,27	26,61	22,12	0	0	100,00
1600	11,35	0	88,65	0	0	100,00
1700	0	0	100,00	0	0	100,00
1800	0	0	100,00	0	0	100,00
1900	0	0	100,00	0	0	100,00

Этого можно избежать при использовании шихты с некоторым (~ 10 %) недостатком углерода - восстановителя (таблица 2). В этом случае в системе появляется область сосуществования карбида кремния и избыточного кремнезема. При этом температурная область сосуществования этих фаз тем шире, чем выше давление в системе. Выше этих температур карбид кремния сам является восстановителем для кремнезема, т.е. становится возможным следующее взаимодействие



В результате этой реакции карбид кремния очищается от избытка кремнезема. Особенно эффективным может быть проведение её в вакууме.

#### **Методика исследования карбидизации микрокремнезема**

Исследование карбидизации микрокремнезема проводилось дискретным методом, включающим термическую обработку брикетированной шихты при заданных температурах и длительности и закалку продуктов карбидизации с последующим их химическим анализом.

При проведении исследований использовались микрокремнезем, образующийся при производстве кремния (МК-Кр) и высококремнистого ферросилиция (МК-ФС), содержащий диоксида кремния 93,92 и 93,00 % мас. соответственно, с удельной поверхностью 25000 м<sup>2</sup>/кг, а также полукокс из бурого угля (БПК) Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна, содержащий, %: углерода – 81,9; летучих – 9,5; золы – 8,6, с удельной поверхностью 264000 м<sup>2</sup>/кг. Во всех случаях использовались шихты стехиометрического для получения карбида состава.

Исследование температурно-временных условий карбидизации брикетированных моношихт микрокремнезем МК-Кр, МК-ФС-БПК проводилось при температурах 1883, 1923, 1973 К при длительности термической обработки 5, 10, 15, 20, 25, 30 мин.

Термическая обработка шихт проводилась в электропечи сопротивления с цилиндрическим графитовым нагревателем с внутренним диаметром 0,075 м (печи Таммана). Контроль температуры в рабочем пространстве печи проводился с помощью вольфрам-рениевой термопары ВР 5/20. Цилиндрические брикеты массой около 2,5·10<sup>-3</sup> кг и наружным диаметром 0,015 м помещались в графитовые тигли. Три тигля одновременно устанавливались в рабочее пространство нагретой электропечи, нагревались в ней в течение 3 – 4 мин до заданной температуры, а затем выдерживались в ней в течение заданного периода времени – от 5 до 90 мин. По истечении заданного времени графитовые тигли извлекались из электропечи, устанавливались в корундовые стаканы, которые плотно закрывались пробками и помещались на 10 мин в холодную воду для быстрого охлаждения продуктов карбидизации. Это позволяло предотвратить окисление продуктов карбидизации кислородом и влагой атмосферы. После охлаждения продукты карбидизации количественно, т.е. без потерь, извлекались из тиглей, взвешивались, помещались в платиновые емкости, заливались раствором смеси азотной кислоты концентрацией 7,5 – 12,5М и фтористоводородной концентрацией 2,0 – 3М, взятых в объемном отношении 1: (3 ÷ 5), и кипятились в течение 2,5 – 3,0 часов. Обработка карбида кремния смесью азотной и фтористоводородной кислот обеспечивает удаление примесей алюминия, магния, кальция, железа, марганца, никеля, хрома, меди, натрия, калия, кремния и их оксидов и рекомендуется для порошков карбида кремния крупностью от 5 до 200 мкм. В присутствии азотной кислоты металлические примеси и их оксиды образуют растворимые нитратные комплексы, в то время как при обработке одной фтористоводородной кислотой могут образовываться нерастворимые фториды. После остывания нерастворимый остаток, представляющий собой карбид кремния с примесью свободного углерода, отфильтровывался на бумажном фильтре, промывался на фильтре дистиллированной водой и ацетоном, высушивался до постоянной массы и взвешивался. После этого нерастворенный остаток подвергался окислительному обжигу для рафинирования от свободного углерода при температуре 1073 – 1123 К в течение 1,5 – 2,0 час. По убыли массы рассчитывались содержания в продуктах карбидизации свободного углерода и карбида кремния. По среднему для трех тиглей содержанию карбида кремния рассчитывали его выход как отношение массы практически полученного карбида к теоретически возможной.

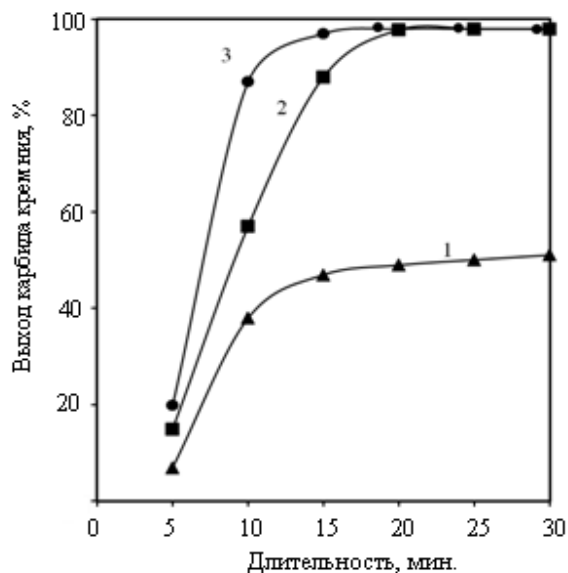
#### **Экспериментальные исследования карбидизации шихт микрокремнезем – буроугольный полукокс и обсуждение результатов**

Результаты исследований представлены на рисунках 3 и 4.

В обоих случаях процесс карбидообразования начинается с первых минут и уже к 5-ой минуте выход карбида при температурах карбидизации 1873, 1923, 1973 К составляет 5,23 – 7,21, 17,06 – 22,30, 20,20 – 23,51 %. Процесс карбидизации завершается при температуре 1973 К к 15 минуте, 1923 К – к 20 минуте. Содержание карбида в продуктах термической обработки шихт составляет 92,50 для МК-ФС и 94,90 % мас. для МК-Кр. Такие температурно-временные условия карбидообразования подтверждаются результатами исследования фазового состава продуктов термической обработки.

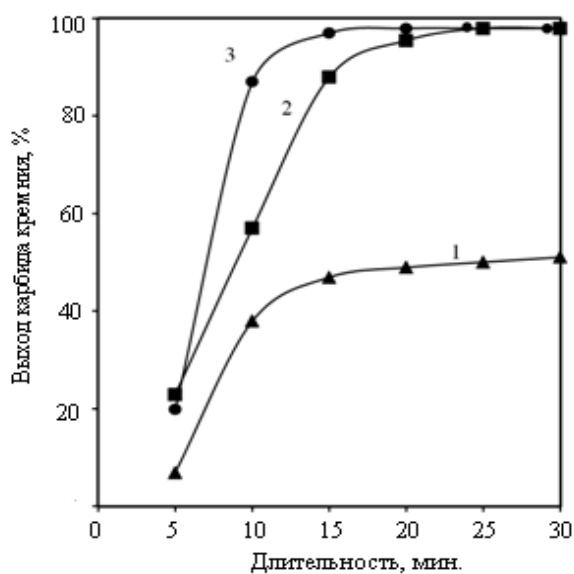
Так, установлено, что в обоих случаях к 10 минуте преобладающей фазой является карбид кремния кубической структуры ( $\beta$ -SiC), частично перестраивающийся при температуре 1923 – 1973 К и длительности термической обработки 50 – 90 мин в гексагональную ( $\alpha$ -SiC<sub>II</sub>). При карбидизации шихты микрокремнезем МК-ФС-БПК ему сопутствует  $\alpha$ -железо. Во всех исследованных образцах также присутствует стекловидная фаза, образованная, по-видимому, силикатами кальция, магния и железа.

В результате химического обогащения содержание SiC в карбиде превышает 90 %, т.е. уровень, регламентированный для абразивных микропорошков зернистостью 1 – 2 мкм [9]. Эффективность обогащения от примесей оксидов и железа достаточно высока и составляет 87 – 95 %. Для карбида кремния характерно повышенное содержание кремнезема – более 7 %, что позволяет рассматривать его как перспективный материал для производства карбидокремниевых огнеупоров на кремнеземной связке, содержащих обычно, %: SiC – 84 – 89, SiO<sub>2</sub> – 6 – 12 [10].



(1 – 1873 К (Δ) = (7,21 ÷ 53,13) ± (0,20 ÷ 1,13); 2 – 1923 К (□) = (17,06 ÷ 96,82) ± (0,55 ÷ 1,35);  
3 – 1973 К (○) = (20,20 ÷ 97,01) ± (0,61 ÷ 1,45))

Рисунок 3 – Зависимость выхода карбида кремния от температуры и длительности термообработки для шихты микрокремнезем МК-ФС-БПК



(1 – 1873 К : (Δ) = (5,23 ÷ 46,26) ± (0,19 ÷ 1,11); 2 – 1923 К : (□) = (22,30 ÷ 96,78) ± (0,59 ÷ 1,33);  
3 – 1973 К : (○) = (23,51 ÷ 97,62) ± (0,67 ÷ 1,38))

Рисунок 4 – Зависимость выхода карбида кремния от температуры и длительности термообработки для шихты микрокремнезем МК-Кр-БПК

Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и диапазон изменения его основных характеристик для серии из пяти параллельных опытов приведены в таблице 3. Можно видеть, что исследованные технологические варианты обеспечивают получение карбида кремния с воспроизводимыми фазовым, химическим и гранулометрическим составами и могут рассматриваться в качестве технологической основы для проектирования промышленного производства безразмольного карбида кремния из брикетированной высокодисперсной шихты «микрокремнезем – буроугольный полукокс».

Таблица 3 – Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и его характеристики

Условия получения и обогащения карбида кремния и его основные характеристики	SiC (МК–ФС+БПК)	SiC (МК–Кр + БПК)
Состав шихты, %: микрокремнезем (МК) буроугольный полукокс (БПК)	58,80 42,20	58,04 41,96
Удельная поверхность компонентов шихты, м <sup>2</sup> /кг микрокремнезем буроугольный полукокс	20000 – 22000 255000 – 265000	
Температура карбидизации шихты, К	1923 - 1973	
Длительность карбидизации шихты, мин	25 - 20	
Химическое обогащение продуктов карбидизации концентрация раствора соляной кислоты, % соотношение Т:Ж температура, К длительность, час	35 1:2 383 3	
Фазовый состав	β - SiC	
Химический состав, %: SiC Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> CaO MgO Fe SiO <sub>2</sub> С своб. Si своб.	90,42 - 90,86 0,10 -0,25 0,32 - 0,53 0,12 - 0,18 0,08 - 0,12 7,32 - 7,94 0,41 - 0,54 0,13 - 0,17	90,94 - 91,18 0,10 -0,15 0,37 - 0,49 0,03 - 0,10 0,05 - 0,11 6,97 - 7,13 0,63 - 0,81 0,23 - 0,27
Выход карбида кремния, %	96,84 - 97,12	97,31 - 97,63
Крупность и морфология частиц карбида кремния: удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг размерный диапазон, мкм форма	8000 - 9000 0,2 - 1,0 неправильная	

#### Выводы.

Проведены термодинамические и экспериментальные исследования процессов восстановительной переработки техногенного микрокремнезема на карбид кремния с применением буроугольного полукокса.

Установлено, что в обеих выбранных для термодинамического анализа системах Si – O – C и Si – O – C – H процесс карбидообразования является доминирующим. При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах восстановления карбида кремния достигается при 1700 К, а при 10 %-ном недостатке углерода – 1900 К. Второй состав шихты является технологически более предпочтительным, поскольку обеспечивает получение карбида, не содержащего примесей.

Проведена при температурах 1883, 1923, 1973 К и длительности 5 – 30 мин карбидизация брикетированных моношихт микрокремнезем (МК-ФС и МК-Кр) – буроугольный полукокс. Определены оптимальные температурно-временные условия карбидизации: температура 1923 – 1973 К при длительности 20 – 15 минут.

Установлена целесообразность и определены оптимальные условия и показатели химического обогащения продуктов карбидизации: воздействие соляной кислотой концентрации не менее 35 % при температуре 353 К, отношении Т:Ж = 1:2, длительности 3 часа, содержание карбида в продуктах обогащения свыше 90 %, удаление примесей оксидов и железа на 87 – 95 %.

Исследованы фазовый, химический, гранулометрический составы и морфология частиц карбида кремния обоих технологических вариантов получения. Выявлено, что при карбидизации образуется карбид кубической структуры ( $\beta$ -SiC), частично перестраивающийся при температуре 1923 – 1973 К и длительности термической обработки 50 – 90 мин в гексагональную ( $\alpha$ -SiC<sub>II</sub>). Содержание карбида после обогащения составляет 90,42 – 90,86% при использовании микрокремнезема МК-ФС и 90,94 – 91,18 % при использовании микрокремнезема МК-Кр. В обоих случаях карбид кремния получен в виде микропорошка с удельной поверхностью 8000 – 9000 м<sup>2</sup>/кг, размерным диапазоном частиц 0,2 – 1,0 мкм, имеющих неправильную форму.

#### Библиографический список

1. Аникин, А.Е. Буроугольный полукокс Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна : производство, свойства, применение / А.Е. Аникин, Г.В. Галевский // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. – № 3. – С. 52 – 59.
2. Аникин, А.Е. Производство, свойства и применение буроугольного полукокса Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна / А.Е. Аникин, Г.В. Галевский // Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции «Металлургия: технологии, управление, инновации, качество» : Новокузнецк. – 2014. – С. 115 – 120.
3. Рудыка, В.И. Сталь, уголь, кокс – 2014 и перспектива (Аналитический обзор материалов саммита «Европейский кокс 2014») / В.И. Рудыка, В.П. Малина // Кокс и химия.– 2014.– № 7.– С. 15 – 25.
4. Романов, С.М. Перспективы развития добычи, переработки и использования бурых углей в России / С.М. Романов // Уголь. – 2009. – № 1. – С. 15 – 17.
5. Страхов, В.М. Научные и производственные аспекты получения специальных видов кокса для электротермических производств / В.М. Страхов // Кокс и химия. – 2008. – № 9. – С. 44 – 49.
6. Страхов, В.М. Проблемы с углеродными материалами для рудной и химической электротермии и пути их решения / В.М. Страхов // Кокс и химия. – 2010. – № 8. – С. 29 – 33.
7. Ноздрин, И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
8. Ширяева, Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. трудов // СибГИУ. Новокузнецк. – 2012. – № 29. – С. 94 – 101.
9. Гаршин, А.П. Абразивы и материалы конструкционного назначения на основе карбида кремния / А.П. Гаршин, В.М. Шумячер, О.И. Пушкарев.– Волгоград : изд-во ВолгГАСУ, 2008.– 189 с.
10. Сорлье, М. Катоды алюминиевого электролизера / М. Сорлье, Х.А. Ойя ; науч. редактор П.В. Поляков. – Красноярск : Версо, 2013. – 720 с.

УДК 669.014

## ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ Ni-Co И Ni-Co-Cr

Александров А.А., Дашевский В.Я.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
Москва, Россия, a.a.aleksandrov@gmail.com*

**Аннотация:** Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах систем Ni-Co и Ni-Co-Cr, содержащих алюминий. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и алюминия при 1873 К. Определены содержания алюминия, при которых происходит смена механизма реакции раскисления расплавов Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr. Определены содержания алюминия в точках минимума на кривых растворимости кислорода.

**Ключевые слова:** система Ni-Co, система Ni-Co-Cr, расплавы, кислород, алюминий, термодинамический анализ, параметры взаимодействия.



# EFFECT OF ALUMINUM ON THE OXYGEN SOLUBILITY IN Ni-Co AND Ni-Co-Cr MELTS

Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya.

*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences,  
Moscow, Russia, a.a.aleksandrov@gmail.com*

**Abstract:** Thermodynamic analysis of oxygen solutions in aluminum-containing Ni-Co and Ni-Co-Cr melts has been carried out. The dependences of the oxygen solubility on the contents of cobalt and aluminum in the studied melts were calculated at 1873 K. Aluminum contents under which the mechanism of the deoxidation reaction changes were determined for Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr and Ni-40%Co-10%Cr melts. Aluminum contents in minimum points on the oxygen solubility curves were determined.

**Keywords:** Ni-Co system, Ni-Co-Cr system, melts, oxygen, aluminum, thermodynamic analysis, interaction parameters.

Сплавы систем Ni-Co и Ni-Co-Cr широко используют в современной технике [1, 2]. Одной из вредных примесей в этих сплавах является кислород, который находится в металле, как в растворенном виде, так и в виде неметаллических включений. Присутствие кислорода приводит к снижению физико-механических свойств сплавов. При производстве сплавов Ni-Co и Ni-Co-Cr часто в качестве раскислителя используют алюминий. Для практики производства такого рода сплавов представляет значительный интерес изучение влияния алюминия на растворимость кислорода в них.

Для расплавов системы Ni-Co-Cr из всего многообразия их составов можно выделить три наиболее часто встречающихся состава основы сплавов: Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr. Рассмотрим термодинамику процесса раскисления этих сплавов алюминием. Наличие данных о термодинамике растворов кислорода в жидких никеле и кобальте [3-6] позволяет оценить влияние алюминия на растворимость кислорода в расплавах систем Ni-Co и Ni-Co-Cr.

Реакция раскисления расплавов системы Ni-Co алюминием



$$K_{\text{Al}} = \frac{([\% \text{Al}] \cdot f_{\text{Al}})^2 ([\% \text{O}] \cdot f_{\text{O}})^3}{a_{\text{Al}_2\text{O}_3}},$$

может быть представлена как сумма реакций



$$\Delta G_{(2)}^\circ = 1\,687\,908 - 325,15T, \text{ Дж/моль [6];}$$



$$\Delta G_{(3)}^\circ = 2RT \ln \left( \frac{\gamma_{\text{Al}(\text{Ni-Co})}^\circ M_{\text{Ni-Co}}}{M_{\text{Al}} \cdot 100} \right);$$



$$\Delta G_{(4)}^\circ = 3RT \ln \left( \frac{\gamma_{\text{O}(\text{Ni-Co})}^\circ M_{\text{Ni-Co}}}{M_{\text{O}} \cdot 100} \right),$$

где  $\gamma_{i(\text{Ni-Co})}^\circ$  – коэффициент активности компонента  $i$  в расплаве при бесконечном разбавлении;

$M_i$  – молекулярная масса компонента  $i$ .

Молекулярная масса расплавов системы Ni-Co рассчитана по формуле  $M_{\text{Ni-Co}} = M_{\text{Ni}}X_{\text{Ni}} + M_{\text{Co}}X_{\text{Co}}$  [7], а коэффициенты активности  $\gamma_{\text{Al}(\text{Ni-Co})}^\circ$  и  $\gamma_{\text{O}(\text{Ni-Co})}^\circ$  – по уравнению [8]

$$\begin{aligned} \ln \gamma_{i(\text{Ni-Co})}^\circ = & X_{\text{Ni}} \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ + X_{\text{Co}} \ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ + X_{\text{Ni}} X_{\text{Co}} \left[ X_{\text{Co}} \left( \ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Co})}^{\text{Ni}} \right) + \right. \\ & \left. + X_{\text{Ni}} \left( \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Ni})}^{\text{Co}} \right) \right]. \end{aligned}$$

Рассчитанные значения константы равновесия реакции (1), значения коэффициентов активности  $\gamma_{\text{Al}}^\circ$  и  $\gamma_{\text{O}}^\circ$  для никеля и кобальта и рассчитанные для никель-кобальтовых сплавов при 1873 К

приведены в таблице 1. В расчетах коэффициентов активности  $\gamma_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\circ}$  и  $\gamma_{\text{O(Ni-Co)}}^{\circ}$  использовали следующие значения параметров взаимодействия  $\varepsilon_{\text{Al(Ni)}}^{\text{Co}} = 0,90$  [9];  $\varepsilon_{\text{O(Ni)}}^{\text{Co}} = -1,4$  [4];  $\varepsilon_{\text{Al(Co)}}^{\text{Ni}} = -0,12$  [10];  $\varepsilon_{\text{O(Co)}}^{\text{Ni}} = -0,25$  [5].

Концентрация кислорода в расплаве, равновесная с заданным содержанием алюминия, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Al}} = \frac{1}{3} \lg K_{\text{Al}} + \frac{1}{3} \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3} - \frac{2}{3} \lg[\% \text{Al}] - \left[ \frac{2}{3} e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{Al}} + e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{Al}} \right] [\% \text{Al}] - \left[ e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{O}} + \frac{2}{3} e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{O}} \right] [\% \text{O}]. \quad (5)$$

Оксид  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при 1873 К твердый ( $T_{\text{пл}} = 2323$  К), поэтому  $a_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 1$ . Величину  $[\% \text{O}]$  в правой части уравнения (5) можно выразить через отношение  $\left( K_{\text{Al}} / [\% \text{Al}]^2 f_{\text{Al}}^2 f_{\text{O}}^3 \right)^{1/3}$ . При  $[\% \text{O}] \rightarrow 0$   $f_{\text{O}} \rightarrow 1$ . В связи с малостью величины  $[\% \text{O}]$  можно принять  $\left( K_{\text{Al}} / [\% \text{Al}]^2 f_{\text{Al}}^2 f_{\text{O}}^3 \right)^{1/3} \approx \left( K_{\text{Al}} / [\% \text{Al}]^2 f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3}$ . Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [6]. Тогда уравнение (5) примет вид

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Al}} = \frac{1}{3} \lg K_{\text{Al}} - \frac{2}{3} \lg[\% \text{Al}] - \left[ \frac{2}{3} e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{Al}} + e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{Al}} \right] [\% \text{Al}] - \left[ e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{O}} + \frac{2}{3} e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{O}} \right] \left( K_{(1)} / [\% \text{Al}]^2 f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3}. \quad (6)$$

Таблица 1 - Значения констант равновесия реакций (1) и (7), коэффициентов активности и параметров взаимодействия для расплавов систем Ni-Co и Ni-Co-Cr при 1873 К

Параметр	Co, %				
	0	15	20	40	100
$M_{\text{Ni-Co}}$	58,69	58,726	58,738	58,787	58,933
$X_{\text{Ni}}$	1	0,851	0,801	0,601	0
$X_{\text{Co}}$	0	0,149	0,199	0,399	1
$\lg K_{\text{Al}}$	-13,739	-13,726	-13,775	-14,166	-15,501
$\lg K_{\text{Cr}}$ [7]	-7,753	-7,577	-7,522	-7,326	-7,029
$\gamma_{\text{Al}}^{\circ}$	$2,2 \cdot 10^{-4}$ [3]	$2,9 \cdot 10^{-4}$	$3,4 \cdot 10^{-4}$	$7,4 \cdot 10^{-4}$	0,005 [5]
$\gamma_{\text{O}}^{\circ}$	0,337 [4]	0,276	0,259	0,208	0,161 [5]
$e_{\text{Al}}^{\text{Al}}$	0,085 [3]	0,084	0,083	0,081	0,076 [5]
$e_{\text{O}}^{\text{Al}}$	-1,47 [3]	-1,497	-1,506	-1,542	-1,65 [6]
$e_{\text{Al}}^{\text{O}}$	-2,482 [3]	-2,527	-2,542	-2,603	-2,786 [6]
$e_{\text{O}}^{\text{O}}$	0 [4]	0	0	0	0 [5]
$e_{\text{Cr}}^{\text{Cr}}$	0,0083 [4]	0,0071	0,0067	0,0050	0 [6]
$e_{\text{O}}^{\text{Cr}}$	-0,15 [7]	-0,138	-0,134	-0,118	-0,07 [5]
$e_{\text{Cr}}^{\text{O}}$	-0,50 [7]	-0,461	-0,448	-0,397	-0,24 [5]
$r_{\text{O}}^{\text{Cr}}$	$2,415 \cdot 10^{-3}$ [7]	$2,057 \cdot 10^{-3}$	$1,937 \cdot 10^{-3}$	$1,457 \cdot 10^{-3}$	0 [5]
$e_{\text{Al}}^{\text{Cr}}$	0,0233 [9]	0,0236	0,0237	0,0241	0,0253 [10]
$e_{\text{Cr}}^{\text{Al}}$	0,0408 [9]	0,0414	0,0416	0,0424	0,0447 [10]

Равновесные концентрации кислорода в расплавах системы Ni-Co при раскислении алюминием рассчитывали по уравнению (6). Используемые в расчетах величины параметров взаимодействия  $e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{Al}}$ ,  $e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{Al}}$ ,  $e_{\text{Al(Ni-Co)}}^{\text{O}}$  и  $e_{\text{O(Ni-Co)}}^{\text{O}}$  (таблица 1) определяли по уравнению

$$\varepsilon_{i(\text{Ni-Co})}^j = \varepsilon_{i(\text{Ni})}^j X_{\text{Ni}} + \varepsilon_{i(\text{Co})}^j X_{\text{Co}} \quad [7].$$

Рассчитанные зависимости равновесной концентрации кислорода от содержания алюминия в

расплавах системы Ni-Co приведены ниже:

- для сплава Ni-15% Co

$$\lg[\%O]_{Al} = -4,575 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,441[\%Al] + 4,481 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3};$$

- для сплава Ni-20% Co

$$\lg[\%O]_{Al} = -4,592 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,450[\%Al] + 4,339 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3};$$

- для сплава Ni-40% Co

$$\lg[\%O]_{Al} = -4,722 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,487[\%Al] + 3,292 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3}.$$

Зависимости равновесной концентрации кислорода от содержания алюминия в расплавах Ni-Co при 1873 К приведены на рис. 1. Как видно из приведенных данных, раскислительная способность алюминия по мере увеличения содержания кобальта возрастает.

В расплавах системы Ni-Co-Cr при содержании хрома выше 0,01–0,16% (в зависимости от содержания кобальта) продуктом реакции взаимодействия хрома с кислородом, содержащимся в расплаве, является оксид Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [7]



$$K_{Cr} = \frac{([\%Cr] f_{Cr})^2 ([\%O] f_O)^3}{a_{Cr_2O_3}}.$$

Концентрация кислорода, равновесная с заданным содержанием хрома в расплаве, для реакции (7) может быть рассчитана по уравнению [7]

$$\lg[\%O]_{Cr} = \frac{1}{3}\lg K_{Cr} + \frac{1}{3}\lg a_{Cr_2O_3} - \frac{2}{3}\lg[\%Cr] - \left[ \frac{2}{3}e_{Cr(Ni-Co)}^{Cr} + e_{O(Ni-Co)}^{Cr} \right][\%Cr] - \left[ e_{O(Ni-Co)}^O + \frac{2}{3}e_{Cr(Ni-Co)}^O \right] \left( K_{Cr} / [\%Cr]^2 f_{Cr}^2 \right)^{1/3} - r_{O(Ni-Co)}^{Cr} [\%Cr]^2. \quad (8)$$

При раскислении расплавов Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr алюминием при весьма низких его содержаниях, когда хром является более сильным раскислителем, концентрацию кислорода, равновесную с заданным содержанием хрома и алюминия, можно рассчитать по уравнению

$$\lg[\%O]_{Cr+Al} = \lg[\%O]_{Cr} - \left[ \frac{2}{3}e_{Cr(Ni-Co)}^{Al} + e_{O(Ni-Co)}^{Al} \right][\%Al]. \quad (9)$$

С учетом значений параметров взаимодействия уравнение (9) примет вид:

- для сплава Ni-15%Co-10%Cr

$$\lg[\%O]_{Cr+Al} = -2,064 + 1,469[\%Al]; \quad (9a)$$

- для сплава Ni-20%Co-15%Cr

$$\lg[\%O]_{Cr+Al} = -1,782 + 1,478[\%Al]; \quad (9б)$$

для сплава Ni-40%Co-10%Cr

$$\lg[\%O]_{Cr+Al} = -2,106 + 1,513[\%Al]. \quad (9в)$$

При более высоких содержаниях алюминия в расплаве, когда уже он является более сильным раскислителем, его взаимодействие с кислородом описывается реакцией (1). Концентрацию кислорода, равновесную с заданным содержанием алюминия и хрома, можно рассчитать по уравнению

$$\lg[\%O]_{Al+Cr} = \frac{1}{3}\lg K_{Al} - \frac{2}{3}\lg[\%Al] - \left[ \frac{2}{3}e_{Al(Ni-Co)}^{Al} + e_{O(Ni-Co)}^{Al} \right][\%Al] - \left[ \frac{2}{3}e_{Al(Ni-Co)}^{Cr} + e_{O(Ni-Co)}^{Cr} \right][\%Cr] - \left[ \frac{2}{3}e_{Al(Ni-Co)}^O + e_{O(Ni-Co)}^O \right] \left( K_{Al} / [\%Al]^2 f_{Al}^2 \right)^{1/3} - r_O^{Cr} [\%Cr]^2. \quad (10)$$

С учетом величины константы равновесия реакций раскисления алюминием и параметров взаимодействия (табл. 1) уравнение (10) примет вид:

- для сплава Ni-15%Co-10%Cr

$$\lg[\%O]_{Al+Cr} = -3,557 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,441[\%Al] + 4,481 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3}; \quad (10a)$$

- для сплава Ni-20%Co-15%Cr

$$\lg[\%O]_{Al+Cr} = -3,253 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,450[\%Al] + 4,339 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3}; \quad (10б)$$

- для сплава Ni-40%Co-10%Cr

$$\lg[\%O]_{Al+Cr} = -3,847 - \frac{2}{3}\lg[\%Al] + 1,487[\%Al] + 3,292 \cdot 10^{-5}/[\%Al]^{2/3}. \quad (10в)$$

Решая совместно уравнения (9) и (10) можно определить содержание алюминия  $[\%Al]^*$ , при котором происходит смена механизма реакции раскисления. При решении уравнений в первом приближении пренебрегаем членами, содержащими параметры взаимодействия, в связи с их малостью, откуда получаем:

Сплав	Ni-15%Co-10%Cr	Ni-20%Co-15%Cr	Ni-40%Co-10%Cr
$[\%Al]^*$	0,0058	0,0062	0,0024

Рассчитанные по уравнениям (9а–9в) и (10а–10в) равновесные концентрации кислорода в расплавах Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr при 1873 К приведены на рисунке 1 в сравнении с данными о растворимости кислорода в расплавах системы Ni-Co. Алюминий при весьма малых содержаниях практически не влияет на концентрацию кислорода в расплаве. Дальнейшее повышение содержания алюминия приводит к весьма существенному снижению концентрации кислорода в расплаве.

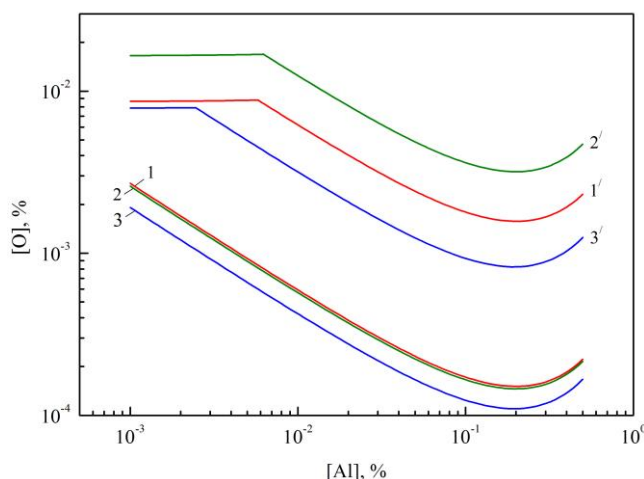


Рисунок 1 - Зависимость концентрации кислорода от содержания алюминия в расплавах Ni-15%Co (1), Ni-20%Co (2), Ni-40%Co (3) и Ni-15%Co-10%Cr (1'), Ni-20%Co-15%Cr (2'), Ni-40%Co-10%Cr (3') при 1873 К

Поскольку хром при высоком его содержании значительно понижает активность кислорода в расплаве и в гораздо меньшей степени повышает активность алюминия (табл. 1), то в сплавах Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr раскислительная способность алюминия существенно ниже, чем в сплавах Ni-15%Co, Ni-20%Co и Ni-40%Co.

Кривые растворимости кислорода в расплавах Ni-Co и Ni-Co-Cr, содержащих алюминий, проходят через минимум (рисунок 1). Дальнейшие присадки алюминия приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве.

Содержания алюминия, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [7]

$$[\%Al]' = -\frac{1}{2,3} \cdot \frac{2}{(2 \cdot e_{Al}^{Al} + 3 \cdot e_{O}^{Al})}. \quad (11)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (11) значения содержаний алюминия в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода:

Co, %	15	20	40
$[\%Al]'$	0,201	0,200	0,195
$[\%O]_{Al}^{мин}$	$1,51 \cdot 10^{-4}$	$1,46 \cdot 10^{-4}$	$1,10 \cdot 10^{-4}$
$[\%O]_{Al+Cr}^{мин}$	$1,57 \cdot 10^{-3}$	$3,19 \cdot 10^{-3}$	$8,26 \cdot 10^{-4}$

Как видно из приведенных данных, содержание алюминия в точках минимума незначительно снижается при увеличении содержания кобальта.

*Выводы.*

1. В расплавах системы Ni-Co алюминий характеризуется весьма высоким сродством к кислороду. Раскислительная способность алюминия по мере увеличения содержания кобальта возрастает. В расплавах системы Ni-Co-Cr алюминий при весьма малых содержаниях практически не влияет на концентрацию кислорода в расплаве, дальнейшее повышение содержания алюминия приводит к весьма существенному снижению концентрации кислорода в расплаве. Полученные результаты позволяют заключить, что использование алюминия в качестве раскислителя при производстве сплавов систем Ni-Co и Ni-Co-Cr позволит получить конечный металл с весьма низкой концентрацией кислорода.

2. Определены содержания алюминия [%Al]\*, при которых происходит смена механизма реакции раскисления расплавов Ni-15%Co-10%Cr, Ni-20%Co-15%Cr и Ni-40%Co-10%Cr.

3. Кривые растворимости кислорода в расплавах Ni-Co и Ni-Co-Cr, содержащих алюминий, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более низких содержаний алюминия по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Дальнейшие присадки алюминия приводят к возрастанию концентрации кислорода в расплаве.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №16-33-60138 мол\_а\_дж.*

#### Библиографический список

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.А. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисковых газовых турбин. М.: Наука и технологии. 2013. 264 с.
2. Прецизионные сплавы. Справочник под ред. Б.В. Молотилова. 2 изд. – М.: Металлургия. 1983. 439 с.
3. Ishii F., Ban-ya S. Equilibrium between Aluminum and Oxygen in Liquid Nickel and Nickel-Iron Alloy // Tetsu to Hagane. 1995. V. 81. No. 1. P. 22–27.
4. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The Thermodynamics of Dilute Liquid Nickel Alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. P. 104–110.
5. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metallurgical quarterly. 1976. V. 15. No 2. P. 123–127.
6. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия. 1975. 504 с.
7. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni-Co, содержащих хром // Металлы. 2016. № 4. С. 71–78.
8. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd. 1990. V. 81. N. 7. S. 513–518.
9. Беляничков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электromеталлургия. 2009. № 2. С. 29–38.
10. Беляничков Л.Н. Оценка параметров взаимодействия, коэффициентов активности и теплот растворения элементов в сплавах на основе кобальта методом пересчета с их значений в сплавах железа // Электromеталлургия. 2009. № 4. С. 16–22.

УДК 621.74

## МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЯ ЛЕТАТЕЛЬНОГО АППАРАТА

Крушенко Г.Г.<sup>1,2</sup>, Назаров В.П.<sup>2</sup>, Платонов О.А.<sup>2</sup>, Решетникова С.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт вычислительного моделирования СО РАН,  
г. Красноярск, Россия, genry@ict.krasn.ru*

<sup>2</sup>*Сибирский государственный аэрокосмический университет  
имени академика М.Ф. Решетнева,  
г. Красноярск, Россия, nazarov@mail.sibsau.ru*

*Аннотация:* Описаны способы и средства повышения качества некоторых высоконагруженных деталей насосного агрегата двигателя летательного аппарата, отливаемые из алюминиево-кремниевого сплава в металлическую форму (корпус) и из жаропрочного сплава литьем по вы-

плавляемым моделям (диски).

**Ключевые слова:** летательный аппарат, насосный агрегат, литые детали, качество.

## METALLURGICAL ASPECTS OF PRODUCTION OF CAST ENGINE PARTS AIRCRAFT

Krushenko G.G.<sup>1,2</sup>, Nazarov V.P.<sup>2</sup>, Platonov O.A.<sup>2</sup>, Reshetnikova S.N.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Institute Computational Modeling SB RAS,  
Krasnoyarsk, Russia, genry@icm.krasn.ru*

<sup>2</sup>*Siberian State Aerospace University named after academician  
M.F. Reshetnev, Krasnoyarsk, Russia, nazarov@mail.sibsau.ru.*

**Abstract:** Describes the ways and means of improving the quality of some highly loaded parts of the pump unit of the engine of the aircraft, molded of aluminum-silicon alloy into a metal mold (coquille) and high-temperature alloy investment casting (disks).

**Keywords:** aircraft, pump unit, castings, quality.

*Введение.*

В жидкостных ракетных двигателях (ЖРД) подача компонентов топлива в камеру сгорания осуществляется насосами, которые приводятся во вращение газовой турбиной. В совокупности насосы с газовой турбиной образуют турбонасосный агрегат (ТНА), который является одним из основных агрегатов ЖРД [1]. По условиям эксплуатации комплектующие ТНА детали делятся на подвижные (вращающиеся), к которым относится вал с расположенными на нем рабочими колесами (ротор), и неподвижные – корпуса, внутри которых располагается ротор [2].

Вращающиеся детали ТНА работают в исключительно жестких условиях – скорость вращения ротора достигает 60000 об/мин, вибрация находится в диапазоне частот от 10 до 10000 Гц, число включений – от 4 до 20 000, числа циклов термомеханического, вибрационного, аэрогидродинамического нагружения – от 10 до 10<sup>9</sup>, скорость движения жидких компонентов топлива – до 200 м/с [3, 4]. Корпуса ТНА работают под высоким внутренним давлением, достигающих сотен атмосфер. Кроме того, они воспринимают и часть нагрузок, возникающих при вращении ротора.

*Повышение качества корпусных отливок ТНА.* Корпусные детали ТНА представляют собой отливку (рисунок 1), наружная поверхность которой оформляется стенками литейной формы, а внутренняя – песчаным стержнем.



Рисунок 1 - Отливка одного из корпусов ТНА

Для литья корпусов применяли алюминий-кремниевый сплав, который характеризуется высокими технологическими и физико-механическими характеристиками, гарантирующими надежность их работы в сложно-нагруженных условиях эксплуатации [3]. Однако при этом одной из проблем, связанных с литьем алюминиевых сплавов является пористость (пустоты в теле отливок, форма которых близка к глобулярной) [5], источником которой служит водород, поглощаемый расплавом из атмосферы и водородосодержащих соединений (формовочная смесь, шихтовые материалы, рафинирующие средства, футеровка печных агрегатов и др.) [6].

Образующиеся в процессе кристаллизации поры ослабляют сечение отливок, что снижает их механические свойства [7] и снижают герметичность – важнейшую характеристику корпусов ТНА. Даже минимальные отличия плотности сплава оказывают достаточно ощутимое влияние на уровень механических свойств отливок, что было установлено в работе [8] на сплаве АК9ч – при плотности

отливки (определяли методом гидростатического взвешивания)  $\rho = 2564 \text{ кг/м}^3$  временное сопротивление  $\sigma_b$  составляло 235 МПа, относительное удлинение  $\delta - 5,0\%$ , тогда как при  $\rho = 2575 \text{ кг/м}^3$ ,  $\sigma_b$  повысилось до 260 МПа (на 10,4 %), а  $\delta -$  до 5,6% (на 12,0 %), а при  $\rho = 2658 \text{ кг/м}^3$   $\sigma_b$  повысилось до 275 МПа (на 17,0 %), а  $\delta -$  до 8,2 % (на 64,0 %). При этом плотность повысилась только на 0,43 %.

Проблема пористости решается обработкой расплавов хлорсодержащими соединениями, например, хлористым магнием  $\text{MnCl}_2$ , гексахлорэтаном  $\text{C}_2\text{Cl}_6$  и др. [9] В результате взаимодействия этих соединений с водородом образуются пары  $\text{HCl}$ , которые улетучиваются из расплава. Существуют и другие средства и способы дегазации алюминиевых расплавов, такие, например, как: продувка хлором или азотом, вакуумирование, обработка током, ультразвуком и др.). В данной работе дегазацию расплава производили гексахлорэтаном.

Другим дефектом отливок из алюминиевых сплавов являются «усадочные» дефекты, присутствующие в виде рассеянных или сосредоточенных пустот, что связано с недостатком питания жидким металлом затвердевающего сплава. При этом в усадочные пустоты может выделяться и присутствующий в жидком металле водород, образуя, так называемые газовой-усадочные пустоты.

Обеспечение надлежащего питания отливок производится разными способами, что можно проиллюстрировать на примере освоения литья корпусов ТНА из алюминиево-кремниевого сплава.

На начальном этапе освоения корпуса ТНА отливали в песчано-глинистые формы, спецификой применения которых является медленный отвод тепла от кристаллизующегося металла, что нарушает правило направленного затвердевания металла и вызывает появление усадочных дефектов в тепловых узлах отливок. Выявление и возможное исправление таких дефектов особенно важно при использовании литых деталей в составе изделий, работающих в сложнагруженных условиях эксплуатации. С целью оценки соответствия качества корпусов требованиям технической документации их после выбивки стержней и отрезания литниково-питающей системы подвергали 100-процентному рентгенопросвечиванию. При этом внутрь отливки помещается рентгеновская пленка, предварительно вложенная в пакет из непрозрачной для света черной бумаги. Просвечивание производилось с помощью промышленного рентгеновского аппарата. После просвечивания пленка проявляется и изучается на предмет наличия дефектов, фиксирующихся в виде темных пятен. После установления точных координат дефекта металл в этом месте вырубается на нужную глубину до плотного металла, место вырубки зачищается и производится его заварка по технологии, затем деталь снова просвечивают с целью гарантии устранения дефекта.

Заварку вырубленных мест производили с применением аргодуговой сварки плавящимися электродами из этого же сплава. Затем отливки проходили весь цикл технологических операций, после чего их испытывали на герметичность, результаты которых являлись окончательным контролем для пропуска детали на сборку.

Однако, ввиду больших трудозатрат по заварке дефектов корпусов, отливаемых в песчано-глинистые формы, а также и относительно большого количества отливок с неисправимыми дефектами, было принято решение перевести их на литье в металлическую форму (кокиль), в результате стало возможным повысить качество отливок как за счет увеличения скорости охлаждения металла, что приводит к формированию мелкокристаллической структуры отливки, и, как результат, к получению отливок с более высокими механическими свойствами, так и за счет уменьшения брака по засорам формовочной смеси.

Кроме того, изучение рентгеновских пленок позволило установить закономерности распределения усадочных дефектов в отливках, после чего с целью предупреждения их возникновения были выполнены приведенные ниже мероприятия:

- на песчаных стержнях устанавливали холодильники, которые усиливали теплоотвод от кристаллизующегося металла в тепловых узлах;
- для покраски рабочих поверхностей кокиля применили огнеупорную краску (оксид цинка  $\text{ZnO} - 5,76\%$ ; диоксид титана  $\text{TiO}_2 - 3,85\%$ ; черный графит  $- 1,92\%$ ; жидкое стекло  $\text{Na}_2\text{SiO}_3 - 11,54\%$ ; вода  $- 76,93\%$ ) при увеличении наносимого слоя при покраске от нижней к верхней части кокиля, что обеспечивало уменьшение теплоотвода и теплопередачу в направлении от нижней его части к верхней.
- с помощью принудительного охлаждения нижней части кокиля сжатым воздухом, и нагрева верхней части электронагревателями был создан температурный режим кокиля – от более низкой температуры в его нижней части – к более высокой – в верхней.

*Повышение качества рабочих колес ТНА.* Вращающиеся детали ТНА работают в исключительно жестких условиях – скорость вращения ротора достигает 60 000 об/мин, вибрация находится в диапазоне частот от 10 до 10 000 Гц, число включений – от 4 до 20 000, числа циклов термомеханического, вибрационного, аэрогидродинамического нагружения – от 10 до  $10^9$ , скорость движения жид-

ких компонентов топлива – до 200 м/с [3].

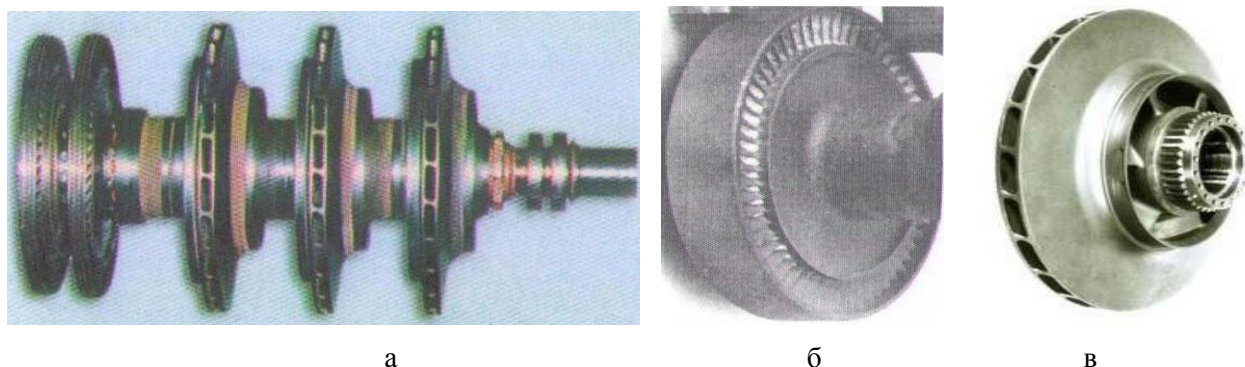


Рисунок 2 - а) Типичная конструкция ротора турбонасосного агрегата ЖРД [3]; б) одно из двух «левых» дисков (рисунок 1, а); в) одно из трех «правых» дисков (рисунок 1, а)

Диски ТНА изготавливают методом литья по выплавляемым моделям из жаропрочных сплавов на никелевой основе, содержащие упрочняющие интерметаллидные  $\gamma'$ -фазы  $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Ti$  с ГЦК решеткой и др., которые вследствие высокой дисперсности и когерентности с твердым раствором при их образовании создают максимальную жаропрочность.

К качеству дисков предъявляются высокие требования, что вызывает их значительную отбраковку на каждой контрольной операции по причине выявления разного рода дефектов, начиная от визуального осмотра и вплоть до рентгенопросвечивания. Применение «простых» технологических мероприятий не во всех случаях приводило к положительным результатам, что, по-видимому, можно объяснить незнанием всех факторов, определяющих качество отливок, в связи с чем и был выполнен ряд исследований по повышению качества дисков.

С целью установления причин возникновения дефектов и принятия мер по их предотвращению, был применен метод экспертных оценок. С этой целью была разработана анкета, в которой были указаны все виды выявленных дефектов (функций) дисков. В качестве независимых величин, влияющих на появление того или иного дефекта, были приняты, указанные в технологиях факторы. Анкеты включали 8 видов дефектов и 21 фактор, предположительно влияющих на их появление. Эксперты были разделены на 5 групп: 1 – научные сотрудники исследовательской организации, 2 – специалисты отдела металлурга предприятия, 3 – цеховые технологи, 4 – мастера цеха, 5 – администрация цеха. Каждый эксперт внес в анкету соответствующие числовые ранги в графах, показывающие, с его точки зрения, связь рассматриваемого фактора и дефекта. По каждой группе, включающей  $m$  экспертов, и по обобщенному коллективу вычислялись: сумма рангов по факторам, сумма рангов по всей группе экспертов, средняя сумма рангов, отклонение от средней суммы рангов, квадраты отклонений от средней суммы рангов. По этим данным вычислялся коэффициент согласия-конкордации  $W$ . При обработке экспертных оценок в получены следующие коэффициенты согласия – минимальное  $W = 0,147$  (группа 4 – мастера, дефект «корольки»), максимальное  $W = 0,966$  (группа 4 – мастера, дефект «недолив лопаток»).

По полученным данным были построены 96 гистограмм ранговой оценки влияния учитываемых факторов на появление конкретных дефектов, как по отдельным группам экспертов, так и по обобщенному коллективу. По всем дефектам получена высокая доверительная вероятность ( $\alpha > 0,999$ ). По обобщенному коллективу для отливки дисков была установлена ранговая последовательность значимости факторов, анализ которой показал, что качество отливок по ряду факторов связано с процессом заполнения формы металлом. К ним относятся нетехнологичность конструкции детали, конструкция литниково-питающей системы (ЛПС), параметры заливки, попадание инородных тел в оболочку и температура формы. К косвенным факторам отнесены прочность оболочки, вибрация формы при ее выемке из печи прокаливании и транспортировки к месту заливки.

На основании обработки полученных данных была разработана конструкция ЛПС, характеризующаяся наличием шаровой прибыли со щелевым подводом в нее металла (рисунок 3.). Такая форма прибыли обладает наибольшей эффективностью в отношении питания жидким металлом кристаллизующихся объемов отливки. Вертикальная щель ЛПС исключает возможность разрушения оболочки струей металла при заливке. В нижней части стояка ЛПС было устроено ответвление для гашения удара первой порции струи заливаемого металла. Такое устройство ЛПС предотвратило недолив лопаток, межлопаточные прорывы формы, усадочные рыхлоты, трещины, надрывы, газовые раковины и др.



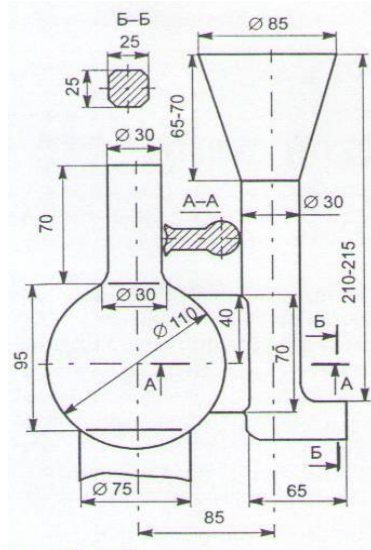


Рисунок 3 - а) Конструкция разработанной ЛПС и б) отливка диска (рисунок 1,б) с ЛПС по рисунку 3а

*Разработка состава модельной массы.* С применением метода математического планирования эксперимента был разработан новый состав модельной массы (60% парафина, 17% буроугольного воска и 23% пчелиного воска), характеризующийся повышенными прочностными характеристиками (первая цифра – стандартная масса, вторая – разработанная: временное сопротивление на изгиб  $\sigma_{изг}$  – 50/100 МПа; временное сопротивление разрушению  $\sigma_{в}$  – 10/28 МПа; температура каплепадения – 47,0/79,5 °С; содержание золы – 0,04/0%; теплостойкость до 35-40 °С), которая обеспечивает получение отливок с чистотой поверхности требуемого качества.

*Заключение.* Разработанные мероприятия обеспечили 100-процентную годность отливок по рентгеновскому контролю, и уменьшили в 2,5-3 раза отсев на других контрольных операциях при одновременном уменьшении расхода дорогостоящего сплава до 3-х кг на одну отливку. При этом была использована технология электрошлакового переплава отделенной от отливок диска ЛПС, что позволило получать металл повышенного качества, предоставляя возможность его использования взамен первичной шихты, что также дает экономический эффект.

#### Библиографический список

1. Иванов В.К., Кашкаров А.М., Ромасенко Е.Н. и др. Турбонасосные агрегаты ЖРД конструкции НПО Энергомаш // Конверсия в машиностроении. 2006. № 1. С. 15–21.
2. Моисеев В.А., Тарасов, В.А. Колмыков В.А. и др. Технология производства жидкостных ракетных двигателей. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2008. 381 с.
3. Махутов Н.А., Рачук В.С., Гаденин М.М. и др. Прочность и ресурс ЖРД. М.: Наука. 2011. 525 с.
4. Karimi H., Nassirharand A., Mohseni M. Modeling and simulation of a class of liquid propellant engine pressurization systems // Acta Astronautica. February-March 2010. Vol. 66. Issues 3–4. P. 539–549.
5. Ammar H.R., Samuel A.M., Samuel F.H. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys // International Journal of Fatigue. June 2008. Vol. 30. Issue 6. P. 1024–1035.
6. Mitrasinovic A., Hernández F.C. R., Djurdjevic M. et al. On-line prediction of the melt hydrogen and casting porosity level in 319 aluminum alloy using thermal analysis // Materials Science and Engineering: A. 25 July 2006. Vol. 428. Issues 1–2. P. 41–46.
7. Irfan M.A., Schwam D., Karve A. et al. Porosity reduction and mechanical properties in die engine blocks // Materials science and engineering A. 15 February 2012. Vol. 535. P. 108–114.
8. Василенко З.А., Крушенко Г.Г., Балашов Б.А. и др. Влияние положения в форме литых испытательных образцов на механические свойства алюминиевых сплавов // Проблемы прочности. 1992. № 1. С. 80–82.
9. Wang Liping et al. Influences of different degassing processes on refining effect and properties of 4004 Al alloy // CHINA FOUNDRY Research & Development. March 2013. Vol. 10. № 2. P. 104–107.

## ВЫПЛАВКА ЧЕРНОВОЙ СУРЬМЫ В УСЛОВИЯХ МАЛОТОННАЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Галевский Г.В.<sup>1</sup>, Руднева В.В.<sup>1</sup>, Галевский С.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,*

*г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*Санкт-Петербургский горный университет,*

*г. Санкт-Петербург, Россия, sgalevskii@gmail.com*

**Аннотация:** Предложен проект малотоннажного производства черновой сурьмы. В основу технологической схемы положен процесс осадительной плавки. Рассмотрена возможность совмещения в одном плавильном агрегате процесса выплавки черновой сурьмы и ее электротермического рафинирования от примесей, определены основные технико-экономические показатели.

**Ключевые слова:** сурьма, осадительная плавка, электротермическое рафинирование от примесей.

## SMELTING OF DRAFT ANTIMONY IN CONDITIONS LOW-TONNAGE PRODUCTION

Galevskiy G.V.<sup>1</sup>, Rudneva V.V.<sup>1</sup>, Galevskiy S.G.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Siberian state industrial university,*

*Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*St. Petersburg Mining University,*

*St. Petersburg, Russia, sgalevskii@gmail.com*

**Abstract:** The project of low-tonnage production of draft antimony is offered. Process of precipitation melting is the basis for the technological scheme. The possibility of combination in one melting unit of process of smelting of draft antimony and its electrothermal refinement from impurity is considered, the main technical and economic indicators are defined.

**Keywords:** antimony, setting melting, electrothermal refinement from impurity.

Сурьма из-за своей хрупкости почти не применяется в промышленности в чистом виде, но широко используется в виде сплавов со свинцом, оловом и медью. От 50 до 70 % всей потребляемой сурьмы идет в виде металла для получения сплавов, остальное количество используется в виде различных соединений. Сплавы сурьмы с металлами обладают повышенной твердостью, устойчивостью против коррозии и износостойкостью. Наиболее известные сплавы сурьмы – твердый свинец или гартблей, типографский металл, подшипниковый металл. Твердый свинец, содержащий от 5 до 15 % Sb, используется для изготовления пластин аккумуляторов, листов и труб для химической промышленности, оболочек телеграфных, телефонных, электрических кабелей, электродов для некоторых видов электролиза с нерастворимыми анодами. Подшипниковые металлы или баббиты используются при изготовлении вкладышей подшипников для железнодорожного и автомобильного транспорта и для других машин. Подшипниковые металлы на оловянной основе содержат 4-15 % Sb, 60-80 % Sn, 2-8 % Cu, до 25 % Pb, обладают необходимой твердостью, высоким сопротивлением истиранию. Подшипниковые металлы на свинцовой основе, содержащие 60- 90 % Pb, служат дешевыми заменителями сплавов на оловянной основе. Металлическая сурьма используется также для военных целей: ее добавляют к свинцу, идущему на изготовление шрапнели и пуль [1].

На протяжении длительного времени основным поставщиком сурьмы и её соединений в регионы бывшего СССР оставался Кадамжайский сурьмяный комбинат (ныне республика Кыргызстан). Но сложившаяся экономическая ситуация сделала производство на этом заводе нерентабельным. Введённый в эксплуатацию в 1996 году Саха-Уральский сурьмяный завод не в состоянии в полной мере обеспечивать возрастающую с каждым годом потребность в сурьме и ее соединениях как в России, так и за ее пределами. Ввиду этого одним из выходов из сложившейся ситуации видится необходимость в разработке и внедрении технологии малотоннажного производства сурьмы в регионах, где сконцентрированы предприятия тяжелой промышленности. На сегодняшний день, Сентачанское зо-

лото-сурьмяное месторождение республики Саха (Якутия), является наиболее перспективным для сырьевой базы сурьмяного производства в России.

Для условий малотоннажного производства наиболее предпочтительна пирометаллургическая схема переработки сурьмяного сырья. Технологическая схема переработки сурьмяного сырья с использованием процесса осадительной плавки представлена на рисунке. Схема включает в себя осадительную плавку, продуктами которой являются штейн, шлак, газовая фаза и черновая сурьма. Последняя, в свою очередь, подвергается огневому рафинированию. Содержание сурьмы в исходном сырье составляет ~ 40 %. Осадительная плавка сурьмяной руды основана на большом сродстве серы и кислорода к железу, чем к сурьме. Главная цель плавки сурьмяного сырья - перевод основного вещества руды – сурьмы в менее загрязнённый железом черновой металл. При плавке сульфиды реагируют с железом, образуя сернистое железо и металлическую сурьму, капельки которой собираются на подине печи, а пустая порода ошлаковывается. Добавка соды в качестве флюса для сурьмяно-натриевого штейнообразования связывает сульфиды железа, сурьмы в устойчивые тиосоли, повышая выход штейна, обеспечивает хорошее отделение его от металлической и шлаковой фаз [2]. В качестве осадителя при плавке используется железная стружка (стальная или чугунная). Восстановителем при осадительной плавке является уголь или коксик, который предотвращает окисление сурьмы и сульфидной серы кислородом воздуха. Расход угля составляет 2-4 % от массы рудного сырья. Поступающее на электроплавку сырьё и флюсовывающие должны храниться в закрытых помещениях. Влажность компонентов шихты не должна превышать 4-5 %. Для обеспечения лучшей дозировки и усреднения состава перед плавкой штуфную руду, уголь, известняк, дробят до крупности 20-30 мм, а железную стружку грохотят для удаления из стружки "завитков". Плавка концентрата осуществляется при температуре 1250 ÷ 1400 °С. Полученный черновой металл содержит, % (масс.): 85 – Sb, 10 – Fe, 3,25 – S, 0,06 – As, 1,68 – прочие.

В качестве основного агрегата для получения сурьмы предлагается использовать руднотермическую печь мощностью 0,35 МВт. Электропечь лишена ряда недостатков, присущих отражательным печам. Так, отсутствие газового факела способствует выделению меньшего количества газов, что уменьшает возможность уноса с ними сурьмы. При электроплавке возможна работа при более высокой температуре без увеличения потерь сурьмы. Использование более тугоплавких шлаков позволяет снижать расход щелочных флюсов путём замены их частично на более дешёвые известковые [3].

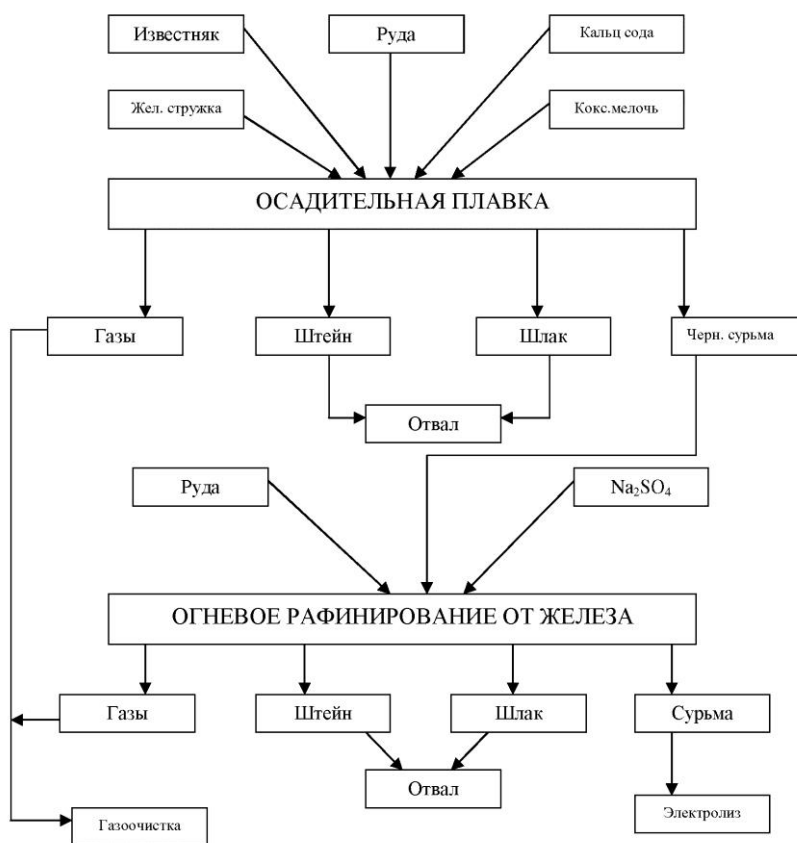


Рисунок – Технологическая схема переработки сурьмяного сырья с использованием процесса осадительной плавки

Шлак и штейн вывозятся в отвал потому, что их переработка экономически нецелесообразна ввиду малого объема производства.

Печь имеет следующие параметры: диаметр кожуха – 3400 мм; высота печи – 2600 мм; диаметр ванны – 1880 мм; высота шахты ванны – 1800 мм; площадь пода – 2,8 м<sup>2</sup>; число электродов – 3; диаметр электродов – 200 мм. Печь круглого сечения, трёхфазная. Ванна печи футерована периклазошпинелидным огнеупором. Подина печи выложена обратным сводом; свод металлический, водоохлаждаемый, футерованный жаропрочным огнеупорным бетоном. Эвакуация газов производится через проём в своде печи. Шлаковый пояс печи охлаждается прикладными кессонами. Над кессонами располагаются чугунные плиты, несущие верхнюю часть футеровки. Ток к расплаву подводится графитированными электродами, закрепленными в электродержателях и входящими в свод печи через уплотнительные кольца [4,5,6]. Электроплавка сурьмяного концентрата в рудно-термической печи осуществляется в режиме периодических подзагрузок шихты и периодического выпуска продуктов плавки. Технологический цикл включает операции подготовки к плавке, разогрева расплава, загрузки шихты, доплавания шихты, выпуска шлака, выпуска чернового металла или штейна. Номинальная нагрузка на электродах поддерживается автоматически с помощью регулятора мощности.

К основным материалам, используемым в процессе получения и огневого рафинирования сурьмы, относятся: сурьмяный концентрат КСУФ – 4 (ОСТ 48 – 101 – 76); кальцинированная сода марки В (ГОСТ 11078 – 78); известняк флюсовый сорт 1 (ТУ 48-7-2-77); коксик; железная стружка; сульфат натрия технический сорт 2 (ГОСТ 6318-77); графитированные электроды диаметром 200 мм (ГОСТ 4426-71). При составлении шихты флюсы дозируются из расчета получения шлака состава 60% SiO<sub>2</sub>, 15% Na<sub>2</sub>O, 15% CaO и 10% прочих. Практический расход флюсов и реагентов при плавке различных видов концентратов составляет: кальцинированной соды 20 – 25 %, известняка 15 – 20 %, железной стружки 12 – 20 %, каменного угля 2 – 4 % от массы концентрата. Шихта загружается в печь питателями через свод. При такой загрузке и номинальном выборе мощности поступающая в печь шихта успевает плавиться без образования откосов, и температура под сводом стабильно поддерживается на уровне 600 – 700 °С. Разрежение под сводом печи регулируется дистанционно и не превышает 2 мм вод. ст. во избежание большого подсоса воздуха в печь и угара электродов.

Шлак выпускают один раз в 8 часов через шлаковую летку в шлаковницу. Плотность шлака 3,3 - 2,5 г/см<sup>3</sup>. За один раз выливается порядка 1,8 тонны. Перед выпуском доплавляют плавающий слой шихты, а расплав прогревают для уменьшения вязкости шлака и улучшения отстоя. Шлак при выпуске имеет температуру 1250 - 1400 °С. Черновой металл и штейн выливают два раза в сутки, т.е. в каждую смену выпускают или черновой металл, или штейн. Штейн выливают через штейновую летку до тех пор пока не пойдет шлак. Штейн выливают в специальную емкость (футерованную), выполненную по типу шлаковницы. За один раз выпускают порядка 2,2 тонны. При выпуске штейн имеет температуру порядка 1000 - 1250 °С. Черновой металл выливается через летку для выпуска сурьмы. За один раз выливают порядка 1800 кг металла. Металл при выливке имеет температуру 900 - 1100 °С. Из летки металл попадает на промежуточный желоб, оттуда выливается на валковый кристаллизатор. Расплав, попадая в клиновидное пространство, образованное валками, растекается по всей их длине, одновременно образуя «корочки», которые легко ломаются и по откосу попадают в короб для черновой сурьмы. Затем этот короб отвозится на участок шихтоподготовки, где приготавливают шихту для рафинирования. В цикле рафинирования сливают в основном металл, а штейн и шлак по мере их накопления. Количество печных газов изменяется в пределах 600 - 1300 м<sup>3</sup>/ч; газы содержат, % (объем.): до 20 - 24 – СО<sub>2</sub>, 2 - 6 – СО и 1 % – О<sub>2</sub>. Проплавление концентрата в электропечи составляет 2,4 - 2,7 т/(м<sup>2</sup>·сут); расход электроэнергии 1050 - 1250 кВт·ч на 1 т концентрата или 3700 - 4400 кВт·ч на 1 т чернового металла; расход графитированных электродов соответственно 4 - 6 кг/т и 15 - 20 кг/т. Прямой выход сурьмы в черновой металл составляет 83 – 87 %, в пыль переходит 8 – 12 %, в штейн 2 – 3 %, в шлак 1 - 1,5 %. Годовая производительность отделения – 625 т металла.

В целях экономии капиталовложений технология предполагает совмещение в одном плавильном агрегате процессов выплавки черновой сурьмы и рафинирования ее от железа. Это достигается путем последовательного проведения операций плавки и рафинирования в одной электропечи. Огневое рафинирование сурьмы основано на окислении или сульфидировании содержащихся в ней примесей. Режим проведения операции огневого рафинирования сурьмы определяется процессами удаления железа и мышьяка. Плавку на черновую сурьму ведут подряд 20 суток. Затем на протяжении 8 суток ведут огневое рафинирование, Разовая загрузка чернового металла в электропечь – 1,75 т. Количество циклов рафинирования – 4 в сутки. Суточная производительность печи в режиме рафинирования – 1,75\*4=7 тонн. Состав рафинированного металла, %: 96 – Sb, 0,08 – Fe, 0,067 – As, 3,5 – S, 0,11 – Pb, 0,243 – прочие.

Очистку технологических газов руднотермических печей осуществляют в три этапа: улавли-

вание крупной пыли осуществляется в циклоне, пыль средней крупности улавливается в кулерах, а для тонкой очистки используются рукавные фильтры [7]. В связи с небольшими масштабами производства и невысокой концентрацией  $\text{SO}_2$  в газах, организация сернокислотного производства в данном случае экономически и технологически нецелесообразна. Поэтому для очистки от малых содержаний сернистого ангидрида выбран известковый способ. Этот способ отличается своей простотой и осуществляется с помощью дешевых реагентов (известняк, кальцит, мел, доломит, известь), и, следовательно, требует небольших первоначальных капитальных вложений, что предопределяет малые эксплуатационные затраты при достаточно высокой степени очистки газов (85 – 98 %).

В основу принятой технологической схемы положены современные эффективные и экологически безопасные процессы, обеспечивающие высокие технико-экономические показатели переработки руды и промпродуктов, такие как осадительная электроплавка, рафинирование в электропечи, химическая очистка отходящих газов. Технология производства сурьмы практически безотходна. Рафинировочные шлаки, уловленные пыли, частично штейны возвращаются в процессы для доизвлечения сурьмы. Отвальные шлаки, известковые (гипсовые) осадки от мокрой очистки направляются в стройиндустрию в качестве сырья для производства строительных материалов.

#### Библиографический список

1. Сурьма / Под ред. С.М. Мельникова. – М.: Металлургия, 1977. – 536 с.
2. Шиянов А.Г. Производство сурьмы. – М.: Металлургиздат, 1961. – 176 с.
3. Струнский Б.М. Руднотермические плавильные печи. – М.: Металлургия, 1972. – 368 с.
4. Рожихина И.Д. Конструкции и проектирование электрических печей. – Новокузнецк, 2000. – 148 с.
5. Струнский Б.М. Расчеты руднотермических печей. – М.: Металлургия, 1982. – 192 с.
6. Гурова М.И. Огнеупорные изделия и материалы. – М.: Металлургия, 1977. – 216 с.
7. Пылеулавливание и очистка газов. / Г.М. Гордон, И.П. Пейхасов. – М.: Металлургия, 1977. – 456 с.

УДК 669.053.75

### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАСЧЁТА ПРОЦЕССА ОБЖИГА МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В.

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru),  
n.a.spirin@urfu.ru, v.v.lavrov@urfu.ru*

*Аннотация.* Рассмотрена инженерная математическая модель развития физико-химических превращений в объеме окатыша, состоящего из гранул железной руды, известняка и кокса (углеродсодержащего топлива). Для решения сложных уравнений диффузии, прогрева гранул и химической кинетики используется приближённый метод решения задачи Стефана, развитый Л.С. Лейбензоном.

*Ключевые слова:* физико-химические превращения, окатыши, гранулы, задача Стефана.

### PHYSICAL AND CHEMICAL ASPECTS OF METALLIZED PELLETS BURNING PROCESS CALCULATION

Shvydkiy V.S., Yaroshenko Yu.G., Spirin N.A., Lavrov V.V.

*Yeltsin Ural Federal University (UrFU),  
Ekaterinburg, Russia, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru),  
n.a.spirin@urfu.ru, v.v.lavrov@urfu.ru*

*Abstract:* The engineering mathematical model of development of physical and chemical transformations is considered in the volume of pellet, consisting of granules of iron-stone, limestone and coke (углеродсодержащего fuel). For the decision of difficult equalizations of diffusion, warming up of granules and chemical kinetics the close method of decision of task of Stephen, developed L.S. Leybenzonon, is used.

*Keywords:* physical and chemical transformations, pellet, granules, task of Stephen.

Задача проектирования обжиговых машин и оптимизации их тепловой работы не может быть эффективно решена до тех пор, пока в математической модели процесса не будут относительно точно определяться интенсивности протекания отдельных химических реакций. Учитывая сделанные в нашей работе [1] замечания об общей сложности комплексной математической модели процесса обжига рудугольных окатышей, описание физико-химических аспектов процесса желательнее оформлять в виде относительно простых математических уравнений, отражающих тем не менее правильно основные (характерные) стороны того или иного явления.

Наибольший интерес и, в то же самое время, наибольшие затруднения вызывает описание процесса восстановления оксидов железа рудных гранул окатыша. Как показывает обзор литературы (см., например, [2 – 8]), адекватными экспериментальным данным являются математические модели, использующие трёхступенчатую схему восстановления. Строгое математическое описание процесса восстановления по такой схеме требует совместного решения задач кинетики последовательно-параллельных реакций и диффузии многокомпонентного газа в порах куска руды (окатыша). Наиболее последовательно такой метод анализа закономерностей восстановления проведён в работе [8], однако он не может быть использован в математической модели процесса обжига рудугольных окатышей вследствие своей сложности, и его необходимо упростить до разумного предела.

В общем случае при обжиге магнетитовых окатышей схематическое строение рудной гранулы будет иметь вид, представленный на рисунке 1. В процессе окисления гранулы в зоне подогрева и начальном участке зоны обжига на её (гранулы) поверхности образуется гематитовая корка, толщина которой определяется содержанием кислорода в газе и скоростью нагрева материала. При переходе в зону восстановления получают развитие реакции восстановления; в объёме гранулы образуются кольца железа и его оксидов, и можно выделить пять слоёв различных состояний рудной составляющей окатыша, как это показано на рисунке 1.

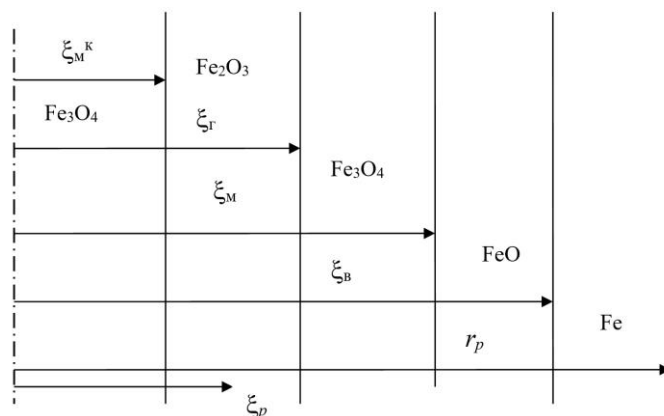


Рисунок 1 - Схематическое строение рудной гранулы

Для решения задачи восстановления рудной гранулы важно знать кривые распределения концентраций восстановителей и газообразных продуктов реакции по радиусу. Как уже отмечалось выше, для этого необходимо решать внутреннюю задачу нестационарной диффузии многокомпонентного газа в порах гранулы. В целях упрощения математической модели обжиговой машины используем, однако, другой подход, а именно приближённый метод решения задачи Стефана, развитый Л.С. Лейбензоном [9]. Предположим, что в каждый момент времени для заданной концентрации компонента газа в макропорах окатыша в объёме гранулы успевают установиться квазистационарное распределение. Все реакции восстановления оксидов железа протекают не на поверхности микропор соответствующего слоя гранулы, а на разделяющих эти слои фронтальных поверхностях, причём восстановление центрального объёма первоначального магнетита (слой 1) не получает развития до тех пор, пока соседняя гематитовая область (слой 2) не восстановится до Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. При таких допущениях изменение концентрации CO по радиусу рудной гранулы будет описываться следующей системой уравнений:

– уравнение стационарной диффузии

$$\frac{1}{\xi_p^2} \frac{d}{d\xi_p} \left( D_{iCO} \xi_p^2 \frac{dC_{CO}}{d\xi_p} \right) = k_{2,2} \left( C_{CO} - \frac{C_{CO_2}}{K_{2,2}} \right) \delta(\xi_p - \xi_m) + k_{2,3} \left( C_{CO} - \frac{C_{CO_2}}{K_{2,3}} \right) \delta(\xi_p - \xi_b); \quad (1)$$

– граничные условия

$$\xi_p = \xi_r, \quad D_{mCO} \frac{dC_{CO}}{d\xi_p} = k_{2,1} \left( C_{CO} - \frac{C_{CO_2}}{K_{2,1}} \right); \quad (2)$$

$$\xi_p = r_p, \quad D_{жCO} \frac{dC_{CO}}{d\xi_p} = \beta_{2CO} (C_{CO}^0 - C_{CO}). \quad (3)$$

Здесь  $C_n$  ( $n = CO$  или  $n = CO_2$ ) – концентрация соответствующего газового компонента;  $k_{2,i}$  – эффективные константы скорости реакций восстановления оксидов железа  $CO$  на  $i$ -ой ступени восстановления, а  $K_{2,i}$  – их константы равновесия;  $D_{kCO}$  – эффективные коэффициенты диффузии оксида углерода в  $k$ -ом слое рудной гранулы;  $\beta_{2CO}$  – коэффициент массообмена по  $CO$  на поверхности рудной гранулы, где концентрация равна  $C_{CO}^0$ ;  $\delta(x)$  – символ Кронекера, причём

$$\delta(\xi_p - \xi_m) = \begin{cases} 0 & \text{при } \xi_p \leq \xi_m; \\ > 0 & \text{при } \xi_p > \xi_m. \end{cases}$$

и аналогично для  $\delta(\xi_p - \xi_b)$ .

Аналогичная система уравнений может быть записана для диоксида углерода. При этом все эффективные коэффициенты диффузии следует заменить на  $D_{kCO_2}$  и изменить знаки правых частей уравнений (1) и (2) на противоположные.

Для всех значений  $\xi_p$ , за исключением  $\xi_p = \xi_m$  и  $\xi_p = \xi_b$  правая часть уравнения (1) равна нулю. Поэтому в пределах каждого слоя рудной гранулы кривая изменения концентрации будет представлять собой отрезок гиперболы

$$C_{CO} = -\frac{1}{D_{kCO}} \cdot \frac{A_k}{\xi_p} + A_{1k}, \quad (4)$$

т.е.

$$C_{CO} = -\frac{1}{D_{mCO}} \cdot \frac{A_m}{\xi_p} + A_{1m} \quad \text{при } \xi_r \leq \xi_p < \xi_m; \quad (4.1)$$

$$C_{CO} = -\frac{1}{D_{вCO}} \cdot \frac{A_b}{\xi_p} + A_{1b} \quad \text{при } \xi_m < \xi_p < \xi_b; \quad (4.2)$$

$$C_{CO} = -\frac{1}{D_{жCO}} \cdot \frac{A_ж}{\xi_p} + A_{1ж} \quad \text{при } \xi_b < \xi_p < r_p; \quad (4.3)$$

$$\frac{dC_{CO}}{d\xi_p} = \frac{A_m}{\xi_p^2} \quad \text{при } \xi_r \leq \xi_p < \xi_m; \quad \frac{dC_{CO}}{d\xi_p} = \frac{A_b}{\xi_p^2} \quad \text{при } \xi_m < \xi_p < \xi_b; \quad (4.4)$$

$$\frac{dC_{CO}}{d\xi_p} = \frac{A_ж}{\xi_p^2} \quad \text{при } \xi_b < \xi_p < r_p.$$

Можно показать, что кривая концентрации  $CO$  непрерывна, в то время как её производная на фронтальных поверхностях претерпевает разрыв, причём при переходе через границу  $\xi_p = \xi_m$  скачок концентрации равен  $k_{2,2}(C_{CO} - C_{CO_2}/K_{2,2})_{\xi_p=\xi_m}$ , а при переходе через  $\xi_p = \xi_b$  – на  $k_{2,3}(C_{CO} - C_{CO_2}/K_{2,3})_{\xi_p=\xi_b}$ . Отмеченное выше справедливо также для кривой изменения концентрации диоксида углерода. Таким образом, с учётом четырёх граничных условий типа (2), (3) получаем систему восьми уравнений для отыскания восьми неизвестных, определяющих профили концентрации  $CO$  ( $A_k, A_{1k}$ ) и  $CO_2$  ( $B_k, B_{1k}$ ). Процедура решения этой системы тривиальна, а сами решения здесь не приводятся ввиду их громоздкости. В компактной форме записи они имеют вид

$$A_m = -B_m = \Delta_{m2}/\Delta_2; \quad A_b = -B_b = \Delta_{b2}/\Delta_2; \quad A_ж = -B_ж = \Delta_{ж2}/\Delta_2, \quad (5)$$

где  $\Delta_2$  – определитель упомянутой выше системы, а  $\Delta_{k2}$  – её алгебраические дополнения. Коэффициенты  $A_{1k}$  и  $B_{1k}$  выражаются через  $A_k, B_k$  и концентрации  $CO$  и  $CO_2$  в макропорах окатыша.

Аналогичные выражения могут быть записаны для случая восстановления оксидов железа водородом.

Переходя от мольных концентраций компонентов газа к их объёмным долям

$$C_{CO} = \rho_{CO} CO / M_{CO}, \quad C_{H_2} = \rho_{H_2} H_2 / M_{H_2}$$

и т.д. и используя основные положения кинетики последовательно-параллельных реакции [2, 3, 7, 8], получим следующие выражения, определяющие закономерности изменения границ раздела зон рудной гранулы и мощностей источников (стоков) теплоты:

– для гематитовой зоны (зона 2)

$$\begin{aligned} \rho_p g'_{Fe_2O_3} \frac{\partial \xi_{\Gamma}}{\partial \tau} &= -\frac{3}{\xi_{\Gamma}^2} \left( 80 \rho_{H_2} \frac{\Delta_{M1}}{\Delta_1} + 5,7143 \rho_{CO} \frac{\Delta_{M2}}{\Delta_2} \right) = \\ &= -\frac{3}{\xi_{\Gamma}^2} (80 v_{1,1} + 5,7143 v_{1,2}) \quad \text{кг } Fe_2O_3 / c; \end{aligned} \quad (6)$$

$$f_{гем} q_{гем} = -\frac{9DR}{r_p^3} \frac{\rho_M}{\rho_p} \chi_{V_2} (80 v_{1,1} q_{1гем} + 5,7143 v_{1,2} q_{2гем}) \quad \text{Вт/м}^3; \quad (7)$$

– для магнетитовой зоны (зона 3)

$$\begin{aligned} \rho_p g'_{Fe_3O_4} \left( \xi_M^2 \frac{\partial \xi_M}{\partial \tau} - \xi_{\Gamma}^2 \frac{\partial \xi_{\Gamma}}{\partial \tau} \right) &= 2(116 v_{1,1} + 8,2857 v_{2,1}) - \\ &- \xi_M^2 (116 v_{1,2} + 8,2857 v_{2,2}) \quad \text{кг } Fe_3O_4 / c; \end{aligned} \quad (8)$$

$$f_{маг} q_{маг} = -\frac{3DR}{r_p^3} \frac{\rho_M}{\rho_p} \chi_{V_2} \xi_M^2 (116 v_{1,2} q_{1маг} + 8,2857 v_{2,2} q_{2маг}) \quad \text{Вт/м}^3; \quad (9)$$

– для вюститной зоны (зона 4)

$$\begin{aligned} \rho_p g'_{FeO} \left( \xi_B^2 \frac{\partial \xi_B}{\partial \tau} - \xi_M^2 \frac{\partial \xi_M}{\partial \tau} \right) &= 3\xi_M^2 (36 v_{1,2} + 2,5714 v_{2,2}) - \\ &- \xi_B^2 (36 v_{1,3} + 2,5714 v_{2,3}) \quad \text{кг } FeO / c; \end{aligned} \quad (10)$$

$$f_B q_B = -\frac{3DR}{r_p^3} \frac{\rho_M}{\rho_p} \chi_{V_2} \xi_B^2 (36 v_{1,3} q_{1B} + 2,5714 v_{2,3} q_{2B}) \quad \text{Вт/м}^3. \quad (11)$$

В этих выражениях  $g'_{Fe_2O_3}$  – массовая доля гематита при его равномерном распределении по всему объёму рудной гранулы

$$g'_{Fe_2O_3} = g_{Fe_2O_3}^k r_p^3 / [r_p^3 - (\xi_p^k)^3];$$

где:  $g_{Fe_2O_3}^k$  – доля гематита в грануле перед началом восстановления;

$\rho_p$  и  $\rho_M$  – плотности руды и окатыша;

$q_{i,k}$  – удельные тепловые эффекты реакций восстановления  $H_2$  и  $CO$  на отдельных ступенях, а скорости восстановления  $v_{i,k}$  определяются уравнениями

$$v_{1,2} = \rho_{H_2} k_{1M} \left[ \left( \frac{1}{D_{MH_2}} \cdot \frac{\xi_M - \xi_{\Gamma}}{\xi_M \xi_{\Gamma}} + \frac{1}{k_{1\Gamma} \xi_{\Gamma}^2} \right) \frac{\Delta_{M1}}{\Delta_1} + (H_2^0 - H_2O^0) \left( \frac{1}{K_{1,1} + 1} - \frac{1}{K_{1,2} + 1} \right) \right]; \quad (12)$$



$$v_{2,2} = \rho_{CO} k_{2,2} \left[ CO^0 - \frac{CO_2^0}{K_{2,2}} - \left( \frac{1}{D_{BCO}} + \frac{1}{K_{2,2} D_{BCO_2}} \right) \frac{\xi_B - \xi_M}{\xi_B \xi_M} \cdot \frac{\Delta_{2B}}{\Delta_2} - \left( \left( \frac{1}{D_{жCO}} + \frac{1}{K_{2,2} D_{жCO_2}} \right) \frac{r_p - \xi_B}{r_p \xi_B} + \left( \frac{1}{\beta_{2CO}} + \frac{1}{K_{2,2} \beta_{2CO_2}} \right) \frac{1}{r_p^2} \right) \frac{\Delta_{ж2}}{\Delta_2} \right]; \quad (13)$$

$$v_{1,3} = \rho_{H_2} k_{1B} \left[ H_2^0 - \frac{H_2^0 + H_2O^0}{K_{1,3} + 1} - \left( \frac{1}{D_{жH_2}} \cdot \frac{r_p - \xi_B}{r_p \xi_B} + \frac{1}{\beta_{1H_2} r_p^2} \right) \frac{\Delta_{1ж}}{\Delta_1} \right]; \quad (14)$$

выражение для  $v_{2,3}$  отличается от (13) лишь тем, что в нём вместо  $k_{2,2}$  и  $K_{2,2}$  стоят коэффициенты  $k_{2,3}$  и  $K_{2,3}$ .

В вышеприведённых уравнениях  $k_{1k} = k_{1,k} (K_{1,k} + 1)/K_{1,k}$ . При вычислениях константы равновесия принимались по данным работы [2], а эффективные константы скоростей реакций  $k_{l,k}$  – по экспериментальным данным, а также данным, приведённым в [3, 5, 7]. Тепловые эффекты реакций  $q_{lk}$  рассчитывались по выражениям, построенным на основе таблиц, приведённых в указанных источниках, с использованием метода наименьших квадратов.

Система уравнений для объёмных долей компонентов газа определяется типом газовой атмосферы. Если слой обрабатывается продуктами полного ( $CO_2, H_2O, N_2$ ) или частичного ( $CO, CO_2, H_2, H_2O, N_2$ ) сжигания топлива, то она включает 7 уравнений, так как, помимо перечисленных компонентов газа, неизвестными являются также скорость фильтрации  $v_{0r}$  и массовая скорость  $G_{с.г}$ . При наличии в атмосфере свободного кислорода добавляется ещё одно выражение. Тип атмосферы изменяет также итоговую систему дифференциальных уравнений, описывающих физико-химические аспекты процесса обжига рудугольных окатышей. Мы не останавливаемся здесь подробно на этих вопросах, поскольку они относительно легко учитываются в рамках, изложенных в [1], а также в данной работе.

Изложенная методика в совокупности с моделью [1] широко использует адаптацию расчётных значений к экспериментальным данным, поэтому некоторые коэффициенты  $D_{kl}$ , используемые в модели, можно назвать коэффициентами диффузии лишь условно. Тем не менее, получаемые при моделировании результаты и рекомендации весьма хорошо соответствуют промышленным данным. Для иллюстрации этого положения на рис. 2 показана зависимость удельного расхода топлива  $V_t$ ,  $m^3/t$ , от удельной производительности машины  $g$ ,  $t/(ч \cdot m^2)$ , для двух высот слоя: 350 мм – кривая 1 и 450 мм – кривая 2.

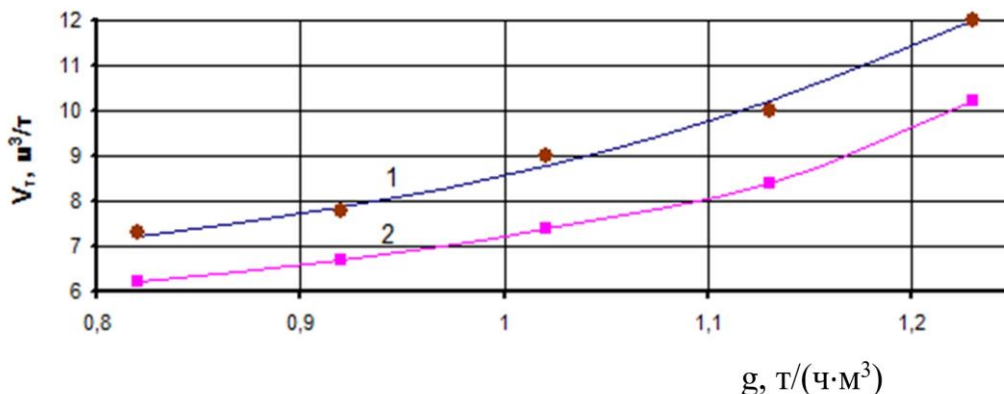


Рисунок 2 - Зависимость удельного расхода топлива от удельной производительности обжиговой машины

**Выводы.** Рассмотрены вопросы учёта физико-химических аспектов процесса обжига металлизированных окатышей на конвейерной машине. Показано, что в совокупности с ранее разработанной математической моделью процесса обжига рудугольных окатышей данный подход позволяет получать рекомендации и результаты, хорошо соответствующие промышленным условиям.

#### Библиографический список

1. Математическая модель процесса обжига рудугольных окатышей на конвейерной машине / В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко, Н.А. Спиринов, В.В. Лавров // Известия вузов. Чёрная металлургия, 2017, т.60, № 4. – С. 12-24.
2. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов; изд. 2-е, ч.1.

Свердловск: Metallurgizdat, 1962. – 671 с.

3. Szekely J., Evans J.W., Sohn H.Y. Solid – Gas Reactions. – N.Y.: Academic Press, 1976. – 400 p.

4. Бабушкин Н.М., Тимофеев В.Н. Горение топлива в слое агломерационной шихты. – В кн.: Теплотехника доменного и агломерационного процессов: Сб. научн. трудов ВНИИМТ, №14. – М.: Metallurgiya, 1966. С. 139-159.

5. Takahashi Y., Takahashi R. Reduction of Iron Pellets by Using a Laboratory Scale Moving Bed Reactor at High Pressure. – In: Proc. VIII Joint Japan – USSR Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes. Tokyo, 1981, p. 78-92.

6. Экономос М. Реакции в твёрдой фазе в ферритах. – В кн.: Кинетика высокотемпературных процессов / Под ред. У.Д. Кинджери. – М.: Metallurgiya, 1965. С. 168-180.

7. Yagi I., Szekely J. Mathematical formulation on iron oxide pellets in moving beds with nonuniform gas and solids flow // Trans. Iron and Steel Inst. Japan. 1977. No. 10. P. 569 – 575.

8. Макрокинетика восстановления железорудных материалов газами: математическое описание / С.Д. Абрамов, Л.Ф. Алексеев, Д.З. Кудинов, А.В. Ченцов, С.В. Шаврин. – М.: Наука, 1982. – 105 с., ил.

9. Рубинштейн Л.И. Проблема Стефана. – Рига: Звайгзне, 1967. – 457 с.

УДК 621.365.5:669.187.2

## О РАСЧЕТЕ ПАРАМЕТРОВ МАГНИТОПРОВОДОВ ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

Левшин Г.Е.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,  
Барнаул, Россия, levshing@mail.ru*

**Аннотация:** Проведенный анализ четырех вариантов расчета параметров дискретного магнитопровода показал их недостатки из-за использования неопределенного понятия магнитного потока рассеяния  $\Phi_{рас}$ . Предложена новая методика расчета магнитных величин с использованием вместо  $\Phi_{рас}$  конкретных значений магнитной индукции  $B_{ep}$  и напряженности  $H_e$  в месте расположения магнитопровода.

**Ключевые слова:** Индукционная тигельная печь, дискретный магнитопровод, магнитная индукция.

## ON THE CALCULATION OF DISCRETE MAGNETIC CORES INDUCTION CRUCIBLE FURNARE

Levshin G.E.

*Polzunov state technical university of Altai,  
Barnaul, Russia, levshing@mail.ru*

**Abstract:** The above analysis of four options for calculating the parameters of a discrete magnetic circuit showed their shortcomings due to the use of the uncertain concept of the magnetic flux of scattering  $\Phi_{рас}$ . A new method for calculating magnetic quantities is proposed, using instead of  $\Phi_{рас}$  the specific values of the magnetic induction of  $B_{ep}$  and the intensity of  $H_e$  at the location of the magnetic circuit.

**Keywords:** induction crucible furnace, discrete magnetic circuit, magnetic induction.

В индукционных тигельных печах однослойный индуктор с числом витков  $w$  при подаче на него напряжения питания  $U_{пит}$  частотой  $f$  создает в своей рабочей полости и вне ее неоднородное электромагнитное поле с напряженностью  $H_e$  и индукцией  $B_e = \mu_0 H_e$ . Эти величины изменяют свое значение и направление вектора от одной точки поля к другой по определенному закону. При этом значения  $H_{eц}$  и  $B_{eц}$  максимальны в среднем поперечном сечении рабочей полости, постепенно уменьшаются по мере удаления от нее, достигая  $\sim 0,5H_{eц}$  и  $0,5B_{eц}$  у торцов индуктора, а за пределами индуктора становятся еще меньше [1 – 9].

Однако расчетное определение такого распределения представляло сложную математическую задачу. Видимо поэтому при расчете магнитопроводов индукционных тигельных печей получило распространение описание этого поля с помощью понятия магнитного потока  $\Phi$ , который можно раз-

делить на рабочий  $\Phi_{\text{раб}}$ , действующий в рабочей полости индуктора, и рассеяния  $\Phi_{\text{рас}}$ , действующий вне ее даже на большом удалении [1 – 9]. Для уменьшения степени распространения потока (поля) рассеяния  $\Phi_{\text{рас}}$  и, соответственно, нагрева электропроводных частей корпуса печи и рабочей площадки, его габаритов и вредного влияния на рабочих применяют в крупных печах (емкостью  $> 1 - 2$  т) стержневые магнитопроводы (до 24 шт.), размещенные в потоке рассеяния  $\Phi_{\text{рас}}$  вокруг индуктора с определенным шагом и образующие дискретный экран. Согласно известным четырем инженерным методикам (вариантам) расчета поперечное сечение, масса и стоимость этих магнитопроводов получаются весьма значительными, а экранирующий эффект недостаточным, в т. ч. из-за наличия воздушных зазоров между ними [1 – 8].

Во всех вариантах расчет величины магнитного потока  $\Phi$  в рабочей полости индуктора осуществляется по формуле (1) из допущения  $U_{\text{пит}} \approx E_c$ , что сразу же вносит некоторую погрешность

$$\Phi = U_{\text{пит}}/4,44fw. \quad (1)$$

Такое определение потока  $\Phi$ , по-видимому, заимствовано из расчета трансформаторов, которые имеют замкнутую магнитную цепь (магнитопровод). Однако отдельные стержневые магнитопроводы в таких печах не замкнуты и, намагничиваясь в поле рассеяния  $\Phi_{\text{рас}}$ , становятся магнитами. Поэтому обладают размагничивающим действием в отличие от замкнутых магнитопроводов, которое учитывается коэффициентом размагничивания  $N$  [8]. В связи с этим определение потока  $\Phi$  по формуле (1) является, по всей видимости, досадным недоразумением. Особо отметим, что и при определении величины потока  $\Phi_m$  в незамкнутом стержне магнитопровода безусловно необходимо учитывать коэффициент размагничивания  $N$  [8].

Поэтому представляет научный и практический интерес создание новой методики для уменьшения недостатков известных методик.

Рассмотрим еще один возможный вариант расчета с использованием конкретных данных проекта печи ИЧТ-31/7,1.

Ее однослойный индуктор имеет внутренний диаметр  $D_{\text{вн}}=2r_{\text{вн}}=1,97$  м и наружный  $D_{\text{н}}=2,11$  м, внутреннее поперечное сечение  $S_{\text{и}}=0,785 D_{\text{вн}}^2 = 0,785 \times 1,97^2 = 3,05$  м<sup>2</sup>, высоту  $h_{\text{и}}=1,8$  м, отношение  $h_{\text{и}}/D_{\text{вн}}=1,8/1,97=0,914$ , число витков  $w=21$  шт., напряжение  $U_{\text{пит}}=2430$  В при частоте 50 Гц, ток питания  $I_{\text{пит}}=18628$  А, расчетная напряженность в индукторе (при наличии садки)  $H_{\text{сц}}=211968$  А/м [2, 3]. Принятое число стержней магнитопроводов  $n=24$  и величина индукции в них  $B_{\text{доп}}=1$  Тл. Общее сечение стержней  $S_{\text{мΣ}}=0,5$  м<sup>2</sup>, одного стержня  $S_{\text{м}}=0,0208$  м<sup>2</sup>, поперечные размеры стержня высотой  $h_{\text{м}}=2$  м: ширина (по периметру)  $b_{\text{м}}=0,16$  м и радиальная толщина  $a_{\text{м}}=0,13$  м. Магнитный поток  $\Phi$  и индукция  $B_{\text{сц}}$  не указаны.

Однако эти данные позволяют найти (без учета садки) магнитный поток по формуле (1)

$$\Phi = U_{\text{пит}}/4,44fw = 2430/4,44 \times 50 \times 21 = 0,521 \text{ Вб},$$

напряженность поля в центре индуктора по формуле (12) [1 – 8]

$$H_{\text{сц}} = I_{\text{пит}}w/h_{\text{и}} = 18628 \times 21/1,8 = 217327 \text{ А/м} \quad (2)$$

и индукцию  $B_{\text{сц}} = \mu_0 H_{\text{сц}} = 1,257 \cdot 10^{-6} \times 217327 = 0,2732$  Тл.

Разница между полученным нами значением  $H_{\text{сц}} = 217327$  А/м и проектным  $H_{\text{сц}} = 211968$  А/м объясняется тем, что последнее определено с учетом кривизны садки в тигле, самоиндукции и взаимной индукции между индуктором и садкой.

Тогда расчетный магнитный поток (без садки) в среднем поперечном сечении индуктора определится из формулы (3) [1 – 8]

$$\Phi = B_{\text{сц}}S_{\text{и}} = 0,2732 \cdot 3,05 = 0,8323 \text{ Вб}, \quad (3)$$

т. е. он в  $0,8323/0,521=1,6$  раза больше, чем по формуле (1). Такое большое расхождение в значениях  $\Phi$  ставит под сомнение правомочность применения формулы (1).

В 1964 г. была решена математически задача определения распределения индукции  $B_e$  поля практически в любой точке пространства любой по размерам цилиндрической электрической катушки [8]. Это решение позволяет найти по известной величине индукции  $B_{\text{сц}}$  в центре индуктора значения результирующей индукции  $B_{\text{ер}}$  в интересующих точках, удаленных на текущее расстояние  $R$  от наружной поверхности индуктора любых размеров, используя относительную величину  $R'_r = R/r_{\text{вн}}$  [8]. Наибольшее значение и вертикальное направление вектора результирующая индукция  $B_{\text{ер}}$  имеет в среднем поперечном сечении индуктора, где она равна аксиальной составляющей  $B_{\text{ез}}$ , а радиальная составляющая  $B_{\text{ер}}=0$ . Это направление вектора  $B_{\text{ер}}$  совпадает с осью стержня магнитопровода. Рассматриваемое решение проведено в относительных величинах и представлено в табличной форме,

где относительная аксиальная составляющая индукции  $B'_z = B_{ez}/B_{eи}$  [8].

По известной величине  $B_{eи}=0,2732$  Тл определим величину индукции  $B_{ep}=B_{ez}$  в среднем поперечном сечении индуктора на различном удалении от него (таблица 1). Так, при  $R'_T=1,25$   $B_{ep}=0,4557 \times 0,2732=0,124$  Тл и т. д.

Таблица 1 - Величина индукции  $B_{ep}=B_{ez}$  в среднем поперечном сечении индуктора

$R'_T$	$B'_z$	$B_{ep}=B_{ez}$ , Тл
1,1	0,5893	0,161
1,25	0,4557	0,124
1,5	0,2626	0,072
1,75	0,1953	0,053
2,0	0,1535	0,042

Оно позволяет оценить величину  $B_{ep}$  в любой промежуточной точке между значениями  $R'_T=1,0...2,0$ .

Особо отметим, что индукция снаружи индуктора как минимум в 1,7 раза меньше ( $0,2732/0,161=1,7$ ), чем в его центре (в одном и том же сечении).

Известно [9, с. 25], что если стержни магнитопровода разместить в поле напряженностью  $H_e$ , то они становятся магнитами, т. к. внутри них будет действовать и намагничивать их еще меньшее поле напряженностью  $H_i$ . Это происходит вследствие размагничивающего действия направленных встречно магнитных полей их полюсов и вихревых токов, а также неполного проникновения внешнего поля в стержень из-за поверхностного эффекта [9, 10].

Так, в случае постоянного магнитного поля истинная напряженность  $H_i$ , действующая в стержне, меньше напряженности внешнего поля  $H_e$  на величину напряженности  $H_p = NJ$  размагничивающего поля [9, 10]:

$$H_i = H_e - H_p = H_e - NJ, \quad (4)$$

где  $N$  – баллистический коэффициент размагничивания по намагниченности стержня, которая определяется в его среднем поперечном сечении. Величина  $N$  уменьшается с увеличением отношения высоты  $h_m$  стержня к его диаметру  $h_m/d_m$  или корню квадратному из площади поперечного сечения  $h_m/\sqrt{S_m}$  [9, 10]. При отношении  $h_m/\sqrt{S_m}=2/\sqrt{0,0208}=13,9$  коэффициент  $N \approx 0,16$  [9, С. 25].

$$J=(B_i/\mu_0) - H_i - \text{намагниченность материала стержня, А/м [9, 10].} \quad (5)$$

Легко видеть, что  $H_e$  всегда значительно больше  $H_i$ .

Особо отметим, что на торцах стержня, являющихся полюсами магнита, вектор напряженности  $H_p$  направлен встречно вектору  $H_e$ , ослабляя его поле. Но между стержнями эти векторы близки по направлению и поэтому поля векторов складываются, что приводит к увеличению результирующего поля рассеяния.

В справочниках чаще приводят графики или таблицы зависимости намагничивания  $B_i = f(H_i)$ , а не  $J=f(H_i)$ . Их измеряют на тонколистовых образцах электротехнической стали в постоянном или переменном магнитном поле [9, 10]. Зависимости  $B_i = f(H_i)$  в постоянном поле легче найти.

Поэтому возможно решение, когда задаются значением  $B_i$  и по кривой или таблице намагничивания определяют соответствующую ему величину  $H_i$ . Затем по формуле (5) находят намагниченность  $J$ , а из формулы (4) расчетную напряженность внешнего поля  $H_e$  и сравнивают ее с напряженностью  $H_e$ , действующей в выбранной точке поля рассеяния. Эти напряженности должны быть близки между собой или совпадать по величине.

Продолжим числовой пример методом последовательных приближений (для случая постоянного поля).

Обычно стержень размещен в поле рассеяния так, что его средняя поперечная горизонтальная ось  $O_T$  совпадает с такой же осью индуктора. Это обеспечивает совпадение с вертикальной осью  $O_B$  стержня векторов индукции и напряженности. В других сечениях эти вектора направлены под разными углами к оси  $O_B$ .

Для лучшего понимания путем сравнения выберем две точки на оси  $O_T$  его предполагаемого размещения:

т. 1 на удалении  $R'_T = 1,1$  с индукцией  $B_e=0,161$  Тл и напряженностью  $H_e=0,161/1,257 \times 10^{-6} = 128083$  А/м и

т. 2 на удалении  $R'_T = 1,25$  с индукцией  $B_e=0,124$  Тл и напряженностью  $H_e=0,124/1,257 \times 10^{-6}$

=98647 А/м

*Приближение 1.* Тогда при наибольшем рекомендуемом [4] значении  $V_i = 1,5$  Тл найдем (по кривой намагничивания стали Э330) напряженность  $H_i \approx 400$  А/м [10, С. 109], а по формуле (15)  $J = (1,5/1,257 \times 10^{-6}) - 400 = 1192917$  А/м. Из формулы (4) найдем  $H_e = 400 + 0,16 \times 1192917 = 191267$  А/м. Но это значительно больше (в 1,49 раза) напряженности 128083 А/м в т. 1 и в 1,94 раза напряженности  $H_e = 98647$  А/м в т. 2, чего не может быть.

*Приближение 2.* Следовательно, необходимо уменьшить  $V_i$ , например, до 1,0 Тл, принятой для этой печи [2, 3]. Тогда напряженность  $H_i \approx 60$  А/м для этой же стали [10, С. 109], а намагниченность  $J = (1/1,257 \times 10^{-6}) - 60 = 795485$  А/м. Из формулы (4) получим расчетную напряженность  $H_e = 60 + 795485 \times 0,16 = 127338$  А/м. Это значение весьма близко к действительной напряженности в т. 1 (128083 А/м), но больше  $H_e = 98647$  А/м (в 1,29 раза). Оно может быть принято для дальнейших приближенных расчетов (наряду с  $H_i \approx 60$  А/м и  $J = 795485$  А/м).

*Приближение 3.* При расположении же стержня в т. 2 необходимо еще более уменьшить  $V_i$ , например, до 0,6 Тл, согласно рекомендациям [1]. Из кривой намагничивания напряженность  $H_i \approx 22$  А/м, а  $J = (0,6/1,257 \times 10^{-6}) - 22 = 477305$  А/м. Из формулы (4) получим  $H_e = 22 + 477305 \times 0,16 = 76391$  А/м. Однако это значение уже меньше  $H_e = 98647$  А/м (в 1,29 раза). Величины 127338 и 76391 А/м являются равноотстоящими от  $H_e = 98647$  А/м.

*Приближение 4.* Для приближения к этому значению  $H_e = 98647$  А/м подставим его в формулу (4) и найдем сначала намагниченность  $J = (H_i + H_e)/N = (38 + 98647)/0,16 = 616781$  А/м, а затем из  $J = (V_i/\mu_0) - H_i$  определим  $V_i = \mu_0(J + H_i) = 1,257 \times 10^{-6} (616781 + 38) = 0,775341$  Тл. Здесь  $H_i \approx (60 + 22)/2 \approx 38$  А/м получено как среднеарифметическое из соответствующих величин  $H_i$  последних двух приближений. Заметим, что ею можно и пренебречь (из-за малости).

Особо отметим, что величины  $V_i$  и  $H_i$  зависят от вида электротехнической стали и ее магнитных свойств. Поэтому вычисленные их значения для другой стали могут отличаться.

Приведенный пример расчета методом последовательных приближений к истинным значениям  $V_i$ ,  $H_i$  или  $H_e$  показывает, что рекомендуемые значения внутренней индукции  $V_{доп} = 1,5$  Тл являются весьма завышенными для обеих точек, а  $V_{доп} \approx 0,6$  Тл, наоборот, заниженным. И только при  $V_i \approx 0,775$  Тл вычисленные величины  $H_i$  и  $H_e$  в т. 2 близки к искомым. Рекомендация о значении индукции  $V_{доп} = 1,0$  Тл является правильной для т. 1. Поэтому со всей очевидностью можно сделать вывод о некорректности произвольного выбора значения  $V_{доп}$  без учета величины  $H_i$  при расчете площади  $S_{м\sigma}$ , т. к. оно может быть и не достигнуто в действующем поле рассеяния напряженностью  $H_e$ .

В случае же переменного магнитного поля напряженность  $H_i$  еще меньше (особенно в слабых полях) [9, 10] из-за противодействия намагничиванию магнитных полей микро- и макроскопических вихревых токов, которое трудно рассчитать. Так, например, для стали Э330 эти отличия наблюдаются при значениях индукции до  $V_i = 1,1$  Тл и напряженности до  $H_i = 90$  А/м [10].

Кроме того, внешнее поле проникает в такой стержень не на всю его толщину. Глубину проникновения  $\Delta_{0,01}$ , на которой волна этого поля практически полностью затухает и в ней остается 1 % энергии, можно оценить, например, по формуле [11]

$$\Delta_{0,01} \approx 0,8[\rho/(f \mu_0 \mu_i)]^{0,5}, \quad (6)$$

а если еще остается 13,5 % энергии и она выделяется в виде тепла в глубине стержня, то по эмпирической формуле [1, 3, 7]

$$\Delta_{13,5} \approx 503[\rho/(f \mu_i)]^{0,5}, \quad (7)$$

где  $\rho$  – удельное электрическое сопротивление материала стержня ( $\approx 0,5$  мкОм м) [10].

$\mu_i = V_i/(\mu_0 H_i)$  – относительная магнитная проницаемость материала стержня. Для сталей с содержанием кремния  $\sim 3$  % максимальная проницаемость  $\mu_{imax} = 4000 \dots 5000$ , а с содержанием кремния  $\sim 4$  %  $\mu_{imax} = 8000 \dots 10000$  [10].

Формулы (6, 7) показывают, что глубина проникновения поля или толщина поверхностного слоя стержня, в котором в основном циркулируют вихревые токи, прямо пропорциональна  $\sqrt{\rho}$  и обратно пропорциональна  $\sqrt{f \mu}$ .

Чтобы не происходило перекрытие (наложение) встречных волн, которое ухудшает намагничивание, толщина стержня должна быть  $\delta \geq 2\Delta_{0,01}$  [11].

Определим приближенно глубину проникновения при  $\mu_{imax} = 5000$  по формуле (6)

$$\Delta_{0,01} \approx 0,8[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 1,257 \times 10^{-6} \times 5000]^{0,5} = 0,001 \text{ м.}$$

По формуле же (7) глубина проникновения еще меньше

$$\Delta_{13,5} \approx 503[\rho/(f\mu_i)]^{0,5} = 503[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 5000]^{0,5} = 0,0007 \text{ м.}$$

Тогда (исходя из большего значения  $\Delta_{0,01}$ ) минимальная толщина стержня в радиальном направлении должна быть  $\delta \geq 2\Delta_{0,01} \geq 2 \times 0,001 \geq 0,002 \text{ м}$ .

При уменьшении величины  $\mu_i$  до 500 (в 10 раз) глубина проникновения увеличится только ~ в 3 раза  $\Delta_{0,01} \approx 0,8[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 1,257 \times 10^{-6} \times 500]^{0,5} \geq 0,006 \text{ м}$

В печи ИЧТ-31/7,1 стержень магнитопровода имеет поперечное сечение размером 160×130 мм и площадью  $S_M = 0,0208 \text{ м}^2$  [2, 3]. Можно видеть, что при  $\mu_i = 5000$  его средняя часть с размерами ~158×128 мм и площадью ~ 0,02 м<sup>2</sup> остается не намагниченной и, как следствие, практически не участвующей в создании и проведении магнитного потока. При  $\mu_i = 500$  эта площадь немного меньше ~ 0,019 м<sup>2</sup>. Такое значительное расхождение в значениях принятой и рассчитанной нами площади требует адекватного объяснения.

Как уже отмечалось, одним из недостатков дискретного ферромагнитного экрана из 24 стержневых магнитопроводов является наличие воздушных зазоров между ними, через которые поле рассеяния все же распространяется и за пределы экрана.

Суммарная ширина всех стержней равна  $0,16 \times 24 = 3,84 \text{ м}$ , а длина внутренней окружности индуктора (с учетом изоляции 20 мм на сторону) при ее диаметре  $D_{M1} = D_H + 0,04 = 2,11 + 0,04 = 2,15 \text{ м}$  составляет  $3,14 \times 2,15 = 6,75 \text{ м}$ .

При этом на все промежутки между магнитопроводами приходится  $6,75 - 3,84 = 2,91 \text{ м}$  (или ~ 0,12 м на один). Через них поле рассеяния может распространяться довольно далеко. Для предупреждения этого целесообразно устранить эти промежутки и изготовить магнитопровод кольцевым для полного охвата индуктора снаружи. При этом толщина магнитопровода может уменьшиться со 130 до ~71 мм (без изменения массы). Попутно увеличится значение индукции и равномерность ее распределения в рабочей полости индуктора с возможным улучшением эффективности плавки.

Для определения общей площади поперечного сечения кольцевого магнитопровода  $S_{M\Sigma}$  найдем сначала его наружный диаметр при рассчитанной толщине  $\delta = 0,02 \text{ м}$

$$D_{M2} = D_{M1} + 2\delta = 2,15 + 2 \times 0,006 = 2,162 \text{ м.}$$

Тогда площадь  $S_{M\Sigma} = 0,785(D_{M2}^2 - D_{M1}^2) = 0,785(2,162^2 - 2,15^2) = 0,041 \text{ м}^2$ .

Эта площадь в  $0,5/0,041 = 12,2$  раза меньше, чем в печи ИЧТ-31. Если же сохранить  $S_{M\Sigma} = 0,5 \text{ м}^2$ , то диаметр  $D_{M2}$  увеличивается до 2,293 м, а толщина  $\delta$  до ~71 мм.

Масса электротехнической стали плотностью  $\gamma \approx 7600 \text{ кг/м}^3$  в стержне составляет [1, 7]:

$$m = S_M k_n h_M \gamma = 0,0208 \times 0,93 \times 2 \times 7600 \approx 293 \text{ кг,} \quad (8)$$

а всех стержней  $\Sigma m = 293 \times 24 \approx 7032 \text{ кг}$ .

Кроме того в методиках [1, 7] проверяют стержни на нагрев и охлаждение после нахождения их массы  $m$  и охлаждающей поверхности  $S_{охл}$ .

Удельные потери мощности  $p_c$  в стержне от нагрева при перемагничивании и вихревыми токами увеличиваются с повышением индукции  $B_i$  и частоты  $f$ . В печи ИЧТ-31/7,1 для индукции  $B_i = 1 \text{ Тл}$ ,  $f = 50 \text{ Гц}$  и стали Э330 они могут составить  $p_c \approx 0,6 \dots 0,8 \text{ Вт/кг}$  [10] (в зависимости от толщины листов). А при рекомендованной индукции  $B_i = 0,6 \text{ Тл}$  они почти в 2 раза меньше  $p_c \approx 0,3 \dots 0,4 \text{ Вт/кг}$ .

Тогда полные потери мощности в одном стержне, соответственно [1]

$$P_{1,0} = m p_c \approx 293 \times (0,6 \dots 0,8) \approx 176 \dots 234 \text{ Вт.} \quad (9)$$

$$P_{0,6} \approx 293 \times (0,3 \dots 0,4) \approx 88 \dots 117 \text{ Вт}$$

Однако Егоров А. В. [7] предлагает увеличение этих потерь с помощью коэффициента  $k_{доб} \approx 1,1 \dots 1,8$  вследствие неоднородности магнитного поля и дефектов изготовления магнитопроводов, ссылаясь на данные ВНИИЭТО. При этом получается  $P_{1,0} \approx 234 \times 1,8 \approx 421 \text{ Вт}$  и  $P_{0,6} \approx 117 \times 1,8 \approx 211 \text{ Вт}$ , соответственно.

Считается [1, 7], что для исключения перегрева стержня ( $> 80 \text{ }^\circ\text{C}$ ) под влиянием потерь  $P$  плотность потерь  $q_M$  в стержне при охлаждении на воздухе не должна превышать  $750 \text{ Вт/м}^2$  охлаждающей поверхности  $S_{охл}$ , которая составляет

$$S_{охл} = 2h_M(a_M + b_M) = 2 \times 2(0,16 + 0,13) = 1,16 \text{ м}^2.$$

Тогда допустимые потери тепла (мощности) должны удовлетворять уравнению [1]

$$P_{доп} \leq q_M S_{охл} \leq 1,16 \times 750 \leq 870 \text{ Вт.} \quad (10)$$

Это значительно больше  $P_{1,0} \approx 421 \text{ Вт}$  и свидетельствует о возможности еще большего нагрева стержней.

Егоров А. В. [7] предлагает определять  $q_m$  по формуле (11) и сравнивать ее с допустимой  $q_{\text{доп}} = 750 \text{ Вт/м}^2$

$$q_m = 0,5 S_m k_{\text{п}} \gamma_{\text{р}} k_{\text{доп}} / (a_m + b_m) = 0,5 \times 0,0208 \times 0,93 \times 7600 \times 1,8 / (0,13 + 0,16) = 456 \text{ Вт/м}^2. \quad (11)$$

По его мнению, «...если величина  $q_m$  оказывается больше допустимой при принятых условиях работы печи, следует уменьшить принятое значение магнитной индукции  $B_{\text{доп}}$ , т. е. увеличить площадь  $S_m$  поперечного сечения стержня». В рассматриваемом случае  $q_m = 456 \text{ Вт/м}^2$  также значительно меньше  $q_{\text{доп}} = 750 \text{ Вт/м}^2$  и так же свидетельствует о возможности еще большего нагрева стержней.

Еще раз заметим, что изменять произвольно значения индукции  $B_{\text{доп}}$  и площади  $S_m$  не правильно. Их необходимо просчитывать хотя бы потому, что это приведет к изменению коэффициента размагничивания  $N$  (со всеми вытекающими последствиями).

Допустимая температура нагрева стержня магнитопровода  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  рекомендована, по видимому, для обеспечения длительного срока службы распространенной раньше лаковой изоляции, которая при нагреве до  $125 \text{ }^\circ\text{C}$  выходит из строя [7]. При использовании современных изолирующих термостойких материалов она представляется заниженной.

#### *Выводы.*

1. При расчете параметров стержня магнитопровода необходимо учитывать величину индукции  $B_{\text{ер}}$  поля рассеяния в месте его расположения и размагничивающие поля полюсов  $H_p$  и поверхностных вихревых токов. Это исключает использование неопределенного понятия магнитного потока.

2. Произвольное назначение величины  $B_{\text{доп}}$  без учета действующих значений напряженностей  $H_e$  и  $H_i$  приводит к искажению понимания фактического процесса намагничивания стержней магнитопровода и неправильному определению их поперечных размеров и массы.

3. Предложенный магнитный расчет показывает возможность значительного уменьшения толщины и массы магнитопровода, а тепловой – только до 2 раз по массе.

4. Размещение стержней вокруг индуктора с воздушным зазором между ними в виде дискретного магнитопровода не локализует в достаточной степени поле рассеяния в его пределах, а позволяет ему распространяться сквозь эти зазоры.

5. Для более эффективной локализации поля рассеяния целесообразно заменить дискретный магнитопровод сплошным кольцевым, что не только уменьшит распространение поля рассеяния, но и увеличит рабочее поле  $B_{\text{ер}}$  в полости индуктора за счет более эффективного намагничивания кольцевого магнитопровода, выполняющего и функции экрана.

6. Допустимая температура нагрева магнитопровода может быть повышена до  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  и более при использовании термостойких изолирующих материалов.

#### Библиографический список

1. Фарбман С. А., Колобнев И. Ф. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1968. – 496 с.
2. Долотов Г. П., Кондаков Е. А. Печи и сушила литейного производства. – М.: Машиностроение, 1978. – 192 с.
3. Электрические печи для выплавки черных и цветных сплавов. /Л. М. Романов, А. Н. Болдин, А. Н. Граблев, Д. П. Михайлов. – МГИУ, 2007. – 104 с.
4. Вайнберг А. М. Индукционные плавильные печи. – М-Л.: Энергия, 1960. – 456 с.
5. Егоров П. В., Моржин А. Ф. Электрические печи (для производства сталей). – М.: Металлургия, 1975. – 352 с.
6. Индукционные тигельные печи /Л. И. Иванова, Л. С. Грובהва, Б. А. Сокунов, С. Ф. Сарапулов. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2002. – 87 с.
7. Егоров А. В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
8. By Gerald V. Brown, Laurence Flax, Eugene C. Itean, James C. Laurence. Axial and radial magnetic fields of thick finite-length solenoids. – Washington: NASA, 1964. – 98s.
9. Кифер И. И. Испытания ферромагнитных материалов. – М.: Энергия, 1969. – 360 с.
10. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы. – М.: Высшая школа, 1976. – 336 с.
11. Индукционные нагреватели /В. А. Русинов, В. К. Мокеев, И. М. Кирпичникова. – Екатеринбург: УрГУПС, 2018. – 143 с.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ РАСПЛАВОВ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ШЛАКА

Журавлев А.А.

*Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия, mzhs@urfu.ru*

**Аннотация:** В работе на основании расчетов и данных рентгеноструктурного анализа показано, что структурированный поверхностный слой, исследованных шлаков, по видимому, образуется структурно-устойчивыми группировками типа  $n \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$ . Снижение (либо увеличение) в поверхностном слое шлака структурно-устойчивых группировок типа  $n \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ , (где  $n=2$ ) приводит либо гомогенизации (либо дегомогенизации) поверхности, что обуславливает большую отражательную (либо поглощательную) способность поверхностного слоя расплава.

**Ключевые слова:** шлак, металл, радиационные характеристики, структура, свойства, степень черноты.

## THE NANOCRYSTALLINE STRUCTURE OF THE SURFACE LAYERS OF THE MELTS AND THEIR INFLUENCE ON THE ENERGY CHARACTERISTICS OF THE SLAG

Zhuravlev A.A.

*Yeltsin Ural Federal University (UrFU),  
Ekaterinburg, Russia, mzhs@urfu.ru*

**Abstract:** This paper examines on the basis of calculations and data of x-ray diffraction analysis showed that the structured surface layer of the investigated slags, apparently, forms a structurally-stable groups such as  $n \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$ . Decrease (or increase) in the surface layer of the slag of structurally stable groups of type  $n \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ , ( $n=2$ ) leads either to the homogenization (or dehomogenization) surface, which leads to a large reflective (or absorptive) capacity of the surface layer of the melt.

**Keywords:** slag, metal, radiation characteristics, structure, properties of metallic and slag melts, degree of blackness.

Вопрос энергоэффективности и энергосбережения для России является чрезвычайно актуальным. Энергоемкость российского ВВП на данный момент в несколько раз превышает среднемировое значение. Это можно объяснить жестким климатом РФ, однако энергоемкость ВВП стран, расположенных в схо-

жих географических и климатических условиях, таких как Финляндия, Канада, и др. страны, оказывается в среднем в 2 раза ниже общероссийской (рисунок 1).

Энергосбережение базируется на законах теплопроводности, конвективного, лучистого и сложного теплообмена. Конкурентноспособность металлургической продукции тесно связана с энергоемкостью этой промышленности, а металлургия является одной из самых энергоемких отраслей. В таблице 1 приведены данные, а именно расходы ТЭР (энергоемкость) на единицу продукции для ряда металлургических переделов на заводах Свердловской области в сравнении со среднемировыми показателями (в кг у.т./т продукции) [3].

Таблица 1 - Энергоемкость продукции

Отрасль	Мировой уровень, кг у.т./ т	Свердл. обл. кг у.т./ т	Соотношение с мировым уровнем, %
Медная плавка	500	1400	280 (Россия)
Производство стали	850 745 (США)	1100	30 (Россия) 45 (США)



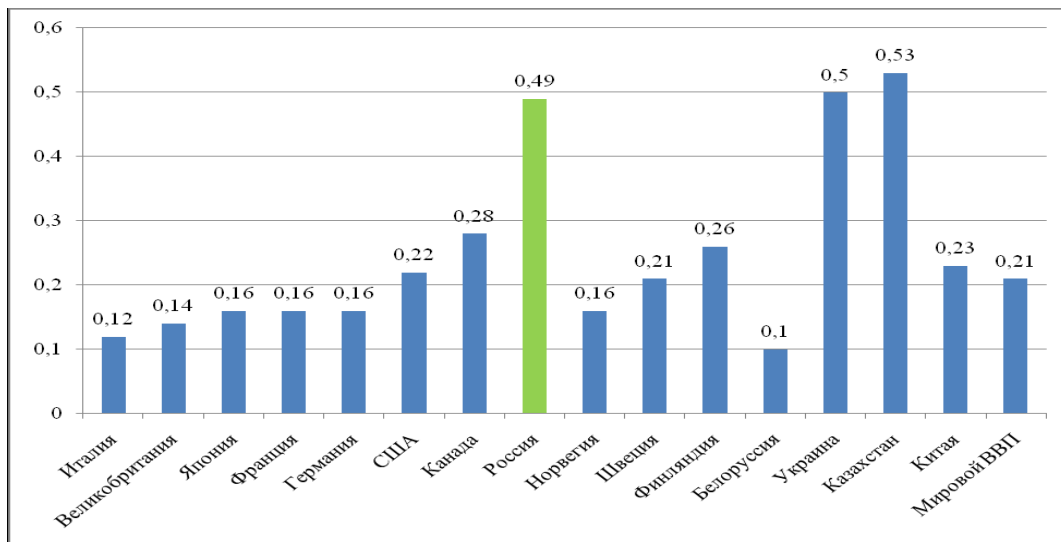


Рисунок 1 - Энергоемкость ВВП в различных странах и мире (в килограммах нефтяного эквивалента на доллар США) [1]

Анализ тепловой работы электросталеплавильных печей, нагрева материалов, находящихся в рабочем пространстве, возможен лишь на основе изучения характеристик не только внешних и внутренних поверхностей ограждения, но и шлака, теплотехническая и технологическая роль которого практически определяет процессы, протекающие в печи. В рабочем пространстве сталеплавильных печей преобладающим видом теплообмена является теплообмен излучением. Поглощение или отражение тепла шлаком в ДСП определяет теплоперенос от дуги к жидкой ванне (в том числе и футеровке печи), а его толщина и свойства могут значительно изменять расход энергии на получение стали. Теплопоглощение ванны  $\Delta q$  определяется как сальдо поток между тепловым потоком

дуги и её кладки на поверхность ванны  $q^1$  и обратным тепловым потоком  $q^2$  от поверхности ванны, в соответствии с выражением,

$$\Delta q = q^1 - q^2 = \epsilon (q^1 - \sigma_0^* T^4), \quad (1)$$

где:  $T$  - температура  $^{\circ}K$ ,

$\epsilon$  – интегральная степень черноты шлака.

Из выражения (1) следует, что если степень черноты шлака  $\epsilon = 0$ , то  $\Delta q = 0$ ; т.е. теплопоглощение ванны равно нулю, а если  $\epsilon = 1$ , то теплопоглощение максимально и  $\Delta q = q^1 - \sigma_0^* T^4$ . Изучая физико-химические, теплофизические и радиационные характеристики шлаков систем  $CaO-SiO_2-Al_2O_3$  и  $CaO-SiO_2-Al_2O_3-Mg$  многие авторы [2,4-7] отмечают существенное влияние оксидов на различные свойства этих шлаков (серо - и фосфоропоглощение, поверхностное натяжение, тепло - и температуропроводность, плотность, вязкость, радиационные характеристики, температуру плавления, содержание кислорода в металле и др.). В литературе, на наш взгляд, недостаточно освещен вопрос влияния состава шлака на его радиационные характеристики, а следовательно и экономии э/э в ДСП. Из раздела физики «Электромагнитные процессы в веществе» известно, что «вблизи границы раздела двух сред, отличающихся друг от друга величинами диэлектрической проницаемости, образуется тонкий переходный слой изменение толщины и свойств которого может оказывать влияние на отражение и поглощение электромагнитных волн». Расчеты и экспериментальные данные показывают [2], что наибольшее влияние на формирование структуры поверхностного слоя жидкого шлака, (а следовательно на отражение и поглощение энергии) оказывают поверхностно- активные компоненты. Поэтому нами сделана попытка увязать  $x/c$  шлака в поверхностном слое с его радиационными характеристиками. Попелем С.И. и др. [8] разработана методика, позволяющая определить концентрацию компонентов в поверхностном слое шлака. Результаты таких расчетов химического состава шлака в поверхностном слое конца окислительного периода в ДСП, приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 - Объемный химический состав шлака

Элемент	CaO	MgO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	FeS
Вес.%,	54,02	3,9	25,1	1,9	4,3	6,6	2,3	1,5	0,38
Мол.%,	57,2	5,7	24,8	1,5	3,5	5,4	0,8	0,5	0,6

Таблица 2 - Химический состав шлака в поверхностном слое

Элемент	CaO	MgO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	FeS
Мол. %	41,0	3,9	37,2	5,6	2,1	3,4	1,7	1,4	3,7

Из таблиц 1 и 2 следует, что концентрация компонентов в поверхностном слое шлака отличается от объёмной. Обращает на себя внимание обогащение поверхности такими компонентами как SiO<sub>2</sub> (разница составляет 1,4 раза), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> и FeS (в 6 раз) и обеднение поверхности - CaO (1,5 раза) и MnO. Основность шлака (в мол.%) в объеме составляет 2,3, а в поверхностном слое она в 2 раза меньше – 1,1. При этом установлено [9,10], что химический состав шлака, как структурно-чувствительная характеристика, тесно связан с его радиационными характеристиками (например, интегральная степень черноты -  $\epsilon$  зависит от основности шлака  $V=CaO/SiO_2$ , и содержания SiO<sub>2</sub>), а следовательно, с теплопоглощением и отражением тепла в ДСП. В работе [9] сделана попытка объяснить взаимосвязь излучательных характеристик расплава со структурой его поверхностного слоя. На основании расчетов и данных рентгеноструктурного анализа показано, что структурированный поверхностный слой, исследованных шлаков, по-видимому, образуется структурно-устойчивыми группировками типа  $n CaO \cdot SiO_2$ , CaO,  $CaO \cdot 2Al_2O_3$ . Этому составу соответствует положительная адсорбция SiO<sub>2</sub>, понижение её концентрации в объеме и состав поверхностного слоя шлака, отвечающий более высокой температуре отвердевания. При этом полученные данные позволяют утверждать, что количество указанных группировок изменяется в поверхностном слое в зависимости от состава шлака. В работе [8] установлено, что даже при перегреве шлака в 200 градусов над линией ликвидуса поверхностный слой жидкого расплава может оставаться гетерогенным и по предположению авторов – «состоит из смеси кристаллов и жидкости толщиной в несколько микрон». Можно предположить, что снижение (либо увеличение) в поверхностном слое шлака структурно-устойчивых группировок типа  $n \cdot CaO \cdot SiO_2$ , (где  $n=2$ ) приводит его либо гомогенизации (либо дегомогенизации), что обуславливает большую или меньшую отражательную (либо поглощательную) способность поверхностного слоя расплава. В работе [9] установлено, что различный х/с шлаков имеет разную излучательную (поглощательную) способность (интегральную и спектральную степень черноты). Шлак, с основностью  $V=2,3$  в объеме, имеет интегральную степень черноты  $\epsilon = 0,64-0,74$  [9,10], а шлак с основностью  $V = 1,1$  (в поверхностном слое)  $\sim \epsilon = 0,32$  [9]. Энергетическая светимость (тепловыделение) с одного квадратного метра площади пода ДСП может быть рассчитана из уравнения

$$R = \epsilon \sigma T^4 ; \quad (2)$$

где,  $\sigma$  - постоянная, равная  $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{К}^4$ ,

$T$  – температура шлака (принимается  $1873^\circ\text{K}$ );

$\epsilon$  - интегральная степень черноты шлака (принимается 0,7, либо 0,32).

При основности шлака в объеме равной 2,3 и  $\epsilon = 0,7$  энергетическая светимость шлака равна  $R = 488,6 \text{ кВт/м}^2$ , при основности  $V = 1.1$  (имеем в виду поверхностный слой) и ( $\epsilon = 0,32$ ) она равна -  $223,3 \text{ кВт/м}^2$ . Теперь рассчитаем излучательную способность шлака с одного квадратного метра пода, используя известное соотношение:

$$q = 4,9 \epsilon [(T_1/100)^4 - (T_2/100)^4], \quad (3)$$

при температуре шлака  $1873^\circ\text{K}$  и  $\epsilon = 0,7$  для объема, и 0,32 - для поверхностного слоя. В первом случае излучательная способность шлака равна  $q_1 = 491 \text{ кВт/м}^2$ , а во втором -  $q_2 = 224,5 \text{ кВт/м}^2$ . Эти значения близки к значениям энергетической светимости шлака, полученной ранее. Расчеты показывают, что увеличение степени черноты шлака на 0,1 приводит к увеличению теплопоглощения ванны на 18-22%, что позволяет влияя на химический состав шлака  $\sim$  на 15-20% сократить расход э/э на плавку в ДСП.

#### Библиографический список

1. Млынчик В.И., Ерастов А.Е., Вишневецкая И.А. Методика определения потенциала энергосбережения и перечня типовых мероприятий по энергосбережению и повышению энергетической эффективности. СРО НП «Три Э», Санкт-Петербург, 2011, 76с.
2. Журавлев А.А., Старцев В.А. Влияние поверхностно-активных компонентов на формирование структуры поверхностного слоя жидкого шлака//Научные труды XV11 Международной конференции молодых ученых по приоритетным направлениям развития науки и техники: в 3-х ч. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2010, ч.2.
3. Журавлев А.А. Инновационное развитие промышленных технологий Урала и их энергоёмкость//Труды Всерос. научно-практической конференции «Теория и практика нагревательных печей в XXI веке», посвященной 100-ю со дня рождения

Б.Ф.Зобнина 25-26 мая 2010г.- Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2010, с.202-206.

4.Евсеев Г.П., Синюкова Л.И.,Филиппов А.Ф. Влияние добавок на температуру плавления шлаков системы  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Me}_x\text{A}_y$ . Известия вузов. ЧМ. 1966, №1, 74-78.

5. Евсеев Г.П.,Филиппов А.Ф. Влияние добавок на электропроводность фтористых и известково-глиноземистых шлаков. В сб. «Физико-химические основы производства стали». М., 1968, с.76-82.

7.Корпачев В.Г.,Попель С.И.,Есин О.А.Поверхностная и объёмная вязкость простейших железистых шлаков.»Известия ВУЗов. Черная металлургия».1962,№1,с.41-47.

8. Корпачев В.Г.,Попель С.И.,Есин О.А. К оценке состава поверхностных слоев в оксидных расплавах. «Известия ВУЗов. Черная металлургия».1963, №1, с.5-7.

9. Журавлев А.А. Количественная оценка влияния химического состава объема и поверхностного слоя шлаков системы  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$  на радиационные характеристики. Тр. X111 российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов», Екатеринбург, 2011, т.3, с.92-93.

10. Каиров Э.А., Матрюков Б.С., Кривандин В.А. Влияние химического состава расплавленного мартеновского шлака на его радиационные характеристики. Известия вузов. ЧМ.1970, №7, С.155-158.

УДК 669.7 (075)

## ОЦЕНКА СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ПЕРСПЕКТИВ РАЗВИТИЯ ПЕРЕРАБОТКИ МОЛИБДЕНОВЫХ РУД

Полях О.А., Журавлев А.Д.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

*Аннотация:* Проанализированы свойства молибдена и области его применения. Рассмотрен процесс обогащения руд различного состава, проведена оценка основных технологий переработки молибденовых флотационных концентратов различного состава.

*Ключевые слова:* молибден, молибденовые концентраты, обогащение, флотация, ферромolibден.

## ASSESSMENT OF THE CURRENT STATE AND PROSPECTS DEVELOPMENT OF PROCESSING OF MOLYBDENIC ORES

Polyakh O.A., Zhuravlev A.D.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

*Abstract:* Properties of molybdenum and the field of its application are analysed. Process of enrichment of ores of various structure is considered, assessment of the main technologies of processing of molybdenic floatation concentrates of various structure is carried out.

*Keywords:* molybdenum, molybdenic concentrates, enrichment, flotation, ferro-molybdenum.

### *Введение*

Основной сферой потребления молибдена является чёрная металлургия, где он используется как легирующий компонент для увеличения закаливаемости, прочности, вязкости, износостойкости и коррозионной устойчивости сталей и сплавов. Соединения молибдена широко применяются в химической промышленности – при производстве катализаторов, различных пигментов и смазочных материалов. Чистый металл используют в производстве электроосветительных ламп, электровакуумных приборов, нагревателей для высокотемпературных печей [1–4].

Основным сырьем для производства молибдена, его сплавов и соединений служат молибденовые концентраты, содержащие 47 – 50 % Мо, 28 – 32 % S, 1 – 9 %  $\text{SiO}_2$  и примеси других элементов.

### 1 Основные технологии получения молибденовых концентратов

Для обогащения Мо-содержащих (молибденовых, медно-молибденовых и т.д.) руд применяют чаще всего флотацию – способ разделения минералов, основанный на различии в смачиваемости

водой их поверхности и в способности удерживаться на границе раздела фаз.

Сульфидные молибденовые руды ( $Mo_{общ} = 0,03 - 0,06 \%$ ) относятся к наиболее легко обогащаемым. На рисунке приведена схема обогащения такой руды. Медно-молибденитовые руды перерабатывают обычно по схеме коллективной флотации с последующим разделением коллективного концентрата на медный и молибденовый, иногда получают и пиритный концентрат. При обогащении кварцево-молибдено-вольфрамитовых руд сочетают методы гравитации (для получения вольфрамитового концентрата) и флотации (для молибденита). При обогащении некоторых медно-молибденитовых и окисленных руд получают бедные по молибдену промпродукты, которые направляются на гидрометаллургическую переработку с целью получения «химического концентрата» [5].

Первичная флотация сульфидов молибдена и меди из руд не представляет затруднений, но доводка черновых компонентов и разделение коллективных медно-молибденитовых продуктов для получения отдельных кондиционных концентратов требуют хорошего знания всех технологических приемов обработки и разделения их обогатительными, химическими и металлургическими методами.

В настоящее время в промышленной практике нашли применение следующие методы разделения коллективных медно-молибденовых концентратов:

- пропарка в среде сернистого натрия (Балхашская обогатительная фабрика);
- флотация молибденита и подавление сульфидов меди и пирита после окислительной пропарки коллективного концентрата в известковой среде в плотной пульпе (Алмалыкская обогатительная фабрика);
- флотация молибденита и подавление сульфидов меди и пирита после низкотемпературного окислительного обжига коллективного концентрата;
- подавление сульфидов меди и железа гидросульфидом натрия  $NaHS$ , сульфидом аммония  $(NH_4)_2S$  или гидросульфидом аммония  $NH_4HS$  (Канада – фабрики «Бренда», «Гибралтар» и др.);
- флотация молибденита и подавление сульфидов меди и железа реагентом «Ноукс» (США – фабрики «Пима», «Эль-Сальвадор» и др.);
- подавление сульфидов меди и железа реагентом «Анимол Д» (Чили – фабрика «Чукикамата», Канада – фабрика «Лорнекс»);
- флотация молибденита и подавление сульфидов меди и железа феррицианидами или цианидом натрия в слабощелочной среде совместно с сульфатом цинка (США – фабрика «Моренси», Канада – фабрика «Гаспе» и др.);
- подавление сульфидов меди и железа с помощью окислителей, например, перекиси водорода (США – фабрика «Сан-Мануэль»);
- подавление молибденита органическими коллоидами (крахмал) и флотация сульфидов меди (США – фабрики «Магна», «Сильвер-Белл»).

Каждая технология имеет свои особенности, но в любой схеме для получения высококачественных молибденовых концентратов применяются перечистные операции, количество которых колеблется от 5 до 14 в зависимости от типа руды. Перечистки сочетаются с другими технологическими операциями, такими как доизмельчение, термическая обработка и т.д. [5-7].

Специалистами обогатительной фабрики ООО «Сорский ГОК» предложен гидрометаллургический метод дообогащения молибденового концентрата путем обработки концентратов слабым раствором соляной кислоты. Цель технологии – снизить содержание легкоплавких соединений ( $Na_2O$ ,  $K_2O$  и т.д.) в концентратах, поступающих на окислительный обжиг. Это позволит получить в дальнейшем огарки с содержанием серы менее 0,1 %. Этот показатель важен для производства ферромolibдена, который в настоящее время востребован на рынке черных металлов [9].

Высококачественный концентрат – это гарантия возможности использования современных технологий, позволяющих максимально извлечь ценный компонент в готовую продукцию (металлический молибден, сплавы на его основе).

## 2 Извлечение молибдена из концентратов и промпродуктов

В ассортимент товаров мирового рынка молибдена входят молибденовые концентраты, ферромolibден, оксиды молибдена, металлический молибден и изделия из него. Практически во всех производствах исходным сырьем служат молибденовые концентраты ( $Mo = 48-56 \%$ ), в которых молибден находится в виде сульфида  $MoS_2$ .

Молибденит можно разложить, применяя гидрометаллургические методы окисления. К ним относятся окисление азотной кислотой, автоклавное окисление кислородом в щелочных и кислых растворах, окисление растворами гипохлорита натрия. Эти способы можно использовать для любых концентратов. Растворы, полученные в результате окисления, отправляют на получение молибдена и рения.

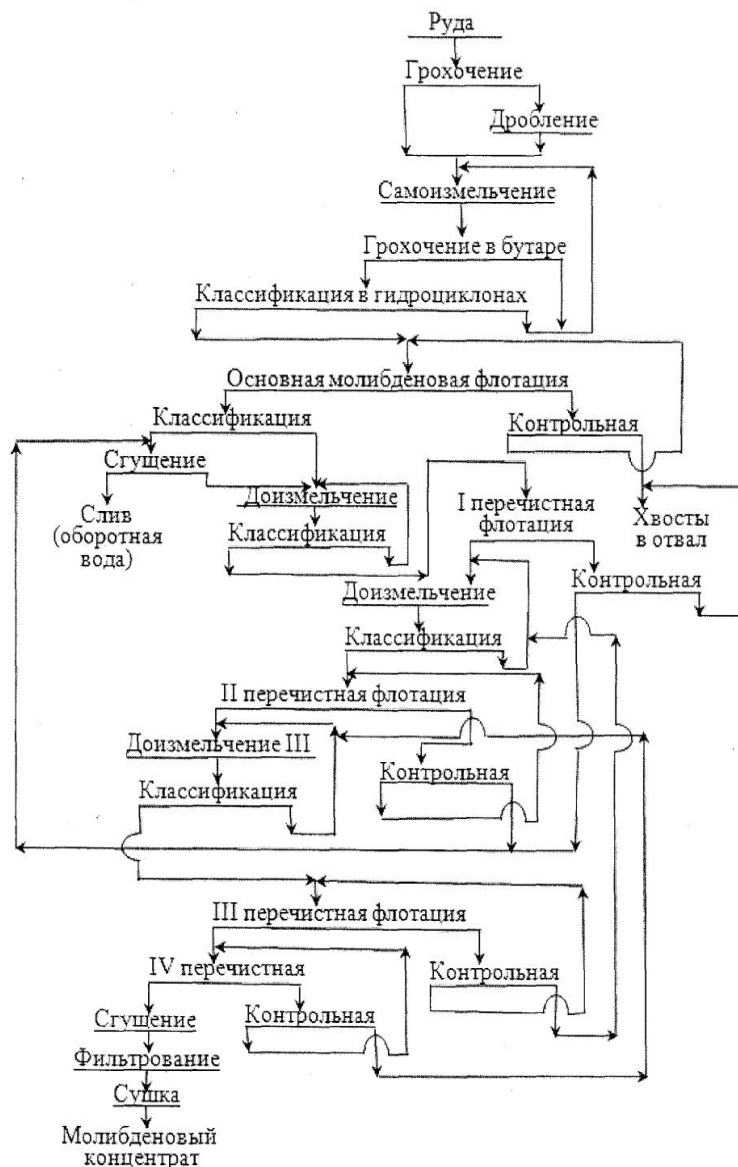


Рисунок 1 – Схема обогащения сульфидной молибденовой руды

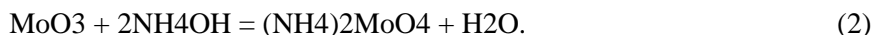
Важнейшей операцией различных технологических схем переработки молибденитовых концентратов является окислительный обжиг, цель которого перевести максимально возможно  $\text{MoS}_2$  в триоксид по реакции:



За счет протекания ряда побочных реакций (вторичное взаимодействие между  $\text{MoO}_3$  и  $\text{MoS}_2$ ; взаимодействие между  $\text{MoO}_3$  и оксидами, карбонатами, сульфатами элементов – примесей с образованием молибдатов) снижается извлечение молибдена в триоксид. На эффективность процесса окисления большое влияние оказывают условия обжига: температура, продолжительность, а также принцип работы и конструкция печи.

На предприятиях обжиг молибденитовых концентратов проводят в многоподовых печах с механическим перегреванием и в печах кипящего слоя.

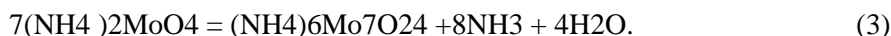
Относительно низкая температура кипения  $\text{MoO}_3$  (1155 °C) послужила основой для разработки промышленной технологии его получения из молибденовых огарков методом возгонки (заводы США, Австрии). Если используется высокосортный молибденитовый концентрат (56 % Mo), то возгонный триоксид имеет высокую степень чистоты (99,975 %  $\text{MoO}_3$ ). Он дисперсен (насыпная масса  $\approx 0,24$  г/см<sup>3</sup>). Столь легкие, объемистые порошки неудобны для транспортировки и использования. С целью получения более «тяжелого»  $\text{MoO}_3$ , а также дополнительной очистки возгонный триоксид растворяют в аммиачной воде (8-10 % раствор):



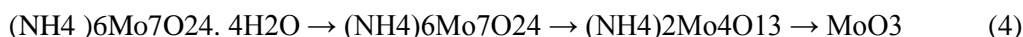
Помимо высокого извлечения молибдена в раствор и достаточно полного отделения примесей преимуществами аммиачного способа являются простота дальнейшей очистки аммиачного раствора, легкость выделения молибдена из растворов в виде чистого парамолибдата аммония и легкость подбора материала для аппаратуры.

В зависимости от состава огарков извлечение молибдена в раствор составляет 80-95 %, выход хвостов колеблется от 10 до 25 %. Хвосты выщелачивания содержат 5-25 % молибдена в форме молибдатов кальция и железа, диоксида молибдена, неокислившегося молибденита и т.д. Для извлечения молибдена из хвостов применяют щелочные способы (спекание с содой, выщелачивание растворами соды в автоклавах) или разложение соляной кислотой.

Аммиачные растворы (120 – 140 г/л  $\text{MoO}_3$ ) после отделения примесей (Cu, Zn, Fe и ряд других) отправляют на выпарку и кристаллизацию чистого парамолибдата аммония (ПМА):



В производственной практике триоксид молибдена получают термическим разложением ПМА при 450 – 500 °С в барабанных печах непрерывного действия. Разложение протекает по схеме:



В результате термического разложения получают порошок триоксида молибдена бледно-зеленого цвета.

Общее извлечение молибдена из концентрата в готовый продукт при переработке огарка по гидрометаллургической схеме составляет ≈95 %.

На ряде производств вместо окислительного обжига применяют окисление молибденита 30-35 %-ной азотной кислотой при нагревании. Взаимодействие протекает по следующей реакции:



Примерно 80-85 % молибдена находится в осадках в составе молибденовой кислоты. Отфильтрованные осадки выщелачивают аммиачной водой. Растворы перерабатывают по обычной схеме.

Молибден и рений извлекают из маточных растворов, используя различные варианты экстракции или ионного обмена [1].

Для производства металлического молибдена предлагается применять следующие способы:

- восстановление  $\text{MoO}_3$  водородом или углеродом;
- восстановление галогенидов молибдена водородом;
- металлотермическое восстановление оксида молибдена;
- термическая диссоциация некоторых соединений молибдена;
- электролиз.

Наибольшее распространение получил метод восстановления  $\text{MoO}_3$  водородом. Полученные этим способом порошки могут быть использованы для производства компактного металла. С целью получения компактного молибдена применяют ряд технологий [1, 7]:

- порошковая металлургия;
- электродуговая плавка;
- электроннолучевая плавка (содержание примесей не превышает 10-4 %).

Металлотермическое восстановление оксида молибдена получило распространение в производстве молибденовых покрытий и ферросплавов (содержание молибдена не менее 50 %).

Металлические ферросплавы можно получать и электролизом. Такой продукт переплавляют в слитки.

Основной сферой потребления молибдена в виде ферросплава является черная металлургия, где он используется как легирующий компонент для увеличения закаливемости, прочности, износостойкости и коррозионной устойчивости сталей.

Выплавка ферромolibдена осуществляется внепечным металлотермическим методом без подвода тепла. Расплавление и нагрев жидкого расплава до требуемой температуры происходит за счет тепла экзотермических реакций восстановления молибдена и железа из их оксидов кремнием:



В состав шихты для производства ферромolibдена входят следующие материалы: обожженный молибденовый концентрат, ферросилиций или ферросиликоалюминий, железная руда, стальная стружка, алюминиевая крупка (корректируется термичность шихты), известь, плавиковый шпат (корректируется состав шлака).

Извлечение молибдена из флотационных концентратов в ферромolibден составляет 92-94 % [4].

*Выводы.*

В результате анализа литературных источников установлено, что для обогащения Мо-содержащих руд чаще всего применяют флотацию с получением молибденитовых концентратов (содержание молибдена до 56 %).

Наиболее перспективной схемой переработки медно-молибденовых руд является схема коллективной флотации с последующим разделением коллективного концентрата на медный и молибденовый, что требует хорошего знания всех технологических приемов обработки исходного сырья.

Переработка молибденовых концентратов может производиться по гидро- и пирометаллургическим схемам с получением оксида молибдена, ферромolibдена и металлического молибдена.

#### Библиографический список

1. Зеликман А.Н. *Металлургия редких металлов* / А.Н. Зеликман. - М: Metallurgy, 1991. – 432 с.
2. Иванов А.В. Особенности российского рынка ферросплавов: из тени в свет перелетая // *Национальная металлургия*. – 2006. – № 3. – С. 59-62.
3. Лаптева А.К. *Мировой рынок молибдена* // *Национальная металлургия*. – 2005. – № 6. – С. 15-21.
4. Рысс М.А. *Производство ферросплавов* / М.А. Рысс. – М.: Metallurgy, 1985. – 344 с.
5. Ватолин Н.А. Краткий обзор способов переработки молибденовых концентратов и поиск экологически чистой технологии / Н.А. Ватолин // *Цветная металлургия*. - 2008. – № 3. – С. 170-175.
6. *Прогрессивные методы обогащения и технологии глубокой переработки руд цветных, редких и платиновых металлов (Плаксинские чтения): Материалы междунар. Совещания (2-8 октября 2006 г.)*; ГОУ ВПО «ГУЦМиЗ», ИХХТ СО РАН. – Красноярск, 2006. – 560 с.
7. Абрамов А.А. *Обогащение руд цветных металлов: учебник для вузов* / А.А. Абрамов, С.Б. Леонов. – М. : Недра, 1991. – 574 с.
8. Абрамов А.А. *Технология переработки и обогащения руд цветных металлов : учебник для вузов* / А.А. Абрамов, С.Б. Леонов. – М. : Недра, 1991. – 556 с.
9. *Верхотуров М.В. Гравитационные процессы обогащения : учебник для вузов* / М.В. Верхотуров. – М : МАКС-Пресс, 2006. – 341 с.
10. Черных С.И. Флотация медно-молибденовых руд Жирекенского месторождения при грубом помолу исходной руды / С.И. Черных, В.М. Столяров // *Цветная металлургия*. - 2002. – № 11. – С. 14-19.
11. *Энциклопедия по машиностроению [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://mashxxl.info/article/250033/>, свободный.* – Загл. с экрана. – яз. рус.
12. Пат. № 2333042 РФ, МПК В03D1. *Способ флотации медно-молибденовых руд* / И.Н. Шумская, М.А. Арустамян, А.М. Арустамян. – Совместное предприятие в форме закрытого акционерного общества "Изготовление, внедрение, сервис".

УДК 669.187.4

## ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПЛАВКИ НА СТЕПЕНЬ УДАЛЕНИЯ ФОСФОРА

**Настюшкина А.В.<sup>1</sup>, Шевченко Е.А.<sup>1</sup>, Шевченко А.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> *НИТУ «МИСиС» Новотроицкий филиал,  
Новотроицк, Россия, [nf@misis.ru](mailto:nf@misis.ru)*

<sup>2</sup> *ООО «ЭТЕРНО», Челябинск, Россия, [nf@misis.ru](mailto:nf@misis.ru)*

*Аннотация.* Рассмотрены теоретические основы удаления фосфора в сталеплавильном производстве. Проведен анализ технологии дефосфорации в условиях АО «Уральская Сталь». Установлены зависимости содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте, температуры металла и расхода кислорода.

*Ключевые слова:* фосфор в сталях, хладноломкость, дефосфорация, удаление фосфора.

# INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL INDICES OF MELTING ON DEGREE OF REMOVAL OF PHOSPHORUS

Nastjushkina A.B.<sup>1</sup>, Shevchenko E.A.<sup>1</sup>, Shevchenko A.A.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Novotroitsk branch of the National University of Science and Technology «MISIS»,  
Novotroitsk, Russia, nf@misis.ru

<sup>2</sup> ООО «ETHERNO», Chelyabinsk, Russia, nf@misis.ru

**Abstract:** Theoretical bases of phosphorus removal in steelmaking production are considered. The analysis of dephosphorization technology in the conditions of JSC "Ural Steel" is carried out. The dependences of the phosphorus content in the metal on the proportion of pig iron in the metal charge, the temperature of the metal, and the oxygen consumption are established.

**Keywords:** phosphorus in steels, cold brittleness, dephosphorization, removal of phosphorus

Наиболее вредными примесями, оказывающими серьёзное влияние на склонность стали к трещинообразованию являются сера и фосфор. С увеличением содержания фосфора в сталях их пластичность и ударная вязкость снижается и повышается склонность к хладноломкости. В сталях ответственного назначения содержание фосфора обычно не превышает 0,005-0,010 % [1-3].

Для исследования влияния технологических показателей плавки на степень удаления фосфора с целью обеспечения содержания фосфора менее 0,005 % проведен анализ технологии дефосфорации в условиях электросталеплавильного цеха (ЭСЦ) металлургического комбината АО «Уральская Сталь». Для исследования были выбраны три наиболее важных показателя: доля чугуна в металлошихте, температура металла и расход кислорода дутья.

Для изучения было обработано более 1000 плавок стали марки 09Г2С, которая является одной из наиболее массовых. В ходе проведенных исследований было обнаружено, что подавляющему большинству плавок соответствовало конечное содержание фосфора в металле равное 0,002-0,010 %.

Основным источником поступления фосфора в печь является чугун, доля которого в условиях ЭСЦ АО «Уральская Сталь» колеблется от 30 до 80 %. Зависимость содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте представлена на рисунке 1.

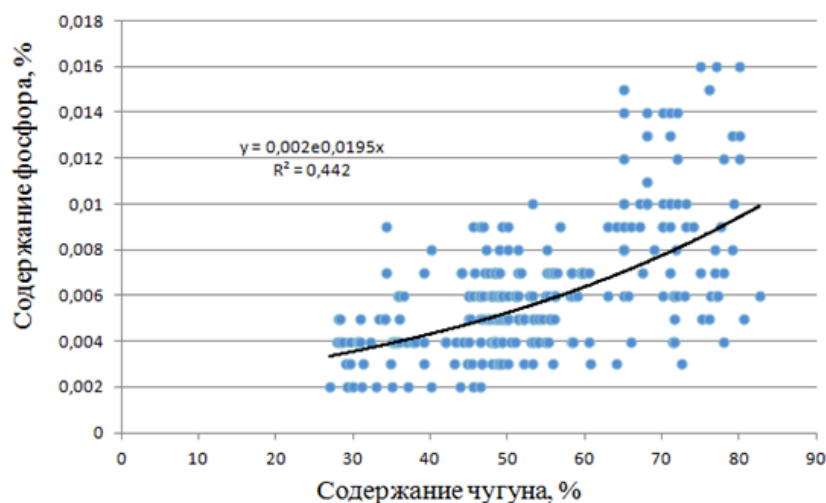


Рисунок 1 - Зависимость содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте

Из представленных данных видно, что с увеличением доли чугуна повышается содержание фосфора в металле. Таким образом, для получения содержания фосфора менее 0,005 % доля чугуна в металлошихте не должна превышать 50 %.

Содержание фосфора в металле при выплавке в ДСП также во многом зависит от температуры и степени окисленности металла [2-4]. Для установления зависимостей между данными показателями выполнен анализ влияния температуры металла и количества вдуваемого кислорода на содержание фосфора в металле. С целью минимизации влияющих факторов и повышения достоверности получаемых результатов в ходе анализа было обработано 200 плавок стали 09Г2С за 2015г. с долей чугуна в металлошихте 50 %.

На рисунке 2 представлена зависимость содержания фосфора в металле от температуры на



выпуске.

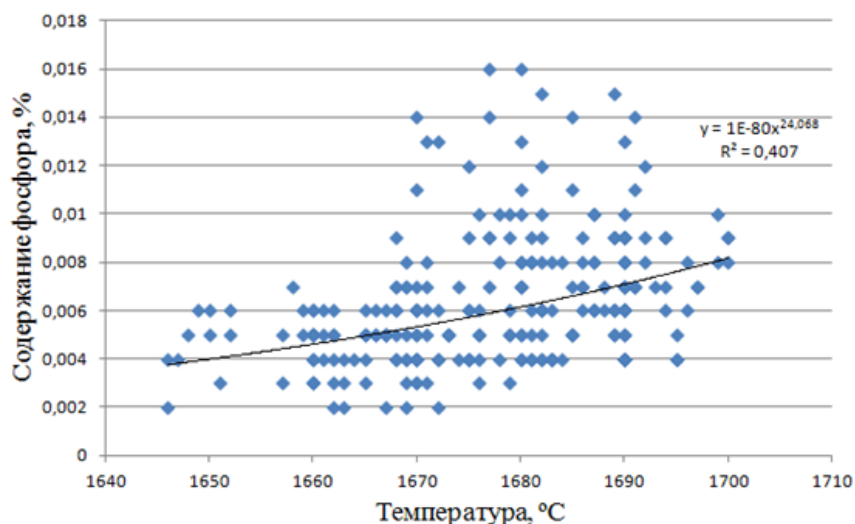


Рисунок 2 - Зависимость содержания фосфора в металле от температуры на выпуске для марки стали 09Г2С

Из представленных на рисунке 2 данных видно, что с повышением температуры процесс дефосфорации ухудшается и содержание фосфора в металле возрастает. При этом для получения содержания фосфора в металле менее 0,005 % необходимо проводить окислительный период с температурой не более 1670 °С (т.е с перегревом металла над температурой ликвидус при выпуске из ДСП не более 160 С).

Другим фактором оказывающим существенное влияние на содержание фосфора в металле является степень окисленности металла и шлака, которая во многом зависит от интенсивности поступления кислорода в ванну. На рисунке 3 представлена зависимость содержания фосфора в металле от расхода кислорода, дувяемого в окислительном периоде.

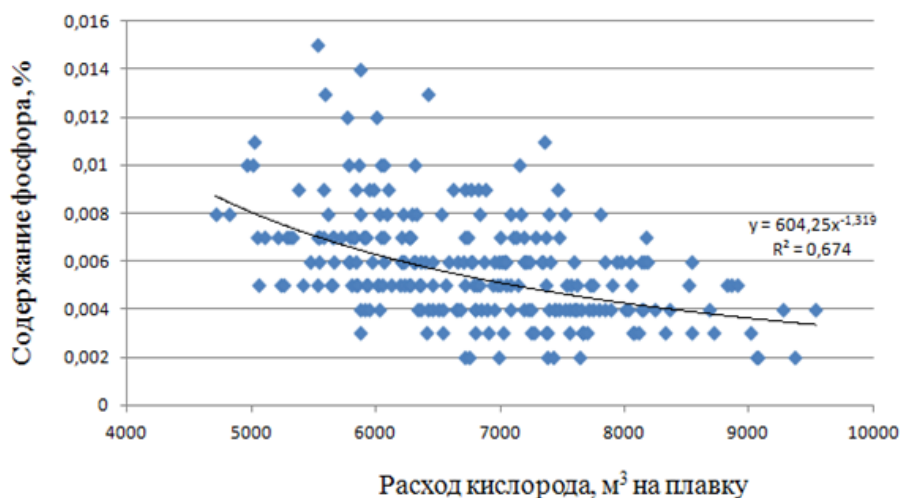


Рисунок 3 - Зависимость содержания фосфора в металле от расхода кислорода

Из представленных на рисунке 3 данных видно, что с увеличением количества дувяемого кислорода содержание фосфора снижается. При этом для получения содержания фосфора в металле менее 0,005 % необходимо подавать в окислительный период не менее 7000 м³ кислорода.

Таким образом, для обеспечения содержания фосфора в стали на уровне 0,005% и ниже, рекомендуется:

- ограничивать долю чугуна в металлошихте не более 50 %;
- обеспечить подачу дувяемого кислорода на уровне не менее 7000 м³ на плавку;
- не допускать перегрева металла над температурой ликвидус в ДСП более 160 °С.

#### Библиографический список

1. Воскобойников, В. Г. Общая металлургия. - М.: Металлургия, 1985.- 480с.
2. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Современная технология производства стали. - М.: Теплотех-

ник, 2007.- 528 с.

3. Кудрин В. А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. - М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003.- 528с.

4. Поволоцкий Д.Я. Рощин В.Е., Мальков Н.В. Электрометаллургия стали и ферросплавов. Учебник для вузов. М.: Metallurgy, 1995.- 592 с.

УДК 669.046.01

## **К ВОПРОСУ О СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ СТАЛИ КОНВЕРТЕРНЫМ ВАНАДИЕВЫМ ШЛАКОМ**

**Рыбенко И.А., Голодова М.А., Нохрина О.И., Рожихина И.Д.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, golodova\_ma@mail.ru*

***Аннотация:** Представлены результаты термодинамического моделирования и лабораторного исследования процесса микролегирования стали ванадием из конвертерного ванадиевого шлака с использованием углерода коксика и кремния ферросилиция. Данные экспериментальные исследования на лабораторной дуговой печи подтвердили результаты термодинамического моделирования.*

***Ключевые слова:** ванадий, микролегирование, легирование стали, конвертерный ванадиевый шлак, термодинамическое моделирование.*

## **TO THE QUESTION OF IMPROVING STEEL PROCESSING TECHNOLOGY BY VANADIEVYM CONVERTER SLAG**

**Rybenko I.A, Golodova M.A., Nohrina O.I., Rogihina I.D.**

*Siberian State industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, golodova\_ma@mail.ru*

***Abstract:** Presents the results of thermodynamic modeling and laboratory studies of microalloying steel vanadium from vanadium converter slag by using carbon of small-sized coke and silicon of ferrosilicon. Data from experimental studies on laboratory arc furnace results confirmed thermodynamic modeling.*

***Keywords:** vanadium, microalloying, alloying steel, vanadium converter slag, thermodynamic modeling.*

В настоящее время в связи с необходимостью снижения энерго- и материалоемкости производства, решения экологических проблем становится перспективной технология легирования стали, основанная на введении оксидных материалов и обеспечении условий восстановления легирующих элементов из их оксидов. Одним из наиболее эффективных, а, следовательно, и востребованных легирующих элементов для получения сталей с высокими эксплуатационными свойствами является ванадий. Источниками оксидов ванадия могут служить ванадийсодержащие металлизированные окатыши, технический пентаоксид ванадия и конверторный ванадиевый шлак. Экономически выгоднее использовать для легирования именно конвертерный ванадиевый шлак, являющийся промежуточным продуктом ванадиевого передела, так как его стоимость значительно ниже стоимости технического пентаоксида ванадия, а содержание ванадия выше, чем в металлизированных окатышах. Актуальной задачей является разработка технологии обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком с использованием в качестве восстановителей кремния и углерода, так как в настоящее время в качестве восстановителей применяются имеющие высокую стоимость алюминий, кремний, кальций.

Для решения указанной задачи с использованием разработанных ранее методик термодинамического моделирования [1, 2] на основе готового программного продукта – программного комплекса «Терра» [3], были выполнены расчеты по определению оптимальных условий восстановления ванадия из ванадиевого конвертерного шлака, проведены лабораторные исследования, моделирующие процесс восстановления ванадия из конвертерного ванадиевого шлака при внепечной обработке стали (легировании стали в ковше на выпуске и обработке на установке печь ковш).

Расчеты проводились при температуре 1873 К, количество печного шлака, попадающего в ковш, составляет 1 кг/т металла, присадки извести и ферросилиция ФС 75 приняты равными 2 кг/т соответственно. Расход конвертерного ванадиевого шлака составил 4, 6, 8, 10 и 12 кг/т металла при

изменении расхода коксика в пределах от 0 до 2 кг/т металла.

При проведении расчетов были приняты следующие составы исходных материалов:

- конвертерный ванадиевый шлак: 16 %  $V_2O_5$ , 25 %  $Fe_{общ}$ , 8 %  $MnO$ , 15 %  $SiO_2$ , 4 %  $TiO_2$ ;
- известь: 85 %  $CaO$ , 2 %  $SiO_2$ , 1 %  $Al_2O_3$ , 2 %  $MgO$ , 9 %  $CaCO_3$ ;
- электропечной шлак: 25 %  $FeO$ , 8 %  $MnO$ , 45 %  $CaO$ , 15 %  $SiO_2$ , 2 %  $MgO$ , 2 %  $Al_2O_3$ , 2 %  $P_2O_5$ ;
- металл, выпускаемый из дуговой электропечи: 0,2 %  $Mn$ , 0,02 %  $S$ , 0,02 %  $P$ , от 0,1 % до 0,7 %  $C$ .

Полученные зависимости содержания ванадия в металле от содержания углерода в стали на выпуске и расхода конвертерного ванадиевого шлака, приведенные на рисунке 1, имеют экстремумы. Расчетные данные показали, что при расходе конвертерного шлака до 8 кг/т стали достигается содержание ванадия в металле не менее 0,04 % как для высокоуглеродистой, так и для средне- и низкоуглеродистых сталей. Для среднеуглеродистой стали возможно получение содержания ванадия в металле не более 0,09 % при расходе конвертерного ванадиевого шлака до 20 кг/т стали.

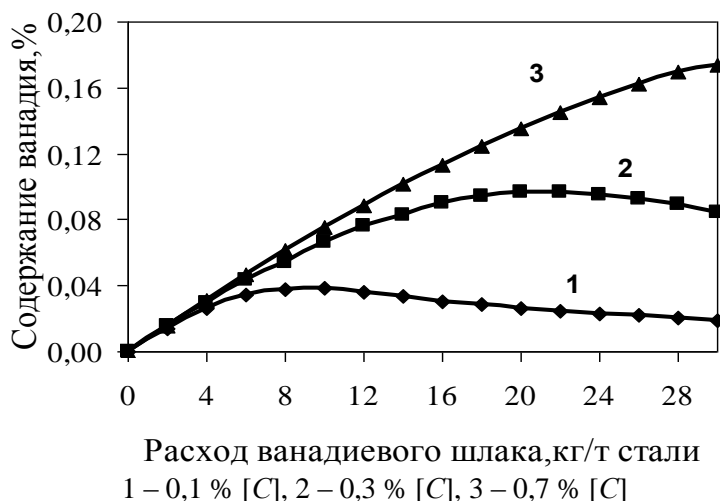


Рисунок 1 – Зависимость содержания ванадия в стали от содержания углерода в металле и расхода конвертерного ванадиевого шлака

Выполненные термодинамические расчеты позволили определить теоретический коэффициент извлечения ванадия из конвертерного ванадиевого шлака во время выпуска стали и формирования ковшового шлака (рисунок 2).

Из полученных результатов следует, что во время выпуска коэффициент извлечения ванадия равен 0,5 при расходе конвертерного ванадиевого шлака 10 кг/т стали, что позволяет получить содержание ванадия в стали 0,04% (рисунок 2). Для средне- и высокоуглеродистой стали при таком расходе шлака коэффициент извлечения составляет более 0,9.

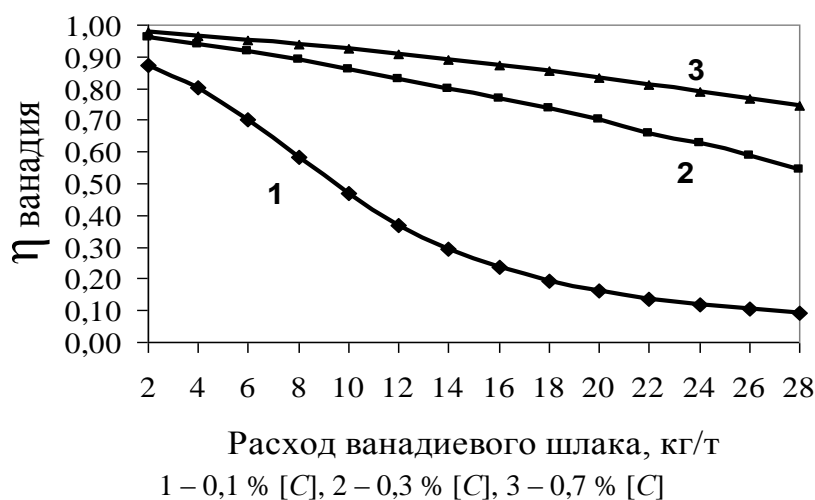


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента извлечения ванадия от содержания углерода в стали и количества конвертерного ванадиевого шлака

Для оценки конечного результата внепечной обработки стали было выполнено термодинамическое моделирование процесса восстановления ванадия из конвертерного ванадиевого шлака с учетом вносимых восстановителей (углерод коксика и кремний ферросилиция).

Расчеты были проведены для следующих дополнительных условий: сталь среднеуглеродистая, расход коксика – от 0 до 2 кг/т стали, расход конвертерного ванадиевого шлака – от 4 до 16 кг/т стали, количество печного шлака – 10 кг/т стали. Результаты показали, что в указанном диапазоне расходов шлака при расходе коксика более 0,6 кг/т стали, содержание ванадия в металле не меняется (рисунок 3), а коэффициент извлечения ванадия превышает 0,9 (рисунок 4) при любых расходах шлака.

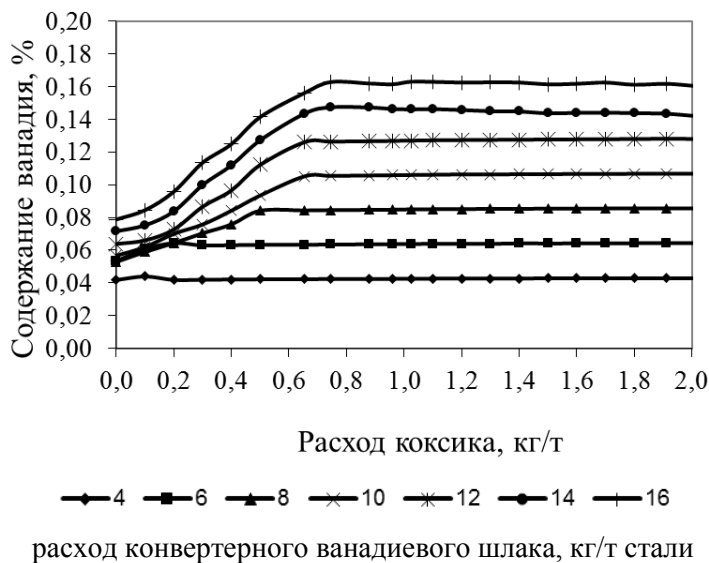


Рисунок 3 – Зависимость содержания ванадия в стали от расходов коксика и конвертерного ванадиевого шлака

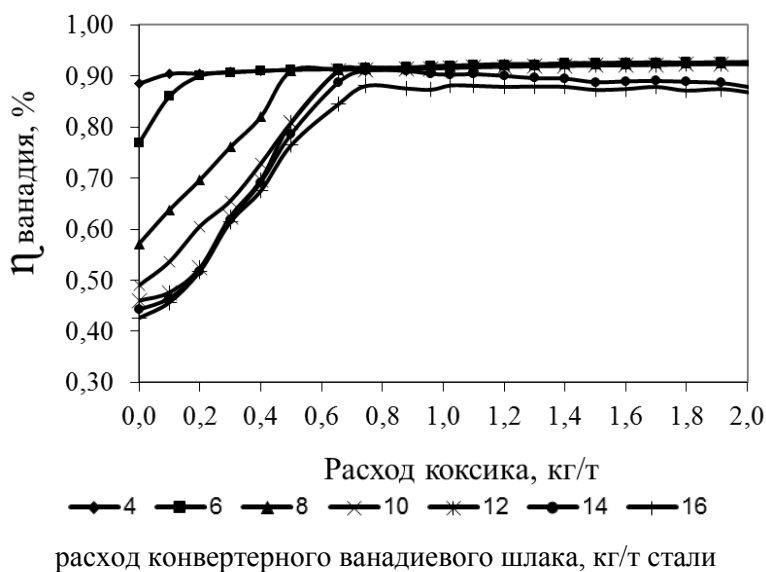


Рисунок 4 – Зависимость коэффициента извлечения ванадия от расходов коксика и конвертерного ванадиевого шлака

Проведенные расчеты также указывают:

- оксиды ванадия исчезают при расходах коксика от 0,5 до 0,6 кг/т стали в диапазоне изменения расхода конвертерного ванадиевого шлака от 4 до 12 кг/т;
- содержание углерода в стали, в зависимости от расхода коксика, изменяется в пределах от 0,01 до 0,80 % независимо от расхода конвертерного ванадиевого шлака;
- марганец восстанавливается полностью, его концентрация в металле увеличивается пропорционально расходу шлака;
- титан присутствует в металле незначительно в виде карбидов титана при высоких расходах коксика и в шлаке в виде  $CaTiO_3$ ;
- шлак представлен оксидами кальция, магния, алюминия и кремния.

Таким образом, результаты термодинамического моделирования показали возможность микролегирования стали ванадием с использованием конвертерного ванадиевого шлака в ковше с приме-

нением коксика и ферросилиция. Результаты расчетов хорошо согласуются с полученными ранее данными [4–8].

С целью подтверждения результатов термодинамического моделирования легирования стали ванадием из конвертерного ванадиевого шлака была проведена серия опытных плавов на лабораторной дуговой печи вместимостью 2 кг с магнезитовой футеровкой при температуре 1873 К. В состав исходных материалов входили углеродистая сталь следующего состава 0,27 % *C*, 0,49 % *Mn*, 0,02 % *Si*, 0,02 % *V*, конвертерный ванадиевый шлак, восстановители и известь. В качестве восстановителей использовали кристаллический кремний и графит.

Из предварительно измельченных и тщательно перемешанных исходных материалов были изготовлены брикеты с различным соотношением восстановителей. В качестве связующего использовалось жидкое стекло. Подготовленные брикеты высушивались на воздухе.

Состав и количество материалов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Количество исходных и присаживаемых материалов, г

№	Масса составляющих брикета			Масса брикета	Масса металла	Масса извести	Масса кремния (раскислитель)
	шлак	графит	кремний				
1	100	17	0	25	1840	25	10
2	100	0	15	25	1695	25	10
3	100	15	3	15	1650	15	15
4	100	12	6	20	1675	20	10
5	100	7,6	9	25	1945	25	15
6	100	5	12	25	1845	25	25

В печь загружались углеродистая сталь и шлакообразующие. После расплавления материалов и формирования шлака металл раскисляли кремнием и вводили брикеты. Эффект процесса обработки стали ванадиевым конвертерным шлаком достигался благодаря перемешиванию металла в печи механическим способом.

Температуру проведения экспериментов контролировали вольфрам-рениевой термопарой ВР5/20. Время эксперимента после стабилизации температуры составило 10 минут.

После окончания процесса металл разливался в изложницу и охлаждался на воздухе. Полученный металл подвергли спектральному анализу, результаты которого приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты спектрального анализа полученного металла

№	Массовая доля элемента, %									
	<i>C</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>	<i>Ti</i>	<i>Mo</i>	<i>Si</i>	<i>W</i>	<i>V</i>	<i>Al</i>	<i>Nb</i>
1	0,412	0,098	0,456	не обн.	0,014	0,353	0,004	0,126	0,002	
2	0,166	0,072	0,461	0,054	0,013	1,051	0,004	0,108	0,002	
3	0,309	0,094	0,515	0,06	0,015	1,938	0,006	0,1	0,002	0,001
4	0,254	0,078	0,388	не обн.	0,013	0,333	0,005	0,114	0,001	
5	0,337	0,086	0,424	не обн.	0,013	0,332	0,004	0,111	0,002	
6	0,242	0,092	0,421	не обн.	0,014	0,508	0,005	0,118	0,002	
Погрешность результатов анализа по ГОСТ 18895 – 97, %										
	± 0, 003		± 0, 012	± 0, 008		± 0, 015		± 0, 008		

Анализ полученного металла показал стабильное содержание в пробах марганца и ванадия. Титан присутствовал только в двух пробах: при использовании в качестве восстановителя одного кремния (проба 2) и при малом расходе извести (проба 3). В пробах 2 и 3 также было отмечено повышенное содержание кремния в металле, что связано с более высоким расходом кремния в шихтовых материалах.

По данным анализа были определены коэффициенты извлечения ванадия  $\eta_V$  с учетом содержания ванадия в исходном металле. Результаты расчета отношений приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Значения отношений  $\eta_V$ 

№	Масса брикета, г	Масса металла, г	Масса ванадия в исходном металле, г	Масса ванадия в брикете, г	Масса ванадия в металле, г	$\eta_V$
1	25	1840	0,37	1,91	2,32	0,99
2	25	1695	0,34	1,91	1,83	0,96
3	15	1650	0,33	1,14	1,65	0,99
4	20	1675	0,34	1,51	1,91	0,99
5	25	1945	0,39	1,81	2,15	0,98
6	25	1845	0,37	1,91	2,17	0,95

Таким образом, экспериментальные исследования на лабораторной дуговой печи подтвердили результаты термодинамического моделирования и показали возможность обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком с использованием в качестве восстановителей углерода и кремния.

#### Библиографический список

1. Рыбенко И.А. Применение инструментальной системы моделирования и оптимизации для разработки теоретических основ технологий легирования и модифицирования стали [текст] / И. А. Рыбенко // Бюл. Черная металлургия. – 2017. - № 2. – С. 37 – 43.
2. Рыбенко И.А. Применение методики и инструментальной системы расчета металлургических процессов для разработки теоретических основ ресурсосберегающих технологий [текст]: монография / И. А. Рыбенко ; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2016. – 187 с.
3. Трусов Б.Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах [текст] / Б. Г. Трусов // III между. симпозиум «Горение и плазмохимия». 24 – 26 августа 2005. Алматы, Казахстан. – Алматы : Казак университеті, 2005. – С. 52 – 57.
4. Голодова М.А. Исследование условий процесса восстановления ванадия и железа из конвертерного ванадиевого шлака [текст] / М. А. Голодова, В. И. Дмитриенко, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. - № 4. – С. 3 – 5.
5. Голодова М.А. К вопросу о термодинамическом моделировании процесса восстановления элементов конвертерного ванадиевого шлака [текст] / М. А. Голодова, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // Бюл. Черная Металлургия. – 2016. - № 10. – С. 27 – 34.
6. Thermodynamic modeling of restoring items converter vanadium slag [text] / M. A. Golodova, I. D. Rozhikhina, O. I. Nakhrina, I. A. Rybenko // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012016 doi:10.1088/1757-899X/150/1/012016.
7. Нохрина О.И. Углеродосиликотермическое восстановление элементов из оксидов конвертерного ванадиевого шлака [текст] / О. И. Нохрина, И. Д. Рожихина, В. И. Дмитриенко, М. А. Голодова, Ю. А. Ефименко // Известия вузов. Черная металлургия. – Москва : МИСИС, 2014. – № 2. – С. 27-30.
8. Голодова М.А. Термодинамическое моделирование процесса восстановления элементов конвертерного ванадиевого шлака [текст] / М. А. Голодова, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // «Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах : труды IV Всероссийской научно-практической конференции с международным участием, 12-15 апреля 2016 г.» – Новокузнецк, 2016. – Ч. 1. – С. 112-117

УДК 622.7

### ПОИСК ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ЗОЛОТОСОДЕРЖАЩИЙ РУДЫ МЕСТОРОЖДЕНИЯ «ИККИЖЕЛОН» (РЕСПУБЛИКА ТАДЖИКИСТАН)

**Рахманов О.Б., Аксенов А.В., Немчинова Н.В., Солихов М.М., Черношвец Е.А.**

*Иркутский национальный исследовательский технический университет  
г. Иркутск, Россия, rakhmanov.salam@mail.ru*

*Аннотация:* В статье представлены сведения о вещественном составе золотосодержащей руды месторождения «Иккижелон» (Республика Таджикистан). Исследовано влияние крупности помола исходной руды на результаты флотационного обогащения. Выполнен химический анализ флотоконцентрата. Представлены результаты фазового анализа на золото хвостов флотации.

Предложены направления дальнейших технологических исследований для поиска оптимальной технологической схемы переработки руды месторождения «Иккижелон».

**Ключевые слова:** золото, флотация, химический анализ, извлечение золота, концентрат флотации, хвосты флотации.

## SEARCH FOR AN OPTIMAL TECHNOLOGIES PROCESS TO TREAT GOLD ORE FROM IKKIZHELON DEPOSIT (REPUBLIC OF TAJIKISTAN)

Rakhmanov O.B., Aksenov A.V., Nemchinova N.V., Solihov M.M., Chernoshvec E.A.

*Irkutsk National Research Technical University,  
Irkutsk, Russia, rakhmanov.salam@mail.ru*

**Abstract.** The paper presents data on material composition of the gold ore from Ikkizhelon deposit (Republic of Tajikistan). Flotation performance is shown as function of the head ore grind size. The information on chemical composition of flotation concentrate is given in the paper, as well as data from gold phase analysis of flotation tailings. Based on the obtained results several directions for further process test works were proposed aiming at development of an optimal process flowsheet process of ore from Ikkizhelon deposit.

**Key words:** gold, flotation, chemical analysis, gold recovery, flotation concentrate.

Целью исследования является изучение влияния крупности помола на показатели флотации золотосодержащие руды месторождения «Иккижелон» (Республика Таджикистан).

При изучении вещественного состава руды выявлено, что она сложена преимущественно литофильными компонентами, основными из которых является кремнезем (54,0 %) и глинозем (12,6 %). Суммарная доля оксидов щелочных и щелочноземельных металлов в руде составляет 11,86 %. Среди них преобладает оксид кальция (5,85 %) и оксид калия (3,62 %). Доля углерода в руде составляет 1,35 %.

Рудообразующие элементы представлены железом и серой. Количество железа в руде составляет 5,51 %. Преобладает железо в окисленной форме (4,38%). Доля общей серы в руде составляет 1,16 %, сульфидной – более 0,25 %. Для руды месторождения «Иккижелон» характерно повышенное содержание мышьяка – 1,36 %.

Ценным компонентом в руде является золото, и серебро содержание которых по результатам пробирного анализа составляет 3,1 г/т и 26,6 г/т, соответственно.

Исследование по цианированию исходной руды месторождения «Иккижелон» показывает, что доля цианируемого золота в руде составляет 63,8 %, остальное количество золота находится в тонковкрапленной форме в сульфидах и вмещающих породах, которые недоступны для цианирования.

Таким образом, для концентрирования золота может быть применена флотация сульфидов (пирита и арсенопирита), содержащих золота и серебра [1-3].

С целью оценки возможности извлечения золота в сульфидный концентрат были проведены исследования по флотации золотосодержащих руд в лабораторных условиях. Изучено влияние крупности помола для флотации золотосодержащей руды, измельченной до 80 % -0,071 мм и 95 % -0,071 мм.

Для флотационного обогащения золотосодержащих руд месторождения «Иккижелон» использовали сравнительно простую схему, включающую основную, контрольную и перечистную флотацию (рисунок 1).

Исходную руду (класс крупности – 2 мм) измельчали в шаровой мельнице. Время измельчения до крупности 80 % -0,071 мм составляет 26 минут и до крупности 95 % -0,071 мм - 43 мин. Условия измельчения были следующими: масса материала 1 кг, масса мелющих тел (шары из низкоуглеродистой стали) 7 кг, при Т:Ж=1:0,5 без добавки реагентов.

Флотационное обогащение руды проводили в механических флотационных машинах производства ОАО ПО «Усольмаш» и выпускаемых фирмой «Денвер» с объемом камер 12 и 9 дм<sup>3</sup> соответственно.

В качестве собирателя использовали бутиловый ксантогенат калия (БКК) при расходах 200 г/т в основную и 100 г/т в контрольную операции. В качестве пенообразователя применяли Оксаль Т-92 при расходах 90 г/т (основная операция) и 30 г/т (контрольная операция). Общая продолжительность флотации в опыте составляет 10 мин для основной операции, 10 мин контрольной и 20 мин перечистой. Результаты флотационного обогащения исследуемой руды месторождения «Иккижелон» представлены в таблице 1.

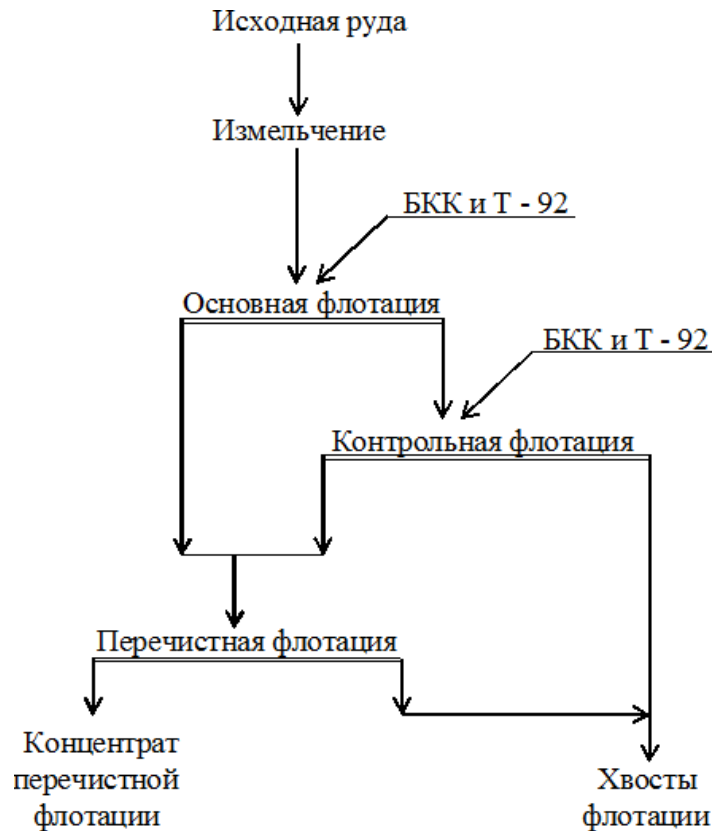


Рисунок 1 - Флотационная схема обогащения

Таблица 1 - Результаты флотационного обогащения

Наименование продуктов	Выход, %	Содержание Au, г/т	Извлечение, %	Условия флотации
Концентрат	5,10	27,31	48,53	При крупности исходного материала 80 % -0,071 мм
Хвосты флотации	94,9	1,56	51,47	
Исходная руда	100,00	2,87	100,00	
Концентрат	3,40	43,5	56,74	При крупности исходного материала 95 % -0,071 мм
Хвосты флотации	96,60	1,17	43,33	
Исходная руда	100,00	2,60	100,00	

Из данных таблицы 1 видно, что при флотации руды, измельченной до крупности 95 % -0,071 мм, показатели флотации выше по сравнению с показателями, полученными при флотации руды измельченной до крупности 80 % -0,071 мм. Извлечение золота в концентрат возросло на 8,21 % за счет применения тонкого измельчения руды до 95 % -0,071 мм, что приводит к высвобождению ценного компонента из пустой породы.

Полученные в результате флотационного обогащения хвосты флотации имеют содержание золота:

- при 80 % -0,071 мм составляет 1,56 г/т;
- при 95 % -0,071 мм составляет 1,17 г/т.

Продукты с таким содержанием золота нельзя считать отвальными. Следовательно, хвосты флотации целесообразно направлять на цианирование для дальнейшего извлечения из него золота. Потенциально цианированием из хвостов флотации может быть извлечено золота, которое присутствует в виде сростков (открытых) с пустой породой. При этом в хвостах флотации нет таких вредных примесей, как мышьяк и сера, которые перешли во флотоконцентрат при обогащении.

Полученные золотосодержащие флотационные концентраты были направлены на химический анализ. Результаты анализа представлены на рисунках 2 и 3.

По результатам химического анализа флотоконцентрата, полученного в после измельчения исходной руды до 95 % -0,071 мм, установлено, что по сравнению с рудой измельченной до крупно-



сти 80 % -0,071мм, получен прирост извлечения рудообразующих элементов: железа – до 7,8 %, сера - 3,6 % и мышьяк – 2,2 %.

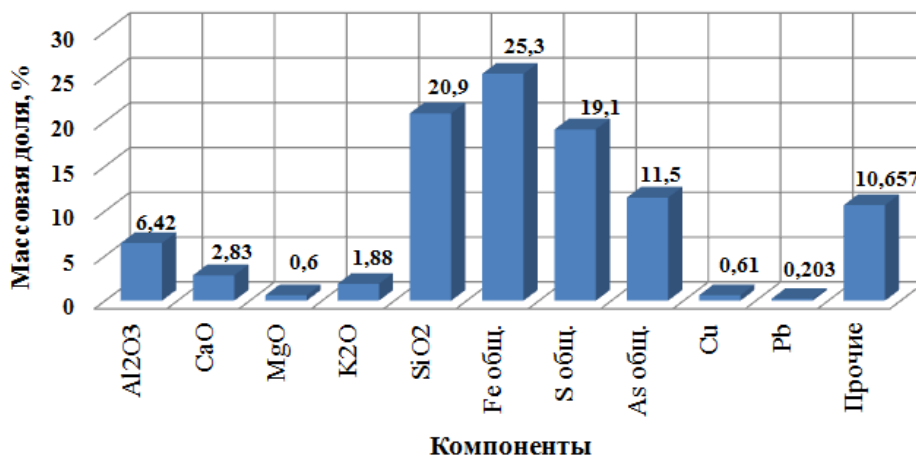


Рисунок 2 - Химический состав концентрата флотационного обогащения для крупности 80% -0,071мм



Рисунок 3 - Химический состав концентрата флотационного обогащения для крупности 95% -0,071мм

В таблице 2 приведен технологический баланс продуктов обогащения.

Таблица 2 - Технологический баланс процесса флотационного обогащения руды измельченной до крупности 95 % -0,071 мм

Наименование продуктов	Выход, %	Содержание, %				Извлечение, %			
		Au*	Fe	As	S	Au	Fe	As	S
Концентрат переречистой флотации	3,40	43,50	33,1	13,7	22,7	56,67	20,18	42,09	93,63
Хвосты переречистой флотации	15,95	1,58	5,93	0,93	0,182	9,65	16,99	13,42	3,53
Хвосты контрольной флотации	80,65	1,09	4,34	0,61	0,029	33,68	62,83	44,49	2,84
Суммарной хвосты флотации	96,60	1,17	4,6	0,66	0,054	43,33	79,82	57,91	6,37
Исходная руда	100,00	2,61	5,57	1,11	0,82	100,00	100,00	100,00	100,00

\*Au - содержание, г/т.

Из данных таблицы 2 можно сделать вывод о том, что при высоком извлечении серы 93,63 % в концентрат перерывистой флотации извлечение золота не высокое, следовательно часть золота находится в невоскрываемых формах и в минералах пустой породы (не флотируется). В таблице 3 приведены результаты фазового анализа хвостов флотации при крупности 95 % -0,071 мм.

Таблица 3 - Фазовый анализ золота в хвостах флотации (крупность 95 % -0,071 мм)

Форма включения золота	В сростках	В пленках	В сульфидах	В силикатной породе	Всего
Содержание, %	80,98	11,68	6,60	0,74	100
Содержание, г/т	1,00	0,14	0,081	0,01	1,23

По данным фазового анализа видно, что цианированием хвостов флотации можно извлечь 80,98 % золота, 11,68 % золота ассоциировано с аморфным кремнезёмом и покрыто поверхностными пленками, ассоциировано с сульфидами - 6,60 %, в виде тонких вкраплений в породообразующих минералах - 0,74 %.

По результатам изучения вещественного состава концентрата флотации, а также с учетом его упорности к цианированию можно отметить, что золото в нем находится в химически связанном состоянии с сульфидами, либо в виде металлических включений наноразмера [4].

Также необходимо отметить, что во флотационном концентрате присутствует мышьяк, в количестве 13,7 %, который находится в основном в форме арсенопирита, что негативно повлияет на дальнейшую гидрометаллургическую переработку.

Из выше изложенной информации можно сделать вывод, что данный концентрат является к весьма упорным золотосодержащим продуктам, к которому неприменимы обычные методы гидрометаллургической переработки, такие, как цианирование в обычных режимах с доизмельчением или без [5,6].

Для дальнейшего развития комплекса металлургических исследований золотосодержащего концентрата флотации авторами планируется проведение изысканий по технологии «арсенитизирующий обжиг флотоконцентрата - цианирование огарка» на продукте исходной крупности.

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что оптимальной крупностью помола для золотосодержащей руды месторождения «Иккижелон» перед флотацией является 95 % -0,071 мм. При данной крупности были получены следующие продукты:

- концентрат флотации с содержанием золота 43,5 г/т, при извлечении 56,67 % и выходе 3,4 %;
- хвосты флотации с содержанием золота 1,17 г/т, при извлечении 43,33 % и выходе 96,60 %.

Потенциальный уровень извлечения золота по схеме «флотация - арсенитизирующий обжиг флотоконцентрата - цианирование огарка и хвосты флотации» составляет: 83 – 85 %.

#### Библиографический список

1. Абрамов А.А. Переработка, обогащение и комплексное использование твердых полезных ископаемых: учебник для вузов. В 3 т. – М.: Изд-во Московского государственного горного университета, 2004. – Т. II. Технология обогащения полезных ископаемых. – 510 с.
2. Рахманов О.Б., Аксёнов А.В., Минеев Г.Г., Солихов М.М., Шомуродов Х.Р. Поиск рациональной технологии переработки упорных золотосодержащих руд с тонковкрапленным золотом месторождения «Иккижелон» (Северный Таджикистан) // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2017. – Т. 21, № 6. – С. 119-127.
3. Александрова Т.Н., Ятлукова Н.Г., Литвинова Н.М. Методы и механизмы повышения качественно-количественных показателей обогащения халькогенидов // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2007. – Т. 8, № 12. – С. 328-336.
4. Захаров Б.А., Меретуков М.А. Золото: упорные руды. – М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2013. – 452 с.
5. Луганов В.А., Чепуштанова Т.А., Гусейнова Г.Д., Шапиева Д.Э., Мамбетжанова А.М. Технико-экономические показатели переработки бақырчыкского мышьяк-золотосодержащего концентрата // Сборник материалов Международных XIV Байконуровских чтений. – 2014. – С. 256-259.
6. Минеев Г.Г., Минеева Т.С., Жучков И.А., Зелинская Е.В. Теория металлургических процессов: учебник для вузов. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2010. – 524 с.

## ВЕДЕНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА

Ёлкин К.С.<sup>1</sup>, Ёлкин Д.К.<sup>2</sup>, Карлина А.И.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ООО «ОК РУСАЛ Инженерно-технологический центр»,  
г. Красноярск, Россия, [Konstantin.Elkin@rusal.com](mailto:Konstantin.Elkin@rusal.com), [k.yolkin@mail.ru](mailto:k.yolkin@mail.ru)

<sup>2</sup>ОК РУСАЛ, АО «Кремний»,

г. Шелехов, Россия, [Dmitriy.Elkin@rusal.com](mailto:Dmitriy.Elkin@rusal.com)

<sup>3</sup>Иркутский национальный исследовательский технический университет»,  
г. Иркутск, Россия, [karlinat@mail.ru](mailto:karlinat@mail.ru)

**Аннотация:** Анализ восстановительной плавки кремния показал образование вторичного стабильного карбида кремния. Показана возможность загрузки свежей шихты в нижние горизонты ванны печи, что исключает образование стабильного карбида кремния. Установлены начальные температуры взаимодействия кремнезёма и карбида кремния, полученного с применением различных углеродистых восстановителей.

**Ключевые слова:** кремний, кремнезём, монооксид кремния, карбид кремния, реакционная способность, колошник, обработка колошника, профиль колошника.

## SILICON METAL REDUCTION SMELTING: THEORY & PRACTIC

Yolkin K.S.<sup>1</sup>, Yolkin D.K.<sup>2</sup>, Karlina A.I.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>LLC RUSAL Engineering and Technological Centre,  
Krasnoyarsk, Russia, [Konstantin.Elkin@rusal.com](mailto:Konstantin.Elkin@rusal.com), [k.yolkin@mail.ru](mailto:k.yolkin@mail.ru)

<sup>2</sup>RUSAL, AO «Kremniy»,

Shelekhov, Russia, [Dmitriy.Elkin@rusal.com](mailto:Dmitriy.Elkin@rusal.com)

<sup>3</sup>National Research Irkutsk Technical University,  
Irkutsk, Russia, e-mail: [karlinat@mail.ru](mailto:karlinat@mail.ru)

**Abstract:** Analysis of reduction smelting of silicon showed the formation of stable secondary silicon carbide. The possibility of loading a fresh charge into the lower levels of the bath furnace, which prevents the formation of stable silicon carbide. Set the initial temperature interaction of silica and silicon carbide, obtained using various carbon reductants.

**Keywords:** silicon, silica, silicon monoxide, silicon carbide, reactivity, furnace top, the treatment of the furnace top, the profile of the furnace top.

Плавку кремния в рудовосстановительных печах ведут непрерывным способом, с постоянной загрузкой на поверхность колошника дозированной шихты стехиометрического состава. В дальнейшем в ванне печи, шихтовые материалы в расчётных соотношениях опускаясь в глубину ванны печи претерпевают физико-химические превращения с образованием промежуточных и конечных продуктов восстановления, которые периодически выпускаются из печи.

Сложность восстановления кремния углеродом связана с тем, что условия осуществления и основных и сопутствующих реакций резко отличаются друг от друга: часть из основных и сопутствующих реакций наиболее интенсивно протекает при высоких температурах, а другая часть – при низких.



Это означает, что описываемые приведенными выше реакциями процессы могут протекать в различных зонах ванны руднотермической печи. Это приводит к тому, что в ходе восстановления кремния образуются стабильные как конденсированные, так и газообразные промежуточные продук-

ты, которые перемещаются в ванне печи навстречу друг другу: конденсированные вещества по мере нагрева и расходования их в нижних горизонтах ванны под действием силы тяжести – сверху вниз из холодных участков ванны в горячие, в газообразные, наоборот, снизу вверх, из горячих участков ванны в холодные.

Сложность технологического процесса восстановления кремния связана ещё и с тем, что один из его продуктов, монооксид кремния – SiO, газообразный при высоких температурах, конденсируется при её понижении. Поэтому зафиксировать и обычными химическими (или физическими) методами оценить состав газов, образующихся при высоких температурах нижних горизонтов ванны печи, невозможно. Это создает трудности для экспериментального изучения процесса восстановления кремния. По этой же причине восстановление кремния углеродом всегда сопровождается интенсивным пылеобразованием.

Образование кремния протекает при температурах более 1817°C и только при высокой концентрации SiO(g). Поэтому разрушение карбида кремния и получение кремния по реакции, а также получение кремния по реакции, сопровождается, если SiO не полностью израсходован, потерями SiO(g), который выносится из высокотемпературной зоны ванны печи.

Поэтому показатели восстановительной плавки кремния зависят как от полноты использования SiO(g) в высокотемпературной зоне, так и от полноты улавливания его остатков, которое может, в соответствии с рассмотренной схемой, происходить с участием углерода по реакции и только в низкотемпературной зоне ванны печи [1,2,3].

### 1. Загрузка шихты в печь

Загрузка шихты на колошник печи осуществляется по трубопроводам и с помощью загрузочных машин. Загрузка производится равномерно по времени, небольшими порциями 2-3 раза в час, таким образом, чтобы уровень колошника оставался постоянным.

Вокруг каждого электрода должен поддерживаться конус из шихты. Конусное расположение шихты вокруг электродов создает сопротивление выходу газов вдоль электродов и улучшает условия для равномерного выделения газов по всей активной поверхности колошника, предотвращает сужение реакционных тиглей. Высота конусов должна быть 400-500 мм.

Плавку кремния в рудовосстановительных печах ведут непрерывным способом, с постоянной загрузкой на поверхность колошника дозированной шихты.

На первой стадии восстановления кремния образуется карбид кремния. Поскольку карбид кремния в ванне печи может находиться в различных полиморфных состояниях, важно получение первичного карбида кремния кубической сингонии, так как гексагональный карбид кремния более стоек и его взаимодействие с монооксидом кремния с образованием кремния требует более высоких температур, что отрицательно сказывается на результативности процесса получения кремния [4].

Таблица 1 - Реакционная способность карбидов кремния

Восстановитель	Тип SiC	Реакционная способность			Температура начала взаимодействия, К		
		SiO <sub>2</sub> +3C	50% SiC	95% SiC	SiO <sub>2</sub> +3C	50% SiC	95% SiC
Древесный уголь	3C	0,292	0,270	0,261	1788	1805	1834
Нефтяной кокс	2Н	0,190	0,158	0,153	1898	1933	1943
Каменный уголь	3C	0,219	0,204	0,202	1839	1866	–
Карбид Ачесона	6Н	–	–	0,166	–	–	1963

Важным моментом при ведении плавки кремния и кремнистых ферросплавов является использование полного сечения ванны печи без образования полостей, так как в этих местах идёт взаимодействие двух газовых фаз по реакции



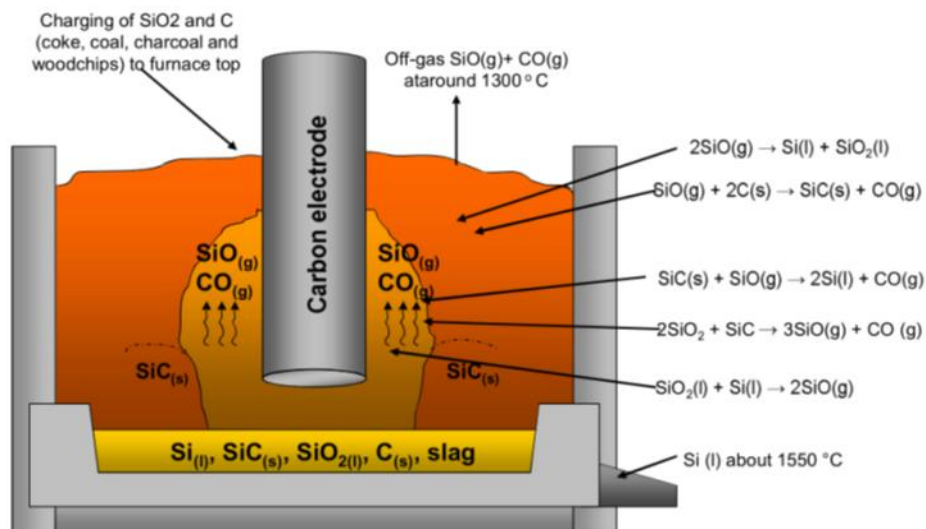
Неконтролируемый расход SiO, что зачастую ведёт к снижению ТЭП восстановительной плавки.

Для предотвращения образования стабильного гексагонального карбида кремния, необходимо, при ведении плавки, поступление углерода на поверхность и более глубокие горизонты ванны печи для улавливания газообразных промежуточных продуктов SiO. Непрерывность массообмена

поддерживается периодической обработкой колошника печи (разрушение спёкшейся шихты на отдельных участках поверхности ванны печи).

Очень важна работа техники с определёнными функциями для обработки колошника, придание шихте на колошнике и в ванне печи необходимого для максимального массообмена профиля.

Вспомогательную функцию для рыхления колошника выполняет вращение ванны печи вокруг вертикальной оси. Возможные варианты вращения: реверсивный или круговой, где круговой вариант вращения ванны является предпочтительным. Круговое вращение придаёт определённый профиль продуктам плавки на подине ванны, что способствует беспрепятственному выходу кремния из печи.



## 2. Обработка колошника печи

В процессе восстановительной плавки кремния промежуточные продукты восстановления находятся в твёрдом состоянии (SiC) и газообразном состоянии (SiO). При непрерывном поступлении продуктов восстановления в высокотемпературную зону реакций, где температура выше 1817°C, карбид кремния расходуется на образование кремния по реакции (4):



При замедлении поступления карбида кремния в высокотемпературную зону ванны, тепло электрических дуг расходуется на перегрев шихты, часть монооксида кремния в интервале температур 1710-1940°C диспропорционирует по реакции (5):



Данная реакция экзотермична, что приводит к дальнейшему перегреву колошника. Кроме того, продукты диспропорционирования в данном интервале температур находятся: кремний в жидкой фазе, кремнезём в пластичном (кварцевое стекло), а это значительно уменьшает газопроницаемость колошника. Это процессы протекают на глубине 300-500 мм от поверхности колошника, поэтому газы, которые ранее фильтровались через рыхлую шихты, в этом случае стремятся покинуть реакционную зону в наиболее горячих местах (вдоль электродов), что приводит к местным газовыделениям в виде "свищей" и потерям кремния.

Высокая химическая активность свежей шихты приводит образованию нестабильных карбидов кремния с высокой скоростью взаимодействия с другими продуктами реакции, предотвращает образование стабильного карбида кремния с низкой реакционной способностью, поддерживает постоянную скорость схода шихты.

Для предотвращения потерь кремния, одновременно с загрузкой свежей порции шихты на колошник, производится обработка колошника машиной для его обработки. На Российских заводах, в основном, обработка проводится пневматическими машинами. Периодичность обработки колошника не реже 2-3 раз в час.

Фирма "Dango&Dienental" разработала гидравлическую загрузочно-шуровочную машину обработки колошника. Обработку ведут путём погружения жерди машины в шихту, что даёт возможность при обработке колошника перемещать шихту, разбивая и спёкшиеся участки колошника. Обработку колошника ведут вдоль электрода, затем между электродами в центр печи. Подгребание шихты вперёд производится за счет передвижения самой машины. Машина имеет съёмные приспособления

(мульды) для загрузки отдельных компонентов шихты в ванну печи в виде корректирующих ход печи добавок. Машины фирмы "Dango&Dienental" занимают 65-70% рынка этой техники (данном фирм "Tekma" и "Dango&Dienental").

Особое внимание следует обращать на обработку колошника между электродами и центра ванны печи. В этих местах уровень колошника должен быть значительно ниже, чем у электродов, а это приводит к увеличению активного сечения колошника.

### **3. Вращение ванны печи**

Для увеличения активного сечения колошника применяется механизм вращения ванны печи. Сектор реверсивного вращения печи определяется, исходя из конструктивных особенностей здания печного корпуса каждой печи и должен иметь максимально возможные размеры. Большинство зарубежных производителей применяют круговое вращение ванны.

*Фирма «Элкем» разработала и поставила несколько печей с двойным вращением ванн – кольцо Кругоскруда. Ванна печи, в этом случае, делится на две части, верхнее кольцо высотой ~ 1/4 глубины ванны вращается вокруг вертикальной оси со скоростью 18-24 часа/оборот, нижняя часть ванны печи вращается в противоположную сторону со скоростью 90-120 часов/оборот. Один из недостатков данной конструкции – износ футеровки в зоне контакт двух частей ванны, периодическое выбивание СО по линии разъёма.*

### **4. Профиль реакционных зон ванны печи**

После обработки колошника реакционная зона должна представлять из себя полость вокруг электрода раскрытая вверх усеченным конусом (основанием вверх) с нижним диаметром равным 1,6 - 1,8 диаметра электрода и верхним диаметром не менее 2,8 - 2,8 диаметра электрода с углом между основанием и образующей конуса 30-45°. При своевременной обработке колошника с применением необходимых для этой цели механизмов (способных обработать поверхность колошника на глубину не менее 1000 мм) массообменные процессы протекают по всему сечению колошника, печь работает без спечённой шихты на колошнике. В этом случае, на печи отсутствуют местные газовыделения.

При круговом вращении ванны печи профиль сечения ванны имеет несколько иной вид:

- в центре ванны печи небольшая круговая настель, высотой 1/4 глубины ванны (внутренняя стенка жёлоба),
- под электродами жёлоб с диаметром, близким к величине диаметра реакционного тигля под электродами,
- у стен футеровки ванны печи небольшая настель, наружные стенки кругового жёлоба, высотой близкой к 1/4 глубины ванны печи.

Практически весь восстановленный кремния скапливается в круговом жёлобе и беспрепятственно выходит из печи через лётку, находящуюся под электродом в месте, оборудованном для выпуска кремния.

Важным для высокопроизводительной работы печи на производстве кремния является соответствие технологических, энергетических и геометрических параметров всей печной установки.

### **Библиографический список**

1. Толстогузов Н. В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов, - М.: Металлургия. 1992. - 283 с.
2. Куликов И. С. Термодинамика оксидов. Справочник. М., Металлургия, 1986, 344 с.
3. Ёлкин К.С., Зельберг Б.И., Барнцев А.Г., Крючков В.К., Ёлкин Д.К. Производство кремния. Справочник металлурга, С-Пб, МАНЭБ, 2013, 364 с.
4. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К. Исследования физических свойств и реакционной способности переходных фаз углеродистых восстановителей применительно к производству карбида кремния. Сб. научных статей «Совершенствование технологии и оборудования в производстве кремния и кремнистых ферросплавов», Красноярск, 2012, с. 16-18.

## ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ В УСЛОВИЯХ ОБНОВЛЕНИЯ ЦЕННОСТЕЙ МОЛОДЕЖИ

Власов А.А.<sup>1</sup>, Бажин В.Ю.<sup>2</sup>, Копцев А.Е.<sup>3</sup>

1. Ассоциация «Молодежная площадка профессиональных металлургов»,  
г. Красноярск, Россия, [wlasow@metalcup.ru](mailto:wlasow@metalcup.ru)
2. Санкт-Петербургский горный университет,  
г. Санкт-Петербург, Россия
3. Центр развития профессионального образования,  
г. Красноярск, Россия, [kopcev@metalcup.ru](mailto:kopcev@metalcup.ru)

**Аннотация:** Проанализировано влияние современной металлургии на мировую экономику, ключевые отрасли промышленности и строительство. Представлен вклад ведущих предприятий России в совершенствование производства металлургической продукции как одного из перспективных направлений развития экономики.

**Ключевые слова:** металлургия, производство, экономика, экология, металлургическое предприятие

## PERSPECTIVES OF THE METALLURGICAL INDUSTRY DEVELOPMENT IN THE CONDITIONS OF UPDATE OF YOUR VALUES

Vlasov A.A.<sup>1</sup>, Bazhin V.Yu.<sup>2</sup>, Koptsev A.E.<sup>3</sup>

1. Association "Youth platform of professional metallurgists",  
Krasnoyarsk, Russia, [wlasow@metalcup.ru](mailto:wlasow@metalcup.ru)
2. St. Petersburg Mining University,  
Saint-Petersburg, Russia
3. Center for the Development of Vocational Education,  
Krasnoyarsk, Russia, [kopcev@metalcup.ru](mailto:kopcev@metalcup.ru)

**Abstract:** The influence of modern metallurgy on the world economy, key industries and construction is analyzed. The contribution of the leading Russian enterprises to the improvement of the production of metallurgical products as one of the promising areas of economic development is presented.

**Key words:** metallurgy, production, economy, ecology, metallurgical enterprise

Главной целью развития металлургии России в 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 года является обеспечение растущего спроса на цветные металлы и изделия из них в необходимых номенклатуре, качестве и объемах поставок металлопотребляющим отраслям на внутренний рынок (с учетом перспектив их развития), на рынок стран СНГ и мировой рынок на основе ускоренного инновационного обновления отрасли, повышения ее экономической эффективности, экологической безопасности, ресурсо- и энергосбережения, конкурентоспособности продукции, импортозамещения и сырьевого обеспечения.

В 2012 году доля черной металлургии в ВВП страны составляла около 1,4%, в промышленном производстве - около 8%, в экспорте - 6%. Как потребитель продукции и услуг субъектов естественных монополий, черная металлургия использует 5,3% электроэнергии, более 8% природного газа от общего внутреннего потребления в России, ее доля в грузовых железнодорожных перевозках составляет 15%. Доля цветной металлургии в ВВП страны составляет около 2,3%, в промышленном производстве - 3,8%, в экспорте - 3,6 %.

Цветная металлургия является одной из отраслей специализации России в современном международном разделении труда. На сегодняшний день Россия по производству алюминия и никеля занимает 2-е место в мире (после Китая), по экспорту этих металлов - 1-е место; также 2-е место в мире Россия занимает по производству (отгрузкам) титанового проката.

В черной и цветной металлургии сформировалось несколько крупных вертикально и горизон-

тально интегрированных холдингов, объединяющих предприятия по всей технологической цепочке производства от добычи угля и руды и их переработки до инфраструктурных подразделений, ломо-переработку, энергетику, порты и ж/д транспорт, что позволяет уменьшить риски как на внутреннем так на внешнем рынках, оптимизировать инвестиционную политику и обеспечивать собственную сырьевую безопасность.

Российские металлургические предприятия можно представить в виде четырех различных групп:

1. активно эксплуатирующие старые мощности;
2. проводящие обновление материальной базы (техническое перевооружение) и производящие стандартную металлургическую продукцию;
3. активно внедряющие технологии постоянных улучшений;
4. вновь строящиеся предприятия (в основном соответствующие современному уровню развития техники и технологии).

Ряд металлургических предприятий сегодня не имеют возможности проводить технологическое обновление (перевооружение) в силу различных причин:

- недостаток инвестиционного капитала;
- низкая рентабельность производства;
- отсутствие перспективных рынков сбыта продукции;
- неспособность руководящей команды и / или собственников проводить модернизацию;
- отсутствие или скорое исчерпание ресурсной базы.

Такие предприятия (относятся к первому типу) предпочитают проводить политику минимизации капитальных и операционных затрат на ремонты старого или закупку нового оборудования. Менеджмент вынужден проводить поиск ресурсов на имеющейся базе, пользоваться в первую очередь тем, что доступно, а не качественно способно изменить процесс. Такие предприятия способны существовать пока имеют в наличии ресурсы, обеспечивающие производство продукции с достаточным экономическим эффектом, или не возникли задачи, требующие привлечения дополнительных ресурсов.

Предприятия второго типа, имея доступ к финансовым ресурсам и обычно к рынкам сбыта (зачастую подписаны долгосрочные контракты поставки продукции), активно модернизируются за счет замены старого физически изношенного оборудования на более новое. Большая часть подобных предприятий ориентирована на выпуск традиционной металлургической продукции (слябы, чушки, слитки) и стремится обеспечивать высокие экономические за счет увеличения объемов производства.

Третий тип металлургических предприятий по сравнению со вторым не имеет доступа к дешевым финансовым ресурсам, что предопределяет приоритетный путь развития за счет постоянных внутренних улучшений, через совершенствование качества труда и человеческого капитала. Наиболее ярким примером являются предприятия группы «ЧТПЗ», которым удалось создать свою «философию» бережливого производства «белая металлургия». Данный проект решает многие актуальные задачи любого металлургического производства за счет единого концептуального подхода к организации рабочего процесса во всех структурах группы и создания комфортных условий труда.

Предприятия «ЧТПЗ» осуществляют производство трубной продукции различного назначения из стали, которое является в силу технологических особенностей грязным и вредным процессом. Однако, ЧТПЗ удалось реализовать принципы постоянных улучшений на рабочих местах с момента запуска, что позволило существенно снизить негативное влияние на окружающую среду и повысить производительность труда.

Группы «ЧТПЗ» курирует подготовку студентов по профильным специальностям в Первоуральском металлургическом колледже, внедряя в учебный процесс философию «белой металлургии». Таким образом, выпускники колледжа приступают к работе в ЧТПЗ, имея необходимые общие и профессиональные компетенции для «белого металлурга».

Российская металлургия развивается в общемировой системе хозяйственных связей и ее состояние в значительной степени зависит от тенденций развития мировой металлургии в целом, что позволяет рассматривать Россию как одного из глобальных игроков на мировом рынке металлопродукции.

Тренды:

- экологизация;
- контроль продукции в течение всего ее жизненного цикла;
- импортозамещение;
- переориентация на производство с более высокой добавленной стоимостью;
- снижение стоимости продукции за счет оптимизации производственных процессов;
- кластеризация;



– переход на мелкосерийные производственные комплексы и стимулирование новаторских технологий;

Все тренды в определенной степени вызваны запросом современного общества на повышение качества жизни за счет создания более комфортных условий и повышения уровня индивидуального потребления.

Экологическая ориентация действующих производств является глобальным трендом, что обусловлено границами экосистемы планеты. При этом крупные промышленные центры, а также развитые страны в большей степени вовлечены в реализацию тренда экологизация. До определенного времени активно использовалась технология перевода «грязных мощностей» в развивающиеся страны. Однако сегодня необходимо обеспечить их модернизацию с целью предотвращения глобальных изменений климата на планете.

Сырьевая обеспеченность металлургических производств постоянно ухудшается, руды становятся беднее и более трудно извлекаемы. При этом объем произведенных металлов и утилизированных за всю историю человечества способен уже сегодня обеспечить производственные мощности сырьем. Вовлечение вторичного сырья в переработку решает важную экологическую проблему – разрушение почвенного покрова и вырубку лесов.

Необходимость поиска протекционистских мероприятий вызвана необходимостью повышения экономической безопасности в виду развернувшихся политических конфликтов. Экономика России вынуждена создавать новые производства на своей территории, чтобы покрыть образующийся санкционный дефицит, а также обеспечить производство более рентабельной продукции. Большой экспорт первичных металлов и импорт готовой металлопродукции создает положительный внешнеторговый баланс только за счет большего на порядок объема экспорта. При этом удельная производительность труда в разы выше при производстве металлопродукции и поэтому более выгодна как предприятиям, так и экономике страны.

Географическая удаленность многих территорий в РФ вызывает необходимость активно использовать кластерный подход при реализации различных промышленных проектов. Примером является проект развития Нижнего Приангарья, где для организации ключевого проекта - металлургического производства создаются энергетические мощности, лесозаготовительные и перерабатывающие предприятия, транспортная инфраструктура, возводятся жилы и социальные объекты.

Кластеризация требует аккумуляции больших финансовых и организационных ресурсов, несет в себе большие риски. Однако результатом реализации кластера является создание новых обустроенных территорий роста.

Постоянное повышение ассортимента производимой продукции вызывает необходимость повышения скорости переналадки и адаптации металлургических производств под требования различных потребителей. Партии становятся более мелкими, а количество заказчиков увеличивается. При этом темпы дифференциации превышают темпы потребления металлопродукции, как в России, так и в мире. Это приводит к необходимости организации мелкосерийных производств, способных обеспечить выполнение штучных заказов. Помимо того, мелкосерийное производство стимулирует развитие совершенно новых технологий, вроде аддитивных, основанных на послойном наращивании материала. Они позволяют конструировать деталь со сложными поверхностями, с пустотами, которые снижают ее вес. Также данный подход позволяет значительно экономить сырье. Для сравнения, при стандартной модели изготовления деталей доля использования материала составляет в лучшем случае 50%, а чаще всего — 20-30%. Данные технологии также позволяют избегать пайки и сварки и производить детали, например, сетчатые конструкции, которые стандартным литьем и механической обработкой не получить.

Металлургия является важной частью как российской, так и мировой экономики, обеспечивающей рост и развитие смежных и новых отраслей. Среди металлургических предприятий будут наиболее конкурентоспособными те, которые применяют в своей деятельности активные формы мышления, способствующие выстраиванию политики гибкого технологического обновления для повышения эффективности производства и совершенствования продукции. Перспективы развития металлургических производств в ближайшем будущем связаны с реализацией запроса на повышение качества жизни, создание более комфортных условий и рост индивидуального потребления.

## ПРЯМОЕ ПОЛУЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗА: СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА, ТЕНДЕНЦИИ

Нохрина О.И.<sup>1</sup>, Рожихина И.Д.<sup>1</sup>, Ходосов И.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,

г. Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>АО «НПО «Аконит»,

г. Новокузнецк, Россия, khodosov@mail.ru.

**Аннотация.** Описаны действующие технологии получения железосодержащих материалов без использования кокса и доменного передела. Приведено краткое описание промышленно-освоенных технологий прямого получения железа. Обозначены возможные тенденции развития технологий прямого получения железа.

**Ключевые слова:** внедоменная металлургия, бескоксовая металлургия, железо прямого восстановления, DRI, металлзация, технологии металлзации.

## DIRECT REDUCTION OF IRON: CURRENT STATUS, TRENDS.

Nokhrina O.I.<sup>1</sup>, Rozhihina I.D.<sup>1</sup>, Hodosov I.E.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia,

<sup>2</sup>PLC «NPO «Akonit», Novokuznetsk, Russia

**Annotation.** The technology of obtaining iron-containing materials without the use of coke and blast furnace is shown. Modern technologies of direct iron production are shown. The trends in the development of direct iron production technologies are determined.

**Keywords:** nedomina metallurgy, non coking metallurgy, direct reduction iron, DRI, metallization, metallization technology.

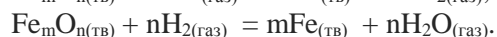
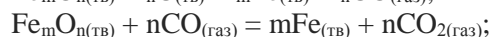
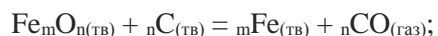
Получение первичного металла осуществляется при протекании реакции восстановления железа из оксидсодержащего материала. В настоящее время главным агрегатом для восстановления железа является доменная печь. Технология доменной плавки развивается на протяжении 600 лет и, по мнению ряда ученых металлургов, достигла предела эффективности [1]. Наиболее явными недостатками доменного передела является высокая энергоемкость процессов, необходимость в производстве агломерата, использование дорогостоящего металлургического кокса а также высокие выбросы углекислого газа в атмосферу. При этом развитие теории и практики восстановительных процессов, поиск новых способов получения металла, привели к созданию технологий, позволяющих получать качественные железосодержащие материалы без использования кокса и доменной печи. Такие технологии получили названия: технологии прямого получения железа, внедоменной или бескоксовой металлургии [2].

Основные отличия между доменным и бескоксовыми способами получения железа представлены в таблице:

Признак отличия:	Доменное производство	Внедоменное производство
Температуры процессов, °С	~ 1550	~ 1200
Подготовка сырья	Производство агломерата	Производство окатышей или брикетов
Агрегатное оформление	Доменная печь	Трубчатая печь, Шахтная печь, Печь с подвижным подом
Восстановитель	Кокс, ПУТ (пылеугольное топливо)	Природный газ, Синтетический газ, Уголь

Восстановительные процессы, протекающие в доменной печи, и при внедоменном получении железа протекают согласно общим термодинамическим законам. То есть восстановление железа из образуемых им стабильных оксидов ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ) осуществляется с участием твердого углерода, источником которого в доменной печи является кокс, а также с участием газов –  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  согласно

реакциям:



Примечание: реакции представлены в общем виде, для температур выше 570 °С.

Реакции, протекающие в твердой фазе, то есть реакции твердофазного восстановления железа из оксидов, легли в основу большинства технологий прямого получения железа.

Далее по тексту данные процессы будут названы «процессами металлзации», а получаемые материалы – «металлизированными материалами».

На протяжении прошлого столетия было предложено и опробовано более 130 способов внедоменного получения железа [3]. Общим для большинства процессов, является то, что исходные и получаемые материалы находятся в твердом состоянии, а температуры процессов не превышают температур их размягчения. Качество получаемых материалов принято оценивать содержанием в материале металлического железа, углерода, вредных примесей и степени металлзации, которая показывает отношение содержания металлического железа к общему [4].

Развитие процессов металлзации привело к созданию и промышленному внедрению таких технологий как SL/RN, Midrex, HyLIII, Corex, Fastmet, ITmk3 и др. Полученные по данным технологиям металлзированные материалы нашли свое применение в качестве шихты при выплавке электростали.

Технология металлзации Midrex© Process (рисунок 1) получила наиболее широкое распространение в промышленности. В настоящее время по данной технологии осуществляется производство 70 % от общего объема произведенного металллизованного сырья в мире. В качестве агрегата металлзации используется вертикальная шахтная печь. Согласно данной технологии окомкаванная железная руда в виде окатышей подается в печь и при непосредственном контакте с восстановительным газом, пускаемом противотоком, самотеком опускается на дно печи. Температура процесс не превышает 900 °С, что необходимо для предотвращения образования настывлей на футеровке печи. В качестве восстановителя используется смесь природного и оборотного газов, которая для получения CO и H<sub>2</sub> пропускается через каталитические трубы [5].

Компанией Midrex Technologies, Inc. предложена технология - MXCOL©Technology, позволяющая получать необходимый газ путем газификации угля.

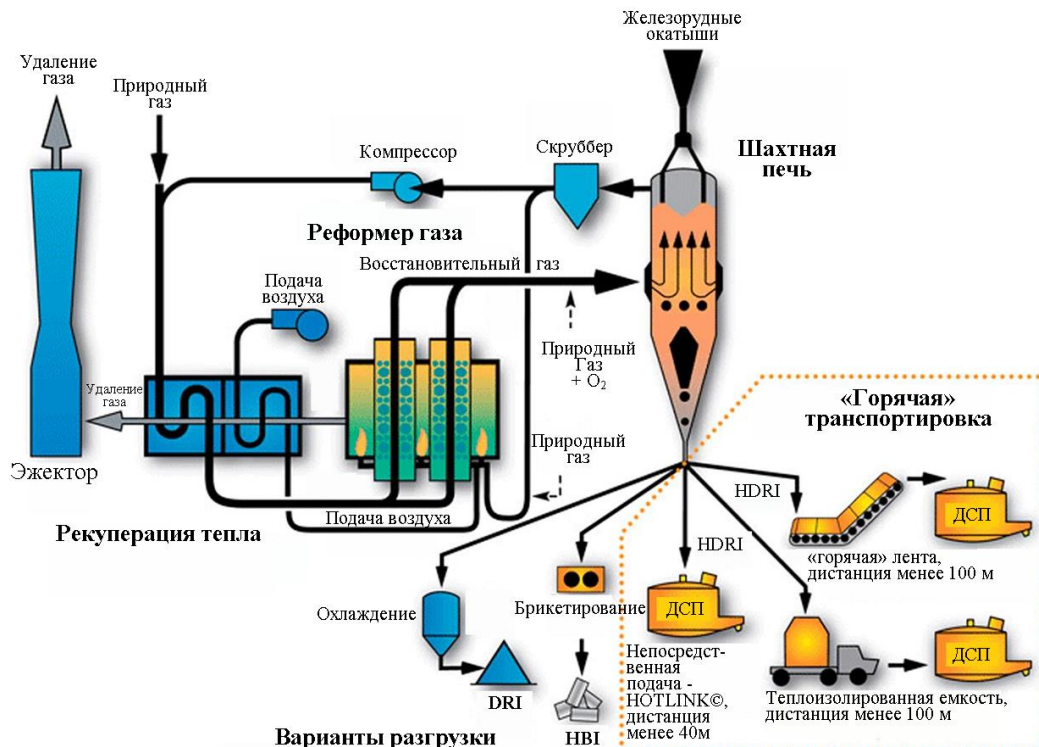


Рисунок 1 - Схема технологического процесса Midrex Process (источник: Midrex Technologies, Inc. [5]; перевод автора)

В результате процесса образуются металлзированные окатыши с губчатой структурой (международное обозначение – DRI). Полученные окатыши могут быть направлены для горячего брикетирования с получением горячебрикетированного DRI (международное обозначение – HBI). Получение

НВИ позволяет осуществлять безопасное хранение и транспортировку материалов.

В России компанией «Металлоинвест» (АО «ОЭМК») в 2016 году по технологии Midrex произведено 5,7 млн. т металлizadosанных окатышей. Согласно плану предприятия планируется запуск производства HDR мощностью 1,8 млн. т. в год на площадке Лебединского горно-обогатительного комбината (ЛГОК) в г. Губкин [6].

Еще одной широко распространенной технологией металлизации является технология HYL III © Process. В настоящее время по данной технологии производится до 15 % всего металлizadosанного сырья в мире. Данная технология реализуется в шахтной печи оборудованной пересыпным устройством. Процессы восстановления протекают при температурах - 1000 °С и избыточном давлении, которое может достигать 6 атм. Согласно технологии HYL III получение восстановительного газа осуществляется путем паровой конверсии природного газа и отходящих газов отобранных с верхних горизонтов шахтной печи.

Металлизированное сырье, полученное по описанным выше технологиям, имеет стабильно высокий спрос у предприятий, выплавляющих высококачественные электростали. Это связано с тем, что металлizadosанные материалы не содержат примесей цветных металлов, которые в свою очередь снижают качество стали и требуют дополнительных приемов их удаления. Металлизированные материалы характеризуются также стабильным химическим составом и техническими характеристиками, что в свою очередь положительно влияет на ход плавки в целом. Особый интерес представляет возможность подачи горячих окатышей - HDRI непосредственно в ДСП, то есть до момента их охлаждения. Данный прием позволяет значительно увеличить технико-экономические показатели за счет снижения затрат тепла на расплавление материала. Таким образом, металлizadosанные материалы являются прямой альтернативой металлическому лому при выплавке сталей в ДСП. Общим недостатком для данного сырья является то, что в материале остается пустая порода и в случае использования угля зольный - остаток восстановителя. Данный факт ограничивает использование бедных железных руд и железосодержащих отходов производств [7].

Широко известным способом металлизации является технология SL/RN (Stelco-Lurgi Steel-National Lead), которая основана на использовании вращающейся печи (по типу обжиговой). В качестве сырья применяется окомкованная смесь железной руды и угля, также возможна подача угля непосредственно в печь. Процесс металлизации протекает при температурах 1000 – 1200 °С, за счет чего возможно достижение достаточно высокой степени металлизации (~ 98 %) при использовании небогатых железных руд. Преимуществом данной технологии является технологическая простота и возможность использования разных твердых углеродистых восстановителей, в том числе низкосортных. В качестве топлива для горелок также могут быть использованы оборотный и синтетический газы. Существуют примеры использования горячих отходящих газов для выработки электроэнергии (рисунок 2).

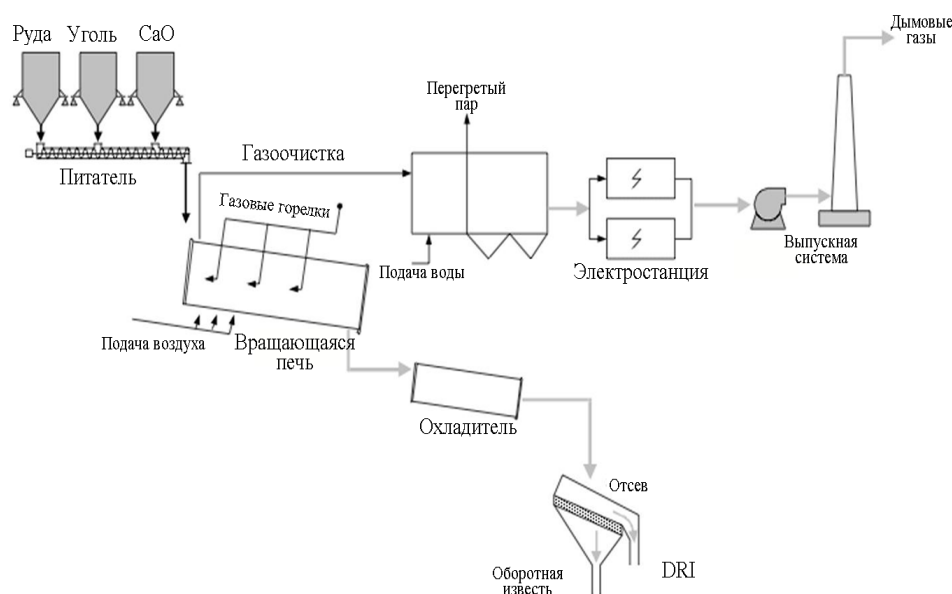


Рисунок 2 – Схема технологического процесса SL/RN (источник: IETD [7]; перевод автора)

Следует отметить, что в России на заводе «Сибэллэктросталь» была разработана и освоена технология металлизации, в которой в качестве восстановителя буроугольный полукокс. Металлиза-

ция осуществлялась на комплексной установке «решетка-трубчатая печь». Металлизированные окатыши поступали на плавку в электропечь в горячем состоянии при температурах 800 - 1000 °С. Такое решение показало увеличение производительности ДСП в 1,5 раза по сравнению с работой на холодных обожженных окатышах [8].

Дальнейшее развитие технологий металлизации привело к созданию около 20 способов получения металла в виде расплава или гранул в специальных металлургических агрегатах. С начала 90х годов прошлого столетия промышленное освоение получил процесс Corex (рисунок 3), согласно которому в сопряженных агрегатах первоначально получают твердый металлизированный материал, который далее направляется в плавильный газификатор. В плавильный газификатор через купольную часть загружается уголь. В среднюю по высоте зону газификатора вдувается кислород, который способствует образованию в слое угля оживленного (псевдооживленного) слоя и горячих восстановительных газов. В результате на дне плавильного газификатора образуются жидкие чугун и шлак. Таким образом, процесс Corex стал первым крупномасштабным процессом бескоксового получения железа, альтернативным доменному.

Исследования процессов металлизации, проведенные фирмами Kobe Steel Ltd. и Midrex Technologies, Inc. привели к созданию технологии Fastmet©. Данная технология реализуется с помощью печи с вращающимся подом (международное обозначение - RHF), на выходе получается DRI. В настоящее время эта технология нашла свое применение при металлизации отходов сталеплавильного производства. В качестве твердого углеродистого компонента шихты используется уголь, древесный уголь, кокс. Железосодержащие материалы и восстановитель в виде окатышей или брикетов подают в RHF таким образом, чтобы на поверхности подвижного пода образовался слой от 2 до 5 см. Металлизацию осуществляют при температуре 1350 °С в течение 6 – 12 мин. Такие режимы металлизации позволяют получать металлизированные материалы со степенью металлизации 95 – 98 %. Образующиеся горячие газы, содержащие значительное количество СО, повторно направляют в печь с помощью горелок, расположенных по контуру печи. В последующем данная технология была дополнена плавильной установкой по типу ДСП. Данный процесс получил название astmelt. По данной технологии возможно получение чистых по примесям цветных металлов и серы сортов сталей [9].

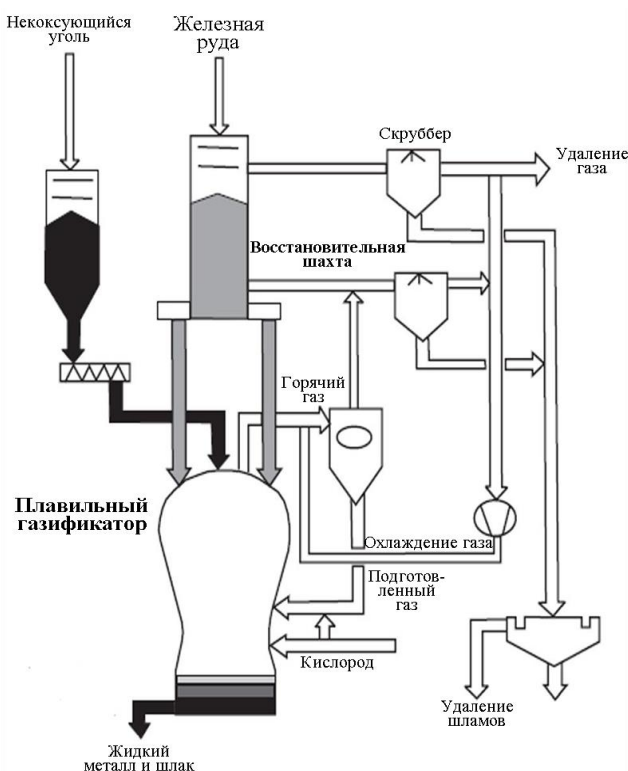


Рисунок 3 - Схема технологического процесса Corex

Развитие данной технологии привело к созданию процесса ITmk3 - «производство передельного чугуна высшего качества» (рисунок 4). Данная технология также основана на использовании RHF. Отличие состоит в том, что в процессе металлизации осуществляется расплавление материалов, которое приводит к образованию гранулированного чугуна. Процессы осуществляются при температурах 1350 -1450 °С [10].

Применение кольцевых печей для получения металлизированных материалов позволяет эффективно использовать тепло отходящих газов и более точно контролировать температуру материалов по ходу их перемещения в пространстве печи. Печь с подвижным подом также позволяет нагревать материалы до высоких температур (1400 – 1500 °С) в течение небольшого времени (5 - 15 мин.), что делает возможным управление процессами разделения металлической и шлаковой фаз при получении гранулированного чугуна [10].

Выводы. Технологии металлизации в течении последнего полувека стали прогрессивным направлением в черной металлургии. Анализ технологий металлизации, получивших промышленное освоение, позволяет обозначить вероятные направления развития технологий внедоменного получения железа:

- совмещение процессов металлизации и переплава металлизированных материалов в ДСП с получением товарной продукции;
- использование альтернативных источников тепла и восстановительных газов, в том числе полученных путем газификации недефицитных твердых углеродистых материалов;
- усовершенствование аппаратного обеспечения процессов;
- использование бедных железных руд, железо- и углеродсодержащих техногенных отходов;
- улучшение технико-экономических показателей существующих способов производства гранулированного чугуна.

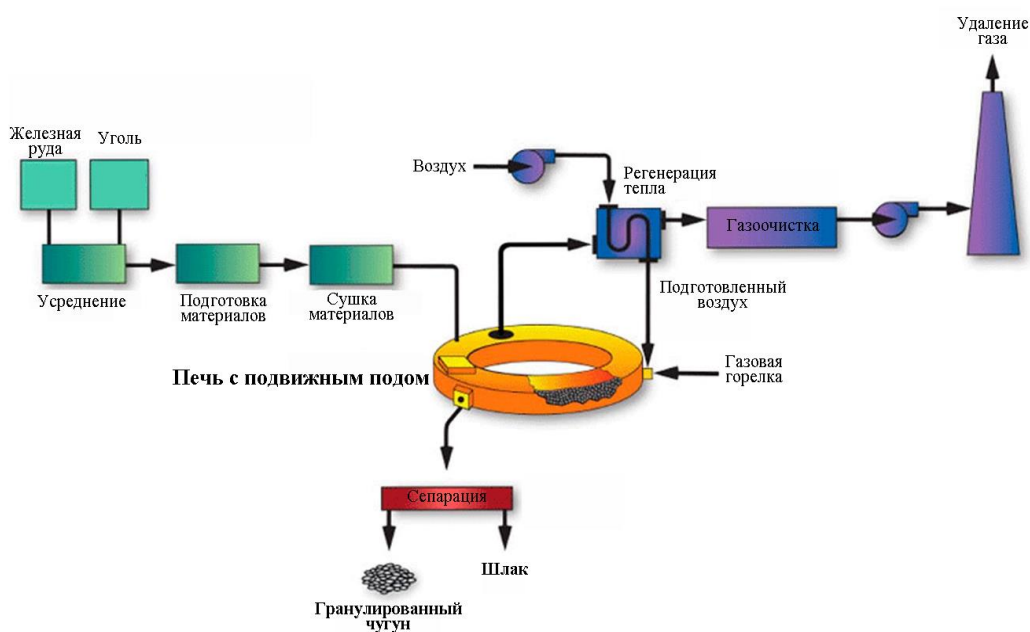


Рисунок 4 - Схема технологического процесса ITmk3 (источник: 10; перевод автора)

#### Библиографический список

1. Товаровский, И. Г Доменная плавка – эволюция, ход процессов, проблемы и перспективы / И. Г. Товаровский – Днепропетровск : Пороги, 2003. – 597 с
2. Energy-efficient reduction of iron from its ores / Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. // Steel in Translation. Vol. 46. № 4. – 2016. С 237 – 244.
3. Курунов, И. Ф. Доменный процесс – есть ли альтернатива? / И. Ф. Курунов // Металлург. – 2012. – № 4. – С. 40 – 44.
4. Юсфин Ю. С. Металлургия железа / Ю. С. Юсфин, Н. Ф. Пашков // Учебник для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению Металлургия. Москва, 2007. – 320 с.
5. Research & Development Department, Iron Unit Division, Natural Resources & Engineering Business, Midrex Technologies, Inc [Электронный ресурс]. Режим доступа: [www.midrex.com](http://www.midrex.com).
6. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.metalloinvest.com/>
7. Organisation for Economic Co-operation and Development. Energy technology transitions for industry: strategies for the next industrial revolution. – OECD Publishing, 2009.
8. Тулин Н. А. и др. Развитие бескоксовой металлургии. – 1987.
9. Ziebig A., Lampert K., Szega M. Energy analysis of a blast-furnace system operating with the Corex process and CO 2 removal //Energy. – 2008. – Т. 33. – №. 2. – С. 199-205.
10. Kikuchi S. et al. ITmk3 process //Kobelco technology review. – 2010. – Т. 29. – С. 77-84.

## СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 669.046.564:621.785

### ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА РЕССОРНО-ПРУЖИННОЙ СТАЛИ МАРКИ 40С2 ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ПРОКАТКУ И ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ, ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЕЕ ОКАЛИНЫ

Темлянцеv М.В.<sup>1</sup>, Коноз К.С.<sup>1</sup>, Кузнецова О.В.<sup>1</sup>, Деев В.Б.<sup>2</sup>, Живаго Э.Я.<sup>1</sup>

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия, uchebn\_otdel@sibsiu.ru  
Национальный исследовательский технологический институт «МИСиС»,  
г. Москва, Россия*

*Аннотация:* В статье представлены результаты исследования кинетики высокотемпературного окисления стали марки 40С2. Для осуществления прогнозных расчетов получено уравнение, позволяющее определить угар в зависимости от температуры и времени нагрева. Исследованы особенности строения, химического и фазового состава окалина, образующейся при высокотемпературном нагреве стали марки 40С2.

*Ключевые слова:* нагрев стали, окисление стали, окалина.

### THE STUDY OF FRENZY SPRING STEEL GRADE 40S2 DURING THE HEATING FOR ROLLING AND FEATURES OF THE STRUCTURE, CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION OF THE products of oxidation of steel

Temlyantsev M.V.<sup>1</sup>, Konoz K.S.<sup>1</sup>, Kyznetsova O.V.<sup>1</sup>, Deev V.B.<sup>2</sup>, Zhivago E.Ya.<sup>1</sup>

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, email: uchebn\_otdel@sibsiu.ru  
National University of Science and Technology «MISIS»,  
Moscow, Russia*

*Abstract:* The article presents the results of a study of the kinetics of high-temperature oxidation grade steel 40S2. For the implementation of calculations of the derived equation to determine the heat depending on the temperature and time of heating. Investigated features of the structure, chemical and phase composition of the scale formed at high temperature by heating the steel grade 40S2.

*Keywords:* heating of the steel, oxidation of steel.

Средне- и высокоуглеродистые кремнистые стали получили широкое распространение для изготовления пружин, рессор различного назначения и прутковых пружинных клемм – упругих элементов железнодорожных креплений соединения рельсов со шпальной решеткой [1 – 3]. Прокат для их производства получают посредством горячей прокатки непрерывнолитых заготовок, которые нагревают в методических печах. Высокотемпературный нагрев сопровождается окалинообразованием, приводящим к потерям полезной массы металла и формированием на поверхности заготовок слоя окалина, который может приводить к снижению качества поверхности круглого проката [4, 5]. Существенную роль при этом играют строение и свойства образующейся окалина [5, 6]. При разработке технологии нагрева и назначении температурных режимов, обеспечивающих металосберегаю-

щий нагрев [7 – 9] необходимы сведения о кинетике окисления стали. Поскольку точные аналитические решения для нахождения зависимости интенсивности окисления сталей различного химического состава отсутствуют единственным путем получения таких зависимостей является эмпирический. Анализ специальной технической литературы [4, 5, 9 – 11] показывает, что кинетика окисления кремнистой стали марки 40С2 мало изучена, а количественные данные по влиянию температурно-временного фактора на ее угар отсутствуют. В связи с этим получение новой информации о кинетике высокотемпературного окисления рессорно-пружинной стали марки 40С2 и особенностей строения ее окарины актуально и имеет большое практическое значение.

В данной работе проведено исследование угара стали марки 40С2 (химический состав, %: 0,377 С; 1,604 Si; 0,65 Mn; 0,204 Cr) и особенностей строения, фазового и химического состава ее окарины. Кинетику окисления исследовали с помощью гравиметрического метода на цилиндрических образцах диам. 11 мм, длиной 20 – 30 мм. Образцы вырезали из отрезков круглого проката. Перед вырезкой образцов стержни отжигали и обтачивали на токарном станке с целью полного удаления обезуглероженного слоя.

При проведении лабораторных экспериментов нагрев образцов до температур 850 – 1200 °С (с шагом 50 °С) и выдержку при постоянной температуре поверхности в течении 5, 15 и 25 мин проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха.

До и после опытов геометрические размеры образцов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах Vibra AF-220CE с точностью до 0,1 мг. Для удаления окарины с поверхности образцы подвергали травлению в подогретом до 40 – 60 °С 10 %-ном растворе серной кислоты с добавлением 0,1 г/л тиомочевины.

При обработке экспериментальных данных считали, что зависимость угара (или толщины окисленного слоя) от времени подчиняется закону квадратного корня, который отражает диффузионный механизм окисления, температура поверхности металла постоянна во времени и зависимость угара от температурно-временного фактора подчиняется следующему уравнению [4]:

$$Y = k\sqrt{\tau}, \quad (1)$$

где:  $k$  – константа скорости окисления, г/(см<sup>2</sup> · мин<sup>0,5</sup>);

$\tau$  – время выдержки металла при постоянной температуре, мин.

Для соотношения (1) принимают, что константа скорости окисления подчиняется уравнению Аррениуса, которое можно представить в виде [4]

$$k = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

где  $A$  – эмпирический коэффициент, зависящий от химического состава стали, состава атмосферы и других факторов, г/(см<sup>2</sup> · мин<sup>0,5</sup>);

$Q$  – энергия активации или разрыхления решетки оксида, Дж/кмоль;

$R = 8,3143$  – универсальная газовая постоянная, Дж/(кмоль · К);

$T$  – температура, К.

Принимая  $B = Q/R$ , соотношение (2) записывают в виде

$$k = A \exp\left(-\frac{B}{T}\right), \quad (3)$$

где коэффициент  $B$  имеет размерность К.

На рисунке 1 представлена зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры для стали марки 40С2.

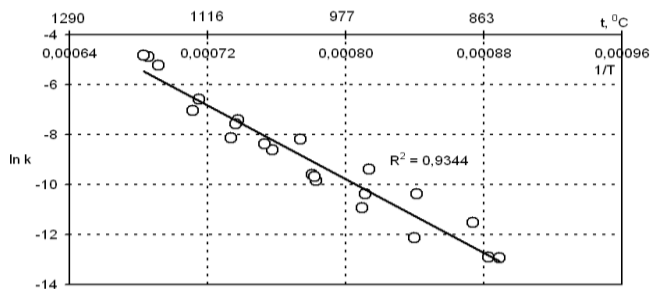


Рисунок 1 – Зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры для стали марки 40С2



Для прогнозных расчетов получена зависимость, позволяющая определить угар  $У$  в зависимости от температуры и времени нагрева:

$$У = 22371,9 \cdot \exp(-18435/T) \cdot \sqrt{\tau} \quad (4)$$

Анализ полученных результатов показывает, что температурно-временная зависимость угара стали марки 40С2 аналогична зависимостям, близким по химическому составу сталям марок 60С2 и 60С2ХА [4, 10, 11]. В области температур 1050 – 1100 °С наблюдается резкая интенсификация угара. Для стали марки 40С2 температура оказывает более сильное влияние на угар по сравнению со сталью марки 60С2ХА. В частности при времени выдержки 25 мин повышение температуры с 850 до 1175 °С для стали марки 40С2 сопровождается ростом угара с 0,016 до 0,367 г/см<sup>2</sup>, т.е. почти в 23 раза, а для стали марки 60С2ХА с 0,019 до 0,270 г/см<sup>2</sup>, т.е. в 14 раз. Для стали марки 40С2 в области температур 850 – 950 °С характерно менее интенсивное окисление по сравнению со сталью марки 60С2ХА, а для температур более 1150 °С наоборот.

Исследование структуры, химического и фазового состава окалины проведено в НИТУ «МИСиС» на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA 3 с энергодисперсионной приставкой OXFORD AZtec для микрорентгеноспектрального анализа. Образцы для анализа были отобраны от пластинок окалины толщиной 1 – 1,5 мм с образцов, нагретых до 1175 °С, время выдержки составило 25 мин. После нагрева образцы с окалиной охлаждали на атмосферном воздухе в условиях естественной конвекции.

На рисунке 2 представлен общий вид микроструктуры окалины. Слой гематита, граничащий с атмосферой печи имеет минимальную толщину – порядка 40 – 60 мкм, слой магнетита имеет толщину порядка 250 – 280 мкм, наибольшую толщину 800 – 900 мкм имеет слой вюститита с выделившимся при охлаждении вторичным магнетитом, граничащий с поверхностью стали.

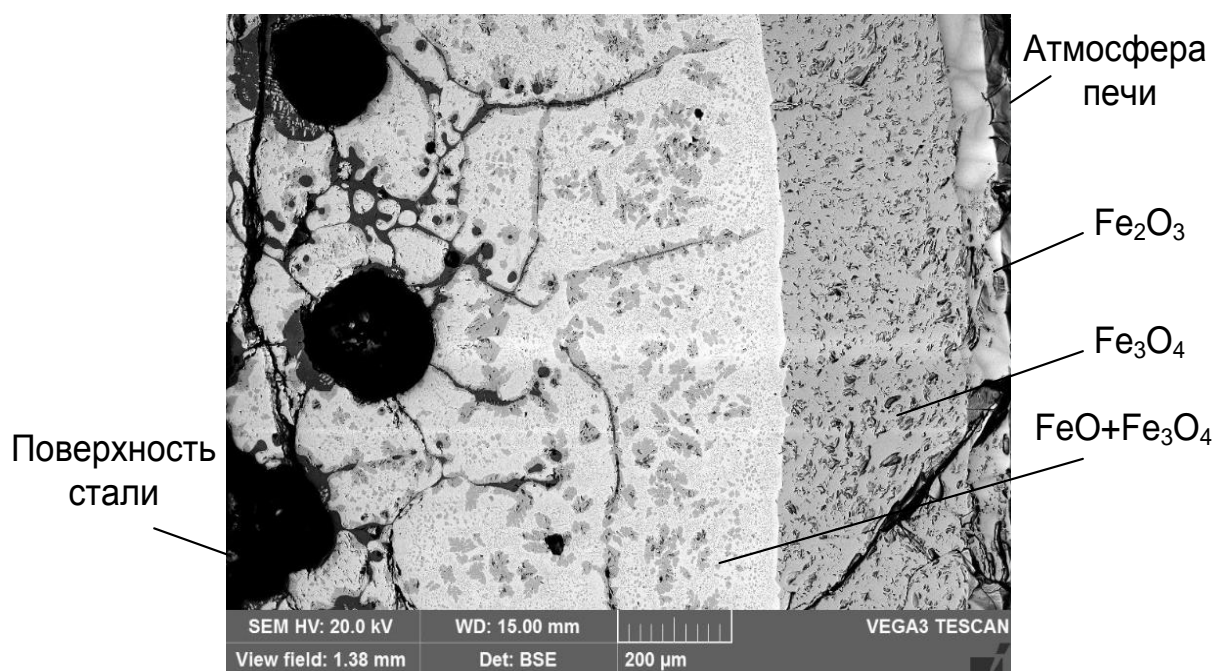


Рисунок 2 – Микроструктура окалины

Химический и фазовый составы слоев гематита и магнетита относительно равномерны по толщине и периметру (рисунок 3). В таблице 1 представлены их составы в различных точках слоев.

Слой окалины, прилегающий к поверхности стали (рисунок 4) характеризуется гораздо большей макроструктурной, химической и фазовой неоднородностью (таблица 2). Помимо вюститом-магнетитовой смеси присутствуют силикаты железа, характеризующиеся повышенным (до 13 % масс.) содержанием кремния.

По мере приближения к поверхности стали количество участков, обогащенных кремнием увеличивается

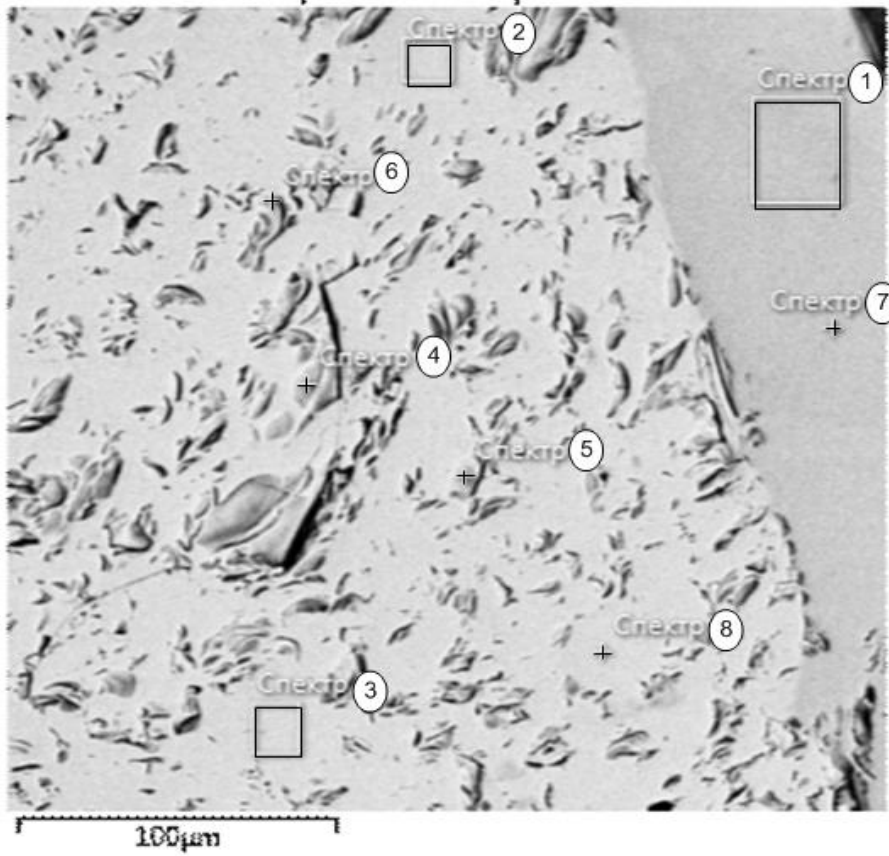


Рисунок 3 – Микроструктура слоев гематита и магнетита

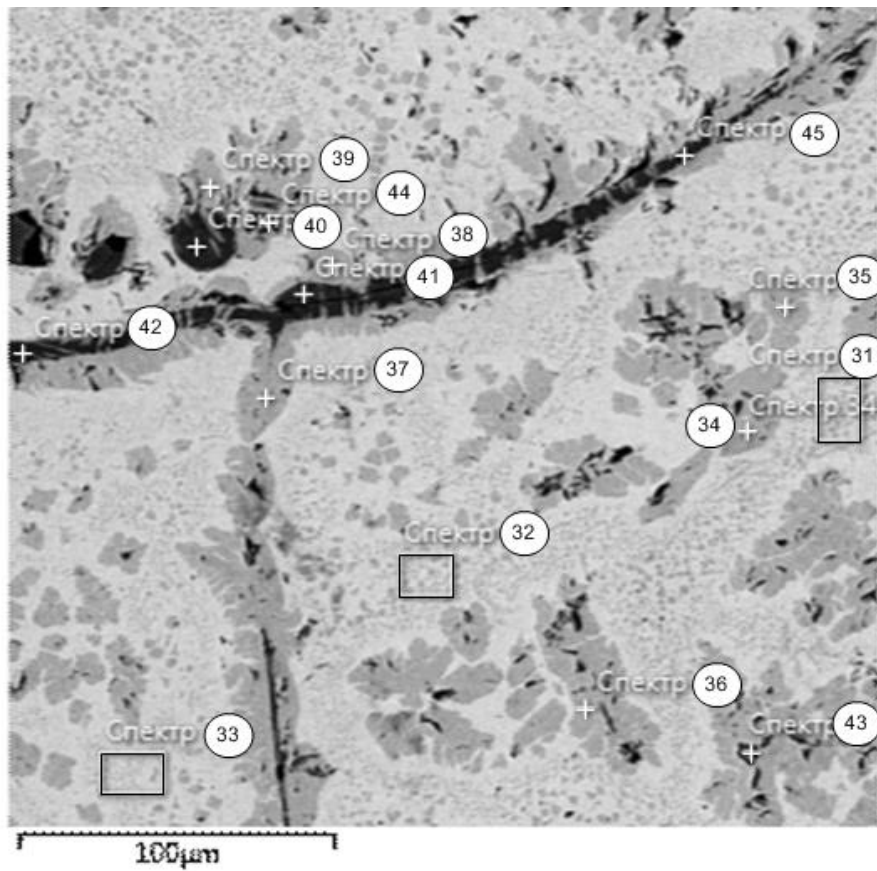


Рисунок 4 – Микроструктура слоя вюститита с выделившимся при охлаждении вторичным магнетитом

Таблица 1 – Химический состав (масс. %) слоев гематита и магнетита

№ спектра	O	Si	P	S	Mn	Fe	Сумма
1 гематит	33,52	0,09	0	0	0,08	66,31	100
7 гематит	34,11	0,06	0,03	0	0,1	65,7	100
2 магнетит	31,37	0	0,02	0,03	0,44	68,14	100
3 магнетит	31,17	0,06	0	0,02	0,52	68,23	100
4 магнетит	31,52	0	0	0,03	0,42	68,02	100
5 магнетит	31,21	0,02	0	0,01	0,45	68,3	100
6 магнетит	31,86	0,02	0	0,01	0,37	67,74	100
8 магнетит	30,19	0,12	0,03	0,03	0,48	69,16	100

Таблица 2 – Химический состав (масс. %) слоя вюститита с выделившимся при охлаждении вторичным магнетитом

№ спектра	O	Si	P	S	Mn	Fe	Cu	Mo	Сумма
31 вюстит+магнетит	27,58	0,4	0	0,03	0,55	71,44	–	–	100
32 вюстит+магнетит	27,97	0,06	0,02	0,05	0,42	71,49	–	–	100
33 вюстит+магнетит	27,37	0,04	0,01	0,03	0,43	72,12	–	–	100
34 вюстит+магнетит	31,02	0,02	0	0,05	0,42	68,5	–	–	100
35 вюстит+магнетит	31,77	0,44	0,02	0	0,35	67,43	–	–	100
36 вюстит+магнетит	31,44	0,01	0,01	0,02	0,4	68,12	–	–	100
37 вюстит+магнетит	31,24	0,3	0,02	0	0,31	68,12	–	–	100
38 вюстит+магнетит	31,1	0,33	0	0,04	0,35	68,17	–	–	100
39 вюстит+магнетит	31,67	0,22	0	0	0,36	67,75	–	–	100
40 силикаты железа	36,74	13,58	0,08	0,03	1,61	47,96	–	–	100
41 силикаты железа	36,26	13,48	0,14	0	1,65	48,47	–	–	100
42 силикаты железа	36,04	13,34	0,14	0	1,35	49,14	–	–	100
45 силикаты железа	31,87	7,39	0,01	0,02	1,09	59,62	–	–	100
43 силикаты железа	26,72	2,12	0	0,05	0,3	70,24	0,22	0,35	100
44 силикаты железа	31,77	1,61	0,04	0,04	0,45	66,09	–	–	100

*Выводы:* Исследовано влияние температурно-временного фактора на кинетику окисления кремнистой рессорно-пружинной стали марки 40С2. Для осуществления прогнозных расчетов получено уравнение, позволяющее определить угар в зависимости от температуры и времени нагрева. Установлено, что в области температур 1050 – 1100 °С наблюдается резкая интенсификация угара, для стали марки 40С2 в области температур 850 – 950 °С характерно менее интенсивное окалинообразование по сравнению со сталью марки 60С2ХА, а для температур более 1150 °С наоборот. С применением электронной сканирующей микроскопии исследовано строение окалины. Установлено, что слой гематита, граничащий с атмосферой печи имеет минимальную толщину – порядка 40 – 60 мкм, слой магнетита имеет толщину порядка 250 – 280 мкм, наибольшую толщину 800 – 900 мкм имеет слой вюститита с выделившимся при охлаждении вторичным магнетитом, граничащий с поверхностью стали. Химический и фазовый составы слоев гематита и магнетита относительно равномерны по толщине и периметру. Слой окалины, прилегающий к поверхности стали характеризуется гораздо большей макроструктурной, химической и фазовой неоднородностью. Помимо вюстито-магнетитовой смеси присутствуют силикаты железа, характеризующиеся повышенным содержанием кремния.

#### Библиографический список

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М. : Металлургия, 1984. – 359 с.
2. Технология производства прутковых пружинных клемм / С.А. Семихатский, Ю.А. Панфилов,

А.И. Кузнецова, Д.А. Шушарин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2006. – № 10. – С. 43 – 48.

3. Федин В.М. Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути. – М.: Интекст, 2002. – 2008.

4. Темлянец М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.

5. Нагрев стальных слябов / Перетягко В.Н., Темлянец Н.В., Темлянец М.В., Михайленко Ю.Е. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.

6. Перетягко В.Н., Темлянец Н.В. Исследование влияния строения поверхностных слоев стали на удаление окалины после высокотемпературного нагрева слябов под прокатку // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – Вып. 16. – С. 63 – 70.

7. Нагрев под прокатку непрерывнолитых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянец, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин, Н.В. Темлянец // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 69, 70.

8. О выборе температурных режимов нагрева под прокатку непрерывно литых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянец, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, Л.Т. Кожеурова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 47 – 49.

9. Филиппова М.В., Перетягко В.Н., Темлянец М.В. Разработка и внедрение энерго- и ресурсосберегающих технологий обработки металлов давлением. – Новосибирск: Издательство Сибирского отделения РАН, 2016. – 269 с.

10. Темлянец М.В., Темлянец Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – №3. – С. 50–52.

11. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА / М.В. Темлянец, К.С. Слажнева, А.Ю. Дзюба, А.А. Уманский, Н.В. Темлянец // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – Вып.33. – С. 55–63.

УДК: 669.539.382:669.17

## **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ 100-М ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

**Юрьев А.А.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>2</sup>, Морозов К.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>3,4</sup>,  
Коновалов С.В.<sup>5</sup>, Семин А.П.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> *ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
г. Новокузнецк, Россия*

<sup>2</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

<sup>3</sup> *Институт сильноточной электроники СО РАН,  
г. Томск, Россия*

<sup>4</sup> *Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия*

<sup>5</sup> *Самарский национальный исследовательский университет  
имени академика С.П. Королева,  
г. Самара, Россия*

**Аннотация.** Методами оптической и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучена эволюция структурно-фазовых состояний поверхностных слоев головки дифференцированно закаленных рельсов на глубину до 10 мм по выкружке после пропущенного тоннажа 691, 8 млн. тонн брутто.

**Ключевые слова:** дифференциально закаленные рельсы, структура, фазовый состав, долговременная эксплуатация

# STRUCTURE-PHASE STATE EVOLUTION OF 100-M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS IN LONG-TERM USAGE

Yuriev A.A.<sup>1</sup>, Gromov B.E.<sup>2</sup>, Morozov K.V.<sup>1</sup>, Ivanov Yu.F.<sup>3,4</sup>, Konovalov S.V.<sup>5</sup>, Semin A.P.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Ltd company' Evraz- Joint West Siberian metallurgical combine, Novokuznetsk, Russia*

<sup>2</sup>*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru*

<sup>3</sup>*Institute of High-Current Electronics of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia*

<sup>4</sup>*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

<sup>5</sup>*Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara, Russia*

**Abstract:** *By methods of optic and transmission electron diffraction microscopy the structure-phase states evolution of surface layers' head of differentially hardened rails to the depth up to 10 mm along the fillet after the passed tonnage of 691.8 mln. t. brutto was examined.*

**Keywords:** *differentially hardened rails, structure, phase composition, long-term operation.*

## Introduction

The long-term usage of rails is accompanied by the considerable change in structure and properties of the surface layer [1-3]. The structure-phase states with anomalous high values of microhardness are formed in the surface layers even at a comparatively small operating load of 100-500 mln.t. of passed tonnage.

Under this surface intensive plastic deformation the cementite plates are either arched or fractured at interfaces. The dissolution of cementite and austenite formation is noted at the expense of the reverse  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation [4-6]. The understanding of the processes running in steel in this case is one of the essential conditions of material state control making possible to predict the operating of rails.

The purpose of the research is a comparative layer-by-layer analysis of surface structure and phase composition of differentially hardened rails in long-term usage.

## Materials and methods

The test materials were the samples of differentially hardened rails of E76CrV steel of DT 350 category fabricated at open joint-stock company «Evraz ZSMK» after operating load tonnage of 691.8 mln.t. brutto in the processes of field-tests at experimental ring «VNIIZhT».

The chemical composition of rail material meet the State Standard requirements P51685-2013 for E76CrV steel. The microstructure of rails' metal was tested according to the requirements of State Standard P51685-2013 at templet cut from rails in transverse direction, after etching in 50% water solution of hydrochloric acid. The microstructure analysis was done after electrolytic polishing of micro metallographic section in 5% acetic solution of perchloric acid followed by etching in 4% alcoholic solution of nitric acid. The investigation of phase composition and defect substructure of rails was carried out by methods of diffraction electron microscopy. The foils for testing were manufactured by method of electrolyte thinning of plates cut by electro-spark method from the fillet region at 2 mm and 10 mm distance and near the fillet surface according to Fig. 1



Figure 1 - Diagram of rail sample preparing on testing its structure by methods of electron diffraction microscopy. The direction along the fillet is designated with solid line; the regions of metal layers' location used for foil preparation are designated with dotted lines.

## Results and Discussion

By methods of metallography it is established that a considerably deformed structure to depth up to 200  $\mu\text{m}$  is observed on the etched metallographic sections from the surface of the working fillet. The decarbonized layer value from the surface along the solid ferrite network does not exceed 0.25  $\mu\text{m}$ . In the initial state (before the usage) the following structural constituents were marked out by the morphologic feature by methods of electron diffraction microscopy: the lamellar pearlite, the grains of ferrite-carbide mixture and the grains of structurally free ferrite. The main structural types of the tested steel are the grains of lamellar pearlite with their relative content in the material being 0.7; the relative content of grains of ferrite-carbide mixture is 0.25; the balance is the grains of structurally free ferrite.

After the passed tonnage of 691.8 mln.t. this state is conserved only at 10 mm depth from the fillet surface. The distinctive feature of the structure at this distance is a large number of bend extinction contours being indicative of the elastic-plastic distortions of the material's crystal lattice caused by the intensive mechanical effect on rails' material in the process of usage.

The stress concentrators of the tested steel are the intraphase and interphase interfaces (1) of ferrite and pearlite grains (Fig. 2, a); (2) plates of cementite and ferrite of pearlite colonies (Fig. 2, b, c); (3) particles of globular cementite and ferrite (Fig. 2 d).

The multiple changes in rail metal structure at the microlevel are manifested in the formation of small crack network of the contact-fatigue origin being revealed on the tread surface of rail's head after etching. At the region of defects of contact-fatigue origin the continuity violations filled with corrosion products passing at an acute angle to the surface to the depth up to 140  $\mu\text{m}$  are observed. The distance between the defects measures 700-110  $\mu\text{m}$ .

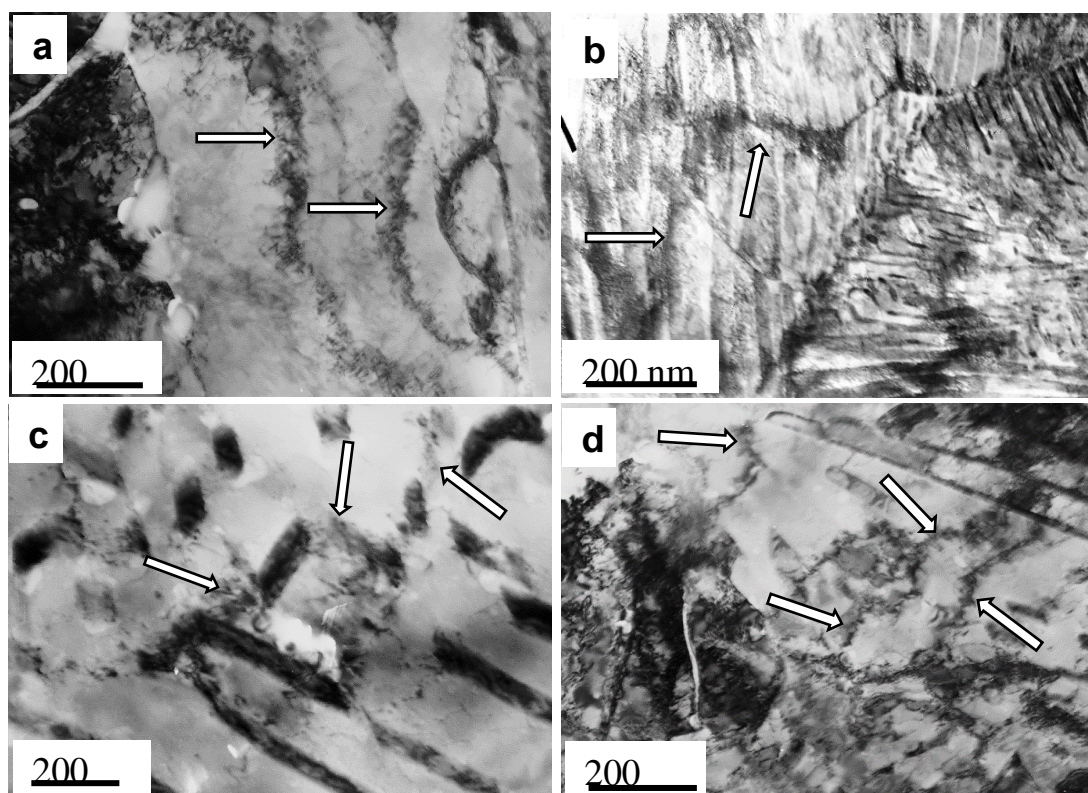


Figure 2 - Bend extinction contours (designated by the arrows) in grains of ferrite (a); plastic (b, c) and ferrite-carbide mixture (d)

Fig. 3 shows the image of cementite plates of pearlite colony located in the surface layer of rail head fillet after usage. The studies performed by the methods of dark field analysis show that the usage is accompanied by the fragmentation of cementite plates followed by their destruction. The carbide phase reflections in microelectron diffraction pattern obtained from the plates have both the radial and azimuthal spreading indicative of the high level of cementite crystal lattice imperfection and the change in crystal lattice parameter due to the escape of carbon atom as well.

Rail operation is accompanied by significant changes in the defect substructure of the structure-free ferrite grains, within which band substructure is observed. The distance between the bands is 30-40 nm. At the band structure, we see carbide particles in the range of 5-10 nm. These findings may indicate that two

competing processes occur in rail operation: (1) fragmentation of the cementite particles, with their subsequent entrainment in the ferrite grains or plates (in the pearlite structure); (2) fragmentation and subsequent solution of the cementite particles, with transfer of the carbon particles to dislocations (Cottrell atmospheres) and transportation of carbon atoms by dislocations within the ferrite grains (or plates), culminating in the formation of cementite nanoparticles.

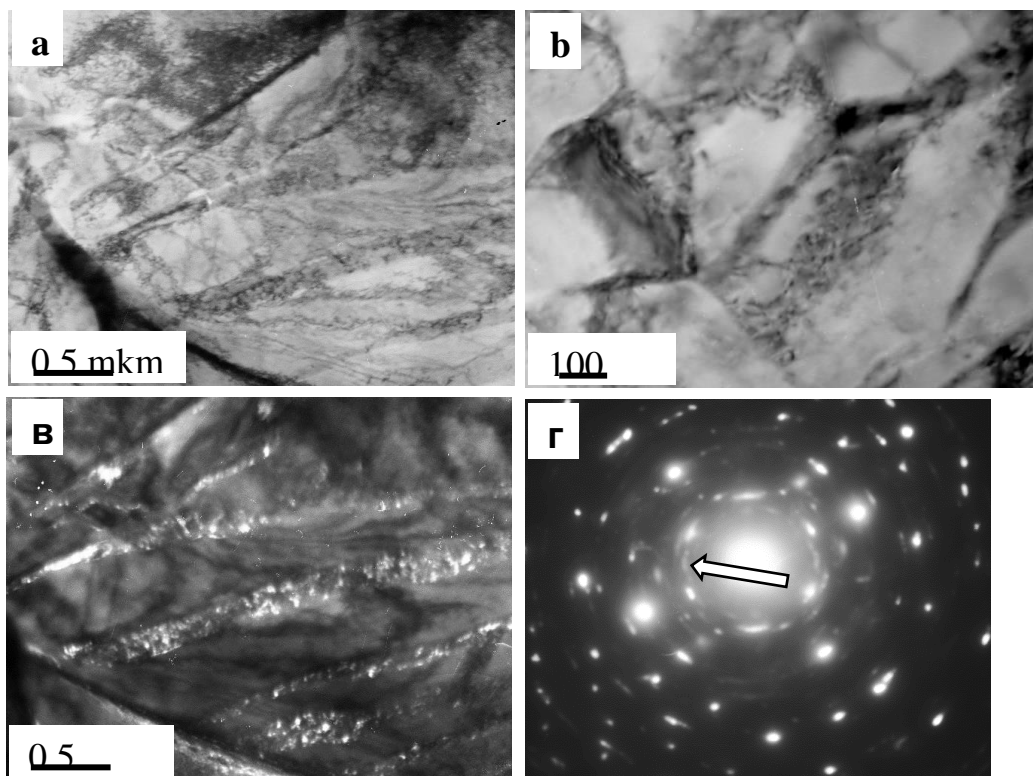


Figure 3 - Electron microscopy image of surface layer structure of fillet metal of rail head after usage: a, b – light field images; c- dark field obtained in the reflection  $[130] \text{Fe}_3\text{Cr}$ ; d- microelectron diffraction pattern, the arrow designates the reflection in which the dark field was obtained.

### Conclusion

By methods of optic and electron diffraction microscopy the studies of phase composition, macro- and microdefect structure of fillet metal of differentially hardened rails of category DT 350 from E76CrV steel after the passed tonnage of 691.8 mln.t. brutto in the process of field tests at experimental ring of open joint- stock company «VNIIZhT» were performed. It is shown that rails usage is accompanied by the multiple transformation of steel structure. At the macrolevel it is manifested in the formation of microcracks passing at an acute angle to the surface to the depth up to 140  $\mu\text{m}$ , and the formation of decarbonized layer; at the microlevel – in the formation of elastic- plastic stress fields and the cementite plate destruction of pearlite colonies. In the grains of structurally free ferrite the fragmentation of cementite particles and their dissolution is observed.

### Acknowledgement

The research is financially supported by the Russian research fund, project № 15-12-00010.

### References

1. E. Sheinman, J. Friction Wear 33(4), 308–314 (2012).
2. V. E. Gromov, O. A. Peregodov, Y. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, and O. A. Semina, J. Surf. Investig. X-ray Synchrotron Neutron Techniq. 10(1), 76–82 (2016).
3. V. E. Gromov, A. B. Yur'ev, K. V. Morozov, and Yu. F. Ivanov, Microstructure of Quenched Rails (Cambridge Int. Sci. Publ., Cambridge, 2016).
4. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels // Steel tech. 2008. V 3. N 1. Pp.19-23.
5. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Souvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe-C composite // Acta Mater. 2006. V 54. Pp. 1659-1669.
6. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. V 345. Pp. 81-89.

## РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АВТОЛИСТА ПОВЫШЕННОГО КАЧЕСТВА В УСЛОВИЯХ СТАНА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ 2500

Кондрашов С.А., Голубчик Э.М., Мартынова Т.Ю.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,  
Магнитогорск, Россия, soulsnack@mail.ru*

**Аннотация:** Данная работа посвящена вопросам разработки новой технологии очистки полосы от остатков охлаждающей жидкости во время процесса производства холоднокатаного металла на примере 4-х клетового стана 2500 холодной прокатки, с целью расширения сортамента выпускаемой продукции. Выполнен расчет параметров системы очистки полосы и оборудования системы.

**Ключевые слова:** рабочие валки, система очистки полосы, плуг, проводковый стол, эмульсия, сжатый воздух, прокатываемая полоса, клеть, смазочно-охлаждающая жидкость.

## DEVELOPMENT OF INNOVATIVE PRODUCTION TECHNOLOGY OF AUTOMOTIVE HIGH QUALITY IN THE CONDITIONS OF COLD ROLLING MILL 2500

Kondrashov S.A., Golubchik E.M., Martynova T.Y.

*Nosov Magnitogorsk state technical university, Magnitogorsk,  
Russian Federation, soulsnack@mail.ru*

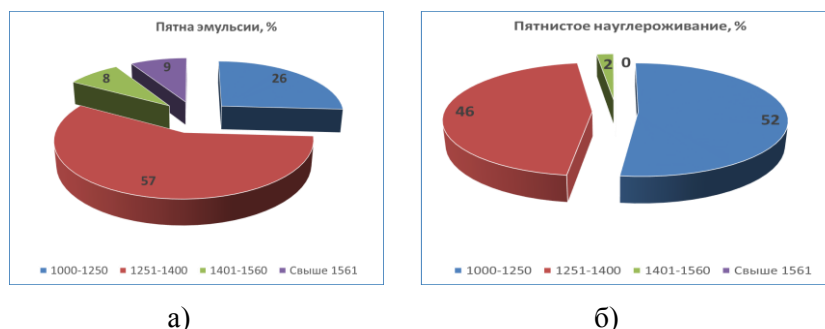
**Abstract:** This work is devoted to the development of new technology for cleaning strip from the remnants of the coolant during the production process cold rolled metal, for example 4-stand hot rolling mill 2500 cold rolling, with the aim of expanding the range of products. The calculation of the parameters of the cleaning system bandwidth and system hardware.

**Keywords:** work rolls, cleaning system strips, plow, provodkoy table, emulsion, compressed air, rolled strip, cage, and lubricant-coolant.

В настоящее время одной из основных тенденций развития черной металлургии является коренное улучшение качества металлопродукции в результате внедрения инновационных способов производства металла, а также производство новых марок стали, отвечающих интенсивному развитию мирового рынка машиностроения в различных отраслях. В условиях рыночной экономики, для достижения высокой эффективности использования холоднокатаного листа, особое значение приобретают проблемы повышения его качества [1].

В качестве исследуемого объекта был выбран 4-х клетовой стан холодной прокатки 2500, который является крупным потребителем системы электроснабжения промышленного предприятия черной металлургии [2,3,4,5].

За 2015 год был выполнен анализ дефектов и построены круговые диаграммы (рисунки 1, а и 1, б) для пятен эмульсии, масла, электролита и для пятнистого науглероживания. На данных диаграммах видно, что распределение данных дефектов, на холоднокатаной полосе, по ширине неравномерно.



а)

б)

Рисунок 1 – Распределение дефектов по ширине



Существуют различные способы удаления остатков охлаждающей жидкости с прокатываемой полосы на стане холодной прокатки. Один из способов является применение войлока или так называемые миткалевые очистители (сшитые куски ткани), которые находятся в зажимном устройстве и через них протягивается полоса в процессе производства. Недостатком этого метода является то, что часть тягового усилия наматывающего устройства теряется в процессе возникающего трения. Войлок или текстильное волокно сравнительно быстро впитывают в себя стираемую жидкость, при этом постепенно теряют абсорбционные свойства, а тем самым качество стирания со временем снижается. Кроме того, эти материалы постепенно освобождают свои волокна, которые остаются на листе и вызывают поверхностные дефекты прокатанного листа при дальнейшей обработке. Проблемой также является то, что стружка, застрявшая в войлоке или миткалевом очистителе, может вызвать дальнейшее повреждение листа в виде царапин [6].

Также возможно удаление остатков охлаждающей жидкости методом стирания при помощи стирающих валков. Окончательный результат стирания, однако, зависит от поверхности рабочих валков трассы и от собственно стирающих валков. Но данный метод не является эффективным, так как во время работы происходит наклеивание частиц загрязнений на валки и в дальнейшем на прокатываемую полосу, при этом качество удаления загрязнений с поверхности зависит от ровности листа, его толщины и скорости прокатки.

Для очистки полосы также используются специальные современные системы для обдува полосы, которые разрабатываются как зарубежными, так и отечественными фирмами, включая Siemens, SMS Demag, Spraying System Co. и др. Рассмотрим в качестве примера применение перспективного устройства VakuRoll фирмы Spraying System Co и принцип его работы. Система представляет собой два горизонтально расположенных ролика (рисунок 2).

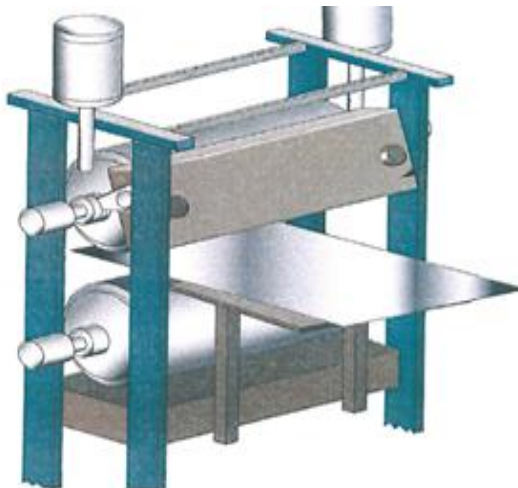


Рисунок 2 - Система VakuRoll с двумя горизонтально расположенными роликами

Принцип работы системы заключается в том, что система создает равномерный вакуум по всей длине ролика, включая его края. По мере удаления охлаждающей жидкости с полосы, она проходит сквозь оболочку ролика. Таким образом, эмульсия и масла втягиваются в поверхность оболочки ролика, а твердые включения захватываются дисками и остаются между ними для предотвращения царапин на полосе. Эмульсия проходит через полый центр корпуса ролика и в дальнейшем попадает в эмульсионную систему для повторного использования. Но значительным минусом данного решения является завышенная цена, реконструкция оборудования и выбор места для размещения данной системы очистки полосы в выходной части стана холодной прокатки.

Исходя из выше перечисленных методов очистки полосы от эмульсии, рациональным решением является разработка инновационной технологии производства, расчет параметров и внедрение новой системы очистки полосы, основанной на принципе обдувки сжатым воздухом. Данный метод имеет значительный минус в повышенном расходе сжатого воздуха, поэтому данная система разработана таким образом, чтобы учесть все особенности производства холодного проката на стане с минимальным расходом сжатого воздуха. При внедрении данная система позволит снизить расход сжатого воздуха более чем в 2,5 раза, по сравнению с действующей на данный момент времени.

Система очистки полосы, основанная на принципе подачи сжатого воздуха состоит из двух частей:

1. Разработка и установка нового плуга для подачи сжатого воздуха, с целью очистки полосы

за IV клетью от остатков СОЖ (смазочно-охлаждающая жидкость). На данном плуге необходимо разместить 2 независимые зоны подачи сжатого воздуха для эффективной очистки металла различной ширины от СОЖ (рисунок 3).

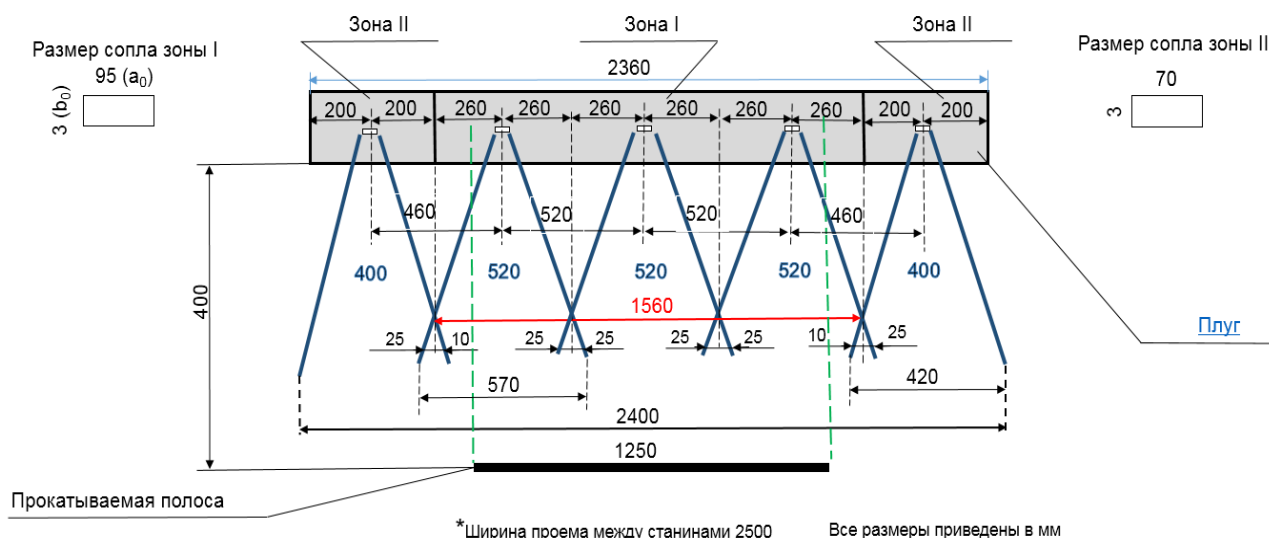


Рисунок 3 - Схема нового плуга для подачи сжатого воздуха

Данное исполнение плуга позволит не только эффективно удалять остатки СОЖ с полосы, но и экономить потребление сжатого воздуха.

2. Изготовление и установка новой конструкции проводкового стола за IV клетью (рисунок 4).

Размеры приведены в мм, толщина штрипса 30+40 мм.

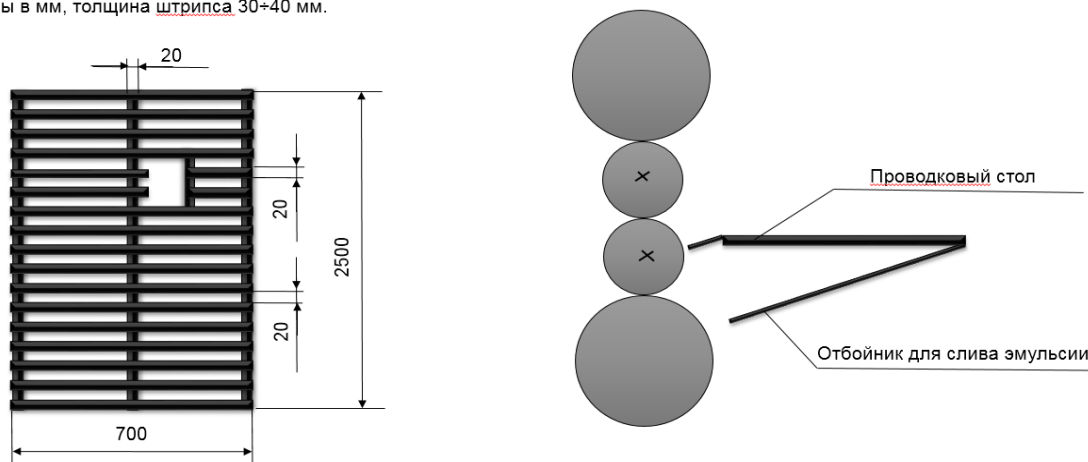


Рисунок 4 - Усовершенствованная конструкция проводкового стола и схема установки

Данное исполнение проводкового стола позволит беспрепятственно поступать эмульсии в картер IV клетки, далее в эмульсионную систему, а также исключает возможность скапливания эмульсии на проводковом столе. Конструктивная особенность данного исполнения проводкового стола позволит исключить попадание эмульсии в картер моталки, за счет установки отбойника под проводковым столом (рисунок 4).

В результате внедрения данных мероприятий, система очистки полосы от СОЖ за IV клетью будет работать согласно (рисунок 5).

Эмульсия, попадающая на проводковый стол, ранее перечисленными методами, не скапливается на нем, беспрепятственно попадая со стола по отбойнику в картер IV клетки, далее в эмульсионную систему. Следовательно, исключается попадание СОЖ на прокатываемую полосу во время работы сдува, при образовании взвихряющихся потоков воздуха.

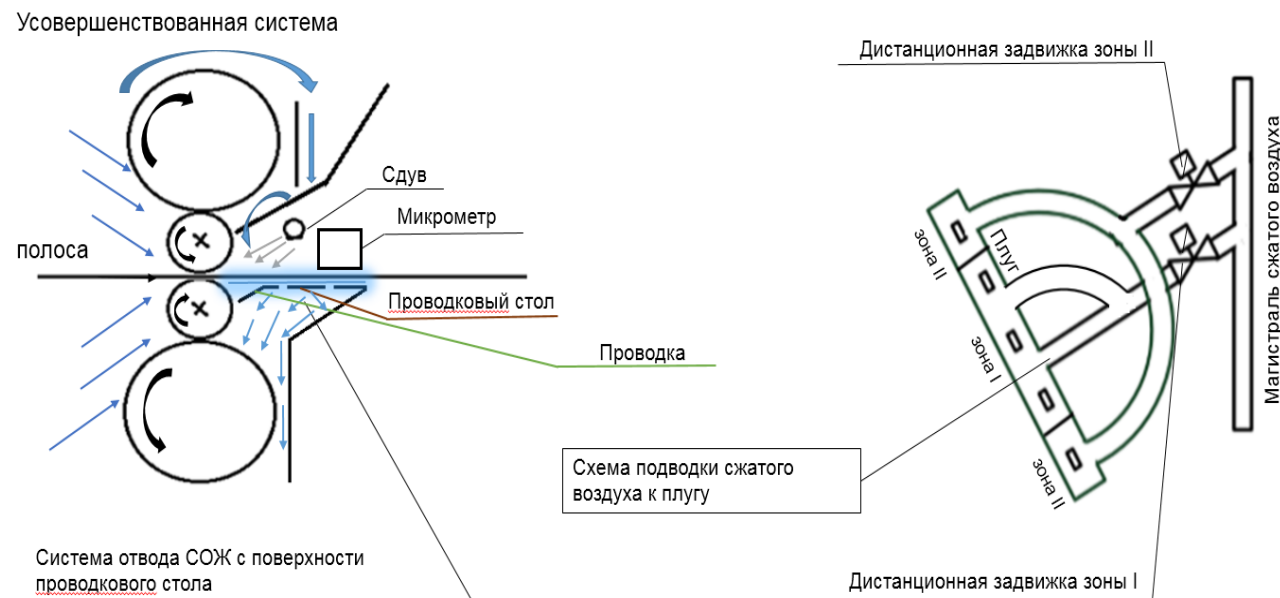


Рисунок 5 – Схема усовершенствованной системы очистки полосы за IV клетью от СОЖ и схема подсоединения плуга к воздушной магистрали

При установке новой конструкции плуга (рисунок 5) планируется исключить риски возникновения взвихряющихся воздушных потоков при работе сдува для очистки прокатываемой полосы от СОЖ. Такое решение исполнения плуга достигается за счет его рассчитанной длины в 2360 мм и зоной охвата сдува в 2400 мм, что меньше ширины проема между станиной, которая составляет 2500 мм. Не менее важным для экономии сжатого воздуха и снижению рисков попадания СОЖ на прокатываемую полосу, является разделение плуга на 2 зоны. 1-я зона (центр) – предназначена для работы сдува при ширине прокатываемой полосы в диапазоне от 1000-1560 мм, 2-я зона (края) – подключается для прокатки полосы шириной свыше 1561 мм. Для оперативного включения и выключения подачи сжатого воздуха предусмотрено дистанционное открывание и закрывание задвижки 1-й и 2-й зон сдува, блок управления которыми, установлен на главном посту 4-х клетевых стана (рисунок 5).

Исходя из условий и особенностей, в которых будет работать сдув, на плуге выполняются отверстия прямоугольного сечения.

Плоские струи образуются при истечении из вытянутых прямоугольных отверстий с отношением сторон  $a_0/b_0 > 5$ . Образующаяся при истечении из вытянутого прямоугольного отверстия струя потока сжатого воздуха рассчитывается как плоская на расстоянии  $x < 6a_0$ , где  $a_0$  - размер большей стороны прямоугольного отверстия,  $x$  – расстояние от сопла до полосы.

Выполнен расчет параметров плуга:

Для зоны I:

$$a_0 = 95 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}, x = 400 \text{ мм}.$$

$$x < 6a_0, \quad (1)$$

где  $a_0$  - размер большей стороны прямоугольного отверстия;

$x$  – расстояние от сопла до полосы.

Исходя из формулы зона покрытия сжатым воздухом одного сопла:  $6 \cdot 95 = 570 \text{ мм}$

С целью исключения попадания эмульсии на полосу между зонами покрытия сопел, необходимо расположить сопла в зоне I на расстоянии в 520 мм друг от друга, для обеспечения зоны перекрытия в 25 мм с каждой стороны.

Расстояние от сопла плуга до прокатываемой полосы принимаем 400 мм, для обеспечения необходимых параметров, исходя из формулы:  $x < 6a_0$ ,  $400 < 570$ .

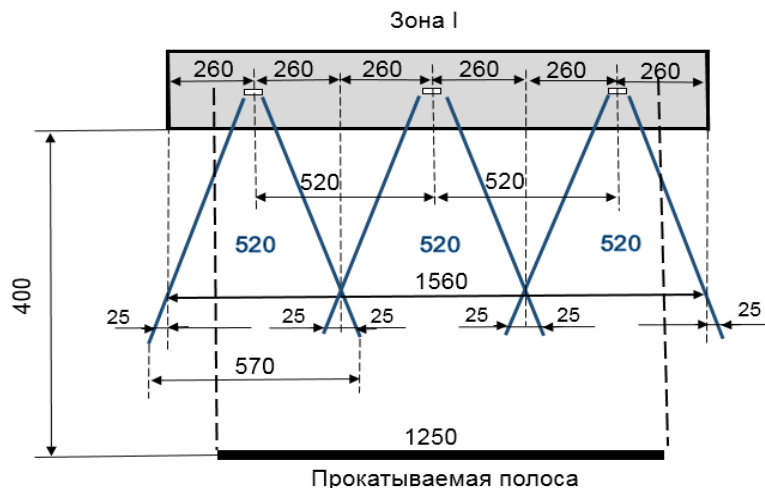


Рисунок 6 – Распределение сопел на плуге в зоне I

Для зоны II:

$$a_0 = 70 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}, x = 400 \text{ мм}.$$

Исходя из формулы зона покрытия сжатым воздухом одного сопла:  $6 \times 70 = 420 \text{ мм}$ .

С целью исключения попадания эмульсии на полосу между зонами покрытия сопел, необходимо расположить сопло зоны II на расстоянии в 460 мм от края сопла зоны I, для обеспечения зоны перекрытия в 10 мм.

Расстояние от сопла плуга до прокатываемой полосы принимаем 400 мм, для обеспечения необходимых параметров, исходя из формулы:  $x < 6a_0$ ,  $400 < 420$ .

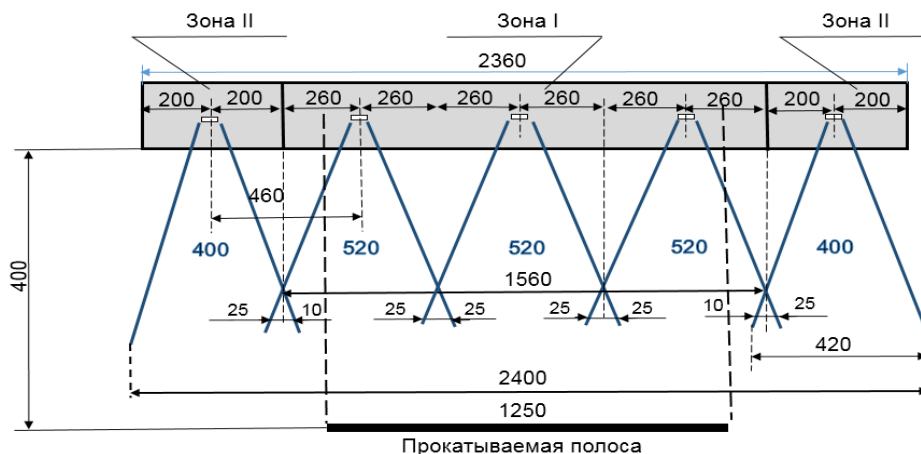


Рисунок 7 – Распределение сопел на плуге в зоне II

Ниже приведен расчет расхода сжатого воздуха:

Основные параметры, которые приняты для расчета расхода сжатого воздуха [7,8,9], это давление в 5 атмосфер (0,51 МПа) и температура сжатого воздуха. Фактическое время работы стана.

Для зоны I.

$$a_0 = 95 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}, x = 400 \text{ мм}. 95/5 > 5, 400 < 6 \times 95.$$

Пропускная способность сопла рассчитывается по формуле:

$$G = 3,16 B_3 \alpha_1 F \sqrt{(P_1 + 0,1) \rho}, \quad (2)$$

где  $G$  - пропускная способность, кг/час;

$B_3$  - коэффициент, учитывающий физико-химические свойства газов и паров при рабочих параметрах (для сжатого воздуха 0,770);

$\alpha_1$  - коэффициент расхода, соответствующий площади  $F$ , для газообразных сред (0,66);

$F$  - площадь сечения сопла, мм<sup>2</sup>;  
 $P_1$  - давление перед соплом, МПа;  
 $\rho$  - плотность сжатого воздуха, кг/м<sup>3</sup>.

$$\rho = \frac{(P_1 + 0,1) \times 10^6}{B_4 R T_1}, \quad (3)$$

где  $B_4$  - коэффициент сжимаемости реального газа (для воздуха 1);

$R$  - газовая постоянная (для воздуха 287);

$T_1$  - температура рабочей среды перед соплом, К.

$$\rho = \frac{(0,51 + 0,1) \times 10^6}{1 \times 287 \times 283} = 7,51 \text{ кг/м}^3;$$

$$G = 3,16 \times 0,77 \times 0,66 \times (95 \times 3) \sqrt{(0,51 + 0,1) \times 7,51} = 979,63 \text{ кг / час}.$$

После того, как по формуле выше рассчитан массовый расход воздуха, его можно перевести в объемный, разделив полученное значение на плотность воздуха, то есть примерно на 1,2 кг/м<sup>3</sup>.

$$V = 979,63 \div 1,2 = 816,36 \text{ м}^3 / \text{час}$$

(При снижении температуры сжатого воздуха в магистрали плотность увеличивается и расход возрастает, при 0° С расход в зоне I равен 831 м<sup>3</sup>/час)

Объем воздуха проходящий через одно сопло за 5996 часов работы стана:

$$V^I = 816,36 \times 5996 = 4894886,77 \text{ м}^3 = 4894,89 \text{ тыс. м}^3$$

При полной работе зоны I (3 сопла в работе) за 5996 часов:

$$V_{\text{п.р.}} = 4894,89 \times 3 = 14684,66 \text{ тыс. м}^3$$

Для зоны II.

$a_0 = 70$  мм,  $b_0 = 3$  мм.

Ширина покрытия сдувом одного сопла 420 мм ( $6a_0$ ), для покрытия ширины свыше 1561 мм, на плуге необходимо распределить 2 сопла на расстоянии 460 мм от крайнего сопла зоны I. Зона перекрытия воздушных потоков составит 10 мм, для исключения формирования тонкой струи СОЖ на полосе, между зонами покрытий сопла (рисунок 7).

$$G = 3,16 \times 0,77 \times 0,66 \times (70 \times 3) \sqrt{(0,51 + 0,1) \times 7,51} = 721,83 \text{ кг/час}$$

$$V = 721,83 \div 1,2 = 601,53 \text{ м}^3$$

Затраченное время на производство металла шириной свыше 1561 мм за 2015 год, рассчитал исходя из отношения общего количества тонн на средний горячий час по данному диапазону ширины.

$$t = 50826,96 / 288,37 = 176,3 \text{ часа}$$

Расход воздуха на производство широкого металла составит (при работе 2-х сопел):

$$G_{\text{ш}} = 3601,53 \times 2 \times 176,3 = 212098,6 \text{ м}^3 = 212,1 \text{ тыс. м}^3$$

В результате:

Расход воздуха при работе зоны I, с подключением зоны II:

$$G_{\text{общ}} = 14684,66 + 212,1 = 14896,76 \text{ тыс. м}^3$$

Расход воздуха при постоянной работе 2-х зон, на протяжении 5996 часов:

$$G_{\text{общ}}^I = 14684,66 + ((601,53 / 1000) \times 2 \times 5996) = 14684,66 + 7213,52 = 21898,18 \text{ тыс. м}^3$$

Расход воздуха на действующей в данный момент систем, составляет 38235 тыс.м<sup>3</sup> за 2015 год (по данным экономиста).

Следовательно, при подключаемой зоне II для производства широкого металла, экономия сжатого воздуха составит:

$$G_{\text{э}} = 38235 - 14896,76 = 23338,24 \text{ тыс. м}^3$$

По данным экономиста стоимость 1 тыс. м<sup>3</sup> = 359,8 руб.

Экономия при работе зоны I, на протяжении 5996 часов и подключении зоны II на 176,3 часа, в рублях составит:

$$\text{Э}_{\text{с.в.}} = 23338,24 \times 359,8 = 8397099,15 \text{ руб} = 8,4 \text{ млн. руб}$$

Снижение потребления сжатого воздуха:

$$G_{\text{р.с.в.}} = 38235 / 14896,76 = 2,57$$

При непрерывной работе зоны I зоны II в течении 5996 часов работы стана:

$$G_{\text{э}}^I = 38235 - 21898,18 = 16336,82 \text{ тыс. м}^3$$

Снижение потребления сжатого воздуха при работе зоны I и зоны II на протяжении 5996 часов:

$$G_{\text{р.с.в.}}^I = 38235 / 21898,18 = 1,75$$

Экономия при непрерывной работе зоны I и зоны II, на протяжении 5996 часов, в рублях составит:

$$\text{Э}_{\text{с.в.}}^I = 16336,82 \times 359,8 = 5877988,67 \text{ руб} = 5,9 \text{ млн. руб.}$$

Таким образом, применение инновационной технологии производства автолиста повышенного качества 4-х клетового стана холодной прокатки позволит снизить расход сжатого воздуха более чем в 2,5 раза, по сравнению с действующей на данный момент времени системой и существенно расширить сортамент выпускаемой продукции.

#### Библиографический список

1. Матюк В.Ф. Влияние технологии производства листового проката низкоуглеродистых качественных сталей на их структурное состояние и взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами // *Неразрушающий контроль и диагностика*. 2011. №1. С. 3-31.
2. Реконструкция цеха холодной прокатки полос / Р.С. Тахаутдинов, В.Е. Злов, А.В. Горбунов и др. // *Сталь*. 2004. №12. С. 68-71.
3. Буланова О.В. Способ представления асинхронных двигателей при расчете переходных режимов короткого замыкания с целью анализа влияния тока подпитки на динамическую устойчивость/ Малафеев А.В., Буланова, Ротанова Ю.Н// *Вести высших учебных заведений Черноземья*. – 2008. – №3. – С. 43-45.
4. Малафеев А.В. Анализ переходных режимов систем электроснабжения промышленных предприятий, Ю имеющих в своем составе объекты малой энергетики. / Буланова О.В., Малафеев А.В., Ротанова Ю.Н., Тарасов В.М// *Промышленная энергетика*. – 2010. – № 4. – С. 22-28.
5. Исследование влияния ввода в работу перспективной воздушной линии на режимы промышленного энергетического узла Кондрашова Ю.Н., Газизова О.В., Гладышева М.М., Галлиулин И.М. *Международный научно-исследовательский журнал*. - 2014. № 4-2 (23). С. 35-37.
6. Methodology of calculation of the reliability indexes and life time of the electric and mechanical systems. Karandaev A.S., Khramshin V.R., Evdokimov S.A., Kondrashova Yu.N., Karandaeva O.I.B сборнике: *Proceedings of 2014 International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems, MEACS 2014*. С. 1-6.
7. <http://www.arctika.ru/catalog/VozdRasUkazania-100210.pdf>
8. ГОСТ 12.2.085-2012 Сосуды, работающие под давлением. Клапаны предохранительные. Приложение А..
9. [http://www.megapascal.ru/info/rashod\\_szhatogo\\_vozduha/](http://www.megapascal.ru/info/rashod_szhatogo_vozduha/).

## МИКРОСТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ХАРДОКС 450, МОДИФИЦИРОВАННОЙ НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ Fe-C-Cr-Nb-W И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Кормышев В.Е.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>,  
Иванов Ю.Ф.<sup>3,4</sup>, Семин А.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Институт сильноточной электроники,  
г. Томск, Россия*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия*

**Аннотация:** Исследованы структурно-фазовые состояния и трибологические свойства покрытия, наплавленного на мартенситную низкоуглеродистую сталь Hardox450 порошковой проволокой Fe-C-Cr-Nb-W и модифицированного последующей электронно-пучковой обработкой. Показано, что электронно-пучковая обработка наплавленного слоя толщиной ~ 5 мм приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя толщиной ~ 20 мкм, основными фазами которого являются  $\alpha$ -Fe и карбиды NbC, Fe<sub>3</sub>C и M<sub>6</sub>C(Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C), морфология и размеры которых отличаются от необработанного слоя наплавки. Отмечено, что наблюдаемая в эксперименте малая величина параметра кристаллической решетки NbC может быть обусловлена высоким уровнем концентрации вакантных междоузлий, имеющих меньший размер по сравнению с заполненными междоузлиями. Установлено, что износостойкость наплавленного слоя после электронно-пучковой обработки возрастает более чем в 70 раз по отношению к износостойкости стали Hardox450, а коэффициент трения снижается ~ в 3 раза.

**Ключевые слова:** структура, фазовый состав, наплавка, электронно-лучевая обработка, морфология, карбиды, трибологические свойства.

## MICROSTRUCTURE AND WEAR PROPERTIES OF HARDOX 450 STEEL SURFACE MODIFIED BY FE-C-CR-NB-W POWDER WIRE SURFACING AND ELECTRON BEAM TREATMENT

V.E. Gromov<sup>1</sup>, V.E. Kormyshev<sup>1</sup>, A.M. Glezer<sup>2</sup>, S.V. Konovalov<sup>1</sup>, Yu.F. Ivanov<sup>3,4</sup>, A.P. Semin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*The National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

<sup>3</sup>*Institute of High-Current Electronics of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,  
Tomsk, Russia*

<sup>4</sup>*Tomsk National Research State University, Tomsk, Russia*

**Abstract:** Structural phase states and tribological properties of the coating surfaced onto Hardox 450 martensite low-carbon steel with powder wire Fe-C-Cr-Nb-W and modified by subsequent electron-beam processing are studied by methods of modern physical material science. It is shown that irradiation of ~ 5 mm thick surfaced layer with high intensity pulsed electron beams results in the formation of ~ 20  $\mu$ m thick surface layer with the master phases of  $\alpha$ -Fe and NbC, Fe<sub>3</sub>C and M<sub>6</sub>C(Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C) carbides. It is established that wear resistance of the surfaced layer after electron-beam processing increases more than 70-fold relative to wear resistance of Hardox 450 steel and friction coefficient decreases significantly (~3-fold).

**Key words:** structure, phase composition, surfacing, electron-beam processing, morphology, carbides, tribology properties.

### Introduction

The important fundamental task is to obtain the coatings with high service properties ensuring the in-

crease in operational life of products in the extreme conditions of high wear, corrosion, mechanical loads and temperatures [1]. Hardfacing using superior material coatings has been widely used to achieve longer service life [2-5]. Among different methods welding is considered as an economical choice as a variety of process can be utilized to deposit a desired coating [6].

Thorough analysis of «wear parameters – hardness microstructure» relation is necessary in research and practical application of surfacing of various types in the critical components and products [7-10]. Only in this case it is possible to obtain products with high operational parameters.

The purpose of the research is the analysis of structure and tribological properties of the layer formed on Hardox 450 steel with electrocontact surfacing of Fe-C-Cr-Nb-W wire and modified by high intensity pulsed electron beam irradiation.

#### Material and methods

Hardox 450 steel (0.19-0.26 C; 0.70 Si; 1.6 Mn; 0.025 P; 0.010 S; 0.25 Cr; 0.25 Ni; 0.25 Mo; 0.004 B; balance – Fe, weight %) was used as a base material. The surfacing of the strengthening layer was done by with consumable metal electrode shielded by inert/active gas with automatic feeding of filler wire) inert gas shielded welding (Ar – 98%, CO<sub>2</sub> – 2%), under welding current 250-300 A and voltage 30-35 V. The powder wire 1.6 mm in diameter of the following chemical composition (weight %): 1.3 C; 7.0 Cr; 8.5 Nb; 1.4 W; 0.9 Mn; 1.1 Si; balance – Fe was used as surfaced electrode. Surfacing results in the formation of high strength surface layer ~ 5 mm in thickness.

Modification of the surfaced layer for increasing in its tribological properties was done by surface irradiation with intensity electron beam at the facility «SOLO» [11] in the regime of melting and high speed crystallization. Electron-beam processing was done in two stages: parameters of electron beam at the first stage – density of electron beam energy in pulse  $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$ ; pulse duration  $\tau = 200 \text{ }\mu\text{s}$ ; quantity of pulses  $N = 20$ ; at the second stage –  $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$ ;  $\tau = 50 \text{ }\mu\text{s}$ ;  $N = 1$ . The irradiation regimes were chosen by calculation results of temperature field forming in the surface layer of the material in irradiation align in one pulse regime [12]. Investigations of tribological properties, defect substructure, chemical and phase composition of modified surface layer are carried out using the methods of modern material science.

#### Results and Discussion

The irradiation of the surfaced layer with high intensity pulsed electron beam results in the formation of the modified surface layer up to 20  $\mu\text{m}$  thick. The modified layer differs from the major volume of the surfaced material by the degree of structure dispersion revealed in ion etching of the transverse metallographic section.

In the volume of the surfaced layer unirradiated with electron beam the dimensions of the etched structural elements reach 1.5  $\mu\text{m}$ , and after electron-beam processing dimensions of etching elements (evidently, high melting compounds possessing a comparatively low level of etching with ion beam) vary within 150-750 nm (Fig. 1).

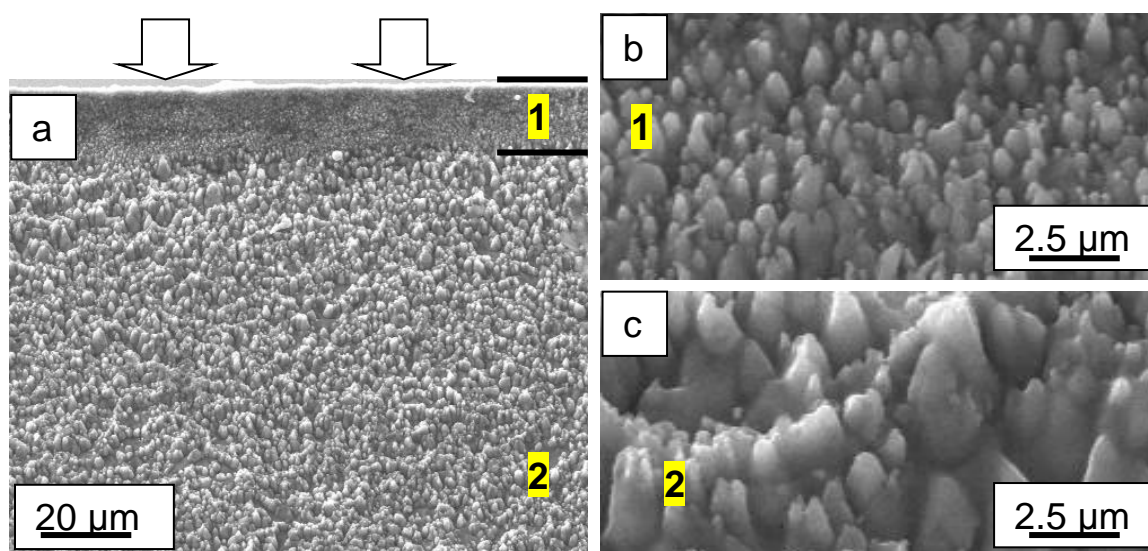


Figure 1 - Structure of the surface layer. The transverse etched metallographic section. The arrows designate the irradiation surface of the layer with pulsed electron beams. Figures designate: 1 – the layer modified with electron-beam processing; 2 – the main volume of the surfacing



When analyzing the results of X-ray phase analysis shown in Fig. 2 and in Table 1 it can be revealed that the master phases of the studied surface layer of the surfacing are  $\alpha$ -Fe (solution of Fe based bcc lattice) and niobium carbide NbC. A comparatively small parameter of crystal lattice of niobium carbide engages the attention. The niobium carbide NbC has a parameter of crystal lattice within 0.4429 to 0.4471 nm [13].

A comparatively small value of crystal lattice parameter of niobium carbide observed by us in the experiment (Table 1) may be caused by a high level of concentration of vacant interstitial sites having the smaller linear dimension compared to the occupied interstitial sites. It is confirmed by the results of experimental works [14, 15].

Table 1 - Results of X-ray phase analysis of the surfaced layer after the processing with intense pulsed electron beams.

Revealed phases	Phase content, mass. %	Lattice parameters, a, nm	Dimension of coherent scattering region, nm	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
$\alpha$ -Fe	46.9	0.28553	61.8	2.36
NbC	53.1	0.43691	12.7	6.47

TEM image analysis shows that the second phase inclusions are located largely along the grain boundaries in the form of extended interlayers 100-150 nm in thickness. The second phase inclusions located in the grain junctions have the shape of the extended triple node and dimensions of such inclusions reach 1  $\mu$ m.

Using the methods of microdiffraction analysis with dark field technique it is shown that the second phase inclusions located along grain boundaries in the form of interlayers are carbide  $M_6C(Fe_3W_3C)$ . In the volume and along the boundaries of martensite crystals the particles of iron carbide  $Fe_3C$  (possibly,  $M_3C$ ) are revealed.

The surface layer structure of the surfacing irradiated with intense pulsed electron beams is characterized by the presence of the facet shape inclusions located chaotically in the grain volume (Fig. 2). The dimensions of such inclusions reach 2  $\mu$ m. Indexing of microelectron diffraction pattern obtained from such inclusions is indicative of their being niobium carbide NbC.

Thus, by methods of electron diffraction microscopy it is shown that the surface layer of the surfacing modified with intense pulsed electron beam is a multi-phase aggregate with the master phases of  $\alpha$ -iron based solid solution and carbides  $M_6C$ , NbC and  $Fe_3C$ .

The principal difference of the surface layer modified with intense pulsed electron beam from the nonmodified volume of the surfacing is the morphology and dimensions of the second phase inclusions. In the modified layer of the surfacing the inclusions have smaller dimensions (in comparison with the volume of the surfacing) and are located mainly in the form of comparatively thin interlayers along grain boundaries. In the volume of the surfacing nonmodified with electron-beam processing the main morphological type of the inclusions is the facet shape particles located chaotically in grain volume.

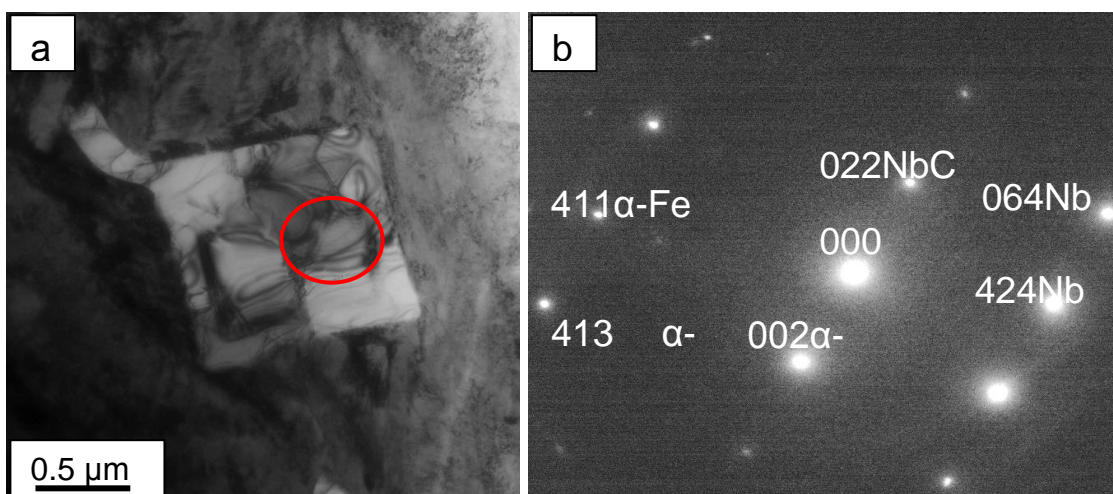


Figure 2 - Structure of surfaced layer modified with electron beam. (a). Microelectron diffraction pattern (b) is obtained from the particle designated by the arrow.

The facet shape niobium carbides are also revealed at 5 mm depth from the electron beam modified surface. The performed tribological tests revealed 70-fold increase in wear resistance of the surfaced layer

modified with intense pulsed electron beam in relation to wear resistance of steel.

Fig. 3 shows the change in friction factor in tribological tests of the layer modified with electron beam. The two-stage change in friction factor is noticeable. In the first stage the friction factor value is  $\approx 0.17$ , in the second stage  $\approx 0.5$ . The friction factor of steel without the surfacing  $\approx 0.26$ . When analyzing the change in friction factor in tribological tests (Fig. 3) it may be supposed that modification of the surfaced layer with intense pulsed electron beams results in substantial ( $\approx 3$ -fold) decrease in friction factor of the surfaced layer.

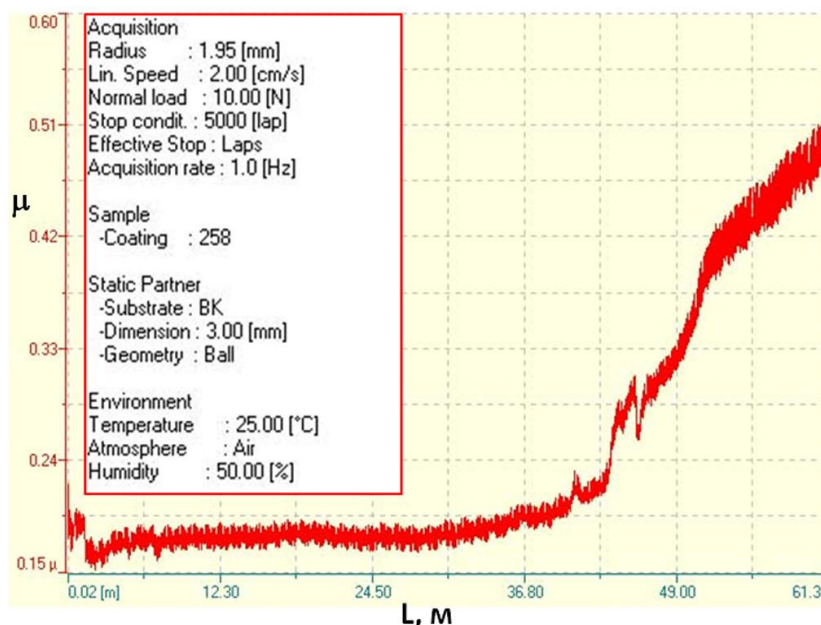


Figure 3 - Dependence of friction factor on track length of tribological tests. The insert shows the conditions of tribological tests.

### Conclusion

The studies of structure and tribological properties of the layer formed on Hardox 450 steel by electrocontact surfacing of Fe-C-Cr-Nb-W wire modified by irradiation with high intensity pulsed electron beam have been carried out. It has been shown that electron-beam processing of the welding surface results in the structure refinement and change in morphology of carbide phase of the layer as well as the substantial reduction in its friction factor.

**Acknowledgements.** The research is financially supported by grant RSF (project №15-19-00065).

### References

1. E.V. Kapralov, S.V. Raikov, E.A. Budovskikh, V.E. Gromov, E.S. Vaschuk, Yu.F. Ivanov, Structural phase states and properties of coatings welded onto steel surfaces using powder, *Bulletin of the Russian academy of sciences. Physics.* 78 (2014) 1015–1021.
2. N. Yüksel, S. Sahin, Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys, *Materials & Design.* 58 (2014) 491-498.
3. B. Venkatesh, K. Sriker, V.S.V. Prabhakar, Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art, *Procedia Materials Science.* 10 (2015) 527-532.
4. A. Gualco, C. Marini, H. Svoboda, E. Surian, Wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing, *Procedia Materials Science.* 8 (2015) 934-943.
5. T. Teker, S. Karatas, S. Osman Yilmaz, Microstructure and wear properties of AISI 1020 steel surface modified by HARDOX 450 and FeB powder mixture, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces.* 50 (2014) 94-103.
6. R. Zahiri, R. Sundaramoorthy, P. Lysz, Subramanian C. Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding, *Surface and Coatings Technology.* 260 (2014) 220–229.
7. C.-M. Chang, Ye.-C. Chen, W. Wu, Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy, *Tribology International.* 43 (2010) 929-934.
8. C. Fan, M.-C. Chen, C.-M. Chang, W. Wu, Microstructure change caused by (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> carbides in high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys, *Surface and Coatings Technology.* 201 (2006) 908-912.
9. H. Berns, A. Fischer, Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B,

Materials Characterization. 39 (1997) 499–527.

10. J.J. Coronado, H.F. Caicedo, A.L. Gomez, The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits, Tribology International. 42 (2009) 745-749.

11. N.N. Koval', Yu.F. Ivanov, Surface nanostructurization of metalloceramic and ceramic materials in pulsed electron-beam processing, Proceedings of Universities. Physics. 5 (2008) 60-70.

12. Structural evolution of steel surface layer subjected to electron – ion – plasma methods of processing / edit. by N.N. Koval', Yu.F. Ivanov. NTL, Tomsk, 2016.

13. O.A. Bannykh, P.B. Budberg, S.P. Alisova et al. Constitutional diagrams of binary and multi-component systems on iron base, Metallurgia, Moscow, 1986.

14. V.N. Lipatnikov, A.A. Rempel, A.I. Gusev, Effect of nonstoichiometry and ordering on basic structure period of niobium and tantalum monocarbides, News AS USSR. Inorganic materials. 26 (1990) 2522-256.

15. A.A. Rempel', Effect of atom – vacancy ordering in nonstoichiometric carbides, Successes of physical sciences. 166 (1996) 33-62.

УДК 621.7.011

## ОЦЕНКА КАЧЕСТВА УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В СТЕСНЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Кьонг Нго Као, Зайдес С.А.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,  
г. Иркутск, Россия, cuong.istu@gmail.com, zsa@istu.edu*

**Аннотация:** Рассмотрено влияние условия деформирования (свободное и стесненное) на характеристики качества поверхностного слоя упрочненных деталей: шероховатость, остаточные напряжения, глубина наклепа, твердость и микротвердость. Выявлена эффективность упрочнения при деформировании в стесненном условии нагружения по сравнению с деформированием локальным свободным нагружением.

**Ключевые слова:** стесненное условие деформирования, пластическая волна, пластическое деформирование, упрочнение, характеристики поверхностного слоя.

## QUALITY EVALUATION OF SURFACE LAYER AFTER SURFACE PLASTIC DEFORMATION IN CONSTRAINED CONDITIONS

Cuong Ngo Cao, Zaides S.A.

*Irkutsk National Research Technical University,  
Irkutsk, Russian Federation, cuong.istu@gmail.com, zsa@istu.edu*

**Abstract:** The purpose of the article is to consider the influence of the deformation conditions (free and cramped conditions) on the characteristics of the surface layer quality: roughness, residual stress, depth of hardening, hardness and micro-hardness. Determining the effective hardening during deformation in cramped conditions of loading, which compared with the free local loading.

**Keywords:** constrained deformation, plastic wave, plastic deformation, hardening, surface layer quality.

**Введение.** Поверхностное пластическое деформирование (ППД) является одним из наиболее простых и эффективных методов отделочно-упрочняющей обработки деталей машин. ППД повышает усталостную прочность, контактную выносливость и износостойкость деталей и тем самым увеличивает долговечность машин [1-4]. Управление напряженным состоянием при отделочно-упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием имеет большое значение для изготовления изделий повышенного качества. Например, при обработке маложестких стержневых изделий сложно получить необходимую интенсивность напряженного состояния, т.к. повышенное давление на деформирующий инструмент приводит к искажению геометрической формы самого изделия. При изготовлении тонкостенных деталей иногда требуется снизить напряженное состояние в очаге пластической деформации, чтобы в процессе формообразования исключить перенаклеп или увеличение

твердости поверхностного слоя.

Механика стесненного деформирования в настоящее время является новым направлением исследования отделочно-упрочняющих процессов. В работе [5,6] приведены результаты моделирования простых геометрических форм, нагруженных шаром, которые свидетельствуют, что деформирование в стесненных условиях закрепления заготовки и (или) деформирующего инструмента влияет на интенсивность напряженного состояния в очаге деформации. Известны работы, например, [7,8], по разработке технологии правки мало жестких валов и осей в стесненных условиях нагружения и работа [9] по снижению утонения при использовании формоизменяющих операций листовой штамповки.

**Постановка задачи.** Пластическая волна при внедрении шара в поверхность объемного упругопластического тела образуется благодаря свободной поверхности, которая позволяет воспринимать обратное внеконтактное течение металла из очага деформации [10]. Если наложить ограничение на это пластическое течение, то условие деформирования металла при внедрении шара должны измениться и оказать воздействие на изменение механических свойств упрочняемого материала.

Для устранения формирования волны при пластическом течении металла предложено использовать ролик с цилиндрическим пояском, расстояние от вершины и ширина которого соответствует ширине волны и глубине внедрения инструмента. На рисунке 1 представлены схемы при свободном (рисунок 1,а) и стесненном (рисунок 1,б) нагружении.

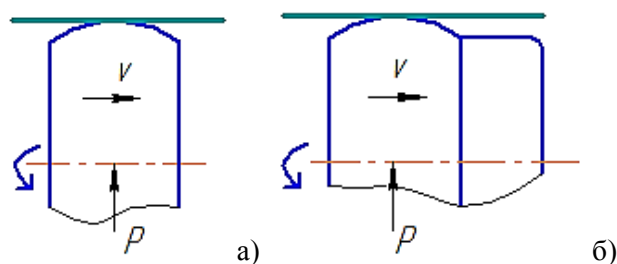


Рисунок 1 - Схемы нагружения при свободном (а) и стесненном (б) условиях деформирования

Таким образом, техническая идея заключается в том, чтобы погасить волновые течения металла вне очага пластической деформации. Это позволит уменьшить размеры пластической волны и интенсифицировать напряженное и деформированное состояние в объеме тела.

**Целью данной работы** является экспериментальная оценка влияния ППД в свободных и стесненных условиях нагружения на качество поверхностного упрочненного слоя деталей машин.

**Методика экспериментальных исследований.** Исследования проведены на цилиндрических образцах диаметром 16 мм, изготовленных из стали 45 на токарном станке 1К62. Для локального упрочнения использовали цилиндрический ролик из стали У10А, диаметром 30 мм с радиусом профиля  $r = 5$  мм. В качестве технологической смазки использовали масло И-40А.

Измерение параметров шероховатости после упрочнения ППД проводили с помощью профилографа-профилометра модели Form Talysurf I 1200 производства фирмы Taylor Hobson (Англия) с применением индуктивного и лазерного интерферометрического датчика.

С помощью твердомера модели HBRV 187,5 определена поверхностная твердость по Роквеллу стальным шариком диаметром 1,588 мм (HRB).

Для определения микротвердости использован микротвердомер марки ПМТ-3 с усилием нагружения 200 г.

Для измерения остаточных напряжений использовали прибор Xstress 3000 G3/G3R. Для автоматизированного расчета напряжений вводили параметры материала: модуль Юнга – 210 ГПа; коэффициент Пуассона – 0,3.

**Результаты эксперимента.** Ниже показано влияние свободного и стесненного условия обкатывания на основные характеристики качества поверхностного слоя: шероховатость, поверхностная твердость, остаточные напряжения, микроструктура и глубина наклепа.

**Шероховатость.** На рисунке 2 представлена зависимость показателей шероховатости  $R_z$  (рисунок 2,а) и  $R_a$  (рисунок 2,б) от глубины внедрения ролика при свободном и стесненном условиях нагружения ( $s=0,21$  мм/об,  $n=125$  мин<sup>-1</sup>). Как видно, обработка с величинами внедрения, превосходящими оптимальные ( $t=0,22$  мм) приводит к перенаклепу и увеличению шероховатости поверхности. При деформировании в стесненных условиях получили меньшее значение шероховатости по сравнению с деформированием в условиях свободного нагружения. При обработке с оптимальной величиной внедрения параметры шероховатости  $R_z$  и  $R_a$  снижаются в 2,4 – 2,8 раза в случае свободного деформирования, и в 3,4-3,8 раза при стесненном условии нагружения.

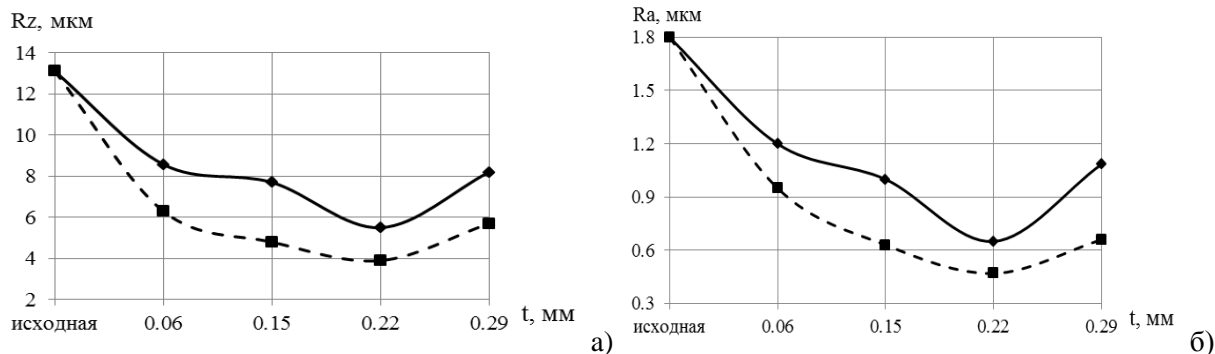


Рисунок 2 - Зависимость шероховатости Rz (а) и Ra(б) от глубины внедрения ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ( $s=0,21$  мм/об,  $n=125$  мин<sup>-1</sup>)

На рисунке 3 представлено влияние подачи ролика на величину шероховатости при свободном и стесненном условиях нагружения ( $t=0,22$  мм,  $n=125$  мин<sup>-1</sup>). Уменьшение подачи приводит к местному увеличению деформации обкатываемой поверхности. Следовательно, за счет изменения подачи можно регулировать шероховатость поверхности. Минимальная шероховатость получена при  $s = 0,07$  мм/ об. Дальнейшее увеличение подачи приводит к значительному возрастанию микронеровностей вследствие неравномерного перекрытия очагов пластической деформации. При оптимальной величине подачи ( $s = 0,07$  мм/об) параметры шероховатости снижаются в 3,3-3,7 раза при свободном нагружении, и почти в 5 раз при стесненном условии нагружения.

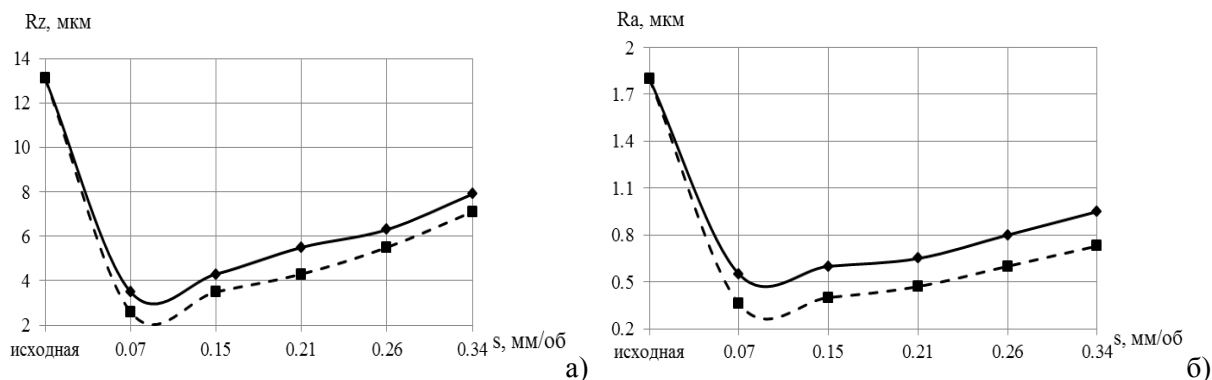


Рисунок 3 - Зависимость шероховатости Rz (а) и Ra(б) от подачи ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ( $t=0,22$  мм,  $n=125$  мин<sup>-1</sup>)

**Поверхностная твердость.** На рисунке 4 показана зависимости поверхностной твердости от глубины внедрения (рисунок 4,а) и подачи (рисунок 4,б) ролика при свободном и стесненном условиях нагружения. Анализируя характер кривых на рис. 4, можно отметить, что стесненное условие нагружения ролика оказывает существенное влияние на повышение поверхностной твердости. На рисунке 4а с повышением глубины внедрения при деформировании в стесненном условии поверхностная твердость повышается в 2,4 - 7,4 % по сравнению с деформированием в свободном условии. Увеличение подачи ролика приводит к уменьшению поверхностной твердости (рис. 4б) вследствие неравномерного перекрытия очага деформации, но в условиях стесненного нагружения твердость поверхностного слоя выше.

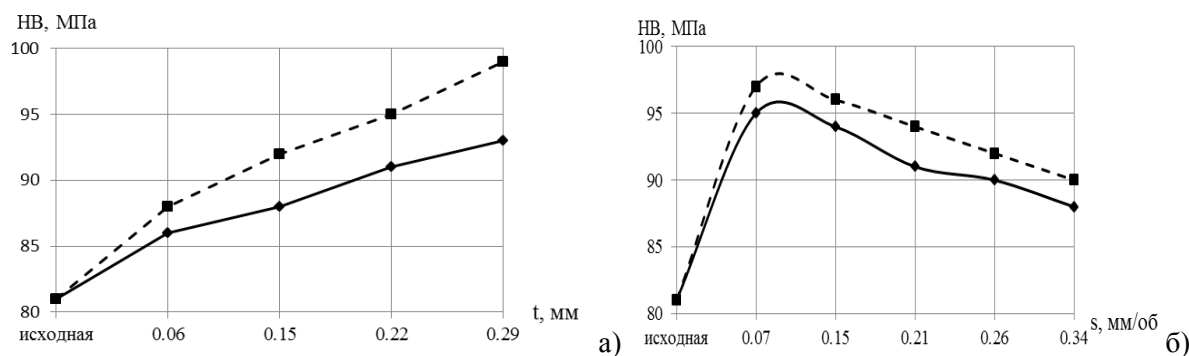


Рисунок 4 - Зависимость поверхностной твердости HB от глубины внедрения(а) и подачи (б) ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения (а –  $s=0,21$  мм/об; б –  $t = 0,22$  мм)

**Остаточные напряжения.** Результаты измерения остаточных напряжений рентгеновским способом приведены на рисунке 5, из которого видно, что остаточные осевые напряжения имеют большие значения, чем остаточные тангенциальные. Наибольшее значение остаточных напряжений оказалось у образцов с величиной внедрения ролика  $t = 0,22$  мм. Дальнейший рост глубины внедрения шара приводит к уменьшению остаточных напряжений из-за перенаклепа поверхности. Анализ экспериментальных данных показывает, что наиболее благоприятная напряженность образуется при обработке с подачами, рекомендуемыми для получения равномерного упрочнения (в нашем случае  $s = 0,07$  мм/об). При деформировании в стесненных условиях получены повышенные значения остаточных напряжений по сравнению с деформированием при свободном условии нагружения.

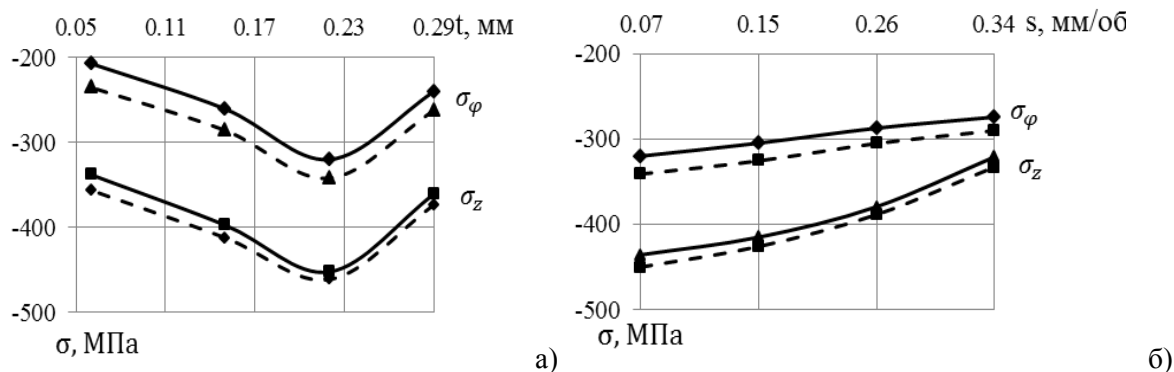


Рисунок 5 - Зависимость поверхностных остаточных напряжений от глубины внедрения (а) и подачи (б) ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения (а –  $s=0,07$  мм/об; б –  $t = 0,22$  мм)

**Микротвердость и глубина наклепа.** На рис. 6 показано распределение микротвердости по поперечному сечению в зависимости от условия обработки.

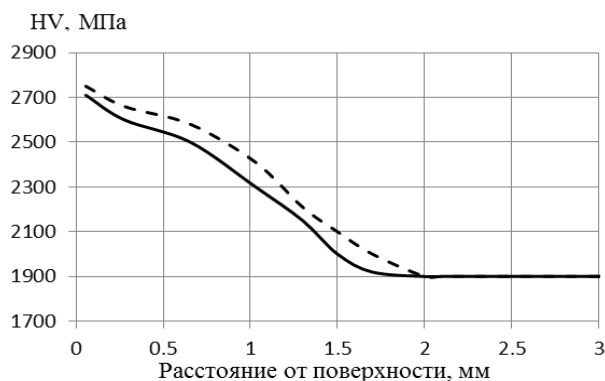


Рисунок 6 - Распределение микротвердости по поперечному сечению образцов при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ( $t = 0,22$  мм,  $s = 0,07$  мм/об,  $n=125$  мин<sup>-1</sup>)

При стесненном условии нагружения за счет изменения геометрии инструмента площадь контакта увеличивается, следовательно, происходит повышение глубины наклепа (больше в 1,3 раза). При деформировании в стесненном условии, за счет устранения пластического течения материала вокруг инструмента получены повышенные значения микротвердости.

*Выводы.*

1. Результаты экспериментальных исследований показали высокую эффективность использования стесненных условий деформирования при ППД для получения высокого качества поверхности по ряду показателей.
2. При деформировании в стесненных условиях параметры шероховатости снижаются в 1,3-1,5 раза; поверхностная твердость и остаточное напряжение сжатия повышается соответственно на 2,4 - 7,4 % и 10 %; глубина наклепа увеличивается в 1,3 раза по сравнению с деформированием в свободных условиях нагружения.

#### Библиографический список

1. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 152 с.
2. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформиро-

ванием. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

3. Балтер М.А. Упрочнение деталей машин. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.

4. Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Кострюков А.А. Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 4. С. 162-168.

5. Зайдес С.А., Нго Као Кыонг Интенсификация напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при стесненных условиях нагружения // Вестник ИрГТУ. 2015. № 7. С 55-59.

6. Зайдес С.А., Нго Као Кыонг Оценка напряженного состояния при стесненных условиях локального нагружения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 10. С. 6-9.

7. Бубнов А.С. Правка валов стесненным сжатием / А.С. Бубнов, С.А. Зайдес // 2-ая Международная научно-техническая конференция «Технические науки, технологии и экономика» – Чита: ЧитГТУ, 2002. С. 84 – 91.

8. Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: ИрГТУ, 2001. – 312 с.

9. Ершов В.И., Глазков В.И., Каширин М.Ф. Совершенствование формоизменяющих операций листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1990. 311 с.

10. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение, 2007. 400 с.

УДК 539.5:620.22:669.017:620.18

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ<sup>1</sup>

Сычков А.Б.<sup>1</sup>, Столяров А.Ю.<sup>2</sup>, Камалова Г.Я.<sup>1</sup>  
Ефимова Ю.Ю.<sup>1</sup>, Егорова Л.Ю.<sup>3</sup>, Гулин А.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,*

*г. Магнитогорск, Россия, absyckov@mail.ru*

<sup>2</sup> - *ООО Специальные технологии,*

*г. Магнитогорск, Россия, ays@special-teh.ru*

<sup>3</sup> *Институт физики металлов УрО РАН,*

*г. Екатеринбург, Россия, egorova@imp.uran.ru*

**Аннотация:** В статье рассмотрена актуальная научно-технологическая задача по особенностям образования структуры поверхностных слоев тонкой холодно деформированной проволоки. В результате выявлены приповерхностные локальные участки с наличием вероятно турбулентного характера образования структуры, связанной с наличием в этой зоне сдвиговых напряжений, формирующих наряду с основными сдвиговыми деформациями дополнительную ротационную моду деформации. Выявлены особенности формирования строения перлитных колоний высокоуглеродистой стали.

**Ключевые слова:** холодная деформация, проволока, сдвиговая деформация, турбулизированные участки, прочность, микротвердость, дислокационная структура.

## FEATURES OF STRUCTURAL FORMATION IN SURFACE OF DEFORMED WIRE

Syckov A.B.<sup>1</sup>, Stolyarov A.Y.<sup>2</sup>, Kamalova G.Ya.<sup>1</sup>, Efimova Yu.Yu.<sup>1</sup>,  
Egorova L.Yu.<sup>3</sup>, Gulin A.E.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Nosov Magnitogorsk State Technical University,*

*Magnitogorsk, Russia, absyckov@mail.ru*

<sup>2</sup> *LLC Special technologies,*

*Magnitogorsk, Russia, ays@special-teh.ru*

<sup>3</sup> *Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,*

*Ekaterinburg, Russia, egorova@imp.uran.ru*

**Abstract:** The actual scientific and technological problem is considered in the article on the

*peculiarities of the formation of the structure of the surface layers of a thin coldly deformed wire. As a result, near-surface local areas with the presence of a possibly turbulent character of the formation of a structure associated with the presence of shear stresses in this zone, forming an additional rotational deformation mode along with the main shear deformations are revealed. The peculiarities of the formation of the structure of pearlitic colonies of high-carbon steel have been revealed.*

**Key words:** cold deformation, wire, the shear deformation, turbulize layer, strength, microhardness, dislocation structure.

При производстве тонкой проволоки значительно возрастает доля влияния поверхностных явлений в очаге деформации. При этом наблюдается увеличение прочности такой проволоки. Это явление можно пояснить также различием условий термической обработки, отвода тепла от проволоки при волочении, разностью свойств по сечению для проволоки разного диаметра. Установлено, что проволока тонких диаметров помимо повышения прочности, в большей степени, чем проволока больших диаметров, сохраняет пластические свойства.

Авторами работ [1, 2] показано, что в тонкой стальной проволоке диаметром 0,30-0,10 мм присутствует поверхностный слой глубиной порядка 20-40 мкм, обусловленный дополнительными сдвиговыми деформациями при волочении проволоки, когда зона поверхностного слоя становится значительной частью общего сечения. Существуют три основные причины возникновения такого поверхностного слоя: механизм быстрого нагрева и закалки, который приводит к образованию продуктов структурных превращений; механизм реакции поверхности с окружающей средой; механизм пластического течения, в результате которого формируется мелкозернистая структура.

В настоящее время нет единой теории, объясняющей возникновение поверхностного слоя и его структурного состояния при процессах обработки металлов давлением. В работе [2] подтверждается наличие такого поверхностного слоя. Однако, с точки зрения механики сплошной среды нет оснований считать, что анализируемый слой существует.

В других работах [3, 4] сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала рассматривается с позиций гидродинамики. Методами лазерного исследования, оптической и электронной микроскопии анализируется фрагментация поверхностных слоёв износа в трибологических парах.

В работе [5-7] подход к формированию микроструктуры поверхностного слоя материала вследствие трения при обработке металлов давлением основан на использовании коэффициента интенсивности скорости деформации, который контролирует толщину слоя интенсивной пластической деформации (ИПД). В обоих случаях авторами отмечен слой мелких деформированных зёрен, генерируемый на контакте материал-инструмент.

Существенное влияние оказывают неметаллические недеформируемые включения (НВ) на формирование микроструктуры деформированного металла. Так авторами работы [8, 9], рассматривается поведение НВ на различных этапах деформационной обработки сталей при производстве проволоки. Уже при горячей прокатке непрерывно-литой заготовки (НЛЗ) возникающие крутящие (ротационные) напряжения вызывают вращение включений при переходе от одной клетки к другой, что взаимосвязано с вихревым течением аустенитной матрицы в контакте с включением. НВ тормозят свободное развитие деформации перлита вблизи включений уже на ранних этапах деформации. В этом случае наблюдается изгиб пластин перлитных колоний и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

В настоящей работе проведены исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях тонкой стальной проволоки.

На рисунке 1 представлены микроструктуры, тонкой латунированной проволоки разных диаметров исследованные на РЭМ, при увеличении 2000 крат, анализ которых показывает следующее.

В состоянии после патентирования и латунирования микроструктура образцов проволоки № 1 диаметром 1,75 мм представляет собой дисперсную пластинчатую структуру (сорбит). Размер и форма перлитных колоний не отличаются по сечению образца и состоят из параллельных пластин цементита и феррита. У поверхности наблюдаются прожилки феррита, редко в форме игл видманштетта. Межпластинчатое расстояние ферритных и цементитных пластин исходного образца составляет  $\Delta = 0,08$  мкм.

Образцы проволоки № 2 и 3 (диаметр 1,73 мм и 1,574 мм соответственно), характеризуются некоторым уменьшением межпластинчатого расстояния в колониях, которые благоприятно ориентированы по направлению волочения. Межпластинчатое расстояние уменьшается до  $\Delta = 0,07$  мкм. В микроструктуре образца № 3 (относительная степень деформации проволоки после патентирования составляет 19,1 %) пластины цементита приобретают волнообразную форму. При этом форма и раз-



мер перлитных колоний остаются неизменными по сечению.

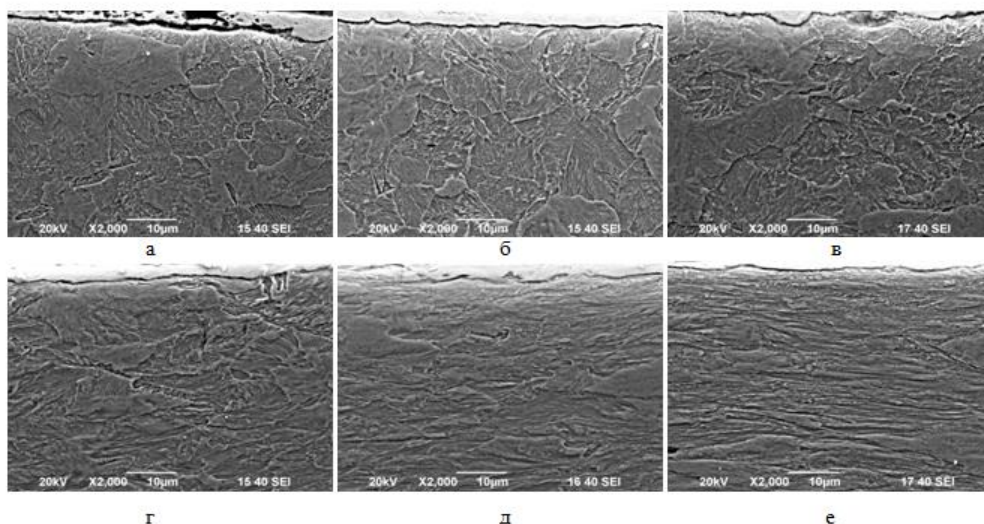


Рисунок 1 – Микроструктуры образцов (продольное сечение), поверхность: а) №1 - диаметр 1,75 мм (относительная степень деформации  $\epsilon = 0$ , патентованная проволочная заготовка); б) № 2 – диаметр 1,73 мм ( $\epsilon = 2,3 \%$ ); в) № 3 – диаметр 1,574 мм ( $\epsilon = 19,1 \%$ ); г) № 4 - диаметр 1,325 мм ( $\epsilon = 42,7 \%$ ); д) № 5 - диаметр 1,113 мм ( $\epsilon = 59,6 \%$ ); е) № 6 – диаметр 0,933 мм ( $\epsilon = 71,6 \%$ ). РЭМ

На образце № 4, при относительной степени деформации 42,7 %, по всему сечению колонии перлита вытягиваются вдоль направления волочения, более интенсивное образование волокнистой структуры характерно для поверхностного слоя. В колониях перлита, ориентированных преимущественно вдоль оси волочения, происходит уменьшение межпластинчатого расстояния до  $\Delta = 0,06$  мкм, а в колониях, пластины которых ориентированы нормально к оси волочения, пластины изгибаются и приобретают волнообразную форму (рисунок 2).

На образцах проволоки № 5 и 6 (диаметр 1,113мм,  $\epsilon = 59,6 \%$ ; и 0,933 мм и  $\epsilon = 71,6 \%$  соответственно) колонии перлита вытягиваются преимущественно вдоль направления волочения в большей степени. В колониях, пластины которых ориентированы вдоль оси волочения, межпластинчатое расстояние уменьшается. В колониях, ориентированные нормально по направлению деформации, пластины изгибаются в большей мере.

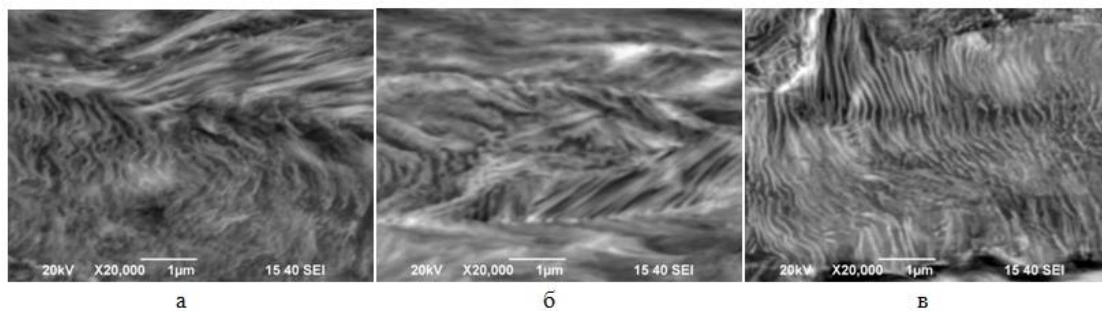


Рисунок 2 – Микроструктура образца № 4, x20000: а – поверхность; б – 0,5г; в – центр

На данных этапах деформации колонии перлита фрагментируются. Кроме того, на образце № 6 в поверхностном слое можно наблюдать участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости (рисунок 3).

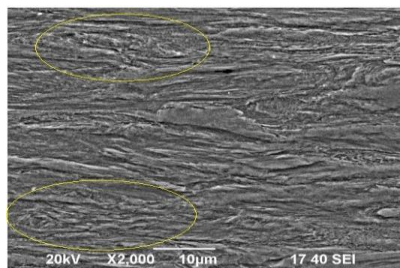


Рисунок 3 – Микроструктура образца № 6 (поверхность), выделены участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости, РЭМ

Данное явление также можно наблюдать в некоторых участках образцов, где есть неметаллические включения (рисунок 4). При этом пластины перлитных колоний изгибаются и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

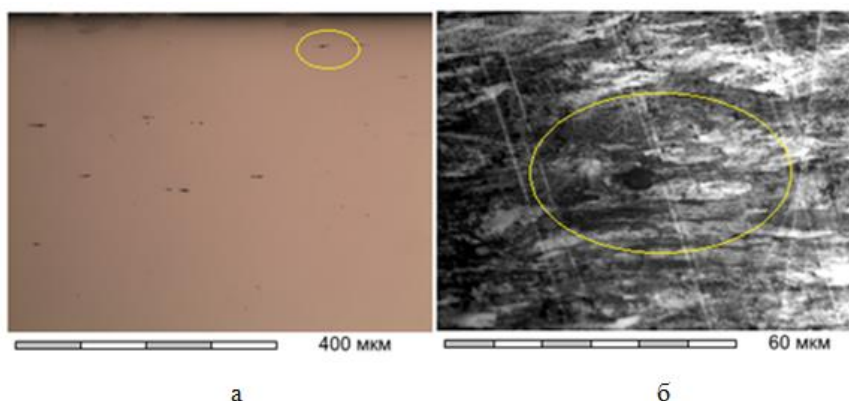


Рисунок 4 – Образец № 6 (продольное сечение): а – неметаллические включения (нетравленный шлиф) x200; б – силикат недеформирующийся, x1500

Видимо, формирование сложного напряженно-деформированного состояния в поверхностных слоях тонкой проволоки можно описать следующей возникновению частичной ротационной пластической деформации – схемой: наряду с главными нормальными напряжениями в этих слоях преобладают дополнительные сдвиговые напряжения, которые приводят к деформации кручения, что приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки. При дальнейшем накоплении энергии деформации и турбулизации поверхностной деформации при уменьшении диаметра проволоки возможно определение уровня предельной деформируемости металла до его разрушения вследствие наклепа. Изменение микроструктуры проволоки приводит к изменению ее прочностных свойств. Для исследования зависимости механических свойств от степени деформации тонкой проволоки определили микротвердость металла по Мартенсу (ISO 14577) на образце № 5 (диаметр 1,113 мм) в радиальном направлении от поверхности к центру с шагом 5 мкм с максимальной нагрузкой 10 мН. На рисунке 5 показано распределение микротвёрдости по Мартенсу, выполненное для двадцати измерений на общую глубину 0,01 мм.

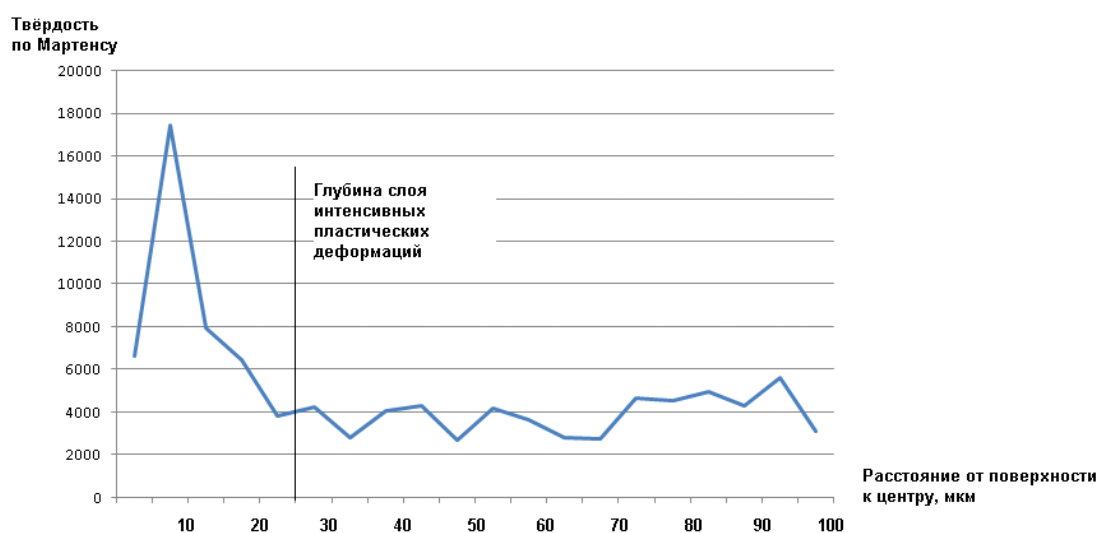


Рисунок 5 - Распределение микротвёрдости по Мартенсу на образце холоднодеформированной проволоки диаметром 1,113 мм в радиальном направлении от поверхности к центру

Как видно из представленного распределения твёрдости по сечению проволоки диаметром 1,113 мм, в радиальном направлении на поверхности чётко идентифицирован слой повышенной твёрдости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твёрдости позволяет считать, что степень деформации в данном слое значительно выше, чем в остальной части сечения образца. Пониженное единичное значение твёрдости на поверхности образца связано, вероятно, с наличием слоя латуни.

Определенный интерес представляет исследование тонкой микро-структуры проволоки при помощи ПЭМ. Электронно-микроскопическое исследование структуры катанки диаметром 5,5 мм и про-

волокни диаметром 4,2 мм (рисунок 6) показало, что структура в исходном горячекатаном состоянии по сечению однородная и представляет собой феррито-карбидную смесь (перлит) с максимальным межпластинчатым расстоянием порядка 0,2 мкм. В структуре присутствует небольшое количество свободного феррита. При исследовании микроструктуры поверхностных слоев катанки диаметром 5,5 мм на ПЭМ, в ферритной составляющей наблюдается повышенная плотность дислокаций (рисунок 6,а), которые соединяют цементитные пластины. На темнопольном изображении в рефлексе цементита (рисунок 6,б) видно, что участки однородного контраста цементита недостаточно протяженные, что свидетельствует о несовершенном строении цементитных пластин. На рис. 6 в показана перлитная колония, в которой начался процесс растворения цементитных пластин за счет выхода углерода на дислокации.

В осевой зоне катанки диаметром 5,5 мм наблюдаются участки дефектного блочного феррита и участки хрупко разрушенных цементитных пластин перлита (рисунок 7 а, б).

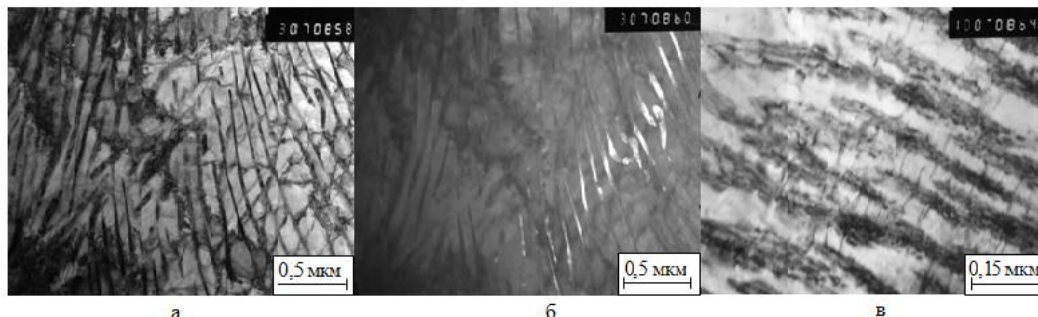


Рисунок 6 - Структура катанки диаметром 5,5 мм (поверхность): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита; в – светлопольное изображение

На рисунке 8 представлены структуры образцов проволоки диаметром 4,2 мм – поверхность. Структура однородная и представляет собой тонкопластинчатый перлит. Пластины цементита изгибаются, теряя свою параллельность. При деформации наблюдается смещение и фрагментация цементитных пластин.

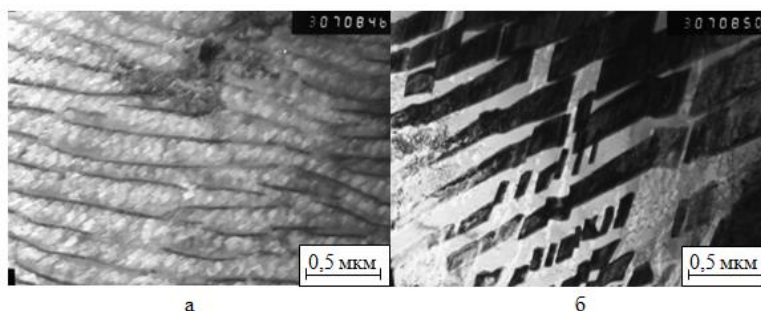


Рисунок 7 - Структура катанки диаметром 5,5 мм (центр): а – светлопольное изображение, блочный феррит; б – участок с разрушенными цементитными пластинами

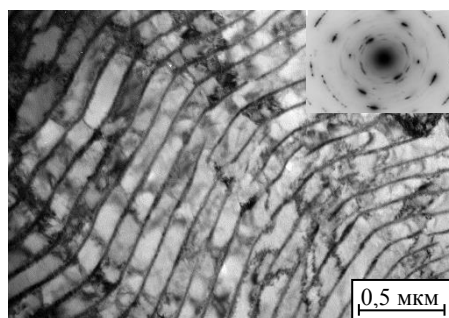


Рисунок 8 - Структура проволоки диаметром 4,2 мм (поверхность), светлопольное изображение, электроннограмма

Этот эффект связан с движением дислокаций. В ферритной составляющей происходит формирование ячеистой дислокационной субструктуры (рисунок 8, а). Электрон-нограмма имеет кольцевой характер (рисунок 8, б).

В центральной части образцов (диаметр 4,2 мм) пластины цементита и феррита, которые имеют волнообразный характер, образуют S - образные полосы сброса (рисунок 9, а), которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого гетерогенного мате-

риала. Процесс деформации, локализованной в узких микрообъемах, по мере роста напряжений идет до исчерпания запаса пластичности этих зон. На определенной стадии деформации в полосах сброса образуются субмикротрещины, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала [10]. На данном этапе деформации происходит растворение цементитных пластин (рисунок 9, б). Также в структуре центральной части проволоки после деформации наблюдаются участки полностью разрушенного перлита (рисунок 9,в) и практически кольцевая дифракция.

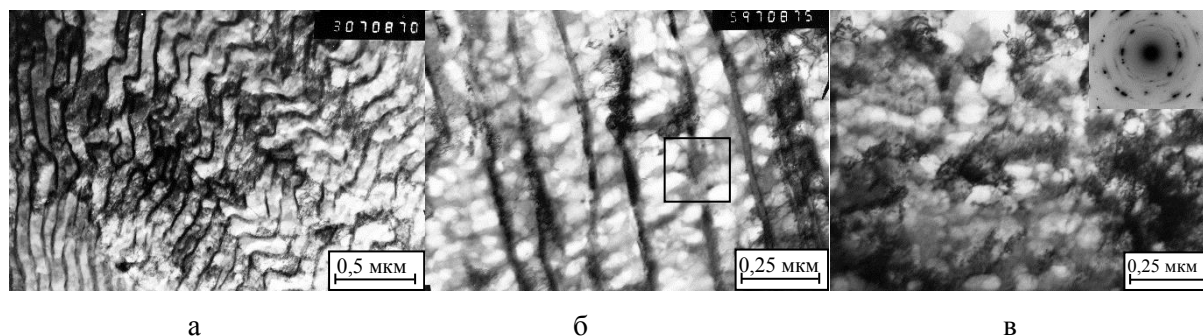


Рисунок 9 - Структура проволоки диаметром 4,2 мм (центр): а - S-образные полосы сброса; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита, выделен участок, где цементит растворился; в - полностью разрушенный перлит, практически кольцевая дифракция от разрушенного перлита

#### Заключение

1. Установлено исследованиями посредством РЭМ при увеличениях 2000, 5000 и 20000х, что в отдельных поверхностных участках проволоки при волочении, в условиях сдвиговой неустойчивости, возникает локализация деформации, при этом механизм деформации данного поверхностного слоя подобен течению жидкости в виде турбулентного завихрения структурного строения проволоки. Такие участки наблюдаются на некоторой глубине от поверхности - до 25 мкм и протяженность этого слоя составляет примерно ту же величину.

2. Показано, что изменение структуры сорбита после патентирования и латунирования тонкой проволоки с увеличением степени деформации приводит к следующим особенностям:

- колонии, которые ориентированы вдоль направления волочения, деформируются с уменьшением межпластинчатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется; в колониях, которые ориентированы нормально или под большим углом к оси волочения, пластинчатая форма цементита трансформируется в волнообразную форму, пластины изгибаются и разрушаются, разделяясь на фрагменты;

- в поверхностных слоях тонкой проволоки наряду с главными напряжениями, возникают дополнительные сдвиговые напряжения и деформации, приводящие возможно ротационной моде деформации, что и приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки.

3. Вышеуказанная динамика изменения структуры при увеличении степени деформации подтверждается проведением измерения микротвердости. Твёрдость по сечению проволоки диаметром 1,13 мм в радиальном направлении на поверхности имеет участки повышенной твёрдости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твёрдости позволяет считать, что степень деформация в данных поверхностных участках значительно выше, чем в остальной части сечения образца.

4. ЭМИ на ПЭМ позволяют отметить то, что при интенсификации деформации металла, происходит образование S – образных полос сброса, которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого материала. На определенной стадии деформации в полосах сброса возможно образование субмикротрещин, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала. В структуре происходит хрупкое разрушение цементитных пластин.

#### Библиографический список

1. Столяров, А.Ю. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки/А.Ю. Столяров, В.А. Харитонов//Сталь. - 2012. - № 12. - С. 45-47.
2. Панин, В.Е. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики/Панин В.Е., А.В. Колубаев, А.И. Слосман и др.//Физическая мезомеханика. - Т. 3. - № 1. - 2000. - С. 67-74.
3. Тарасов, С.Ю. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении/С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов//Физика твёрдого тела. - Т. 53. - Вып. 2.- 2011. - С. 336-340.
4. Kolubaev A. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding/A. Kolubaev, S. Tarasov, O. Sizova, E. Kolubaev//Tribology International. - V. 43. - 2010. - P. 695–699.
5. Гольдштейн, Р.В. Подход к предсказанию формирования микроструктуры материала вбли-

зи поверхностей трения при развитых пластических деформациях/Р.В. Гольдштейн, С.Е. Александров//Физическая мезомеханика. - Т. 17. - № 5. - 2014. - С. 15-20.

6. Alexandrov, S. Singular solutions in viscoplasticity under plane strain conditions/S. Alexandrov, Y. Mustafa//Meccanica.- 2013.-V.48.-P.2203-2208.

7. Alexandrov, S. A numerical method for determining the strain rate intensity factor under plane strain conditions/Sergei Alexandrov, S.Y. Kuo, Y.R. Jeng//Continuum Mech. Thermodyn. – 2016. - 28. -P. 977 – 992.

8. Губенко С.И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений/С.И. Губенко. – Днепропетровск: НМетАУ. ИЦ «Системные технологии», 2014. – 301 с.

9. Сычков, А.Б. Металлургические и металловедческие аспекты производства высокоуглеродистой катанки/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. - Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 257 с.

10. Тушинский Л.И. Структура перлита и конструктивная прочность стали/Л.И. Тушинский, А.А. Батаев, Л.Б. Тихомирова. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 280 с.

УДК 621.74

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩИМ ТЕХНОЛОГИЯМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Деев В.Б.<sup>1</sup>, Приходько О.Г.<sup>2</sup>, Пономарева К.В.<sup>2</sup>,  
Куценко А.И.<sup>2</sup>, Сметанюк С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, deev.vb@mail.ru, smetanyuk.sv@mail.ru*

<sup>2</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, prihodko\_og@rambler.ru, kiraponomareva525@mail.ru,  
aik\_mail@mail.ru*

*Аннотация:* В работе приведена разработанная математическая модель для расчета параметров кристаллизации литейных машиностроительных сплавов, обработанных физическими воздействиями, позволяющая прогнозировать критический размер зародышей кристаллизации, количество зародышей и оценить эффективность модифицирующей обработки расплава. Для создания программного приложения использован язык визуального программирования Delphi.

*Ключевые слова:* расплав, физические модифицирующие воздействия, литейный сплав АК7ч, кристаллизация, критический радиус зародыша, переохлаждение, визуальное программирование.

## DETERMINATION OF THE PARAMETERS OF CRYSTALLIZATION CASTING ALLOYS OBTAINED BY RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES WITH USE OF PHYSICAL IMPACT

Deev V.B.<sup>1</sup>, Prihodko O.G.<sup>2</sup>, Ponomareva K.V.<sup>2</sup>, Kutsenko A.I.<sup>2</sup>, Smetanyuk S.V.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *National University of Science and Technology "MISIS",  
Moscow, Russian Federation, deev.vb@mail.ru, smetanyuk.sv@mail.ru*

<sup>2</sup> *Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russian Federation, prihodko\_og@rambler.ru,  
kiraponomareva525@mail.ru, aik\_mail@mail.ru*

*Abstract:* Mathematical model for calculation of parameters of crystallization casting machine-building alloys processed by the physical impacts, which allows to predict the critical size germ of crystallization, the number of embryos and to evaluate the effectiveness of modifying treatment of the melt. To create a software application used the language of visual programming Delphi

*Keywords:* liquid, physical modifying influences, casting alloy АК7ч, crystallization, critical radius of the germ, overcooling, visual programming.

Известно, что качество литейных машиностроительных сплавов определяется их структурой, от которой зависит уровень механических, технологических и эксплуатационных свойств деталей.

В настоящее время в промышленных технологиях машиностроительного литья получают распространение способы физических (внешних) модифицирующих воздействий на расплавы – ультразвук, вибрация, высокотемпературные перегревы, электрический ток, магнитное поле и др. [1 – 8]. Данные воздействия способствуют получению мелкозернистой структуры и повышению механических и эксплуатационных свойствам отливок без введения специальных модифицирующих добавок. Основное достоинство физических воздействий заключается в том, что они не меняют химический состав расплава и не приводят к накоплению нежелательных примесей в литейных сплавах при дальнейших переплавах. Соответственно, применение физических воздействий обуславливает перспективу использования повышенного количества вторичных материалов при плавке.

Влияние физических воздействий на расплав можно интерпретировать с позиции кластерной модели [8]. Данная математическая модель является универсальной и позволяет прогнозировать основные параметры кристаллизации расплавов (критический размер зародыша  $r_k$  и количество зародышей в единице объема расплава  $n_0$ ) после обработки различными физическими воздействиями.

Так, в соответствии с кластерной моделью жидких расплавов основными структурными составляющими жидкости считаются отдельные разобщенные кластеры, окруженные трехмерной сеткой разупорядоченной зоны, обладающей хаотической атомной структурой. При этом кластеры в микрообъемах могут быть разного размера, состава и плотности. Внутренняя атомная структура кластеров близка к структуре исходного твердого тела. Характерный размер кластера имеет нанопорядок, который не превышает размеры критического зародыша ( $r_k$ ).

Согласно модели, путем математических преобразований для зародышей сферической формы были получены следующие выражения:

$$r_k = \frac{3J \frac{\Delta W}{e} T_0}{\rho L} \left( \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \right)^{-1}, \quad (1)$$

$$n_0 = \frac{3c \Delta T_n}{4\pi L} \frac{1}{r_k^3}, \quad (2)$$

где  $J$  – импульс тока, возникающий за счет перехода электронов с уровня ионизации свободного атома разупорядоченной зоны на уровень Ферми зародыша (кластера);

$\frac{\Delta W}{e}$  – скачок потенциала на границе кластера с разупорядоченной зоной;

$\Delta W = (J_1 - W_{\text{вых}})$  – работа, затраченная валентным электроном при переходе на уровень Ферми кластера при образовании зародыша критических размеров;

$J_1$  – первый потенциал ионизации;

$W_{\text{вых}}$  – работа выхода электрона;

$T_0$  – равновесная температура кристаллизации;

$\frac{\Delta T}{\Delta \tau}$  – скорость охлаждения расплава в период зарождения кристаллов;

$n_0$  – количество зародышей в единице объема расплава;

$\rho$  – плотность;

$L$  и  $c$  – удельные теплота кристаллизации и теплоемкость расплава;

$\Delta T_n$  – переохлаждение расплава.

На основе модели было разработано программное приложение «Расчет параметров кристаллизации расплава после обработки внешними воздействиями» в среде визуального программирования Delphi 2007.

Программа позволяет рассчитать критический радиус зародышей  $r_k$ , количество зародышей в единице объема расплава  $n_0$  в зависимости от экспериментально определенных параметров кристаллизации – переохлаждения расплава и интервала времени зародышеобразования. Данное программное приложение учитывает возможность одновременного расчета  $r_k$  и  $n_0$  для исходного расплава; расплава, обработанного физическими воздействиями (магнитным полем, электрическим током, вибрацией, инертным газом); расплава с комплексной технологией обработки, а также сравнение этих расчетов с помощью гистограмм.

Расчеты можно проводить для следующих сплавов: углеродистых сталей, чугунов, бронз, алюминиевых сплавов различных составов. Справочные данные по теплофизическим свойствам, не-

обходимым для расчетов, заложены в базу данных программы. Базу при необходимости можно дополнять.

По рассматриваемой модели был проведен расчет  $r_k$  и  $n_0$  для алюминиевых сплавов АК7ч, АК5М2, АМ5 (ГОСТ РФ 1583-93). Результаты показали существенное влияние на процесс кристаллизации таких способов физических воздействий, как термовременная обработка (ТВО) и магнитное поле.

Большой интерес представляет изучение параметров  $r_k$  и  $n_0$  в зависимости от качества применяемой шихты и различных способов физических воздействий на расплавы.

В рассматриваемом случае объектом исследования являлся сплав АК7ч, который в настоящее время широко применяется: для изготовления отливок деталей металлургического машиностроения (деталей приборов, корпусов помп, карбюраторов, работающих при температурах до +200 °С и т.д.).

В таблице 1 представлены результаты расчетов по разработанной модели с помощью программного приложения для сплава АК7ч (согласно ГОСТ РФ 1583-93 сплав содержит, масс. %: 6,0...8,0 Si, 0,2...0,4 Mg, до 0,5 Mn, до 0,2 Cu, до 0,3 Zn, до 1,2 Fe, остальное – Al), полученного из различной шихты (образцы для исследования представляли из себя залитые в песчано-глинистые формы цилиндры длиной 300 мм и диам. 26 мм).

Таблица 1 – Результаты расчетов параметров кристаллизации для сплава АК7ч с помощью программного приложения «Расчет параметров кристаллизации расплава после обработки внешними воздействиями»

Состав шихты	Способ обработки расплава	$r_k \cdot 10^{-7}$ , м	$n_0 \cdot 10^{14}$ , м <sup>-3</sup>
АК7ч (чугунные материалы)	Исходный (без обработки)	0,9253	0,1083
	ТВО	0,3322	0,3071
	Магнитное поле	0,4056	0,2453
	ТВО + магнитное поле	0,2098	0,4669
	Электрический ток	0,4815	0,2173
	ТВО + электрический ток	0,3071	0,3291
АК7ч (50 % чугуновых материалов + 50 % вторичных материалов)	Исходный (без обработки)	0,9706	0,1029
	ТВО	0,3689	0,2688
	Магнитное поле	0,4588	0,2114
	ТВО + магнитное поле	0,2271	0,4043
	Электрический ток	0,5058	0,2011
	ТВО + электрический ток	0,3100	0,3196
АК7ч (100 % вторичных материалов)	Исходный (без обработки)	0,9997	0,1005
	ТВО	0,4234	0,2095
	Магнитное поле	0,4979	0,2096
	ТВО + магнитное поле	0,2658	0,3854
	Электрический ток	0,5431	0,1842
	ТВО + электрический ток	0,3239	0,3087

Плавки сплава АК7ч проводили в печи ИСТ-0,06. Рафинирование расплавов перед заливкой осуществляли хлористым марганцем. В качестве физических воздействий применяли ТВО – термовременную обработку ( $T = 970...980$  °С,  $\tau = 7...10$  мин – при 100 % чугуновых материалов в шихте;  $T = 1000...1020$  °С,  $\tau = 10...12$  мин – при 50...100 % чугуновых материалов в шихте), постоянное магнитное поле с градиентом  $\Delta B/\Delta x = 0,886$  Тл/м при заливке в литейную форму с помощью специального устройства [9], постоянный электрический ток при кристаллизации ( $j = 0,92 \cdot 10^5$  А/м<sup>2</sup>) [10], а также их сочетания. Вторичные материалы в шихте во всех вариантах содержали по своему объему: 50...55 % – мелкого лома и отходов сплавов, 45...50 % – брикетированной стружки соответствующих сплавов.

При расчете параметров кристаллизации учитывались экспериментальные значения переохлаждения расплава и интервала времени зародышеобразования, выявленные по кривым охлаждения. Из данных таблицы 1 следует, что обработка расплавов физическими воздействиями (как по отдельности, так и в комплексе) приводит к уменьшению критического радиуса зародышей ( $r_k$ ) и повышению количества зародышей в единице объема расплава ( $n_0$ ). В результате из-за объемного характера кристаллизации в сплавах формируется мелкозернистая структура, что было доказано металлографическими исследованиями (подтверждающими, таким образом, адекватность модели расчета

$r_K$  и  $n_0$ ). Необходимо отметить, что физические воздействия оказали больший эффект на сплав из шихты с повышенным количеством вторичных материалов (лома и отходов).

Представленная математическая модель с помощью разработанного программного приложения позволяет прогнозировать параметры кристаллизации ( $r_K$ ,  $n_0$ ) после применения различных физических воздействий и оценить эффективность технологии конкретной модифицирующей обработки расплава при производстве тонкостенных отливок различного назначения из черных и цветных сплавов. Для расчета требуются справочные данные и экспериментально определенные кристаллизационные характеристики расплавов.

Выводы: разработана универсальная математическая модель для расчета параметров кристаллизации литейных машиностроительных сплавов, обработанных физическими воздействиями, позволяющая прогнозировать критический размер зародышей кристаллизации, количество зародышей и оценить эффективность модифицирующей обработки расплава. данная методика расчета параметров кристаллизации может быть применима в производственных и научно-исследовательских лабораториях и центрах, занимающихся вопросами получения высококачественного машиностроительного литья.

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Организация проведения научных исследований» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2017-2019 гг. (задание No.11.5684.2017/ВУ).*

#### Библиографический список

1. Komarov S., Ishiwata Y., Mikhailov I. Industrial Application of Ultrasonic Vibrations to Improve the Structure of Al-Si Hypereutectic Alloys: Potential and Limitations // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. 46: 2876-2883.
2. Vorozhtsov S., Kudryashova O., Promakhov V., Dammer V., Vorozhtsov A. Theoretical and Experimental Investigations of the Process of Vibration Treatment of Liquid Metals Containing Nanoparticles // JOM. 2016, Vol. 68, Iss. 12, pp. 3094–3100.
3. Rabiger D., Zhang Y., Galindo V., Franke S., Willers B., Eckert S. The relevance of melt convection to grain refinement in Al-Si alloys solidified under the impact of electric currents // Acta Materialia. 2014. Vol. 79. P. 327-338.
4. Zhang, Y., Cheng, X., Zhong, H., (...), Song, C., Zhai, Q. Comparative study on the grain refinement of Al-Si alloy solidified under the impact of pulsed electric current and travelling magnetic field // Metals. 2016, 6, 170.
5. Timoshkin I.Y., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. // Influence of treatment of melts by electromagnetic acoustic fields on the structure and properties of alloys of the Al–Si system // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2016, Volume 57, Issue 5, pp. 419-423.
6. Deev V.B., Selyanin I.F., Ponomareva K.V., Yudin A.S., Tsetsorina S.A. Fast cooling of aluminum alloys in casting with a gasifying core // Steel in translation. 2014. Т. 44. № 4. P. 253, 254.
7. Li Q.L., Xia T.D., Lan Y.F., Li P.F. Effects of melt superheat treatment on microstructure and wear behaviours of hypereutectic Al-20Si alloy // Materials Science and Technology. 2014. 30 (7), P. 835-841.
8. Deev, V.B., Selyanin, I.F., Tsetsorina, S.A. Refining the cluster model of metallic melts // Steel in Translation. 2008. Vol. 38, Issue 8, pp. 623, 624.
9. Патент РФ на полезную модель № 69072. Устройство для модифицирования сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, В.А. Дегтярь и др. // Заявка № 2007130320. Приоритет 07.08.2007 г. Опубл. 10.12.2007 г.
10. Патент РФ на полезную модель № 69074. Устройство для модифицирования сплавов в литейной форме / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, В.А. Дегтярь и др. // Заявка № 2007130318. Приоритет 07.08.2007 г. Опубл. 10.12.2007 г.



## СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ НЕПРЕРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ СПОСОБОМ “КОНФОРМ”

Фастыковский А.Р., Селиванова Е.В., Федоров А.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

**Аннотация:** Предложены усовершенствования непрерывного способа прессования “Конформ”, заключающиеся в возможности изменения угла наклона “башмака” относительно колеса, позволяющие снять ряд ограничений, существенно упростить настройку и эксплуатацию оборудования. Определены условия, при которых возможен захват заготовки и устойчивое ведение процесса при различных углах установки “башмака”. Достоверность полученных зависимостей подтверждена исследованиями, проведенными на лабораторной установке.

**Ключевые слова:** усовершенствование, способ “Конформ”, условия осуществимости.

## CONTINUOUS IMPROVEMENT PRESSING WAY “KONFORM”

Fastykovsky A.R., Selivanova E.V., Fedorov A.A.

*Siberian state industrial University  
Novokuznetsk, Russia*

**Abstract.** The suggested improvements of the continuous pressing method “Konform”, consisting in the possibility of changing the angle of the “Shoe” from-relatively-wheel, allowing to remove a number of restrictions to simplify the setup and operation of equipment. The conditions under which it is possible to grip the workpiece and sustainable process for different angles of installation of “bash Mac”. The reliability of the obtained dependencies is confirmed by research, the holding of data in laboratory settings.

**Key words.** Improvement method “Konform”, the conditions of feasibility.

Современное развитие техники инициирует потребность в разработке и производстве сложных профилей повышенной точности, применение которых позволяет создавать конкурентоспособные процессы и оборудование. Обычно такие профили получают прессованием. Однако классический процесс прессования имеет низкую производительность, связанную с большими затратами времени на подготовительные операции, зачастую превышающими время обработки, высокую энергоемкость, так как одновременно деформированию подвергается весь объем металла и как следствие возможность реализации только на дорогостоящем металлоемком оборудовании. Недостатки классического процесса прессования затрудняют, а в некоторых случаях делают невозможным получение сложных профилей большой длины, высокая цена продукции ограничивает ее применение, монтаж и эксплуатация дорогого, сложного оборудования увеличивает срок окупаемости и себестоимость продукции, что в складывающейся системе рыночных отношений является весьма нежелательным.

Кардинальным решением приведенных выше проблем является разработка непрерывного процесса прессования, основанного на использовании активных сил трения в очаге деформации [1 - 4]. Из известных способов непрерывного прессования наибольший интерес с практической точки зрения представляет способ, получивший название “Конформ” [5]. К достоинствам данного способа относится возможность сварки металла в очаге деформации, простота кинематической схемы, высокая технологическая гибкость за счет быстрой смены инструмента, для деформирования не требуется нагрева до высоких температур, так как в процессе формоизменения выделяется тепло, обеспечивающее высокую пластичность металла.

Однако практическая реализация способа “Конформ” сдерживается не достаточной технической и технологической разработкой данного способа, малой изученностью в теоретическом плане и в связи с этим отсутствием обоснованных рекомендаций по выбору энергоэффективных режимов формоизменения.

Для реализации способа “Конформ” используется вращающийся валок и неподвижный “башмак”, охватывающий до четверти окружности валка. Валок и “башмак” образуют закрытый канал с

постоянным сечением по длине. В конце канал перекрыт упором, а для формирования готового профиля используется матрица, расположенная, как правило, в верхней части “башмака” в районе упора. Под действием активных сил трения на поверхности валка металл втягивается в канал, где создается давление необходимое для прессования. Анализ известных конструкций устройств для осуществления способа “Конформ” позволил выявить их недостатки, накладывающие ограничения и создающие сложности при практической реализации:

1. Сечение заготовки должно точно соответствовать сечению канала. В противном случае активных сил трения будет не достаточно для прессования;
2. На входе в канал необходимо размещать задающее устройство, обеспечивающее начальную стадию процесса;
3. Величина активных сил трения не поддается регулировки и как правило значительно превышает необходимое значение, что в свою очередь приводит к неоправданно большим затратам энергии;
4. Отсутствие деформации металла между валком и “башмаком” делает не возможным использование данного способа для получения простых профилей, плющеной ленты, переносит всю нагрузку по формированию готового профиля на матрицу.

Устранить выявленные недостатки и ограничения можно за счет изменения конструкции крепления башмака [6]. Необходимо дополнительно оборудовать установку реализующую способ “Конформ” устройством изменяющим угол наклона “башмака”. Такое конструктивное решение позволит изменить форму канала, образованного валком и “башмаком”. Высота канала будет уменьшаться от входа до матрицы, что обеспечит дополнительную деформацию заготовки в канале, уменьшив нагрузку на матрицу. Деформирование металла в канале позволит снять ограничения по размерам и форме сечения заготовки. Изменение угла наклона “башмака” позволит менять площадь очага деформации, где действуют активные силы трения, тем самым создавая оптимальные с точки зрения энергозатрат условия ведения процесса. Возможность деформирования в сужающемся канале, образованном валком и “башмаком” позволит формировать простые профили без использования матрицы, что существенно снизит энергозатраты и делает экономически выгодным такой способ производства простых профилей, тем самым расширив линейку сортамента выпускаемой продукции.

Для практической реализации предлагаемого способа “Конформ” необходимо определить условия, при которых возможно его осуществление. Одним из важнейших является условие захвата. Захват заготовки произойдет, когда величина втягивающих активных сил трения на поверхности валка будет равна или больше реактивных сил трения, действующих на поверхности “башмака”. Выполнить данные рекомендации возможно при обеспечении разных условий трения на рабочих поверхностях валка и “башмака”:

$$f_k \geq f_b, \quad (1)$$

где  $f_k$  – коэффициент трения на поверхности валка;  
 $f_b$  – коэффициент трения на поверхности “башмака”.

$$f_b = n f_k, \quad (2)$$

где  $n$  – коэффициент пропорциональности, который меньше единицы.

Зная величину коэффициента  $n$  можно определить при каких значениях коэффициентов трения  $f_b$  и  $f_k$  возможна реализация изучаемого процесса. Рассмотрим условия захвата при деформировании усовершенствованным способом “Конформ” с изменяющимся положением “башмака”. Спроектируем силы, действующие в месте контакта образца с “башмаком” и валком на ось, совпадающую с осью образца. Уравнение равновесия сил будет иметь вид:

$$\tau_{cp1} - \tau_{cp2} \cos \omega - p_{cp} \sin \omega = 0, \quad (3)$$

где  $\tau_{cp1}$  – контактные силы трения, действующие в месте контакта валка и образца;  
 $\tau_{cp2}$  – контактные силы трения, действующие в месте контакта образца и “башмака”;  
 $p_{cp}$  – среднее нормальное напряжение;  $\omega$  – угол наклона “башмака”.

Допустив, что на контактных поверхностях действует закон трения Амонтона - Кулона с учетом (2) получим:

$$n \leq \frac{f_k - \sin \omega}{f_k \cos \omega}. \quad (4)$$

При невыполнении условия (4) естественный захват не возможен. Необходимо отметить, что полученное условие захвата действует как для валка с гладкой поверхностью, так и с ручьем. Как следует из зависимости (4) величина коэффициента  $n$  зависит от угла наклона “башмака”. На рисунке 1 приведен график изменения коэффициента  $n$  от угла наклона “башмака”  $\omega$ .

Для изучения возможностей усовершенствованного способа “Конформ” создана экспериментальная установка [6] с верхним расположением “башмака”. Механизм регулирования “башмака” позволяет изменить расстояние между валком и “башмаком” в горизонтальной плоскости, а так же угол наклона. Условия трения на поверхностях “башмака” и валка регулировались за счет разной шероховатости и разного материала “башмака” (чугун) и валка (сталь). Проведенные эксперименты подтвердили достоверность полученного условия осуществимости усовершенствованного способа “Конформ” [7].

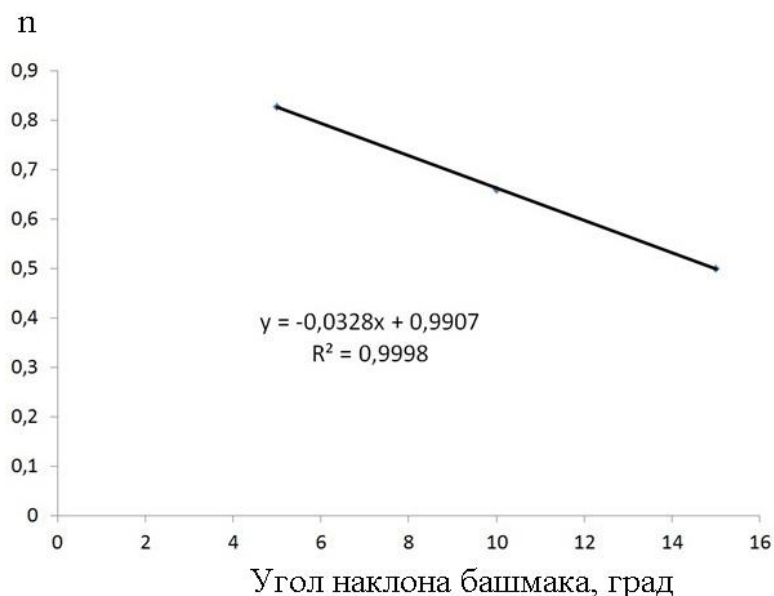


Рисунок 1 – График зависимости коэффициента  $n$  от угла наклона “башмака”  $\omega$

При проведении экспериментов с использованием “башмака” и валка с гладкими поверхностями и деформированием между ними круглой заготовки диаметром 12 мм имело место очень большое значение величины уширения (рисунок 2). Полученные результаты приведены на рисунке 2, где сверху показан образец, полученный обычным способом прокатки, внизу способом “Конформ” с использованием валка и “башмака” с гладкими поверхностями. Данное явление можно объяснить большими реактивными силами трения, действующими на поверхности “башмака” и создающими препятствие движению металла. Процессы, обеспечивающие большие значения уширения представляют интерес при реализации технологии плющения. Основной задачей плющения является получение полос из круглой заготовки при максимальном значении уширения. Продукция, полученная плющением, востребована, однако возможности используемого для этой цели процесса прокатки ограничены и поиск новых решений в частности применение способа “Конформ” перспективно и актуально.



Рисунок 2 – Величина уширения при деформировании в валках (верхний образец) и способом “Конформ” (нижний образец)

Разработаны технические решения, позволяющие существенно расширить возможности непрерывного прессования способом “Конформ”. Определены условия осуществимости усовершенствованного способа “Конформ” подтвержденные экспериментально и перспективные направления использования.

#### Библиографический список

1. Данилин В.Н. Создание и основные этапы развития процесса прессования с активным действием сил трения / В.Н. Данилин // Кузнечно – штамповочное производство.– 2009.– №9.– С. 30– 37.
2. Фастыковский А.Р. Оценка возможностей процесса прокатки – прессования / А.Р. Фастыковский // Кузнечно – штамповочное производство. Обработка металлов давлением.– 2004. - №2.– С. 3– 6.
3. Фастыковский А.Р. К вопросу о процессе прокатки – прессования / А.Р. Фастыковский // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2004. - № 2. – С. 67 – 70.
4. Фастыковский А.Р. Энергосиловые параметры процесса прокатки – прессования цветных металлов и сплавов/ А.Р. Фастыковский// Известия вузов. Цветная металлургия.– 2003. - № 5.– С.47– 51.
5. Горохов Ю.В. Расчет параметров деформационной зоны при непрерывном прессовании способом Конформ / Ю.В. Горохов, Н.Н. Загиров, И.Ю. Губанов// Металлы.– 2004.– №4.– С. 113 –116.

УДК 629.047

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР

Куницина Н.Г., Ташметова М.О.

*Новотроицкий филиал Национального исследовательского  
технологического университета «МИСиС»,  
г. Новотроицк, Российская Федерация, n.kunicina@mail.ru*

*Аннотация:* Рассмотрены особенности деформации пористых структур. Показано влияние ротационных мод деформации пеноалюминия на развитие макронеустойчивости и разрушения пористой среды.

*Ключевые слова:* пеноалюминий, деформация, разрушение, ротационные моды

## FEATURES OF DEFORMATION OF POROUS STRUCTURES

Kunitsina N.G., Tashmetova M.O.

*Novotroitsk branch of the National University of Science and Technology «MISIS»,  
Novotroitsk, Russian Federation, n.kunicina@mail.ru*

*Annotation:* Peculiarities of deformation of porous structures are considered. The influence of rotational modes of deformation of foam aluminum on the development of macroinstability and destruction of a porous medium is shown.

*Keywords:* foam-aluminum, deformation, destruction, rotational modes

С развитием технологий обнаруживается все больше возможностей модификации традиционных материалов, например металла. Структура, состоящая из металла, и содержащая большое количество наполненных газом пор называется металлической пеной. Как правило, примерно 75-95 % ее объема составляют пустоты. Такой пористый материал обладает уникально малым весом - некоторые виды металлической пены настолько легки, что плавают на поверхности воды. При этом прочность такого материала в несколько раз превышает прочность традиционного металла. Сферы применения металлической пены - самые разнообразные. Наиболее же перспективным является использование в автомобиле- и машиностроение.

Механические свойства и деформационное поведение многокомпонентных материалов существенным образом зависит от особенностей их строения, химического состава, условий испытания и др. Пористые материалы можно рассматривать как предельный случай гетерогенной среды с максимально различающимися свойствами компонентов - порового пространства и металлических компонентов, образующих твердый каркас. Поэтому свойства таких материалов зависят от тех же параметров [1]. Однако наличие пор значительно снижает прочность и пластичность пористых металлов. Ме-

ханические свойства очень чувствительны к форме пор, что вызвано влиянием надрезов на поверхности пор, ослабляющих прочность и особенно снижающих пластичность пористых металлов [2].

Кроме того, т.к. пористые материалы обладают резко неоднородной структурой, то это приводит к сложной зависимости их свойств от параметров строения и др. [3].

Пластическая деформация и разрушение таких материалов характеризуются специфическими особенностями. Отличие деформации пористой среды от двухфазной заключается в несохранении объема материала. Это приводит к качественному изменению диаграммы деформации. Макрооднородное сжатие сплющивает поры, а при растяжении наблюдается удлинение одиночных пор с увеличением их объема с последующей потерей устойчивости течения перемычек между порами [4].

Деформация сильнопористой (гипернеоднородной) среды существенным образом определяется ее структурой, в частности, статистическими характеристиками - пористостью, размером пор и т.д.

Типичная диаграмма деформации металлических пен состоит из трех основных зон: в первой - напряжение увеличивается с увеличением деформации почти линейно; затем наблюдается область плато, когда напряжение практически не изменяется при изменении деформации; и, наконец, есть зона быстрого увеличения напряжения в результате разрушения стенок пор [5].

Характерная для пенометаллов кривая «напряжение-деформация» представлена на рисунке 1.

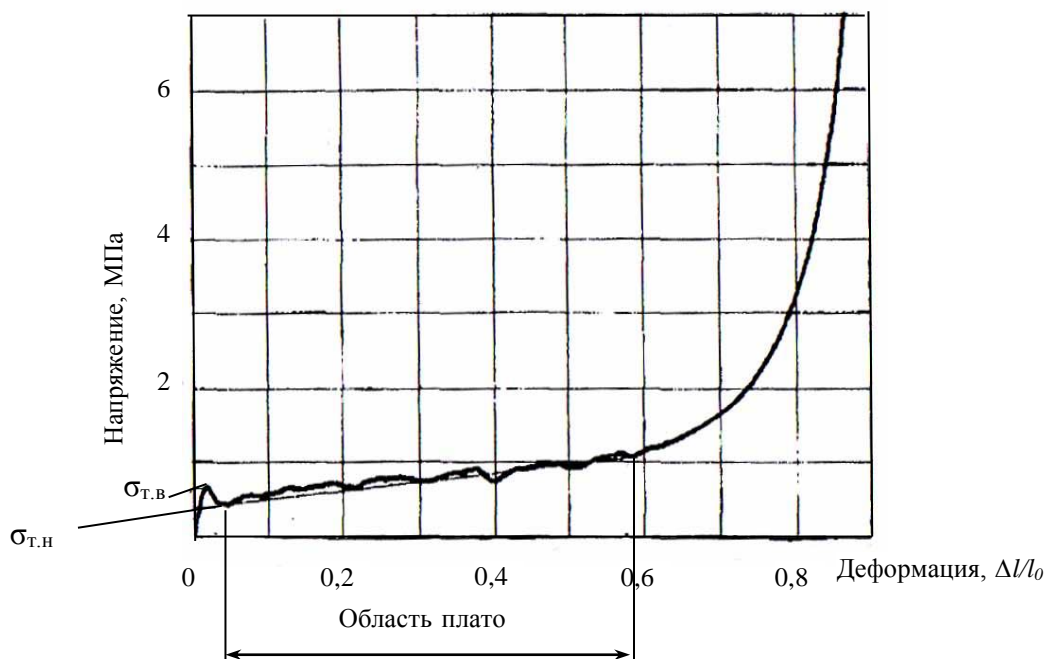


Рисунок 1 - Типичный вид диаграммы деформации пеноалюминия

Таким образом, при низких степенях деформации пена ведет себя линейно - упруго. Следующая область плато характеризуется небольшим подъемом деформационной кривой. Иногда можно наблюдать верхний  $\sigma_{т.в}$  или нижний  $\sigma_{т.н}$  пределы текучести. После области плато начинается область сильной пластической деформации, которой соответствуют большие степени деформации при большой приложенной нагрузке (начинается уплотнение всей пористой структуры).

Форма кривой может изменяться в зависимости от плотности, градиента плотности и состава металлических пен, но всегда сохраняет подобный характер.

Несмотря на то, что при малых деформациях наблюдается увеличение напряжения по линейному закону, более полный анализ показывает [6], что деформация на данном участке только частично обратима и что уже во время начального нагружения происходят определенные необратимые деформации пенной структуры. Поэтому модуль упругости не может быть определен измерением наклона зависимости напряжения от деформации, и должен определяться какими - либо другими способами, например, по величине изгибающих колебаний.

При статических испытаниях алюминиевых пен было обнаружено два различных способа разрушения: хрупкое разрушение вызвано разрушением стенок ячеек и перемычек, в то время, как вязкое разрушение основано на изгибе основных структурных элементов, а не на разрушении [7]. Деформационные кривые существенно различаются для двух способов разрушения в области низких напряжений и в области плато (рисунок 2).

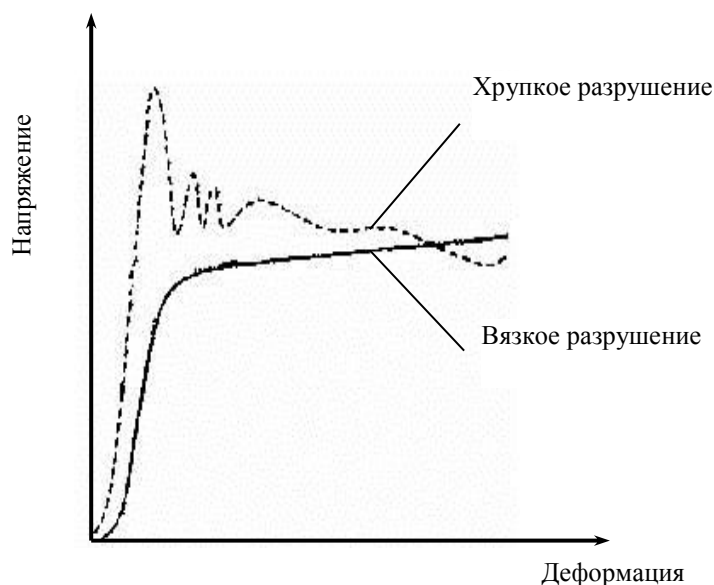


Рисунок 2 - Диаграммы сжатия пеноалюминия

Экспериментально [8] было установлено, что разрушение начинается на стенках крупных и средних пор в области минимальных толщин стенок пор. В процессе сжатия в первую очередь деформируются крупные поры неправильной формы, максимально долго сохраняются мелкие поры (размерами менее 1,5 мм) правильной формы. Неравномерность деформации пор увеличивается с ростом общей деформации образца. На стадии крутого роста диаграммы деформации большинство крупных пор уже «схлопнулись» и начинается процесс уплотнения самого материала. Деформация объемов матрицы вокруг пор разного размера развивается неравномерно, причем максимально деформируются объемы матрицы, прилегающие к крупным порам.

Единой теории, позволяющей описать механизм пластической деформации неоднородной пористой структуры не существует, так как размеры пор, толщина стенок, топология стыков - случайные процессы, существующие технологии не позволяют получать воспроизводимые, в статистическом смысле, структуры.

Потеря устойчивости деформации, в той или иной степени, предопределяет зарождение очагов разрушения различного масштаба - от микро- (разрушение единичной стенки поры) через мезо- (схлопывание наиболее крупных и, поэтому неустойчивых, пор) до макро- (потеря несущей способности всего материала: структура «рассыпается» при определенных нагрузках).

Большинство существующих в настоящее время теорий деформации сильнопористой структуры учитывает лишь обычные моды течения - симметричную часть тензора деформации и, соответственно, напряжения в неоднородной структуре в рамках различных аналитических и феноменологических подходов.

Исходная неоднородность структуры - неоднородность мезомасштаба требует включение в описание этой среды высших производных полей смещения - так называемых эффектов «стесненной» деформации или ротационных мод пластического течения.

Ротационные моды пластической деформации обнаружены и экспериментально и теоретически изучаются многими исследователями. Экспериментальное изучение поворотных движений довольно затруднительно, т.к. различного рода релаксационные процессы смазывают картину пластических движений, и становится проблематичным четко определить моду пластической деформации в данной области.

В работе была проведена оценка величины ротационных мод от средней деформации в процессе сжатия пеноалюминия. Проводили испытания на сжатие, в ходе которых образец нагружался до определенной степени деформации, затем испытания останавливались, а образец фотографировался. После этого проводилось дальнейшее нагружение образца. Информация вводилась в компьютер и обрабатывалась с помощью программы Adobe Photoshop. На обработанной фотографии образца пеноалюминия фиксировались тройные стыки пор и определялись их координаты. После чего, определялось соответствие всех стыков на фотографиях при каждой степени деформации, и также определялись их координаты. Для оценки ротационных мод использовался вектор поворота  $\omega$ , характеризующий вращение элементарного объема (поры), вычисляемый по выражению:

$$\omega(n, \varepsilon_k) = \frac{1}{2} \cdot (E_{12}(n, \varepsilon_k) - E_{21}(n, \varepsilon_k)),$$

где  $n$  - номер характерной точки - тройного стыка;

$\varepsilon_k$  - средняя деформации;

$E_{i,j}$  - дисперсия в характерных точках при всех степенях деформации, определяемая из соотношения:

$$E_{ij} = \frac{A_i(n+1, \varepsilon_k) - A_i(n, \varepsilon_k)}{x_j(n+1) - x_j(n)},$$

где  $A_i(n+1, \varepsilon_k)$  - смещение точек  $(n+1)$  при средней деформации  $\varepsilon_k$ ;

$A_i(n, \varepsilon_k)$  - смещение точек  $n$  при средней деформации  $\varepsilon_k$ ;

$x_i(n+1), x_i(n)$  - координаты точек  $(n+1)$  и  $n$  в исходном состоянии при  $\varepsilon = 0$ .

Таким образом, по полученным координатам была определена величина вектора поворота для выбранных тройных стыков и величина среднего поворота для всех тройных стыков при всех степенях деформации. Полученные результаты представлены на рисунках 3-4.

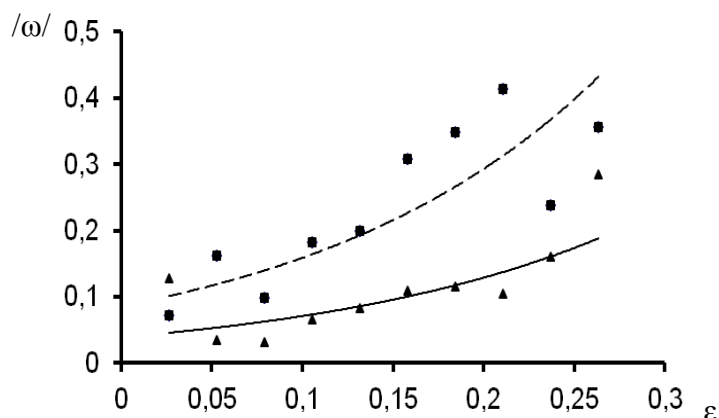


Рисунок 3 - Зависимость модуля вектора поворота от средней деформации для точек, характеризующих положение мелких (•) и крупных (▪) пор

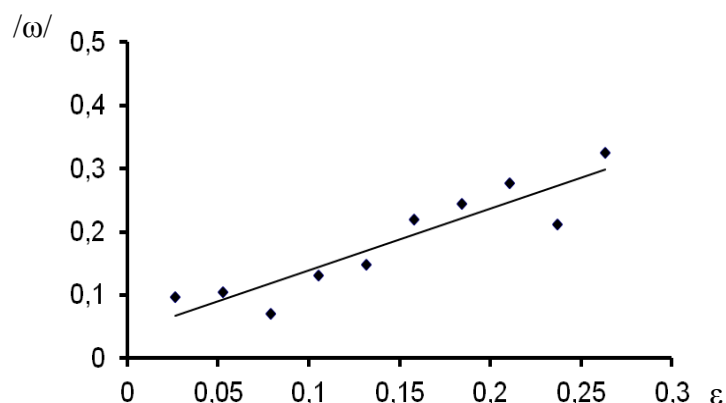


Рисунок 4 - Зависимость среднего по модулю поворота от средней деформации

Таким образом, исходя из рисунка 3, вектор поворота для точек, характеризующих положение крупных пор, нарастает при увеличении деформации интенсивнее, чем для точек, характеризующих положение мелких пор. Т.е. уже на начальном этапе нагружения деформируются и вращаются поры всех размеров, но наибольший вклад в ротационные моды пластической деформации пористых структур вносят крупные поры. Вращение объемов матрицы вокруг пор разного размера развивается

неравномерно, причем максимально вращаются объемы матрицы, прилегающие к крупным порам.

#### Библиографический список

1. Поляков В.В., Кучерявский С.В. Фрактальный анализ границ раздела в пористых псевдосплавах // Известия Алтайского государственного университета. Физика, 2000, № 1, с. 88-89.
2. Пористые металлы в машиностроении. С.В. Белов. - М. Машиностроение, 1981, 248 с.
3. Поляков В.В., Егоров А.В., Турецкий В.А. Модули упругости пористых псевдосплавов // Известия Алтайского государственного университета. Физика, 2004, № 1, с. 119-121.
4. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. М., МИСиС, 1997, 527 с.
5. Andrews E., Sanders W., Gibson L.J. Compressive and tensile behaviour of aluminium foams. Material Science and Engineering A., 1999, vol. 270, pp. 113-124.
6. Weber M., Baumeister J., Banhart J. // Proceedings of the Powder Metallurgy World Congress, Paris, 1994, p.585.
7. Lehnhus D., Marschner C., Banhart J. Influence of heat treatment on compression fatigue of aluminium foams // Journal of Materials Science, V37, 2002, p. 3447-3451.
8. Авдеенко А.М., Колпакова В.А., Крупин Ю.А., Филиппова В.Б., Романова В.С., Трубкина Е.М. Потеря устойчивости пластического течения неоднородной пористой структуры // Металловедение и термическая обработка металлов, 2005, № 9.

УДК621.771.23/.24:669.1

### ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ ВОЗНИКНОВЕНИЯ НЕГАТИВНЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТОНКИХ ШИРОКИХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС<sup>1</sup>

**Кожевникова И.А., Кожевников А.В.**

*Череповецкий государственный университет,  
г. Череповец, Россия, kojevnikovaia@chsu.ru*

***Аннотация:** Представлены результаты исследований факторов, влияющих на возникновение резонансных вибрационных процессов в рабочих клетях станов холодной прокатки, отражающихся на качестве продукции и стабильности технологического процесса. Даны рекомендации по минимизации указанных негативных эффектов в рамках управления процессом прокатки.*

***Ключевые слова:** стан холодной прокатки, вибрации рабочих клетей, технологические параметры, прокатка с натяжением.*

### A STUDY OF THE FACTORS IN THE EMERGENCE OF THE PHENOMENON OF CHATTER IN THE PROCESSING PRESSURE A THIN, WIDE STEEL STRIPS

**Kozhevnikova I.A., Kozhevnikov A.V.**

*Cherepovets state University  
Cherepovets, Russia, kojevnikovaia@chsu.ru*

***Abstract:** The results of studies of factors affecting the occurrence of resonant vibration processes in the working stands of cold-rolling, affecting the quality of products and stability of the technological process. Recommendations to minimize these negative effects under the control of the rolling process.*

***Keywords:** cold rolling mill, vibration of the work stands, the process parameters, rolling with tension.*

Проблеме возникновения негативных автоколебательных явлений (вибраций) в последние 20 – 30 лет посвящено немало исследований, но однозначное ее решение и объяснение природы возникновения отсутствуют. Поэтому данное явление можно наблюдать и в современных условиях производства тонких стальных полос на станах многих металлургических компаний [1 – 7].

Резонансные вибрационные процессы, возникающие в рабочих клетях прокатных станов и обозначаемые в мировой практике как явление «*chatter*», вызывают появление дефектов на поверхности проката в виде чередующихся поперечных светлых и темных полос, препятствуют освоению проектных скоростей прокатки и снижают надежность оборудования.



Уменьшение вероятности возникновения вибраций достигается путем изменения скоростного режима прокатки или за счет конструктивных изменений оборудования с целью демпфирования колебаний [4 – 7].

Для определения факторов, приводящих к появлению негативных автоколебательных процессов при холодной листовой прокатке, следует проанализировать характер изменения технологических параметров и параметров очага деформации в моменты, предшествующие их возникновению.

Исследование выполнено на примере режима прокатки полосы толщиной 0,45 мм шириной 915 мм на 5-клетевом стане «1700» ПАО «Северсталь», при осуществлении которого в клети № 4 наблюдались вибрационные процессы (рисунок 1).

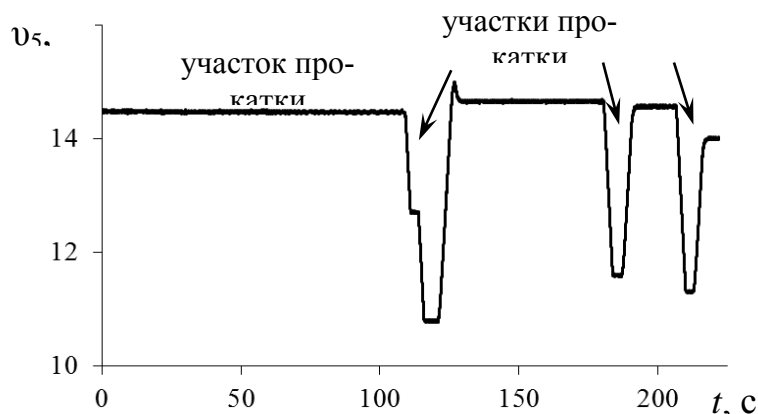


Рисунок 1 – График изменения скорости прокатки при возникновении автоколебаний

Из осциллограммы скорости прокатки, представленной на рисунке 1, видно, что вибрации возникали три раза, при этом операторы стана были вынуждены резко снижать скорость с 15 м/с до 11 м/с для предотвращения их развития до опасного уровня.

В результате анализа технологических параметров процесса прокатки было установлено, что за 5 – 6 с до начала активной фазы вибраций происходят колебания натяжений полосы в межклетевых промежутках, достигающие 20 – 25 % от номинальных значений (рисунок 2), приводящие к колебаниям усилий прокатки (рисунок 3) и, соответственно, относительного обжатия в клети до 15 – 20 % [8, 9].

В целях сохранения закона постоянства объема система автоматического регулирования толщины и натяжений (САРТиН) начинает обрабатывать эти отклонения обжатий уменьшением/увеличением скорости прокатки в предыдущих клетях № 1, 2, 3. В результате этого в какой-то момент времени происходит нарушение условия прокатки полосы с натяжением (секундные объемы полосы должны возрастать от предыдущей клети к последующей), то есть неравенство, представленное ниже не выполняется:

$$V_1 < \dots < V_i < \dots < V_n, \quad (1)$$

где:  $V_i$  – секундный объем полосы в  $i$ -й клети ( $i = 1 \div n$ ):

$$V_i = \vartheta_{Bi} (1 + S_i) \cdot F_i, \quad (2)$$

где:  $\vartheta_{Bi}$  – окружная скорость бочки рабочих валков;

$S_i$  – коэффициент опережения;

$F_i$  – площадь поперечного сечения полосы на выходе из валков  $i$ -й клети.

При этом рабочие валки клети № 3 начинают то вытягивать полосу (натяжение), то заталкивать (подпор) ее в рабочие валки клети № 4, о чем свидетельствуют графики изменения разности секундных объемов полосы, прокатываемых в клетях № 2 ( $V_2$ ), № 3 ( $V_3$ ) и № 4 ( $V_4$ ), построенные с учетом колебаний технологических параметров (рисунок 4).

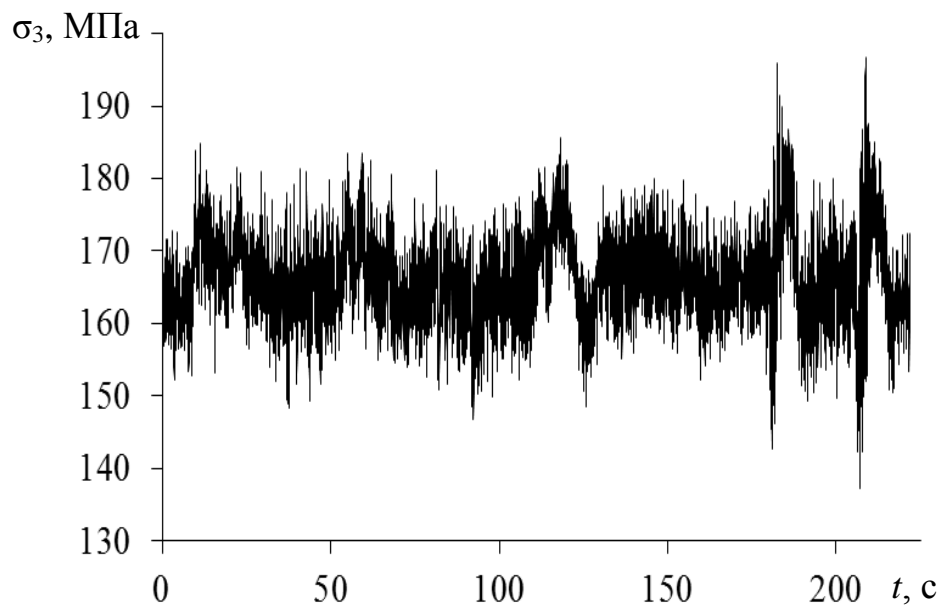


Рисунок 2 – Фактические колебания удельного натяжения в 3<sup>м</sup> межклетевом промежутке

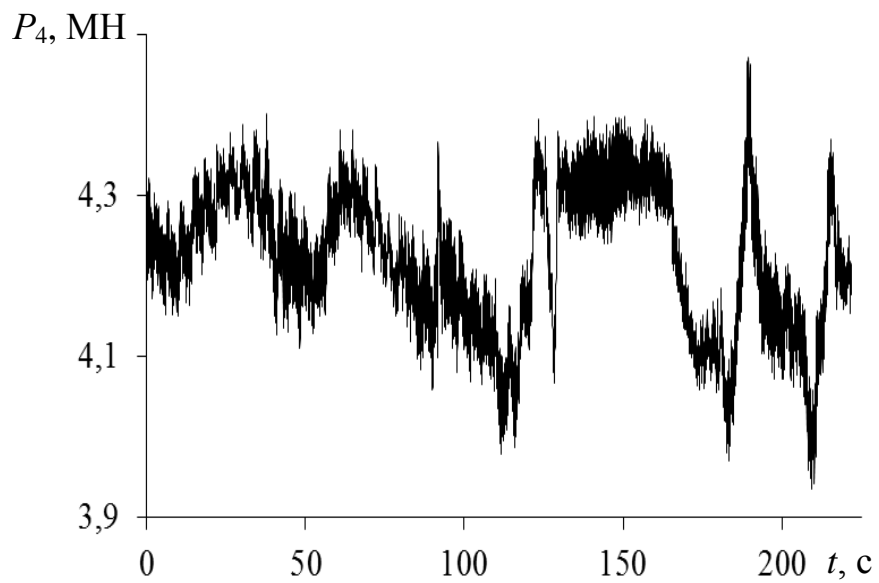


Рисунок 3 – График изменения усилия прокатки в клетки № 4

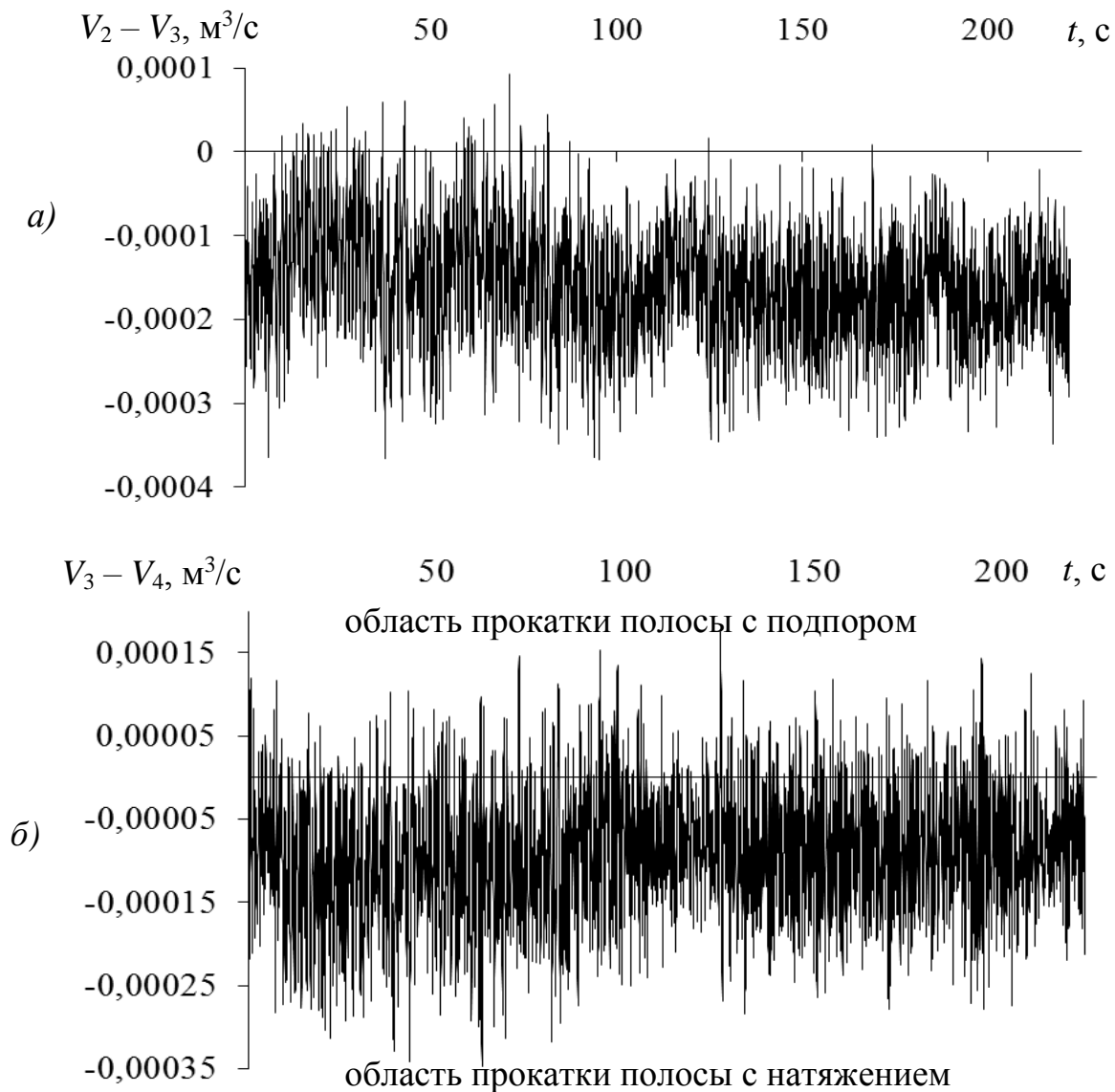


Рисунок 4 – Графики изменения разности объемов металла, прокатываемых в единицу времени:  
*a* – в клетях №№ 2 и 3; *б* – в клетях №№ 3 и 4

Из рисунка 4 (*a*) видно, что в клети № 2 происходит процесс прокатки с натяжением, т.е. график изменения разности секундных объемов практически на всей протяженности процесса прокатки располагается, согласно неравенству (1), в отрицательной области значений. В клети № 4 (рис. 4, *б*) прокатка полосы с натяжением чередуется с прокаткой с подпором, при этом колебания разности секундных объемов в соседних клетях превышают средние значения более чем в 3 раза, что чревато возникновением аварийных ситуаций и возбуждением в прокатных клетях резонансных автоколебательных процессов.

Для стабилизации процесса прокатки, как следует из выражения (2), необходима автоматическая корректировка скорости рабочих валков с учетом текущих значений технологических параметров и характеристик полосы (толщины, исходного предела текучести, сопротивления деформации) на основе динамического расчета коэффициента опережения.

Таким образом, в результате проведенных исследований выявлены основные факторы, влияющие на возникновение резонансных вибраций в рабочих клетях листовых прокатных станков. Устранение вибраций возможно на основе корректировки алгоритмов работы автоматизированных систем управления технологическим процессом путем динамического учета коэффициента опережения.

#### Библиографический список

1. I. Yarita, K. Furukawa, Y. Seino. An analysis of chattering in cold rolling of ultrathin gauge steel strip. (1978) Transactions ISIJ 19 (1) 1–10.

2. Chefneux L., Fischbach J.-P., Gouzou J. Study and control of chatter in cold rolling. (1980) Iron and Steel Engineer 17–26.
3. Hu P.H., Ehmann K.F. Stability Analysis of Chatter on a Tandem Rolling Mill // International Journal of Manufacturing Processes. – 2000. – № 4. – P. 217 – 224.
4. Hardwick B.R. A technique from the detection and measurement of chatter marks on rolls surfaces // Steel Technology, No. 4, April 2003, pp. 64–70.
5. Kimura Y., Sodani Y., Nishiura N., Ikeuchi N. and Mihara Y. Analysis of Chatter in Tandem Cold Rolling Mills // ISIJ International, Vol. 43, No. 1, pp. 77–84, 2003.
6. Pryhodko I.Y., Krot P.V. Vibration monitoring system and the new methods of chatter early diagnostics for tandem mill control // Proc. of Int. Conf. “Vibration in rolling mills”, Inst. of Materials, Minerals and Mining, London, UK, 9th November, pp. 87–106, 2006.
7. Valigi M. C., Papini S. Chatter in a S6-high rolling mill // XXI Congresso AIMETA, Torino, Italy, 17–20 September (2013).
8. Кожевникова И.А., Маркушевский Н.А., Кожевников А.В., Сорокин Г.А. Моделирование и аналитическая диагностика вибраций в главных приводах станов холодной прокатки // Производство проката. – №7. – 2016. – С. 19–23.
9. Кожевникова И.А., Сорокин Г.А., Кожевников А.В. Моделирование и исследование параметров очага деформации при холодной прокатке в условиях нестационарного динамического нагружения // Производство проката. – №12. – 2016. – С. 13–16.

УДК 621.771

## АНАЛИЗ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Фастыковский А.Р.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

***Аннотация:** Показаны возможности современных компьютерных технологий для прочностного анализа прокатного оборудования. Рассмотрен пример расчета бесстанинной клетки 630 среднесортного стана 450 АО “ЕВРАЗ ЗСМК” с использованием модуля прочностного анализа АРМ FEM Компас-3D.*

***Ключевые слова:** компьютерное моделирование, прочностной расчет, прокатное оборудование.*

## ANALYSIS OF EFFICIENCY OF ROLLING EQUIPMENT WITH THE USE OF COMPUTER MODELING

**Fastykovsky A.R.**

**Siberian state industrial University,  
Novokuznetsk, Russia**

***Abstract:** The possibilities of modern computer technology for strength analysis of the rolling equipment. An example of the calculation Besta-Ninoy crates 630 medium section mill 450 JSC “EVRAZ ZSMK” using fashion-La strength analysis APM FEM for Kompas-3D.*

***Key words:** computer simulation, strength analysis, rolling equipment.*

Прокатное оборудование широко используется на металлургических предприятиях для получения готовой продукции. Условия работы этого оборудования связаны с большими статическими и динамическими нагрузками, высокой температурой. Такие условия эксплуатации создают высокие риски возникновения инцидентов, существенно влияют на качество выпускаемой продукции. Стоимость основного прокатного оборудования, затраты на его эксплуатацию весьма велики и поэтому все непредвиденные остановки и поломки существенно влияют на себестоимость и конкурентоспособность прокатной продукции.

Одним из возможных путей продления службы прокатного оборудования, снижение затрат на его эксплуатацию это тщательный прочностной расчет с максимальным учетом всех факторов влияния. Вопросу прочностных расчетов прокатного оборудования в технической литературе уделено большое внимание [1-3]. Имеющиеся методики расчета позволяют проводить предварительную оценку работоспособности прокатного оборудования, но точность их не велика, расчеты громоздки, много факторов остается не учтенными. С развитием компьютерной техники появилась возможность решения задач прочностного анализа оборудования на новом современном уровне с учетом влияния всего многообразия факторов [4]. В последних версиях пакетов программ Компас-3D, SolidWorks предусмотрены модули для прочностного анализа оборудования и конструкций. Модули прочностного анализа базируются на принципах трехмерного конечно-элементного моделирования и позволяют находить распределение напряжений, коэффициенты запаса по пределу текучести и устойчивости детали, температуры в различных точках по объему и др.

Использование упомянутых выше пакетов программ дает возможность конструктору уже на начальных стадиях проектирования принимать правильные и обоснованные конструктивные решения используя, построенные 3D-модели. Это, несомненно, повышает качество и экономит время, затрачиваемое на проектирование.

Основной задачей конечно-элементного моделирования в рассматриваемых пакетах программ является анализ прочности деталей и сборок, для которых важно быстро оценить надежность элементов с возможной оптимизацией конструкции, используя ассоциативную связь геометрической и расчетной моделей.

Проиллюстрируем сказанное выше на примере прочностного расчета бесстанинной клетки 630 среднесортного стана 450 ОА “ЕВРАЗ ЗСМК” с использованием приложения АРМ FEM системы прочностного анализа Компас -3D V16. На начальном этапе необходимо создать трехмерную сборку подушки верхнего вала и анкеров и задать граничные условия по закреплению. Приложить расчетные нагрузки и сгенерировать конечно-элементную сетку с заданным коэффициентом сгущения на поверхности и коэффициентом разрежения в объеме (рисунок 1). Полученную сетку можно просматривать, как на поверхности, так и в глубине тела детали изменяя положение бегунка “глубина просмотра”.

После выполнения подготовительных операций проводятся расчеты. Полученная при расчетах информация выводится в виде цветных карт, где показано распределение изучаемой величины в любой точке объема исследуемой конструкции. В качестве примера на рисунке 2 показано распределение коэффициентов запаса по пределу текучести в теле сборки.

Для оценки достоверности полученных результатов были проведены расчеты коэффициентов запаса по пределу текучести традиционными методами [6] и сопоставлены с машинными расчетами. При проведении проверочных расчетов для реальных конструкций с использованием приложения АРМ FEM возникла проблема с ограниченной библиотекой марок сталей. В качестве базовой по умолчанию в приложении используется сталь 10КП. Данное неудобство можно устранить вводя поправочный коэффициент ( $K_{\sigma}$ ).

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{ист}}{\sigma_{расч}}, \quad (1)$$

где  $\sigma_{ист}$  – предел текучести материала, из которого изготовлена соответствующая деталь;

$\sigma_{расч}$  – предел текучести материала, используемого при расчетах.

Используя значение поправочного коэффициента можно определить истинное значение коэффициента запаса по пределу текучести ( $K_u$ ) для любого материала по формуле:

$$K_u = K_{\sigma} K_{расч}, \quad (2)$$

где  $K_{расч}$  – расчетное значение коэффициента запаса по пределу текучести при использовании материала детали по умолчанию (сталь 10КП).

С учетом поправочного коэффициента минимальное значение коэффициента запаса по пределу текучести при компьютерном моделировании ля анкера составило 46 для подушки 31. При расчете традиционным способом значения коэффициента запаса по пределу текучести составили соответственно 48 и 34. Сопоставление полученных данных показывает, что результаты близки расхождение не более 10%. Однако возможности компьютерного моделирования позволяют выявить участки конструкции с большим запасом по пределу текучести и уменьшить их металлоемкость, а на участках небольшим запасом сосредоточить внимание при плановых проверках.

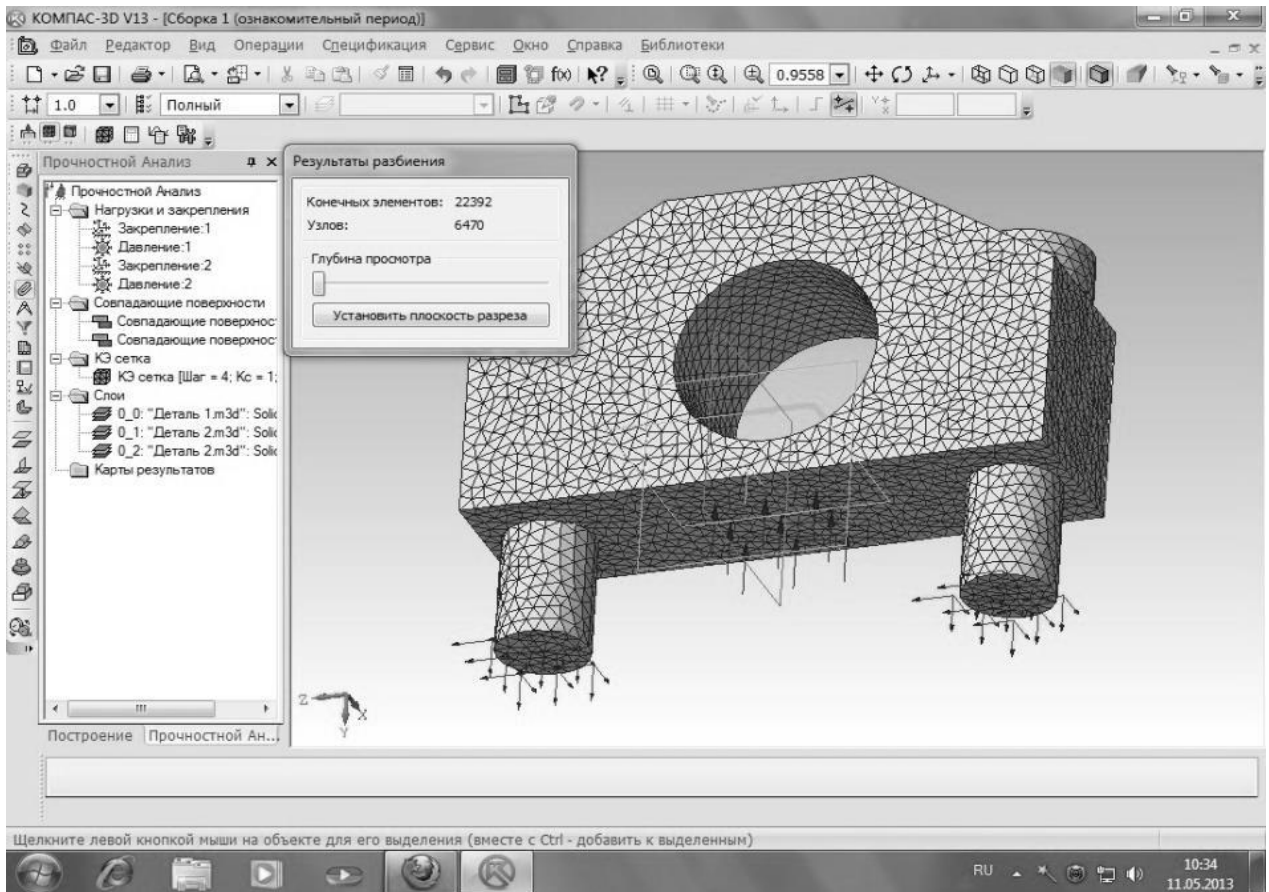


Рисунок 1 – Сгенерированная сетка конечных элементов

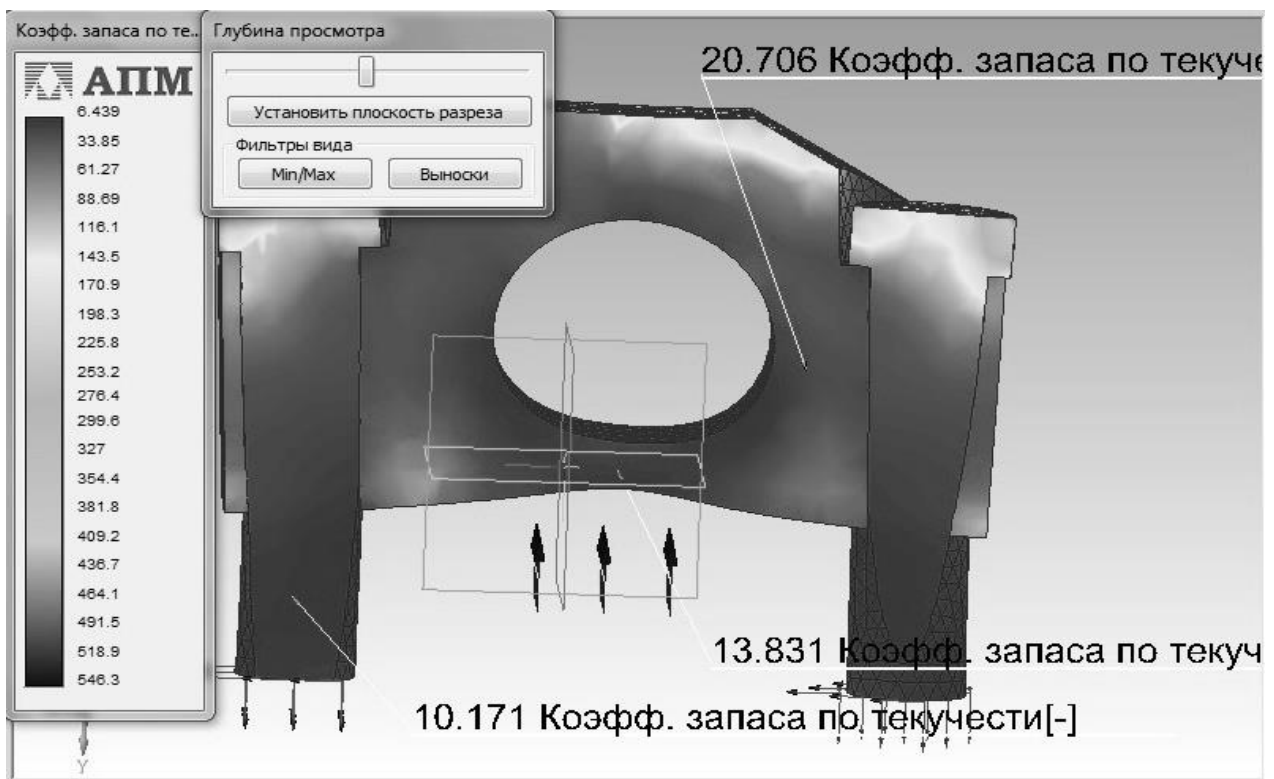


Рисунок 2 – Распределение коэффициентов запаса по пределу текучести в теле сборки

Еще одна важная особенность используемого пакета программ это возможность определения упругой деформации деталей рассматриваемой сборки рисунок 3. Такого рода информация представляет интерес для корректирования калибровок с учетом упругой деформации деталей прокатной кле-

ти. Величину упругой деформации можно оценить, как для отдельных деталей, выявив слабые звенья, так и в целом конструкции. С учетом суммарной величины упругой деформации прокатной клетки можно обоснованно выбирать величину зазора между валками.

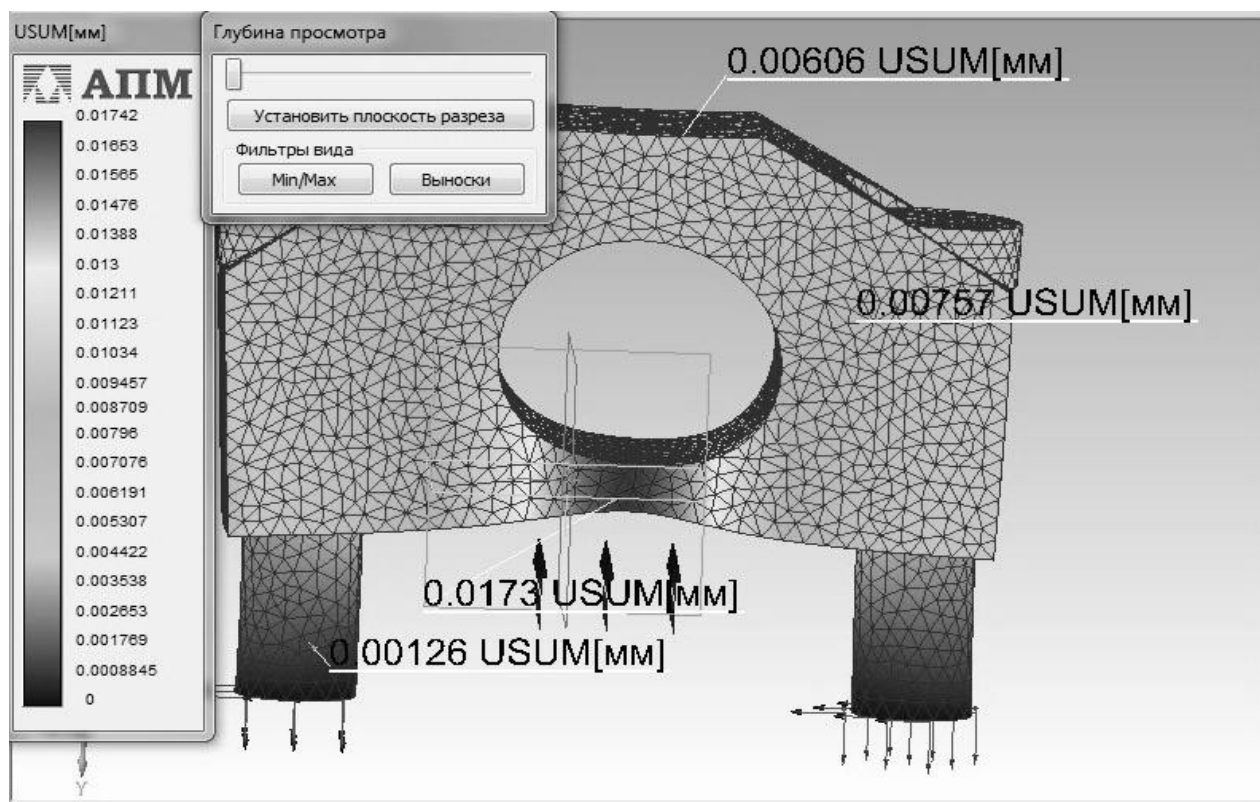


Рисунок 3 – Распределение упругой деформации в деталях сборки

Приведенные в работе результаты показывают возможности и преимущества современных компьютерных технологий при оценке работоспособности основного прокатного оборудования.

#### Библиографический список

1. Королев А.А. Механическое оборудование прокатных трубных цехов. М.: Металлургия. 1987. 480 с.
2. Фастыковский А.Р., Савельев А.Н. Особенности конструирования и безаварийной работы валковой арматуры сортовых станов. М.: Теплотехник 2015. – с. 170.
3. Фастыковский А.Р., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. Копылов И.В. Оценка степени технологического рисков в системе валки – арматура непрерывного мелкосортного стана // Сталь. – 2008. - № 2. – С. 63 – 64.
4. РФ Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ в гос. Реестре №2006612893. Моделирование деформации в приводных – не приводных клетях / А.Р. Фастыковский, А.Н. Матвиенко. – Заявка №2006611932; зарегистрировано 11.08.06.
5. Фастыковский А.Р. Оборудование прокатных цехов. Учебное пособие с грифом УМО. Новокузнецк. СибГИУ. 2015. – 208.
6. Фастыковский А.Р. Савельев А.Н. Конструкции и расчеты оборудования прокатных клетей сортовых и листовых станов. Учебное пособие с грифом УМО.– Новокузнецк. СибГИУ. 2008. – 316 с.

## ПРОГРАММНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС И АЛГОРИТМИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ СИСТЕМЫ АНАЛИЗА ДЕФЕКТНОСТИ ОТЛИВОК

Князев С.В.<sup>1</sup>, Скопич Д.В.<sup>2</sup>, Фатьянова Е.А.<sup>2</sup>, Усольцев А.А.<sup>1</sup>, Чепрасов А.И.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru*

<sup>2</sup>*ООО «Индас Холдинг»,  
г. Новокузнецк, Россия*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия*

*Аннотация:* Для решения задачи оперативного управления технологическим процессом литейного цеха необходимо наличие математической модели, связывающей входные и выходные параметры объекта. Для сбора данных о дефектности цеховых отливок разработана автоматизированная система, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет решать задачи минимизации дефектности стальных отливок.

**Ключевые слова:** отливка, процесс, дефекты, контроль, автоматизация

## HARDWARE-SOFTWARE COMPLEX AND ALGORITHMIC ANALYSIS OF DEFECTIVE CASTINGS

Knyazev S.V.<sup>1</sup>, Skopic D.V.<sup>2</sup>, Fatyanova E.A.<sup>2</sup>, Usoltsev A.A.<sup>1</sup>, Cheprasov A.I.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Sibirskij State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru*

<sup>2</sup>*«Indas Holding»,  
Novokuznetsk, Russia*

<sup>3</sup>*Nacional'nyj research Tomsk Polytechnic University,  
Tomsk, Russia*

*Abstract:* For the decision of task of operative management the technological process of casting workshop is need the presence of mathematical model relating the entry and output parameters of object. For the capture of data about imperfectness of the workshop founding CAS that substantially simplifies the process of technical control and allows to decide the tasks of minimization of imperfectness of the steel founding is worked out.

**Keywords:** casting, process, defects, control, automation.

Достоверный результат оценки состояния производственного процесса литья с точки зрения выявления причин литейно-технологических дефектов и выработки мероприятий, направленных на их устранение, может быть получен при системном анализе качества отливок [1-10].

Для сбора данных о поверхностных дефектах отливок разработана формализованная методика, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет организовывать ввод результатов в ЭВМ в режиме диалога. При этом решается задача, практически исключая влияние субъективного восприятия оператора-контролера на оценку признаков литейно-технологических дефектов, как на качественном, так и на количественном уровнях [2-6].

Характер и размеры поверхностных дефектов не позволяют адекватно судить о наличии и размерах внутренних дефектов отливок и, тем самым об общем уровне дефектности отливок.

Для неразрушающего контроля внутренних литейно-технологических дефектов наиболее информативным на наш взгляд является радиационный сканирующий интроскоп – томограф [8].

Путём предварительных экспериментов были подобраны режим и геометрия просвечивания. Приведённые далее снимки (рисунки 1 и 2) получены при скорости 1,1 см/с, усреднением 4 и с увеличением примерно в 4 раза. Это увеличение достигалось тем, что расстояние от фокуса до средней плоскости образца равно 780 мм, а от фокуса до линейки 3080 мм. Необходимость увеличения связана с тем, что из-за относительно больших размеров детектора линейка имеет плохое пространственное разрешение. Увеличение фокусного расстояния до линейки в 4 раза приводит к тому, что каждый



сцинтиллятор «видит» элементарную площадку образца с его размерами, уменьшенными тоже в 4раза, т. е. 1х1,5 мм. Максимальная толщина фрагмента стальной отливки – до 300 мм. На сканирование образца требовалось до 20 секунд, экспозиция боковой рамы полностью заняла бы 2,0 мин.

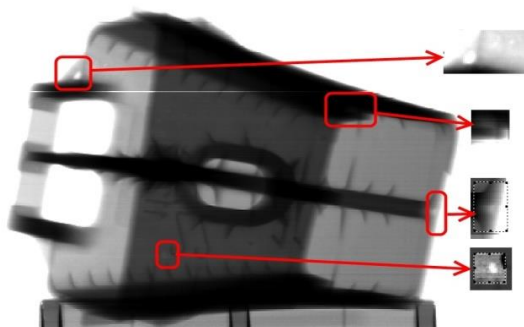


Рисунок 1- Фрагмент надрессорной балки

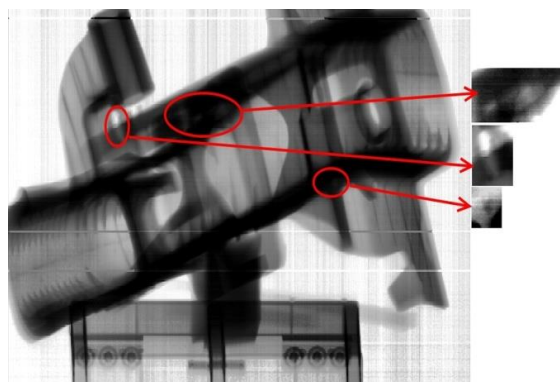


Рисунок 2 - Фрагмент боковой рамы

Сканирующий радиационный интроскоп–томограф позволяет решить проблему сплошного неразрушающего контроля ответственного пространственно-сложного литья с достижением следующих параметров (для толщин изделий по стали 300мм): - контрастная чувствительность – 1 %; разрешающая способность – 0.1 мм; скорость сканирования – 25 мм/сек при обработке изображения в реальном времени.

Контроль сложного литья с помощью радиационных интроскопов сканирующего типа легче других поддается автоматизации. В ИНК ТПУ есть опыт разработки подобного оборудования и программного обеспечения к нему.

Внедрение «Автоматизированной системы пооперационного контроля производства отливок (АС ПКПО)» в Рубцовском филиале ОАО «Алтайвагон» показал, что данная система позволила на порядок снизить брак отливок и себестоимость продукции производства крупного вагонного литья. В основном, это было обусловлено полным оперативным контролем хода производства и соблюдения персоналом технологических инструкций, а также снижением влияния человеческого фактора [1,9,10].

АС ПКПО является первым этапом и основой комплексной автоматизированной системы управления производством (АСУП). Она выполняет три основные задачи: контроля и учета (хода производства, изделий, материалов и пр.), повышения качества литья и оперативного управления технологическими процессами. Решение этих задач было выполнено за счет: автоматизации сбора данных в реальном времени по всем производственным операциям, учета материальных потоков, создания оперативных каналов связи, а также централизованного сбора, обработки и представления данных сервером технологической информации.

Вторым этапом в построении эффективной АСУП решаются задачи стабилизации качества продукции при изменении внешних условий, например, качества материалов, и оптимизации производства (изменение технологии с целью снижения себестоимости при неизменном или более высоком качестве продукции). Второй этап основан на математической обработке и анализе данных, поступающих от АС ПКПО, позволяет определить оптимальные диапазоны параметров технологических процессов - «Автоматизированная система оптимизации и анализа хода производства (АС ОАХП)».

АС ОАХП состоит из двух подсистем: анализа качества (ПАК) и управления технологией

(ПУТ). Первая решает задачи анализа данных и моделирования, вторая – расчета в реальном времени оптимальных параметров процессов и прогнозирования.

Задачи первого и второго этапов конкурируют за доступ к разным аппаратным ресурсам. Наиболее критичным параметром для АС ПКПО является производительность дисковых массивов сервера, для АС ОАХП - производительность процессора. В том и другом случае масштабирование системы эффективно решается за счет распараллеливания операций по разным серверам, образующим кластер, и по разным процессорам (ядрам) на одном сервере.

Построение кластерных систем и выполнение параллельных вычислений требует соответствующего программного и аппаратного обеспечения, а также особых подходов к обработке и хранению распределенных данных.

Рассмотрим практические расчетные задачи, востребованные в литейном производстве для управления качеством продукции. В частности, анализ дефектности отливок для снижения брака на примере газовой раковины. Анализ выполняется для выявления и устранения причин возникновения дефекта, или определения безопасных диапазонов параметров технологических процессов, влияющих на образование газовой раковины. Данная задача выполняется в модуле ПАК АС АОХП.

Существует множество факторов дефектности. Например, поверхностное содержание влаги в форме или стержне, повышенное содержание в металле Н, N, СО и другие факторы. В научной литературе подробно рассмотрены различные типы дефектов и причины их возникновения, представлено дерево анализа дефектов. Выявить причину дефекта можно на основе геометрических размеров газовой раковины и ее положения на изделии. На практике, приходится дополнительно анализировать всю историю изделий одной плавки и их химический состав.

При большом потоке изделий вводить в АС ОАХП данные по каждому дефекту вручную довольно сложно, это может снизить производительность. По возможности, необходимо автоматизировать процессы. Например, ниже показано, как автоматически по фотографии определить геометрические размеры газовой раковины.

Для обработки изображений дефектов и получения причинно-следственных характеристик можно воспользоваться программным пакетом OpenCV, который представляет собой библиотеку компьютерного зрения с открытым исходным кодом. Ниже показан пример обработки такого изображения. На рисунке 3 представлена черно-белая фотография изображение газовой раковины на поверхности металла.



Рисунок 3 - Исходное изображение



Рисунок 4 - Обработка оператором Собеля

Выделим границы объектов на изображении с помощью оператора Собеля. Оператор основан на вычислении градиента яркости по разным направлениям в каждой точке изображения и показывает, насколько резко или плавно меняется яркость, а значит вероятность нахождения точки на грани и ориентацию границ. Используя разность градиентов, можно получить изображение с высоким значением горизонтального градиента и низким значением вертикального (рис.4), что даст более ровную структуру металла с сохранением границ дефекта.



Рисунок 5 - Наложение фильтра Гаусса



Рисунок 6 - Бинаризация изображения

Следующим шагом избавляемся от высокочастотного шума с помощью фильтра Гаусса (рисунок 5), который дает определенную размытость изображению. Далее проводим бинаризацию пикселей с определенным пороговым значением и получаем образ дефекта на белом фоне (рисунок 6). Далее запускаем процедуру поиска овальных или прямоугольных контуров на полученном изображении. На рис.7 показан найденный контур, перенесенный на исходное изображение дефекта.

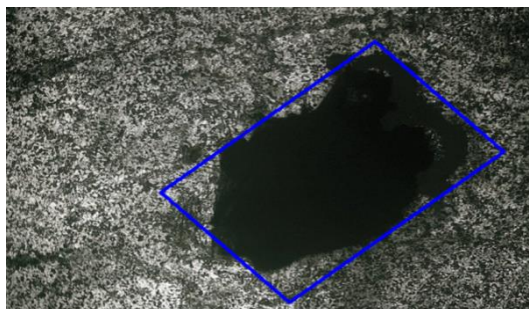


Рисунок 7 - Наложение контура на дефект

По найденному контуру можно произвести расчет необходимых параметров дефекта. Например, длину граней и диагонали прямоугольной области, по которым можно определить форму и размер газовой раковины. Далее, имея решающее дерево причинно-следственных связей можно в первом приближении определить причину дефекта.

В процессе обработки использовались оператор Собеля, фильтр Гаусса и бинаризация. В основе их лежит обработка пикселей с помощью матриц. Операции над пикселями независимы и могут выполняться параллельно. Для этого необходимо представить изображение дефекта в виде массива градаций яркости серого цвета и разбить его на определенное количество блоков. Каждый блок обрабатывается одним потоком процессора.

С помощью распределенных вычислений на разных узлах кластера можно снизить нагрузку на серверы, распределив ее по разным компьютерам. При этом эффект увеличения скорости обработки данных можно получить лишь на задачах, связанных с большими вычислениями, в которых время синхронизации данных между узлами кластера незначительно, по сравнению с временем самих вычислений. Проблема заключается в пропускной способности каналов связи внутри кластера. Поэтому, обработку изображений целесообразно выполнять локально на одном сервере, распределив нагрузку между процессорами и их ядрами. Существует относительно дешевый способ создания многопроцессорных систем - использование графических процессоров видеокарт.

В 2007 году компания Nvidia представила технологию CUDA для своих видеокарт, позволя-

юшую писать модули программ для выполнения вычислений на графических процессорах. Так, например, видеокарта GeForce GTX 1080 имеет в своем составе 2560 графических процессоров с частотой 1607 МГц и объем памяти 8Гб. Если оснастить каждый сервер кластера системы такой видеокартой, и обеспечить равномерную загрузку узлов кластера обрабатываемыми изображениями, можно получить большой выигрыш в скорости и оптимизировать загрузку центральных процессоров серверов кластера.

На наличие дефектов в структуре отливок может влиять множество различных факторов, которые выявляются на основе статистического анализа данных. АС ПКПО хранит историю, значение таких факторов и дефектность по каждому изделию и группе изделий одной плавки. Одним из способов определения причины дефекта является кластеризация данных АС ПКПО и определение принадлежности дефекта тому или иному кластеру на основе алгоритмов распознавания образов, используя, например, расстояния Евклида.

Задача кластеризации сводится к определению экспертным способом или с использованием различных математических алгоритмов принадлежности дефектов по совокупности значений зависимых факторов к определенному кластеру (блоку данных). Таким образом формируются блоки данных по критерию причины дефекта.

Вычисление блока данных, к которому принадлежит дефект изделия, может оказаться весьма ресурсоемкой операцией. Для повышения эффективности систем распознавания образов и распараллеливания операций поиска имеет смысл размещение кластеров данных на разных серверах. В итоге возникает необходимость в распределенной базе данных. Это особый класс СУБД для которого необходимо соответствующее программное обеспечение. Остановимся на выборе распределенной СУБД.

Для распределенных систем хранения в начале 2000 годов профессором Калифорнийского университета в Беркли Эриком Брюером была сформулирована теорема CAP, в которой утверждается, что для любой реализации распределенных вычислений возможно обеспечить не более двух из трех ее свойств:

- Согласованность данных (consistency, C) – данные на разных узлах в один момент времени не противоречат друг другу. Другими словами – “целостность данных”.
- Доступность (availability, A) – любой запрос к распределенной системе (к любому узлу) завершается корректным образом.
- Устойчивость к разделению (partition tolerance, P) - разделение распределенной системы на несколько изолированных секций не приводит к некорректности отклика от каждой секции. Другими словами, система должна корректно обрабатывать асинхронные запросы;

Современные сети связи основаны на асинхронных запросах, поэтому остается выбирать между согласованностью и доступностью данных из так называемых систем СРи АР. И по большому счету это выбор между реляционными и NoSQL СУБД. Популярность NoSQL-решений растет. Основное преимущество таких систем в более высокой скорости и гибкости работы с данными, за счет обхода механизма согласованности и SQL синтаксиса.

Существует несколько разновидностей NoSQL систем:

- хранилище “ключ-значение” – простейший вид хранилища данных, использующий ключ для доступа к значению;
- хранилище семейств колонок – данные хранятся в виде разряженной матрицы, строки и столбцы которой используются в качестве ключей;
- документно-ориентированная СУБД – используется для хранения структур данных, доступных по ключу;
- базы данных на основе графов – используются в задачах с большим количеством связей между данными.

К числу систем NoSQL с семейством колонок относится база данных Apache Cassandra. Она разрабатывалась в Facebook до 2008 года, затем была выпущена в качестве open-source проекта, в 2009 году стала одним из проектов Apache Software Foundation. В настоящее время используется в системах компаний Cisco, IBM, Apple, Twitter и др. Известны реализации кластерных систем, включающих 400 и более узлов СУБД Cassandra.

Cassandra – высоко доступная СУБД, обладающая рядом свойств, которые выгодно отличают ее от своих конкурентов:

- узлы кластера равноправны и легко настраиваются;
- данные кэшируются в памяти, обеспечивая высокую скорость записи (соизмеримой с чтением) и чтения данных.
- обеспечивается линейная масштабируемость (скорость операций чтения/записи) от количе-

ства узлов кластера;

- имеется SQL-подобный язык запросов;
- есть возможность устанавливать уровень согласованности и время жизни данных;
- написана на Java;
- является open-source проектом.

Конкретное значение, хранимое в Apache Cassandra, идентифицируется ключом, определяемым:

- пространством ключей — идентифицирующим приложение (схему, базу);
- колоночным семейством — аналог таблицы в реляционных СУБД;
- именем колонки — блок данных в семействе;
- ключом — идентифицирует узел кластера.

СУБД Apache Cassandra позволяет определять стратегию распределения данных по узлам кластера на основе ключей. Первая стратегия распределения – случайный разметчик, распределяет данные на основе хэш-значения ключа; вторая – порядковый разметчик, распределяет данные по диапазонам битовых значений ключа. Таким образом, можно гибко распределять различные блоки данных по узлам кластера системы, обеспечивая высокую их доступность.

Создание АС УАХП на основе многоузлового кластера с установленной СУБД Apache Cassandra и использование на каждом узле видеокарт компании Nvidia, поддерживающих технологию CUDA, будет являться наиболее дешевым и эффективным решением. Видеокарты выбирается исходя из необходимого количества графических процессоров на узле.

#### Библиографический список

1. Князев С.В., Скопич Д.В., Усольцев А.А., Фатьянова Е.А. Прогнозирование качественных характеристик стали марки 20ГФЛ//Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2015. № 2 (12). С. 31 -33.

2. Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production/Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgoplov A.E.//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

3. Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgoplov A.E., Mam e d ov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012026).

4. Antipenko V.I., Knyazev S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo), 1987, no. 7, p. 34.

5. Князев С.В. Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством/Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А.//Литейное производство. -1992. - № 4. -с.26-27.

6. Князев С.В., Усольцев А.А., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А. Опыт разработки и внедрения автоматизированной системы пооперационного контроля производства отливок//Современные технологии в машиностроении: сборник статей XVII международной научно-технической конференции, 2013. -Пенза, ПДЗ -С. 111 -117.

7. Ключевые показатели качества стали литых изделий для железнодорожного транспорта / С. В. Князев, Д. В. Скопич, Е. А. Фатьянова, А. А. Усольцев, А. И. Куценко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60, № 2. - С. 128-132. – Библиогр.: с. 131 (20 назв.). – Режим доступа: <http://library.sibsiu.ru>

8. Князев С. В. Современные методы неразрушающего контроля литых изделий / С. В. Князев, А. А. Усольцев, А. И. Чепрасов // Состояние и перспективы развития литейных технологий и оборудования в цифровую эпоху: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции, 18 мая 2016 г. – Москва, 2016. – С. 133-136. – Библиогр.: с. 136 (2 назв.). – Режим доступа: <http://library.sibsiu.ru>.

9. Расчет технологических коридоров выплавки стали 20ГФЛ в дуговых электросталеплавильных печах / Д. В. Скопич, Е. А. Фатьянова, С. В. Князев, А. А. Усольцев, Р. О. Мамедов // Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XIX Международной научно-практической конференции, 15-16 декабря 2015 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Ч. 1. - С. 166-173. – Библиогр.: с. 173 (2 назв.). – Режим доступа: <http://library.sibsiu.ru>.

10.Князев С.В., Усольцев А.А., Чичков В.И., Шихов Е.А. Контроль и управление производством отливок по критерию их качества.// Теория и практика литейных процессов: труды Всероссийской научно-практической конференции, посвященной 80-летию кафедры литейного производства СибГИУ./ Редкол.: Селянин И.Ф., Деев В.Б., 2012.- Новокузнецк, Изд. центр СибГИУ.- с.153-158.

## ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РИСКОВ В РАБОТЕ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Фастыковский А.Р.

*Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия*

**Аннотация:** Рассмотрена концепция оценки работоспособности системы прокатная клеть – валковая арматура. Предложены критерии, определяющие верхний и нижний уровни работоспособности рассматриваемой системы. Практическое использование разработанных положений продемонстрировано на примере прокатки круга диаметром 12, 14 мм и арматуры №12, №14 в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО “ЕВРАЗ ЗСМК”. Полученные графические данные позволяют выявить проблемные пропуски и организовать дифференцированный мониторинг рассматриваемой системы.

**Ключевые слова:** работоспособность, система, прокатная клеть, валковая арматура.

## THE ASSESSMENT OF TECHNOLOGICAL RISKS IN THE OPERATION OF ROLLING EQUIPMENT

Fastykovsky A.R.

*Siberian state industrial University  
Novokuznetsk, Russia*

**Abstract:** the concept of health evaluation system rolling stand – and-roll fittings. The proposed criteria that define the upper and lower levels of efficiency of the system. Practical use of the developed regulations is demonstrated by the rolling of a circle diameter 12, and 14 mm rebar No. 12, No. 14 in conditions of continuous light section mill 250-1 of the rolling shop of JSC “EVRAZ ZSMK”. The obtained graphical data allows to identify problematic gaps and organize differentiated monitoring of the system.

**Keywords:** performance, system, rolling stand, rolling rebar.

Прокатные валки и их арматура образуют в рабочей клети единый взаимосвязанный комплекс, от четкой работы которого во многом зависит производительность и качество выпускаемой продукции. В связи с этим при настройке и эксплуатации системы прокатные валки – арматура следует учитывать условия формоизменения в очаге деформации обслуживаемой прокатной клети. Игнорирование возможностей очага деформации зачастую приводит к инцидентам в рассматриваемой системе [1]. Руководствуясь рассматриваемой концепцией о неразрывной связи очага деформации и валковой арматуры, разработана методика оценки степени технологических рисков в системе прокатные валки – арматура.

При практической реализации разработанной методики на первом этапе определяется величина продольного усилия, обеспеченная резервом сил трения обслуживаемой клети с учетом условий деформации и конструктивных особенностей калибра, и сравнивается со значениями, соответствующими критериям работоспособности системы [2 – 4].

Для определения критериев работоспособности системы прокатные валки – арматура рассмотрим два предельных случая: первый – продольное усилие, возникающее в результате инцидентов настолько велико, что может привести к поломкам деталей валковой арматуры, второй – валковая арматура должна выполнить большой комплекс операций (удержание полосы в заданном положении, правка до и после очага деформации, кантовка скручиванием и др.), на что требуется значительная величина продольного усилия, которое не может обеспечить резерв сил трения в очаге деформации обслуживаемой клети, что приводит к застреванию полосы. Рассмотренные ситуации характеризуют верхний и нижний предел работоспособности системы.

Верхний предел ограничен прочностью деталей валковой арматуры, наиболее ответственной из которых является арматурный брус, нижний – величиной продольного усилия, необходимого для выполнения арматурой возложенных на нее функций. Сравнения значения продольных усилий, соответствующих верхнему и нижнему уровню работоспособности системы, с величиной усилия, кото-

рое может обеспечить резерв сил трения в очаге деформации обслуживаемой клетки, оценивается степень технологического риска системы.

Для определения верхнего предела работоспособности, исходя из прочности арматурного бруса, были получены зависимости.

Для случая размещения исследуемого калибра в строго определенном месте на бочке валька:

$$Q_{дон} = \frac{[\sigma]}{\sqrt{\left(\frac{6(l_m - a_{\max})a_{\max}}{l_m b_m h_m^2}\right)^2 + 3\left(\frac{d_m a_{\max}}{l_m \alpha_m \eta_m b_m h_m^2}\right)^2}}, \quad (1)$$

где:  $l_m$  – длина арматурного бруса, мм;

$b_m, h_m$  – соответственно, ширина и высота бруса ( $b_m > h_m$ ), мм;

$d_m$  – расстояние от линии прокатки до арматурного бруса, мм;

$a_{\max}$  – максимальное расстояние от приложения силы до одной из опор, мм;

$[\sigma]$  – допустимое напряжение, МПа;

$\alpha_m, \eta_m$  – поправочные коэффициенты, зависящие от отношения сторон  $b_m/h_m$ .

При прокатке в одну заготовку для случая нарезки на валках одинаковых калибров:

$$Q_{дон} = \frac{[\sigma]}{\sqrt{\left(\frac{1,5l_m}{b_m h_m^2}\right)^2 + 3\left(\frac{d_m}{2\alpha_m \eta_m b_m h_m^2}\right)^2}}. \quad (2)$$

При прокатке в две заготовки с одинаковыми калибрами на бочке:

$$Q_{дон} = \frac{[\sigma]}{\sqrt{\left(\frac{6\left(l_m - \frac{B_k}{2} - b_{\text{бурт}}\right)\left(\frac{B_k}{2} + b_{\text{бурт}}\right) + 1,5l_m^2}{l_m b_m h_m^2}\right)^2 + 3\left(\frac{2d_m\left(l_m - \frac{B_k}{2} - b_{\text{бурт}}\right) + d_m l_m}{2l_m \alpha_m \eta_m b_m h_m^2}\right)^2}}, \quad (3)$$

где:  $b_{\text{бурт}}$  – ширина буртов у края бочки валька, мм.

Нижний уровень оценки работоспособности системы прокатная клеть– валковая арматура можно определить, исходя из задач, решаемых валковой арматурой в процессе эксплуатации.

Валковая арматура решает следующие основные задачи:

1) подвод раската в строго фиксируемом положении к определенному калибру и съем металла с калибра;

2) удержание раската в требуемом положении, в зеве валков при прокатке, предотвращение сваливания, обеспечение заданного направления движения после прокатки;

3) правка раската;

4) кантовка раската;

5) небольшая пластическая деформация отдельных утолщенных частей раската.

На все перечисленные операции требуется определенная величина продольной силы, определяющая нижний уровень работоспособности системы прокатная клеть – валковая арматура. Рассмотрим, как определить величины продольной силы необходимые для выполнения задач валковой арматуры.

Составляющую продольную силу, обеспечивающую предотвращение сваливания, скручивания ( $Q_c$ ), можно определить по формуле:

$$Q_c = M_{нк} \Theta_c, \quad (4)$$

где:  $M_{нк}$  – момент, необходимый для скручивания, Н·м;

$\Theta_c$  – относительный угол закручивания при удержании от сваливания, рад.

Составляющую продольной силы, необходимую для правки переднего или заднего концов ( $Q_p$ ), можно найти:

$$Q_i = \frac{W_{i \text{ э.э.с.}} \sigma_s}{x_{\text{э}} \left( 1 - \frac{x_{\text{э}}}{l_i} \right)} \mu_i, \quad (5)$$

где:  $W_{\text{пл.изг}}$  – момент сопротивления при пластическом изгибе, мм<sup>3</sup>;

$x_{\text{э}}$  – расстояние от переднего конца проводки до места приложения силы при правке, мм;

$l_{\text{п}}$  – длина проводки, мм;

$\mu_{\text{п}}$  – коэффициент трения между полосой и проводкой.

Составляющая продольной силы необходимая для пластической деформации ( $Q_d$ ) отдельных утолщенных частей заготовки в роликовой арматуре:

$$Q_d = \sigma_s b_0 h_0 \ln \lambda, \quad (6)$$

где:  $\sigma_s$  – сопротивление деформации, МПа;  $b_0$ ,

$h_0$  – соответственно, ширина и толщина полосы перед входом металла в прокатную клеть, мм;

$\lambda$  – коэффициент вытяжки утолщенных частей заготовки.

Продольная сила необходимая для кантовки ( $Q_k$ ) может быть определена по формуле:

$$Q_k = \frac{M_{\text{н.к}} \varphi_{\text{кант}} l_b}{l_3 l_0}, \quad (7)$$

где:  $M_{\text{н.к}}$  – момент скручивания, н·м;  $\varphi_{\text{кант}}$  – полный угол кантования, рад;

$l_b$  – расстояние между осями рабочих валков и кантующих роликов, мм;

$l_0$  – расстояние между соседними клетями, мм;

$l_3$  – величина дуги захвата при кантовании, мм.

Величину продольной силы, необходимой для работы валковой арматуры ( $Q_n$ ), можно определить как сумму всех составляющих по следующей общей формуле:

$$Q_n = Q_c + Q_n + Q_d + Q_k. \quad (8)$$

Приведенная формула общая и в каждом конкретном пропуске она должна быть уточнена с учетом особенностей прокатки и задач, решаемых валковой арматурой.

Условие безаварийной работы системы прокатная клеть – валковая арматура можно сформулировать в виде неравенства:

$$Q_{\text{дон}} \geq Q_1 \geq Q_n, \quad (9)$$

где:  $Q_1$  – продольная сила обеспеченная резервом трения, МПа.

Выполнение приведенного неравенства гарантирует безаварийную работу системы. Выход за обозначенные пределы создает ситуацию технологического риска, при которой весьма вероятен сбой системы. Возможный технологический риск при невыполнении неравенства (9) управляем, так, если  $Q_n > Q_1$ , то исправить данную ситуацию можно, увеличив степень деформации в обслуживаемой клетке за счет перераспределения вытяжек по пропускам или уменьшения нагрузки на валковую арматуру при изменении калибровки. В случае, когда  $Q_1 > Q_{\text{доп}}$ , ситуация может быть исправлена при перераспределении коэффициентов вытяжки по клетям, усилению конструкции элементов валковой арматуры при многониточной прокатке задачей полос с некоторым временным перекрытием.

Методика оценки работоспособности системы прокатная клеть – валковая арматура оформлена с использованием приложения MS Excel с интерпретацией результатов в графическом виде, что весьма удобно при анализе. Разработанная методика и программное приложение позволяют наглядно проанализировать сортамент продукции сортового стана и выявить проблемные пропуски с точки зрения надежности работы системы прокатная клеть – валковая арматура. Возможности разработанной методики рассмотрим на примере анализа рабочих калибровок кругов диаметром 12, 14 мм и арматуры №12, №14 прокатываемых на непрерывном мелкосортном стане 25-1 сортопрокатного цеха АО “ЕВРАЗ ЗСМК”. Расчеты проводили с использованием приведенных выше зависимостей, величина продольной силы обеспеченная резервом сил трения по данным работ [5 – 7] полученный график приведен на рисунке. На графике показаны верхняя и нижняя границы работоспособности рассматриваемой системы.

Все клетки, в которых величина продольного усилия сопоставима с допустимым или выходит



за означенные пределы являются клетями с повышенной степенью рисков в системе прокатная клеть – валковая арматура и требуют дополнительного внимания, в период монтажа арматуры, и в процессе работы. Как следует из рисунка при прокатке кругов диаметром 12, 14 мм, арматуры №12, №14 на непрерывном мелкосортном стане 250–1 сортопрокатного цеха АО “ЕВРАЗ ЗСМК” при инциденте на одной “нитке” в первой клетке величина продольного усилия превышает допустимое значение, полученное исходя из прочности арматурного бруса, при одновременном инциденте на двух “нитках” в клетях с А по 5 наблюдается такая же картина, что необходимо учитывать при настройке и эксплуатации арматуры.

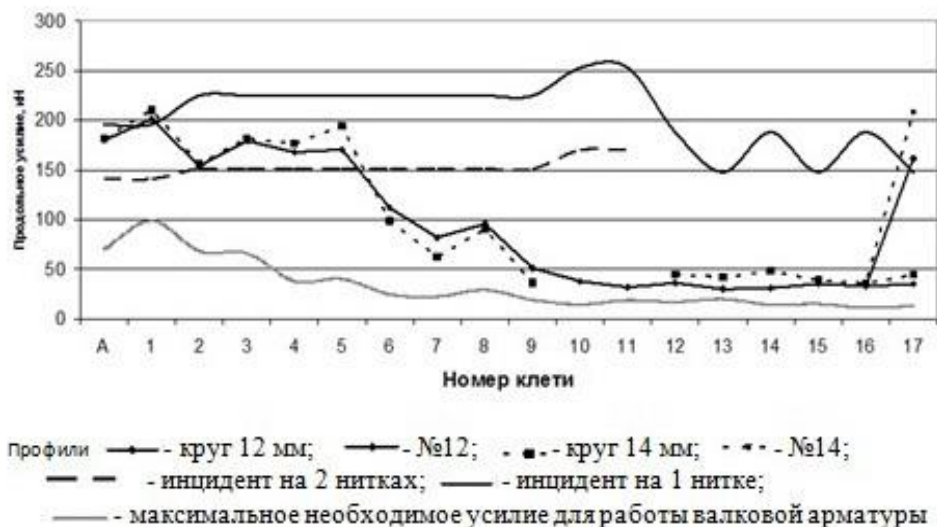


Рисунок 1 – Оценка работоспособности системы прокатная клеть – валковая арматура, при прокатке кругов 12, 14 мм и арматуры №12, №14 на непрерывном мелкосортном стане 250–1 сортопрокатного цеха АО “ЕВРАЗ ЗСМК”

Во всех пропусках, рассматриваемого примера величина продольного усилия, необходимого для выполнения арматурой ее функций, меньше продольного усилия, которое могут обеспечить резервные силы трения в очаге деформации обслуживаемой клетки, что гарантирует нормальную работу арматуры. Возможность выявления пропусков с повышенной степенью риска позволяет проводить дифференцированный мониторинг работы системы прокатная клеть – валковая арматура, уделяя особое внимание аварийно опасным пропускам. Информация о величине возможного продольного усилия, которое может создавать конкретная клеть [2 – 4], позволяет уточнить параметры валковой арматуры, и обосновано проводить расчеты ее деталей на прочность, оценивать калибровки с точки зрения работоспособности системы прокатная клеть – валковая арматура и если необходимо то корректировать.

#### Библиографический список

1. Фастыковский А.Р., Савельев А.Н. Особенности конструирования и безаварийной работы валковой арматуры сортовых станов. М.: Теплотехник 2015. – с. 170.
2. Фастыковский А.Р., Перетяцько В.Н. Изучение закономерностей изменения величины резервных сил трения очага деформации при прокатке // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. - № 12. – С. 5 – 8.
3. Фастыковский А.Р., Перетяцько В.Н. Учет резервных сил трения при проектировании валковой арматуры // Металлург. – 2001. - № 12. – С. 43 – 44.
4. Фастыковский А.Р., Перетяцько В.Н. Изучение резервных сил трения при прокатке в вытяжных калибрах // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 4. – С. 22 – 24.
5. Фастыковский А.Р. Опыт выявления аварийно – опасных пропусков на основании знаний величины резервных сил трения, при прокатке сортовых профилей // Материалы пятнадцатой научно – практической конференции по проблемам механики и машиностроения. – Новокузнецк. СибГИУ. 2005. – С. 238 – 241.
6. Фастыковский А.Р. Пути снижения аварийности при производстве сортовой стали // Всероссийская научно практическая конференция. Металлургия: новые технологии, управление, инновации и качество. - Новокузнецк. СибГИУ. – 2005. – С. 81 – 84.
7. Фастыковский А.Р., Ефимив О.Ю., Чинокалов В.Я. Копылов И.В. Оценка степени технологического рисков в системе валки – арматура непрерывного мелкосортного стана // Сталь. – 2008. - № 2. – С. 63 – 64.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА НА СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОМ ОБОРУДОВАНИИ

Иванов А.А., Осколкова Т.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, Ivanov.aa@termomet.com*

**Аннотация:** Данная работа проводилась с целью подтверждения качества вакуумной термической обработки на стали 30ХГСА. В ходе выполнения работы было установлено, что образцы после вакуумной термической обработки полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к деталям авиационного назначения. В работе описываются преимущества использования вакуумной термической обработки на современных предприятиях России.

**Ключевые слова:** Вакуумная термическая обработка, высокоточное термическое оборудование, микроструктура, прокаливаемость, 30ХГСА.

## HEAT TREATMENT OF 30KHGSA GRADE STEEL ON SPECIALIZED EQUIPMENT

Ivanov A.A., Oskolkova T.N.

*Siberian state industrial University  
Novokuznetsk, Russia, Ivanov.aa@termomet.com*

**Abstract:** This work was carried out to confirm the quality of vacuum thermal treatment on steel 30HGSА. In the course of the work, it was established that the samples after vacuum heat treatment fully comply with the requirements for aviation parts. The paper describes the advantages of using vacuum heat treatment in modern enterprises of Russia.

**Keywords:** vacuum heat treatment, high-precision thermal equipment, microstructure, hardenability, 30HGSА.

Современное производство в России имеет очень много динамично развивающихся направлений производства изделий из металла. На разных этапах производства многих предприятий получается большое количество бракованной продукции. Если деталь ответственная и имеет жесткие требования по механическим свойствам, то в большинстве случаев к ней должна применяться термообработка. На данном этапе наблюдается достаточно большой процент выпуска бракованной продукции.

Если рассмотреть современный завод, то в станочном парке будет находиться достаточно много современного высокоточного оборудования для механической обработки. Речь идет об автоматизированных линиях, механообрабатывающих комплексах с ЧПУ управлением и т.д. На участке же термической обработки обычно располагаются старые термические печи или соляные ванны в сильно изношенном состоянии. Перепады по температуре в данных агрегатах достигают 70<sup>°С</sup>, что недопустимо при изготовлении ответственных изделий. В большинстве случаев предприятия учитывают высокий процент брака при производстве ответственных деталей и просто завышают цены на них, не проводя никаких работ по улучшению технологического процесса производства. В данной работе будет рассмотрен метод вакуумной термической обработки на современном высокоточном оборудовании, описаны преимущества использования инновационных технологий, а так же экономический эффект от их использования.

Термообработка стали является очень важной заключительной операцией при изготовлении деталей и инструмента. Она отвечает за придание окончательных механических свойств материалу, от которых, в свою очередь, будет зависеть работоспособность детали. Вакуумная термообработка, хоть и описывалась в литературе 80-х годов, в основном использовалась на предприятиях, выпускающих детали для оборонно-промышленного комплекса, поэтому вакуумная термическая обработка для России – это новое направление, и предприятиям еще не до конца понятны возможности и преимущества применения данного процесса в современном производстве.

Одним из основных преимуществ вакуумной термической обработки является отсутствие обезуглероживания (окисления) поверхности в процессе нагрева и охлаждения детали, а так же снижение поводов и деформаций за счет равномерного нагрева и охлаждения. Используемая в работе ва-

куумная печь В63 представлена на рисунке 1.



Рисунок 1 – Вакуумная печь ВМІ В63 для термической обработки

В работе рассмотрено применение вакуумной термической обработки для стали марки 30ХГСА. Конструкционная легированная сталь марки 30ХГСА является одной из многочисленных сталей, используемой в авиационной промышленности.

Основными легирующими элементами в стали являются хром, марганец, кремний. Наиболее сильно повышают прокаливаемость из вышеперечисленных химических элементов марганец и хром.

Особенностью данной высококачественной стали является её сравнительно недорогая стоимость и хорошая свариваемость.

Анализируя результаты ученых в области авиационных материалов, можно сделать вывод, что стандартной термической обработкой для рассматриваемого материала в авиационной промышленности является улучшение: закалка от температуры  $900 \pm 10$  °С в масло с последующим высоким отпуском. Данный режим термической обработки предназначен для получения определенных механических свойств, а именно, высокой усталостной прочности.

Отработка технологии проводилась на цилиндрических образцах диаметром 25 мм, изготовленных из стали 30ХГСА, химический состав которой соответствует требованиям ГОСТ 4543- 71. В работе применялся оптико-эмиссионный спектрометр фирмы ARL. Химический состав стали приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Анализ химического состава двух партий 30ХГСА

№ партии	Содержание химических элементов, %										
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Fe
1	0,28	0,89	0,95	0,01	0,01	0,13	0,89	0,08	0,01	0,01	Ост.
2	0,31	0,89	0,96	0,01	0,01	0,13	0,98	0,09	0,01	0,01	Ост.
ГОСТ	0,28-0,34	0,8-1,1	0,9-1,2	0,025	0,025	0,3	0,8-1,1	0,3	-	-	Ост

Закалка проводилась в вакуумной термической печи ВМІ В63. Температура закалки составляла  $900 \pm 5$  °С, нагрев проходил в вакуумной среде с подачей парциального давления азота. Подача парциального давления препятствует окислению поверхности деталей при нагреве. Закалка проводилась в вакуумное масло, подогретого до 40 °С. Скорость охлаждения регулируется при помощи параметров температуры масла, давления в камере закалки, а так же интенсивностью перемешивания масла. После закалки с целью подтверждения качества термической обработки проводился замер твердости и металлографический анализ.

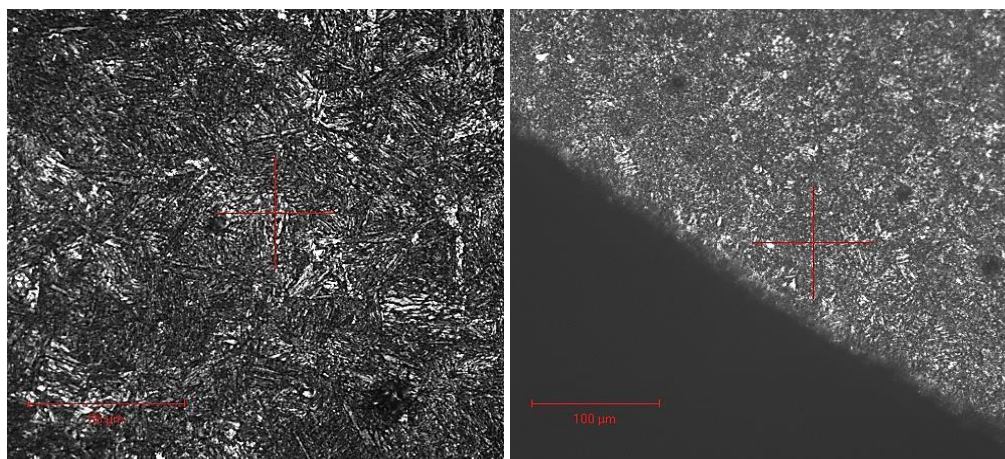
Замер твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) по сечению проводился на микротвердомере Тикон 2500. Замер твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013-59) проводился на твердомере ТК-2М. Результаты замеров твердости представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Твердость образцов после закалки  $900 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$

№ партии	$HV5_{\text{Сердц}}$	$HRC_{\text{Сердц}}$	$HV5_{\text{Пов}}$	$HRC_{\text{Пов}}$
Партия 1 Ø20мм	490	48	500	48
Партия 1 Ø25мм	480	47	480	47
Партия 2 Ø20мм	490	48	500	48
Партия 2 Ø25мм	490	48	490	48

Анализируя данные таблицы 2, можно сделать вывод, что образцы от партии 1 и партии 2 диаметром до 25 мм включительно имеют однородную твердость по всему сечению. Полученные показатели твердости удовлетворяют данным, описанным в специализированной литературе.

Металлографический анализ после закалки показал однородную структуру мартенсита по всему сечению образцов. Микроструктура образцов диаметром 25мм из партии 1 представлена на рисунке 2.



Сердцевина X500

Поверхность x200

Рисунок 2 – Микроструктура образца Ø25мм (партия1) после закалки

После закалки высокий отпуск проводили в вакуумной печи В-53RNC+ в инертной среде азота (99,999%) при температуре  $510 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$  и давлении 300mbar. Сталь марки 30ХГСА склонна к отпускной хрупкости второго рода, поэтому при отпуске ей необходимо быстрое охлаждение. В печи для равномерности температуры при термообработке ( $\pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ ), а также ускоренного охлаждения, установлена турбина. Данная турбина обеспечивает высокую скорость охлаждения деталей после отпуска, что препятствует образованию отпускной хрупкости.

После проведения операции отпуска, для подтверждения качества термообработки, был проведен замер твердости и металлографический анализ.

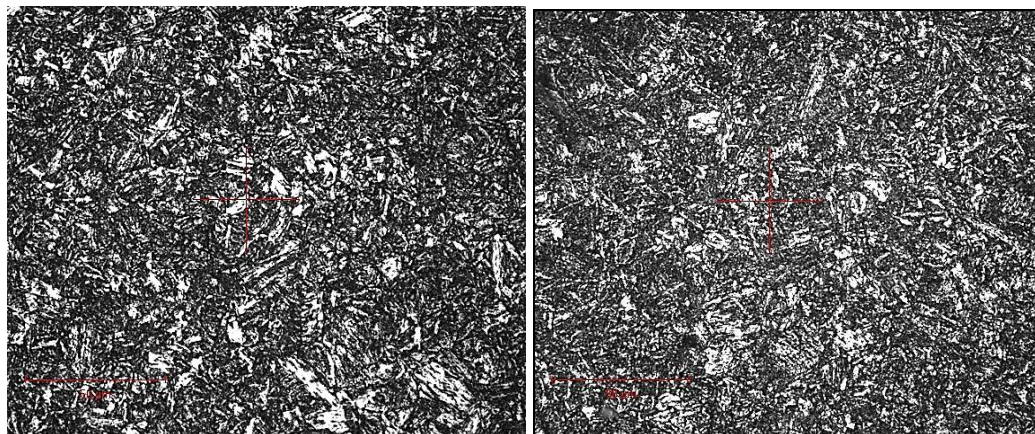
Результаты замеров твердости представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Твердость образцов после высокого отпуска  $510 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$

№ партии	$HV5_{\text{Сердц}}$	$HRC_{\text{Сердц}}$	$HV5_{\text{Пов}}$	$HRC_{\text{Пов}}$
Партия 1 Ø20мм	355	35	365	35
Партия 1 Ø25мм	360	35	370	35
Партия 2 Ø20мм	380	37	400	38
Партия 2 Ø25мм	380	37	390	37

Анализируя данные таблицы 3, можно сделать вывод, что образцы от партии 1 и партии 2 диаметром до 25 мм включительно имеют однородную твердость по всему сечению. Полученные показатели твердости удовлетворяют данным, описанным в специализированной литературе.

Металлографический анализ после высокого отпуска показал однородную структуру сорбита отпуска по всему сечению образцов. Микроструктура образцов диаметром 25мм из партии 1 и партии 2 представлена на рисунке 3.



Партия 1 сердцевина x500

Партия 2 сердцевина x500

Рисунок 3 – Микроструктура образцов Ø25мм после высокого отпуска

В закалённых и отпущенных образцах партии 1 и партии 2, имеющих равномерную твердость по всему сечению, наблюдается однородная структура сорбита отпуска (рисунок 3).

Для деталей, используемых в авиастроении, требуется получение временного сопротивления на растяжение  $1200 \pm 10$  МПа. Испытания на растяжение проводились на испытательной разрывной машине INSTRON 300DX. Результаты испытаний представлены в таблицах 4 и 5.

Анализируя данные таблиц 4 и 5 можно сделать вывод, что образцы из партии 1 и партии 2 после проведения окончательной термической обработки на вакуумном оборудовании полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к ответственным деталям авиационного назначения.

После отработки технологии вакуумную термическую обработку применилась для детали «ударник».

На заводе, изготавливающем данные детали, наблюдались следующие проблемы: выпуск годной продукции в среднем составляет 60%. Действующая технология производства детали «ударник» состоит из 22 операций. Термическая обработка производилась в соответствии с производственными инструкциями. Основная часть операций (17) проводилась после термической обработки, так как в производственном процессе термической обработки применялись атмосферные печи. В процессе термообработки в атмосферных печах поверхность детали реагирует с печными газами внутри печи, вследствие чего происходит окисление детали. Окисление детали снижает количество легирующих элементов в поверхностном слое. Данный процесс отрицательно сказывается на механических свойствах детали. В результате окисления поверхности после термообработки приходится делать большое количество операций доводки деталей в размер, чтобы снять образовавшийся окисленный слой. Данные операции доводки значительно удлиняют процесс создания детали. Основная часть бракованной продукции выявляется после операции термической обработки, поэтому была разработана технология изготовления «ударника» с применением вакуумной термической обработки совместно с компанией ООО «ТермоМет».

Таблица 4 – Результаты испытаний на растяжение образцов (Партия 1)

№	Маркировка	Начальный диаметр образца, мм	Начальная Расчетная длина, мм	Скорость испытания, мм/мин	Конечный диаметр образца, мм	Конечная Расчетная длина, мм	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное Сужение $\psi$ , %	Примечание
1	Партия 1	10	50	5	7,5	57,1	1003	1115	16,3	47,1	
2	Партия 1	10	50	5	7,4	58,4	1008	1107	17,5	48,7	
3	Партия 1	10	50	5	7,3	57,0	1011	1112	15,1	48,5	
4	Партия 1	10	50	5	7,0	57,8	1009	1115	15,2	47,1	
Среднее значение							1007	1112	16,0	47,85	

Таблица 5 – Результаты испытаний на растяжение образцов (Партия 2)

№	Маркировка	Начальный диаметр образца, мм	Начальная Расчетная длина, мм	Скорость испытания, мм/мин	Конечный диаметр образца, мм	Конечная Расчетная длина, мм	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное Сужение $\psi$ , %	Примечание
1	Партия 2	10	50	5	7,5	57,1	1043	1221	14,2	43,8	
2	Партия 2	10	50	5	7,4	58,4	1001	1207	16,8	45,2	
3	Партия 2	10	50	5	7,3	57,0	1058	1222	14	46,7	
4	Партия 2	10	50	5	7,0	57,8	1042	1221	15,6	51,0	
Среднее значение							1038	1215	15,1	47,2	

Весь технологический процесс создания детали «ударник» с применением вакуумной термической обработки включает в себя 9 операций (4 операции до термообработки + термообработка + 4 операции после термообработки).

Для отработки разработанной технологии была изготовлена опытная партия в количестве 40 шт. После прохождения опытной партией всего технологического процесса, выпуск годной продукции составил 100 %, что почти в два раза больше чем у деталей, изготовленных по старой технологии.

Основные результаты расчетов технико-экономических показателей приведены в таблице 6.

В результате выполнения работы было подтверждено качество вакуумной термической обработки на образцах диаметром до 25 мм, изготовленных из стали марки 30ХГСА.

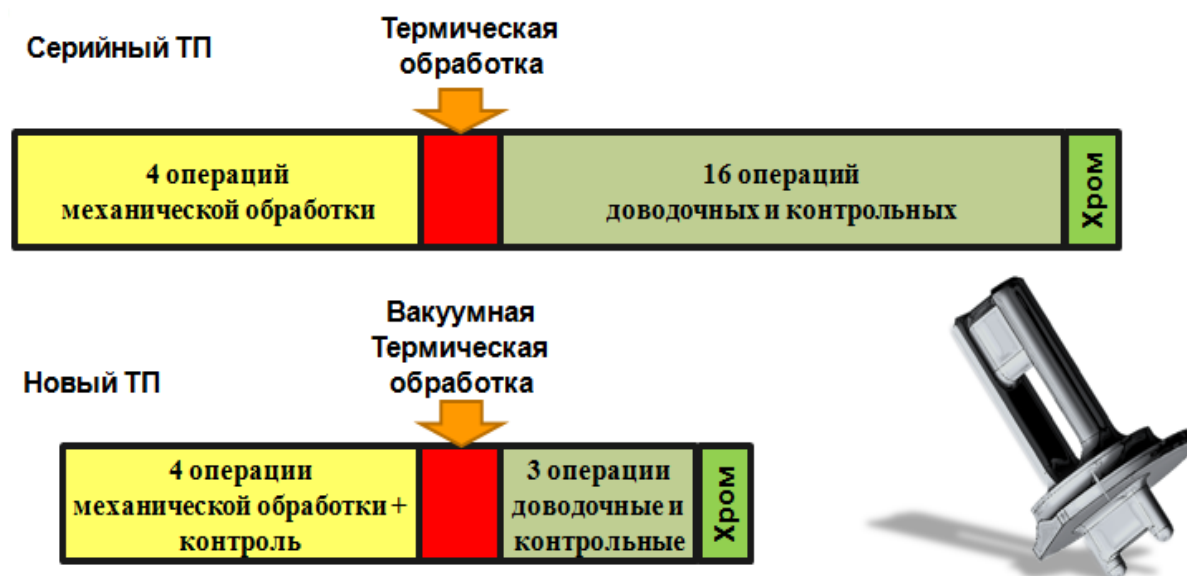


Рисунок 4 – Схема технологий изготовления детали «ударник»

Таблица 6 – Результаты технико-экономических показателей детали ударник

Наименование	Старая технология	Новая технология	Экономия
Количество операций	21	8	2,6 раза
Трудоемкость, (нормочас.)	6	4	33 % (2 н/ч)
Стоимость руб.	5000	3500	30 % (1500 руб.)

В результате проведенной работы была разработана технология изготовления детали «ударник», изготавливаемой из стали марки 30ХГСА, с применением вакуумной термической обработки.

Анализируя полученные данные можно сделать вывод, что используя вакуумную термическую обработку для ответственных деталей, можно значительно повысить процент выхода годной продукции, а так же получить высокую повторяемость результата, что является важным показателем при выпуске серийной продукции. После расчета технико-экономических показателей было установлено:

- количество операций производства детали ударник сократилось в 2,4 раза;
- процент выхода годной продукции увеличился почти в 2 раза;
- экономия трудоемкости составила 33%;
- себестоимость детали ударник сократилась на 30%.

Применение вакуумной термической обработки имеет большие перспективы для внедрения на современных производственных предприятиях России.

Библиографический список:

1. Каблов Д.Е. Авиационные материалы. Избранные труды 1932-2002: юбилейный научно-техн. сборник // ВНИИ авиационных материалов под общ. ред. Е. Н. Каблов – М.: Изд-во ВИАМ, Изд-во МИСИС, 2002. – 422 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение: / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М.: Альянс, 2012. – 643 с.
3. Елагина О.Ю. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин / О.Ю. Елагина. – М.: Логос, 2009. – 488 с.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин. – М.: Альянс, 2015. – 446 с.
5. Лахтин Ю.М. Металловедение/ Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева.– М.: Альянс, 2013.– 528 с.

УДК 621.785.54

## ПЛАЗМЕННАЯ ЗАКАЛКА ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

Сафонов Е.Н.

*Нижнетагильский технологический институт (филиал) УрФУ,  
Нижний Тагил, Россия, e.n.safonov@urfu.ru*

***Аннотация:** Исследовано влияние погонной энергии процесса плазменной закалки сталей 9ХС, У10 и 170ХНМ на структуру, глубину и твердость локальной зоны упрочнения. Показано, что по глубине зоны формируется градиентная структура с закономерно меняющимися дисперсностью и микротвердостью. Установлены зависимости, позволяющие управлять структурным состоянием и эксплуатационными свойствами зоны упрочнения, добиваясь их оптимального соотношения для различных условий изнашивания.*

***Ключевые слова:** плазменная закалка, погонная энергия, заэвтектоидные стали, градиентная структура, износостойкость.*

## PLASMA HARDENING HYPEREUTECTOID STEEL

Safonov E.N.

*Nizhny Tagil Technological Institute (branch) of Ural Federal University,  
Nizhny Tagil, Russia, e.n.safonov@urfu.ru*

***Abstract:** The effect of heat input plasma hardening steels process 0,9 C-Cr-Si, 1 C and 1,7 C-Cr-Ni-Mo the structure, the depth of hardening and the hardness of the local area. It is shown that the depth of the zone is formed a graded structure with regularly changing dispersion and microhardness. Dependences, allowing to operate the structural state and performance properties hardening zone, ensuring their optimum ratios for different wear conditions.*

***Keywords:** plasma hardening, heat input, hypereutectoid steel, graded structure, wear resistance.*

Заэвтектоидные стали, потенциально обладающие повышенными твердостью и износостойкостью при контактном нагружении, обычно применяются в термически упрочненном состоянии (за-

калка с отпуском) для обеспечения необходимой прочности. Такая термообработка не позволяет реализовать максимальную твердость рабочей поверхности деталей и сопровождается соответствующим уменьшением их эксплуатационного ресурса. Решение этой проблемы, особенно актуальной для массивных изделий типа прокатных валков, рационально использованием термического упрочнения рабочих поверхностей, например плазменной закалкой [1]. При этом физико-химическое состояние и свойства материала во внутренних слоях изделия не изменяются, обеспечивая заданную конструктивную прочность. Поверхностное упрочнение таких изделий позволяет увеличить их износостойкость и срок службы за счет благоприятного сочетания высокой твердости поверхностного рабочего слоя с достаточно прочной сердцевиной, структура и свойства которой формируются на предшествующих этапах производства.

При нагреве поверхности детали плазменной дугой прямого действия, основные характеристики термического цикла: максимальная температура, время пребывания данной точки выше температуры точки  $A_{c1}$ , скорости нагрева и охлаждения определяются сочетанием параметров режима обработки и взаимозависимы. Например, с увеличением скорости перемещения дуги при прочих равных условиях понижаются максимальная температура цикла, время пребывания нагреваемого объема в аустенитной области и увеличивается скорость охлаждения. Увеличение мощности дуги, напротив, сопровождается ростом максимальной температуры, глубины прогрева, времени пребывания нагреваемого объема в температурном интервале существования аустенита, но, одновременно, увеличивается размер зерна аустенита с соответствующим повышением точки  $M_n$ , возможно снижение скорости охлаждения.

Исчерпывающее выявление закономерностей формирования размеров, структурно-фазового состава и свойств термообработанного воздействием плазменной дуги слоя, а также влияния на эти показатели технологических режимов процесса, возможно на основе анализа результатов экспериментальных исследований.

Цель работы – определение рациональных параметров режима поверхностной плазменной закалки сталей 9ХС (0,88 % С), У10 (1,03 % С) и 170ХНМ (1,65 % С) на основе исследования структуры и свойств локальной зоны упрочнения.

Методика исследования.

Обработку образцов из предварительно отожженных сталей с исходной перлитно-цементитной структурой осуществляли дугой прямой полярности в аргоне. Диапазон изменения параметров режима: ток плазменной дуги 130...300 А, скорость ее перемещения 1...5 см/с. Напряжение на дуге составляло 21...23 В. Сочетания параметров режима выбирали с учетом обеспечения максимальной производительности процесса, глубины и ширины зоны закалки при отсутствии макроплавления поверхности.

Геометрические размеры (глубину и ширину), структуру и микротвердость локальной зоны упрочнения изучали на поперечных микрошлифах. Использовали оптические микроскопы Neophot-2, Zeiss Observer D1m с увеличением 50-1000× и программное обеспечение Thixomet PRO. Измерение микротвёрдости пирамидой Виккерса под нагрузкой 1,962 Н (200 г) проводилось на твердомере Future-Tech 300 и ПМТ-3 под нагрузкой 0,784 Н (80 г) в сечениях с максимальной глубиной зоны упрочнения. Фазовый анализ поверхностного слоя проводили с использованием рентгеновских дифрактометров ДРОН-1, ДРОН-3 в Fe и Co  $K_\alpha$ -излучениях.

Полученные результаты.

В результате проведенных исследований установлено, что с увеличением тока плазменной дуги глубина, ширина и твердость локальной зоны упрочнения возрастают. Увеличение скорости перемещения дуги при фиксированном значении тока сопровождается снижением этих показателей, что объясняется уменьшением погонной энергии процесса тепловложения.

Таким образом, определяющее влияние на геометрические размеры локальной зоны плазменной закалки, характеристики температурного поля и термического цикла процесса термообработки оказывает величина удельного теплового потока через поверхность – погонной энергии, представленной отношением эффективной тепловой мощности дуги к скорости ее поступательного перемещения.

Зависимости глубины локальной зоны плазменной закалки исследованных сталей от погонной энергии дуги в изученном диапазоне параметров режима представлены на рисунке 1. Видно, что с увеличением погонной энергии дуги глубина зоны плазменной закалки возрастает для всех исследованных сталей, однако с увеличением содержания углерода этот рост замедляется, что можно связать с соответствующим уменьшением теплопроводности. Необходимо отметить, что для стали 170ХНМ погонная энергия порядка двух тысяч Дж/см близка к предельной, поскольку дальнейшее ее увеличение сопровождается макроплавлением поверхности.



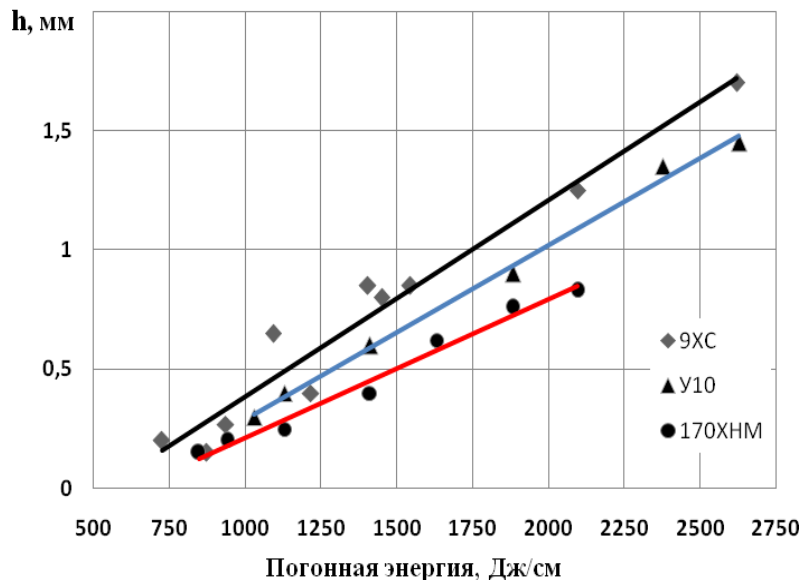


Рисунок 1 - Влияние погонной энергии дуги на глубину (h) зоны плазменной закалки заэвтектоидных сталей

На рисунке 2 представлены зависимости изменения микротвердости по глубине закаленной зоны исследованных сталей при различных значениях погонной энергии. Можно отметить, что фазовые превращения, протекающие в поверхностном слое при плазменной обработке, позволяют эффективно увеличить микротвердость всех исследованных сталей в зоне термического влияния. Так, для закаленного дугой с погонной энергией 2618 Дж/см поверхностного слоя стали 9ХС характерно наличие остаточного аустенита (до 43 %), игольчатого мартенсита пластинчатой морфологии (до 51 %) с дисперсностью 5...15 мкм и до 6 % карбидной фазы.

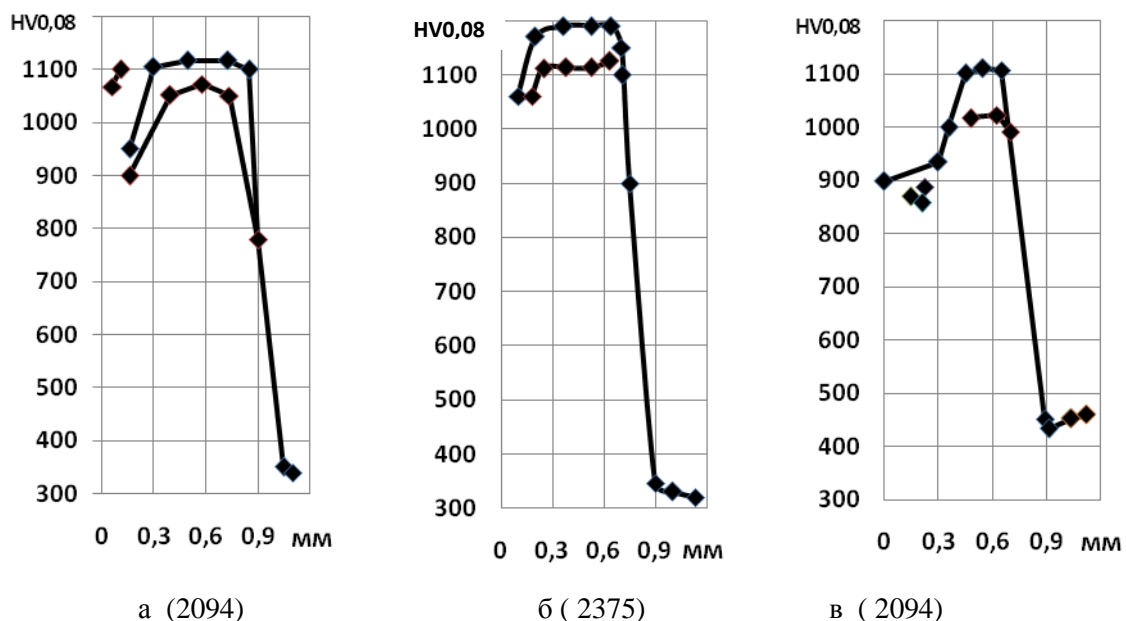


Рисунок 2 - Изменение микротвердости (HV 0,08) по глубине зоны плазменной закалки сталей: 9ХС (а), У10 (б), 170ХНМ (в) при различных значениях погонной энергии дуги (Дж/см)

Начиная с глубины ~ 0,5 мм (для центрального сечения) содержание остаточного аустенита понижается, карбидной фазы увеличивается, а в структуре, наряду с мартенситом, появляется троостит с межпластинчатым расстоянием 0,1...0,15 мкм. Микротвердость этой зоны уменьшается в соответствии с объемным соотношением присутствующих фаз. На глубине 1,3...1,5 мм троостит постепенно замещается сорбитом с межпластинчатым расстоянием 0,3...0,5 мкм и пластинчатым перлитом. На глубине 1,7 мм и далее влияние поверхностного нагрева не прослеживается, структура представлена перлитом и вторичным цементитом с характерной для нее микротвердостью (рисунок 3). Для других

режимов обработки общие закономерности формирования структурно-фазового состояния зоны упрочнения сохраняются с соответствующим уменьшением протяженности участков однородной структуры и изменением соотношения структурных составляющих.

Рисунок 4 иллюстрирует влияние погонной энергии плазменной дуги на соотношение показателей структурных составляющих в поверхностном слое локальной зоны закалки стали У10. Фазовый анализ поверхностного слоя показал, что на линиях  $\gamma$ -фазы наблюдается асимметрия со стороны больших углов отражения, что свидетельствует о незавершенности процессов гомогенизации аустенита при нагреве. Кроме того, величина определенного методом экстраполяции истинного параметра решетки аустенита для всех режимов выше, чем соответствующая общему содержанию углерода в стали ( $\sim 1\%$ ). Количество углерода в аустените, рассчитанное по этим параметрам, зависит от погонной энергии термообработки и изменяется в пределах  $1,3\dots 1,6\%$ . Это свидетельствует о том, что полной гомогенизации аустенита по углероду даже в поверхностном, наиболее нагретом дугой слое, в диапазоне исследованных параметров режима не происходит.

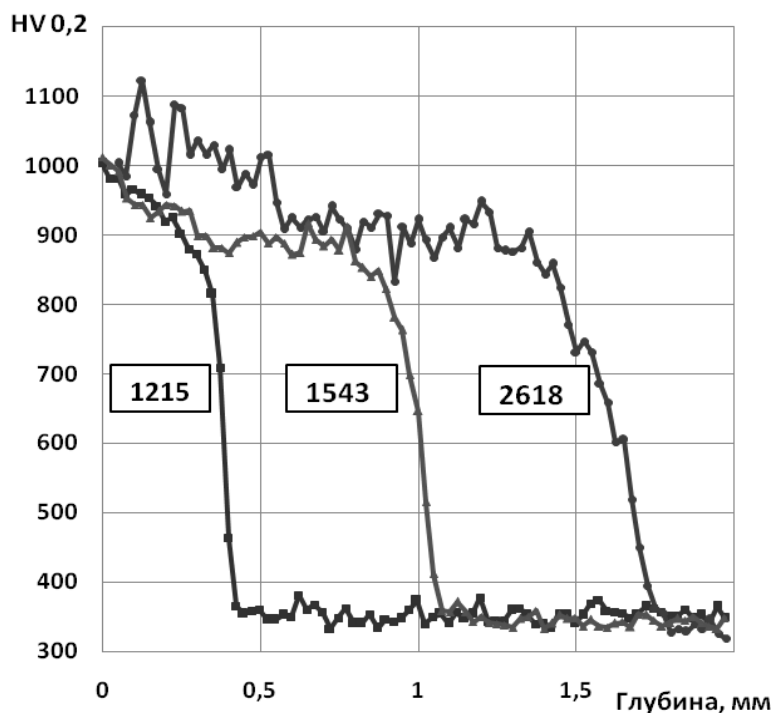


Рисунок 3 - Изменение микротвердости по глубине локальной зоны плазменной закалки стали 9ХС при различных значениях погонной энергии дуги (Дж/см).

Поскольку отражений от цементита на дифрактограммах не отмечено, логично предположить, что локальное обогащение аустенита углеродом происходит за счет его растворения, а температурно-временные условия диффузии при этом недостаточны для полного выравнивания концентрации углерода. Так как обогащенный углеродом аустенит имеет повышенную устойчивость против распада при охлаждении, в поверхностном слое образцов, обработанных при рассматриваемом сочетании параметров режима, фиксируется высокая (до 78%) концентрация остаточного аустенита. В диапазоне малых значений погонной энергии дуги содержание остаточного аустенита не превышает 30%.

В ходе рентгеноструктурного анализа стали У10 отмечено смещение дифракционных линий  $\alpha$ -фазы в сторону меньших углов отражения, что свидетельствует о присутствии  $\alpha$ -твердого раствора, обогащенного углеродом. Экспериментально установлено, что плазменная обработка стали У10 при повышенных значениях погонной энергии дуги позволяет зафиксировать мартенсит с содержанием углерода более 1%, причем максимальное количество высокоуглеродистого мартенсита, рассчитанное при графическом разделении мартенситного мультиплета, составило 85% от общего количества  $\alpha$ -фазы. При начальных значениях исследованного диапазона погонной энергии концентрация углерода в мартенсите не превышает  $0,6\dots 0,7\%$ , а количество высокоуглеродистого мартенсита в составе  $\alpha$ -фазы уменьшается до  $\sim 40\%$  (рисунок 4). Таким образом, с увеличением погонной энергии плазменной закалки в заэвтектоидных сталях увеличивается степень растворения избыточного цементита, аустенит насыщается углеродом, что ведет к образованию значительной доли остаточного аустенита совместно с углеродистым тетрагональным мартенситом повышенной твердости при охлаждении.

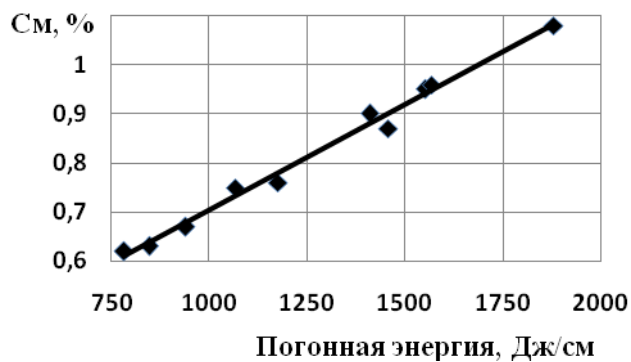
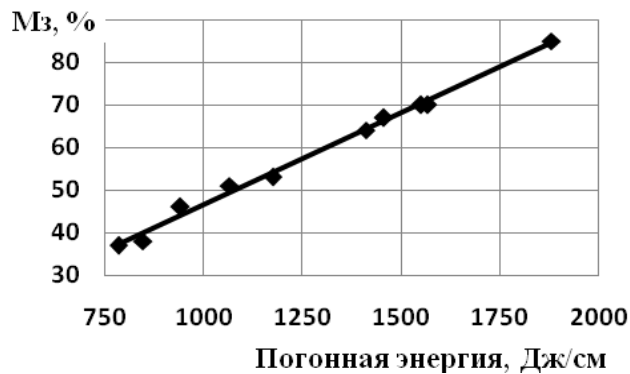
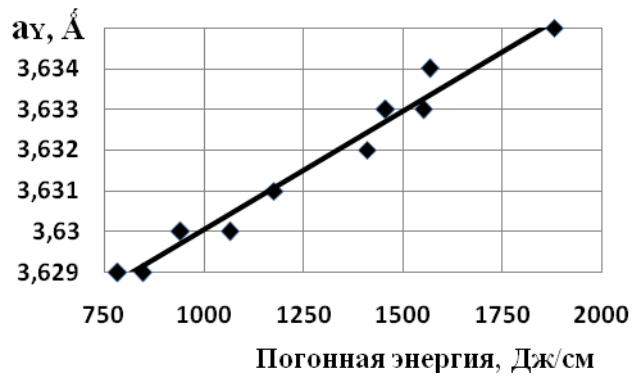
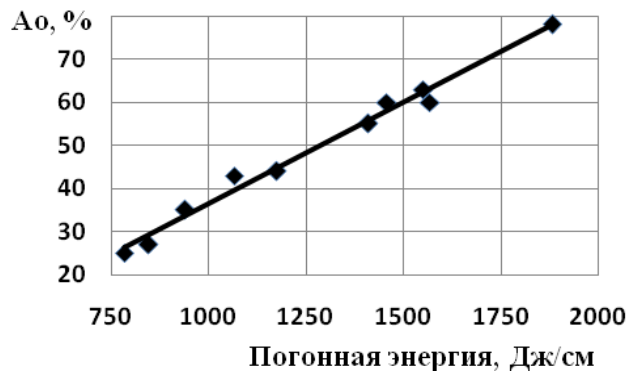


Рисунок 4 - Влияние погонной энергии дуги при плазменной закалке стали У10 на объемную долю остаточного аустенита в поверхностном слое ( $A_o$ , %), параметр решетки аустенита ( $a_{\gamma}$ , Å), объемную долю мартенсита закалки в составе  $\alpha$ -фазы ( $M_z$ , %), концентрацию углерода в мартенсите закалки ( $C_m$ , %).

*Обсуждение результатов.*

Увеличение тепловложения с ростом погонной энергии дуги при плазменной закалке способствует достижению более высоких температур нагрева поверхности и увеличению времени ее пребывания в области температур выше  $A_{c1}$ . В то же время, более мягкое влияние параметров обработки с

увеличением концентрации углерода в заэвтектоидных сталях объясняется наличием структурно-свободного цементита (например, количество карбидной фазы в стали 170ХНМ достигает 15...20 %). Поскольку карбиды обладают пониженной по сравнению со сталью теплопроводностью, чем больше содержание карбидной фазы, тем выше энергозатраты для формирования термообработанного слоя определенной глубины.

Рассматривая влияние погонной энергии дуги на структурно-фазовый состав и твердость зоны упрочнения, необходимо учитывать, что при нагреве заэвтектоидных сталей выше температуры фазового перехода, средняя концентрация углерода в аустените возрастает от 0,8 % за счет растворения карбидных фаз. Устойчивость аустенита при этом увеличивается.

Здесь необходимо отметить, что механизм и кинетика аустенитного превращения при быстром нагреве, характерном для плазменной закалки, до настоящего времени подробно не исследованы. Известно несколько гипотез механизма аустенизации, проанализированных в работе [2], но при любом механизме образуется аустенит, неоднородный по углероду [3, 4], и эта неоднородность при быстром охлаждении наследуется продуктами его превращения. В результате, после охлаждения в тонком поверхностном слое (до ~ 0,3 мм) фиксируется высокоуглеродистая аустенитно-мартенситная структура, микротвердость которой изменяется от 850 до 1200 HV 0,08 в зависимости от соотношения присутствующих фаз и морфологии мартенсита (рисунок 2). И в том, и в другом случаях, степень завершенности перераспределения углерода, которая контролируется температурно-временными показателями термического цикла обработки и зависит от исходной структуры стали, может существенно различаться. Это, в свою очередь, определяет значительное разнообразие структурных состояний зоны термического влияния, фиксируемых после обработки. Например, известно, что твердость мартенсита эффективно возрастает при увеличении в нем концентрации углерода до 0,6 %, далее возрастание твердости замедляется. Поэтому режим обработки заэвтектоидной стали должен обеспечить степень растворения карбидов достаточную для получения мартенсита с такой концентрацией. Дальнейший рост тепловложения и растворение карбидной фазы увеличивают долю остаточного аустенита. Следовательно, для заэвтектоидных сталей, при обработке на максимальную твердость поверхности, предпочтительны режимы с тепловложением, обеспечивающим необходимую степень насыщения аустенита углеродом из растворяющейся карбидной фазы.

На режимах с минимальным в исследованном диапазоне режимов тепловложением в поверхностном слое заэвтектоидных сталей формируется преимущественно мартенситная структура, содержащая до 30 % остаточного аустенита, концентрация углерода в мартенсите составляет ~ 0,65 %, а доля высокоуглеродистого мартенсита в составе  $\alpha$ -фазы не превышает 30 %. Твердость поверхности с такой структурой достигает ~ 1000 HV 0,2 и постепенно уменьшается по глубине.

Увеличение тепловложения сопровождается формированием в поверхностном слое исследованных сталей повышенной (до 78 %) доли высокоуглеродистого (~ 1,5 % С) остаточного аустенита, увеличением концентрации углерода в мартенсите (свыше 1 %) и ростом объемной доли высокоуглеродистого мартенсита в составе  $\alpha$ -фазы. Такая структура, представляющая собой композицию твердых составляющих – мартенсита и карбидов в менее твердом остаточном аустените, характеризуется значительным разбросом микротвердости (см. рис. 3), потенциально нестабильна после охлаждения и обладает повышенным запасом износостойкости. Мартенситное превращение остаточного аустенита, протекающее в процессе контактно-ударного или абразивного взаимодействия с изнашивающей средой, обеспечивает не только повышение твердости, но и частичную диссипацию энергии разрушения в сочетании с релаксацией напряжений при образовании кристаллов мартенсита деформации. Износостойкость рабочих поверхностей деталей в процессе такой трансформации структуры многократно возрастает.

Таким образом, изменяя погонную энергию дуги с помощью целенаправленного выбора параметров режима плазменной закалки заэвтектоидной стали можно сформировать поверхностный слой, обладающий дисперсной мартенситно-аустенитно-карбидной структурой с переменным содержанием составляющих фаз. При повышенном содержании углеродистого мартенсита и карбидов твердость такого слоя будет максимальной для данного состава стали, а поверхность обладает повышенной износостойкостью в условиях работы инструмента деформации, контактного трения качения и скольжения. Когда преобладающей фазой в составе этого слоя является высокоуглеродистый остаточный аустенит, твердость поверхности будет ниже, однако в соответствующих условиях эксплуатации можно реализовать механизм превращения аустенита в мартенсит деформации с повышением износостойкости.

#### *Выводы.*

1. Исследовано влияние погонной энергии процесса плазменной закалки заэвтектоидных сталей на структуру и свойства (глубина и твердость) локальной зоны упрочнения. Показано, что по глубине зоны формируется градиентная структура с закономерно изменяющимися дисперсностью и микротвердостью составляющих. Структурно-фазовое состояние этой зоны обеспечивает плавный

переход механических свойств от закаленного слоя к основному металлу.

2. Показано, что в поверхностном слое зоны упрочнения формируется дисперсная мартенситно-аустенитно-карбидная структура с переменным в зависимости от режима обработки содержанием составляющих, далее по глубине концентрация остаточного аустенита и мартенсита уменьшается, в структуре появляется троостит, который постепенно замещается сорбитом. Глубже располагается перлитно-цементитная структура сталей, не претерпевшая фазовых превращений в результате термического воздействия.

3. На основании результатов исследований установлены закономерности, позволяющие целенаправленно управлять структурным состоянием и технологическими свойствами зоны упрочнения исследованных сталей, добиваясь их оптимального соотношения для различных условий изнашивания.

#### Библиографический список

1. Балановский А. Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор, часть первая) // Упрочняющие технологии и покрытия, 2015. №12. С 18 – 30.
2. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Metallurgy, 1982. 128 с.
3. Christian J.W. The theory of transformations in metals and alloys. Oxford: Pergamon Press, 2002. 617 p.
4. D.V. Shtansky, K. Naka, Y. Onomori. Perlit to austenite transformation in an Fe – 2,6 Cr – 1 C alloy // Acta mater. Vol. 47. № 9. 1999. P. 2619 – 2632.

УДК 621.74

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ 3D-МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

**Князев С.В., Усольцев А.А., Куценко А.И., Куценко А.А.,  
Пономарева К.В., Соколов Б.М., Ознобихина Н.В.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru*

*Аннотация: При современном развитии информационных технологий стал реальным переход на цифровые и аддитивные технологии в литейном производстве, что особенно проявилось при литье по выплавляемым моделям в высокотехнологичных отраслях машиностроения, где характерным является мелкосерийное, иногда единичное производство, высокая сложность, точность и стоимость литья. Реструктуризация традиционных литейных технологий дала возможность сократить время и затраты на отработку технологий, литейной оснастки и, как следствие, повысить эффективность создания новой продукции в машиностроении.*

**Ключевые слова:** литье, процесс, 3-D моделирование, технология, модель.

## THE USE OF MODERN TECHNOLOGIES, 3D MODELING SOFTWARE TO IMPROVE THE EFFICIENCY OF INVESTMENT CASTING

**Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Kutsenko A.I., Kutsenko A.A. Ponomareva, K.V.,  
Sokolov B.M., Oznobihina N.V.**

*Sibirskij State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru*

*Abstract: In the modern development of information technology has become a real transition to digital technology and additive in foundry, which is especially evident when casting lost wax casting in high-tech industries engineering, where the characteristic is small, sometimes a single production, high complexity, accuracy and cost of casting. Restructuring traditional foundry technologies has enabled to reduce time and costs for the refinement of the technologies, foundry equipment and, consequently, improve the efficiency of creating new products in mechanical engineering.*

**Keywords:** casting, process 3-D modeling, technology model

Для успешного освоения и запуска в производство новой литейной продукции решающее значение имеет технологическая подготовка производства и технико-технологические возможности опытного производства. Особенно это актуально для изготовления литых деталей при проектировании новой продукции в машиностроении, где присутствуют варианты исследований, частое изменение размеров и конфигурации литейных заготовок, и как следствие, изменение литейных технологий, материалов и оснастки. В литейном производстве методы изготовления литейной оснастки из дерева, металла и пластмасс базируются преимущественно на использовании разнообразного механообрабатывающего оборудования. При этом изготовление литейной оснастки затягивается по времени, дорого в исполнении и по используемым материалам, часто не используется в дальнейшем в связи изменениями конструкции изделия в ходе проектирования и отработки технологий.

При современном развитии информационных технологий стал реальным переход на цифровые и аддитивные технологии в литейном производстве, что особенно проявилось именно в высокотехнологичных отраслях машиностроения, где характерным является мелкосерийное, иногда единичное производство, высокая сложность, точность и стоимость литья. Именно здесь перестройка традиционных литейных технологий, применение современных методов получения литейных форм и моделей дало возможность сократить время и затраты на отработку технологий, литейной оснастки и, как следствие, повысить эффективность создания новой продукции в машиностроении.

Additive Fabrication (AF) или Additive Manufacturing (AM) - принятые в англоязычной технической лексике термины, обозначающие аддитивный, т. е. «добавлением», метод получения изделия (в противоположность традиционным методам механообработки путем «вычитания» материала из массива заготовки). Они употребляются наряду со словосочетанием Rapid Prototyping (или RP-технологии) - Быстрое Прототипирование. Можно сказать, что Rapid Prototyping в современном понимании является частью AF-технологий, «отвечающей» за собственно прототипирование методами послойного синтеза. AF- или AM- технологии охватывают все области синтеза изделий, будь то прототип, опытный образец или серийное изделие. Суть AF-технологий, как и RP-технологий, состоит в послойном построении, послойном синтезе изделий - моделей, форм, мастер-моделей и т.д. путем фиксации слоев модельного материала и их последовательного соединения между собой различными способами: спеканием, плавлением, склеиванием, полимеризацией - в зависимости от нюансов конкретной технологии. Идеология аддитивных технологий базируется на цифровых технологиях, в основе которых лежит цифровое описание изделия, его компьютерная модель или САД-модель. При использовании AF-технологий все стадии реализации проекта от идеи до материализации находятся в «дружественной» технологической среде, в единой технологической цепи, где каждая технологическая операция также выполняется в цифровой САД\САМ\САЕ - системе. Практически это означает реальный переход к «безбумажным» технологиям, когда для изготовления детали традиционной бумажной чертежной документации в принципе не требуется [1].

Интенсивно развивается направление использования 3D принтеров, работающих на разных принципах для изготовления на основе 3D-моделей высокоточных мастер-моделей, для последующего получения через силиконовые формы, по технологии холодного литья, моделей для литья по выплавляемым моделям (ЛВМ).

Зачастую после печати на 3D принтере объекты меняют свои размеры, как бы стягиваясь или сжимаясь. Это происходит не всегда, но если случается, то становится серьезной проблемой. Наиболее часто используемые типы пластика для 3D печати - ABS и PLA. Пластик первого типа (ABS) более прочный и немного гибкий, а пластик второго типа (PLA) является более экологичным и безопасным по сравнению с другими видами и поставляется в большой палитре цветов. Но есть еще негативная отличительная характеристика этих пластиков: усадка.

Когда предметы, полученные в результате 3D печати охлаждаются, то напечатанные из ABS пластика сжимаются на 8% (хотя это примерная цифра, она будет несколько отличаться, в зависимости от конкретного ABS в использовании). Это означает, что довольно сложно напечатать объекты из ABS с заданными размерами, потому что на самом деле неизвестно, какого точно размера они получатся из-за усадки.

Немного лучше ситуация с PLA пластиком, который, как говорят некоторые специалисты, не сжимается вообще. Это одна из причин, почему многие 3D-принтеры используют его для печати. На самом деле, этот пластик тоже дает усадку, просто не такую сильную, как пластик ABS. Это примерно 2 %, опять же в зависимости от вида используемого PLA.

Точный 3D-принтер должен иметь соответствующую высоту печати слоя. Чем меньше этот параметр, тем выше степень точности изготавливаемых изделий. Сегодня этот параметр минимально достигаемым высокоточным оборудованием равен 20 мкм. На фактор точности влияет и скорость изготовления детали. Прямая взаимосвязь определяется здесь тем, что при повышении точности изго-

товления требуется значительное снижение скорости.

Сущность способа литья по выплавляемым моделям состоит в том, что модель изготавливают в пресс-формах из такого материала, который без разрушения формы можно выплавить или растворить и получить неразъемную форму, что обеспечивает высокую точность отливок. Чаще всего материалом модели является легковыплавляемая воскообразная масса с усадкой от 0,2 до 0,8%. Запрессовка модельного состава в пресс-формы осуществляется с помощью шприцов вручную и с помощью различных установок и пресс-машин. Литьем по выплавляемым моделям получают отливки сложной конфигурации с толщиной стенки до 0,5 мм в основном из стали и жаропрочных сплавов, трудно обрабатываемых механическим способом.

Изготовление деталей сложной конфигурации с помощью литья по выплавляемым моделям является прогрессивным способом и даёт значительный экономический эффект перед другими технологическими способами производства деталей. Особенностью точного литья по выплавляемым моделям является возможность получения взаимозаменяемых отливок с высокой точностью (3-5 класс по ГОСТ), не нуждающихся в механической обработке, с чистотой поверхности, соответствующей 5-7 классам чистоты по ГОСТ, и с припуском не более 0,2-0,7 мм. Преимущества литья по выплавляемым моделям: возможность изготовления отливок из сплавов, не поддающихся механической обработке; в ряде случаев устранить механическую обработку литой детали; возможность получения узлов машин, которые при обычных способах литья пришлось бы собирать из отдельных деталей.

Литье по выплавляемым моделям можно использовать в условиях единичного (опытного), серийного и массового производства. Экономические показатели этого способа и рациональность его применения зависят от номенклатуры отливок. Наиболее целесообразно изготавливать этим способом мелкие, но сложные по конфигурации отливки, к которым предъявляются высокие требования по точности размеров и чистоте литой поверхности, отливки из труднообрабатываемых сплавов.

Использование силиконовых форм оказывается чрезвычайно эффективным, а часто единственно приемлемым, при единичном и мелкосерийном производстве при ЛВМ, в художественном литье и литье для ремонтно-реставрационных целей. При этом достигается высокое качество отливок и высокая эффективность производства.

Мастер-модели, изготовленные на 3D-принтере, используют для получения силиконовых форм, в которые затем производится запрессовка модельных составов для последующего использования при ЛВМ. Технологии литья в силиконовые формы получили широкое распространение в практике. В качестве материала форм используют различные силиконы. Наиболее популярные формовочные силиконы на Российском рынке, к которым можно отнести: Пентэласт, Юнисил, Тулдекор, Молд Стар (Mold STAR), Силагерм - силиконы на олове и платине. Линейная усадка силиконов на олове составляет 0,5 -:- 1,25 %, на платине – 0,1 -:- 0,25 %. Формы получают путем заливки мастер-модели силиконом в низком промышленном вакууме 40 кПа. Используя специальные технологические приемы, силиконовую форму делают разъемной или разрезают на две или несколько частей, в зависимости от конфигурации модели, затем модель извлекают из формы. В комплект оборудования для вакуумного литья (холодного литья), входит собственно вакуумная установка (одно- или двухкамерная) и термошкаф, для выдержки форм и отливок из пластмасс при их полимеризации в оптимальных условиях. Стойкости формы, в зависимости от сложности отливки и качества силикона, составляет 10 -100 циклов, что вполне достаточно для изготовления отливок опытной серии деталей или мелкосерийного производства [3].

При проектировании мастер-модели, изготавливаемой на 3D-принтере, для дальнейшего использования для получения точного литья по ЛГМ процессу, необходимо учитывать линейную усадку мастер-модели, силиконовой формы, «восковой модели» и самого литейного сплава (от 1 до 2,5 %), которая в сумме сможет составлять от 3,5 до 4,5 %.

Аддитивные технологии имеют огромный потенциал в деле снижения энергетических затрат. Современное литейное, и в первую очередь опытное, производство претерпевает существенную модернизацию, которая имеет целью создать условия для полноценной реализации принципа «бесбумажных» технологий в течение всего процесса создания нового изделия - от проектирования и разработки САД-модели, до конечного продукта. И для этой цели литейщики должны оснащаться совершенно новым для них оборудованием, дающим им новые возможности для удовлетворения запросов конструкторов, но одновременно требующим от них освоения новых знаний, заставляя и технологов, и конструкторов говорить на одном 3D-языке, при этом устраняя извечное противостояние технолога и конструктора. Литейное производство имеет много общего с применением АФ-технологий и на современном этапе развития общества становятся еще более близким и по применяемому оборудованию, и по технологическим приемам, по обучению и подготовке профессиональных кадров [1].

Современные Центры Аддитивных Технологий (ЦАТ), в том числе Центр коллективного пользования «Прототипирование и аддитивные технологии» СибГИУ г.Новокузнецк [4], по сути являются научно-конструкторско-технологическими объединениями между учеными, конструкторами и технологами (наука-проект-производство). Эти центры, исходя из финансовых ограничений, оснащаются комплексным оборудованием и ПО для возможности решения широкого круга задач, в том числе и литейного производства. Учитывая специфику российской промышленности и, в частности машиностроения, где зачастую в рамках одного предприятия сосредоточено производство огромной номенклатуры изделий из различных материалов и по разным технологиям, где существует нехватка проектировщиков и квалифицированных кадров и отсутствует опытное производство, создание региональных ЦАТ и кооперация их с промышленными предприятиями является перспективным и рациональным.

#### Библиографический список

1. Аддитивные технологии в опытном литейном производстве. Технологии литья металлов и пластмасс с использованием синтез-моделей и синтез-форм (научный руководитель Центра Аддитивных Технологий ФГУП «НАМИ», д. т. н. Михаил Зленко; директор ФГУП «Внештехника» Павел Забеднов) [Электронный ресурс] / Электронные данные – Режим доступа: [http://ksystec.ru /download/additiv\\_tech.pdf](http://ksystec.ru/download/additiv_tech.pdf), свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.
2. Любартович С.А. Реакционное формование полиуретанов/ С.А. Любартович, Ю.Л. Морозов, О.Б. Третьяков. – М.: Химия, 1990.– 288 с.
3. Ширяева Л.С. Литье металлов и пластмасс с использованием синтез-мастер-моделей (форм) и аддитивных технологий / Л.С. Ширяева, А.А. Куценко, К. В. Пономарева ; науч. рук.: С. В. Князев, А.А. Усольцев // Россия Молодая - 2017: сборник материалов IX всероссийской научно-практической конференции молодых ученых, 18-21 апреля 2017 г.– Кемерово, 2017.– С. 1-4 (0303005). – Библиогр.: с. 4 (3 назв.). – Режим доступа: <http://library.sibsiu.ru>.
4. ЦКП «Прототипирование и аддитивные технологии» [Электронный ресурс] / Электронные данные. – СибГИУ, [2017]. – Режим доступа: [http://www.sibsiu.ru/ universitet/podrazdeleniya /otdely/?ELEMENT\\_ID=4872](http://www.sibsiu.ru/universitet/podrazdeleniya/otdely/?ELEMENT_ID=4872), свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.

УДК 621.77.014

## АЛЬТЕРНАТИВНОЕ ВОЛОЧЕНИЕ КАК СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ

Полякова М.А., Гулин А.Е.

*Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова,  
г. Магнитогорск, Россия, walter\_chel@mail.ru*

*Аннотация.* Рассмотрено влияние процесса альтернативного волочения на пластические и прочностные свойства стальной среднеуглеродистой проволоки. Проведено сравнение методов волочения путем конечно-элементного моделирования в программном комплексе Deform-3D. Показано, что альтернативное волочение приводит к увеличению пластичности среднеуглеродистой проволоки по сравнению с традиционным волочением.

*Ключевые слова:* проволока, среднеуглеродистая сталь, альтернативное волочение, метод координатной сетки, механические свойства, микроструктура.

## ALTERNATE DRAWING AS THE WAY FOR IMPROVING THE MECHANICAL PROPERTIES OF MEDIUM CARBON STEEL WIRE

Polyakova M., Gulina A.

*Nosov Magnitogorsk State Technical University,  
Magnitogorsk, Russia, walter\_chel@mail.ru*

*Abstract:* The influence of the alternate drawing process on the plastic and strength properties of medium carbon steel wire was examined. A comparison of the drawing methods by finite element



modeling in the Deform-3D software was performed. It is shown that alternate drawing leads to increasing the plasticity of medium carbon steel wire as compared with traditional drawing.

**Keywords:** wire, medium carbon steel, alternate drawing, grid method, mechanical properties, microstructure.

*Введение.* Наибольший объем в выпуске метизов занимает производство проволоки. Стальная проволока может быть использована и как конечный товарный продукт (например, струнная, игольная, полиграфическая и др.), и как исходный материал для производства сетки, электродов, канатов и др. Технологический процесс производства проволоки включает ряд традиционных операций: подготовка поверхности перед волочением, волочение на заданный размер, термическая обработка, окончательная обработка. Основными производственными направлениями развития производства проволоки являются увеличение мощности оборудования с максимальным использованием поточности процесса, снижение расходов основных и вспомогательных материалов, энергоресурсов, повышение прочностных и пластических свойств проволоки, а также расширение выпуска новых видов проволоки с повышенными потребительскими свойствами.

Основной операцией производства проволоки является волочение в монолитных волокнах. Однако несмотря на очевидные преимущества метод волочения в монолитной волоке отличается достаточно жесткой схемой напряженно-деформированного состояния обрабатываемой проволоки, что приводит к потере ее пластичности, особенно при многократном волочении. Достаточно часто высокопрочная проволока бракуется именно из-за преждевременной потери пластичности и расслоения. Одной из главных причин этому является высокий уровень остаточных напряжений в проволоке, образованных в процессе волочения. Особенно часто это проявляется при волочении катанки больших диаметров [1]. С этой точки зрения одним из направлений теоретических и практических исследований является поиск новых подходов к развитию способа волочения в монолитной волоке, позволяющих сохранить запас пластичности в обрабатываемой проволоке.

Сохранить запас пластичности обрабатываемой проволоки позволяют комбинированные и совмещенные процессы, в которых базовой операцией является волочение [2-4]. Преимущества таких технологий заключаются не столько в сокращении количества технологических операций, а, значит, и энерго- и материальных ресурсов, сколько в возможности получения продукции с новым комплексом свойств [5, 6]. Однако создание комбинированных и совмещенных методов в большинстве случаев требует разработки специального инструмента, предусмотрения специальных мер по согласованию скоростей обработки различных участков проволоки для обеспечения непрерывности процесса при использовании различных устройств, что в значительной степени ограничивает использование таких процессов в промышленных технологиях производства проволоки. С этой точки зрения поиск новых приемов традиционного волочения проволоки, которые позволяют сохранить запас пластичности в обрабатываемом полупродукте является актуальной задачей.

В работах [7-10] показано, что альтернативное волочение обеспечивает получение проволоки с высоким уровнем прочностных и пластических свойств. Сущность данного метода заключается в следующем. Проволока протягивается через коническую волоку, после чего меняется направление волочения (рисунок 1). Такой вид обработки обеспечивает уменьшение сдвиговых деформаций вблизи поверхности проволоки, в результате чего сохраняется ее высокая пластичность. Это подтверждено результатами экспериментов с использованием проволоки из сплавов на основе цветных металлов и высокоуглеродистой стали.

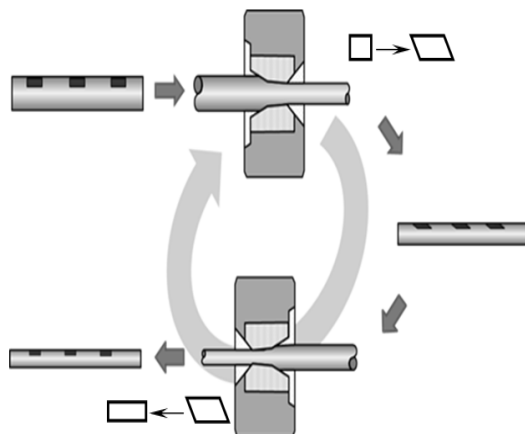


Рисунок 1 - Альтернативный процесс волочения проволоки [10]

**Методика проведения эксперимента.** Целью настоящего исследования является апробация метода альтернативного волочения для проволоки из среднеуглеродистой стали 50 диаметром 4,0 мм, химический состав которой приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав стали 50

Марка стали	Содержание элемента, %									
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	As	Fe
Сталь 50	0,47 - 0,55	0,17 - 0,37	0,5 - 0,8	до 0,25	до 0,04	до 0,035	до 0,25	до 0,25	до 0,08	~97

В таблице 2 представлены экспериментальные технологические параметры деформационной обработки проволоки в ходе альтернативного волочения.

Таблица 2 – Параметры альтернативного волочения проволоки из среднеуглеродистой стали 50

Диаметр волокна $D$ , мм	3,71	3,37	3,05	2,82	2,59	2,3	2,00
Степень обжатия в волокне $\varepsilon$ , %	13,97	17,48	18,08	14,51	15,64	21,14	19,56
Суммарная степень деформации, %	13,97	29,01	41,85	50,29	58,07	66,93	75

Альтернативное волочение осуществляли на однократном лабораторном стане, в качестве смазки использовали мыло на минеральной основе.

#### Результаты эксперимента и их обсуждение.

Для исследования закономерностей влияния процесса альтернативного волочения на течение металла было проведено конечно-элементное моделирование процесса в программном комплексе Deform-3D. На рисунке 2 представлено распределение интенсивности деформации при различных способах волочения среднеуглеродистой проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм.

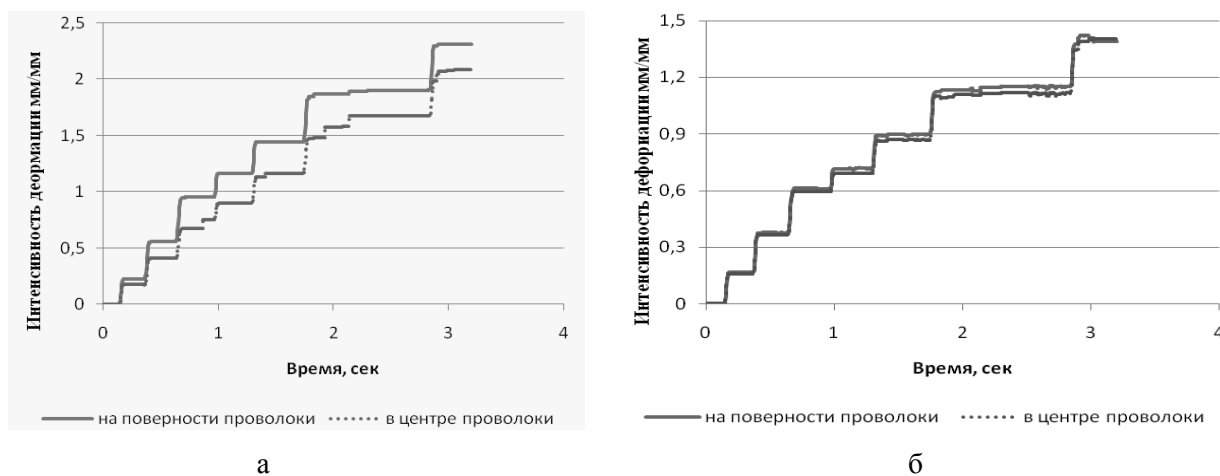


Рисунок 2 – Интенсивность деформации проволоки из стали марки 50 при различных способах волочения: а – традиционное волочение; б - альтернативное волочение

Результаты моделирования показывают, что при альтернативном волочении в результате изменении направления волочения интенсивность деформации распределяется равномерно по всему сечению проволоки. Это является одним из существенных факторов, обеспечивающих сохранение ее запаса пластичности.

С использованием метода координатной сетки получены данные, позволяющие судить о течении металла при традиционном и альтернативном волочении (рисунок 3).

Из полученных данных видно, что при приложении к переднему концу проволоки тянущего усилия (усилия волочения) линии сетки при традиционном волочении вытягиваются в направлении волочения, что приводит к формированию характерной текстуры волочения, т.е. вытягиванию зерен вдоль оси волочения. В таблице 3 приведены геометрические характеристики параметров координатной сетки при моделировании течения металла при различных способах волочения проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм.

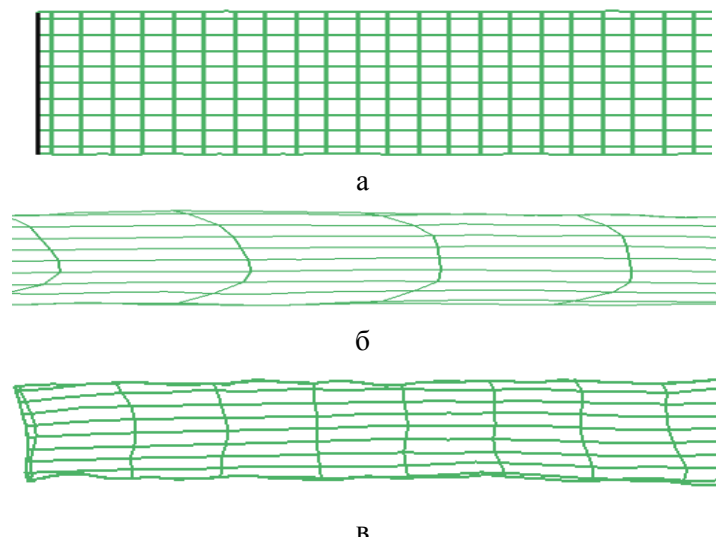


Рисунок 3 – Изменение координатной сетки, нанесенной на продольное сечение проволоки: а - исходная сетка; б – линии сетки после традиционного волочения; в - линии сетки после альтернативного волочения

Таблица 3 – Изменение геометрических параметров координатной сетки при моделировании течения металла при традиционном и альтернативном волочении проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм

Диаметр проволоки, мм		4,0	3,71	3,37	3,05	2,82	2,59	2,3	2,0
Длина ячейки $L$ , мм	традиционное волочение	0,18	0,18	0,3	0,77	0,81	1,16	1,5	1,92
	альтернативное волочение	0,18	0,18	0,36	0,63	0,35	0,45	0,38	0,20
Угол искажения вертикальной линии координатной сетки $\alpha$ , град.	традиционное волочение	0	3,54	6,8	8,5	13,5	19,94	33,6	39,9
	альтернативное волочение	0	6,91	7,11	7,84	5,88	5,30	4,15	2,60

В результате испытания на растяжение проволоки из среднеуглеродистой стали марки 50 после различных способов волочения было установлено, что после альтернативного волочения проволока обладает высокой пластичностью при одинаковом уровне предела прочности на растяжение (рисунок 4).

В таблице 4 приведены результаты механических испытаний проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм после различных способов волочения.

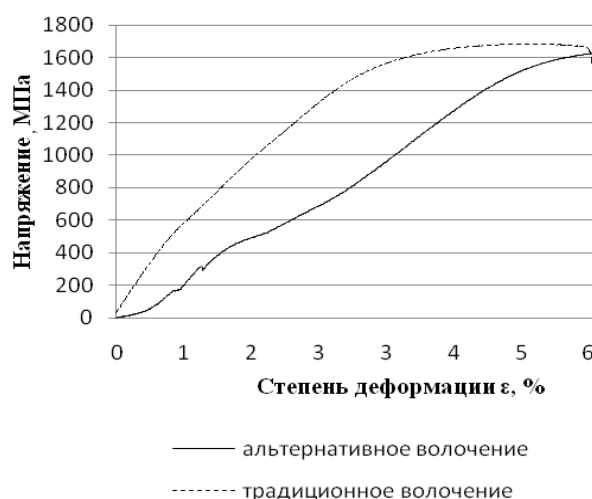


Рисунок 4 – Диаграмма растяжения образцов, полученных обработкой проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм традиционным и альтернативным волочением

Таблица 4 – Механические свойства проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм при испытании на растяжение

Метод деформационной обработки	Временное сопротивление разрыву $\sigma_B$ , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Относительное удлинение после разрыва $\delta$ , %	Относительное сужение после разрыва $\Psi$ , %
Альтернативное волочение	1660	1259	1,77	54,87
Традиционное волочение	1677	1142	1,55	48,86

Результаты механических испытаний проволоки из среднеуглеродистой стали марки 50 диаметром 4,0 мм показали преимущества альтернативного волочения: наблюдается увеличение условного предела текучести на 9,3 %; увеличение относительного удлинения на 12,4 %; увеличение относительного сужения на 10,9 %. Однако значительных изменений микроструктуры проволоки после традиционного и альтернативного волочения не наблюдается (рисунок 5).

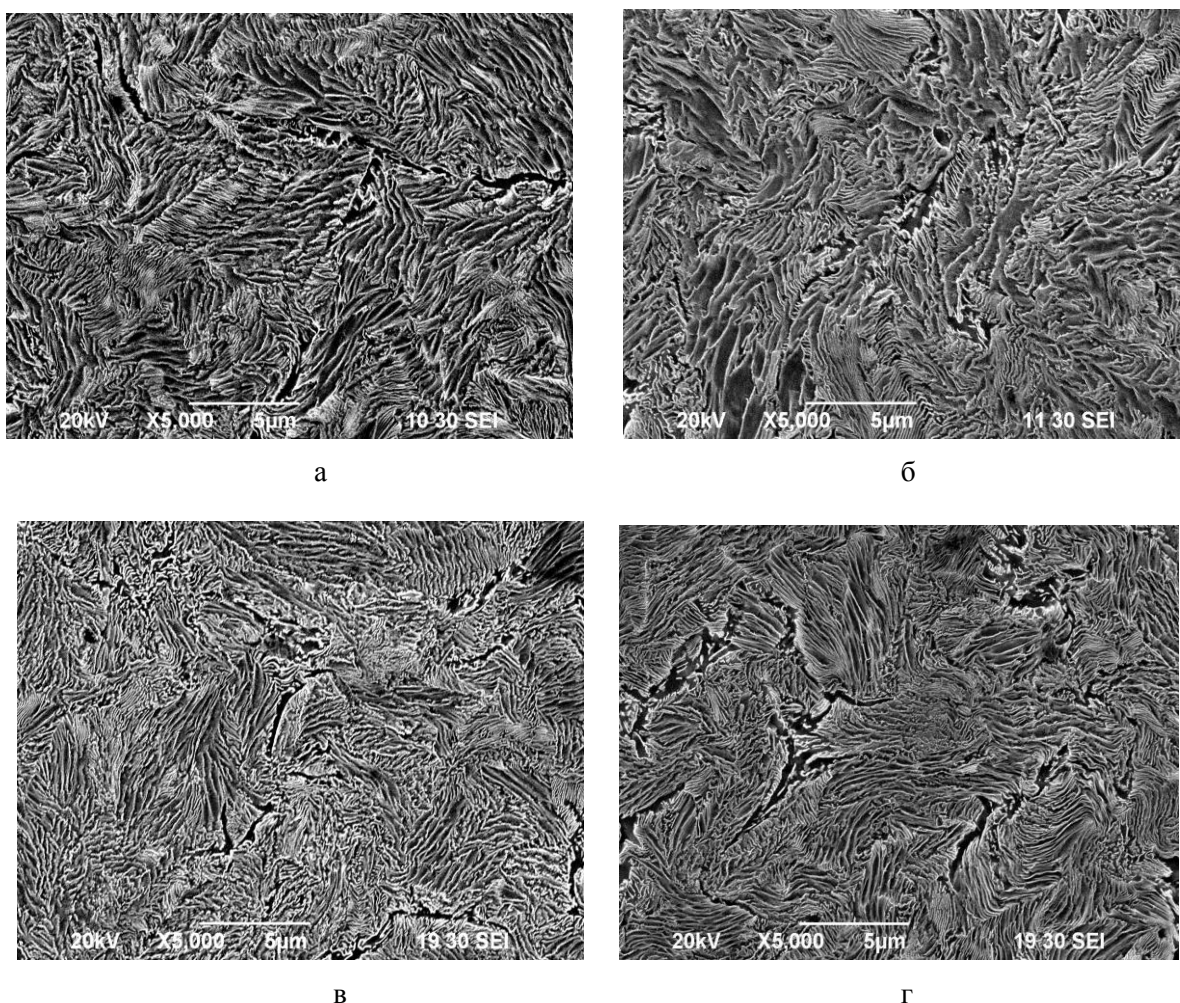


Рисунок 5 – Микроструктура проволоки из стали марки 50 диаметром 4,0 мм после традиционного (а, б) и альтернативного (в, г) волочения: поверхность (а, в), центр (б, г)

*Вывод.* Для сохранения запаса пластичности проволоки при волочении целесообразно применять приемы, позволяющие снижать неравномерность деформации, одним из которых является альтернативное волочение. Поочередное изменение направления волочения проволоки позволяет в значительной степени снизить неравномерность распределения деформаций и напряжений, что позволяет судить о перспективности применения данного приема для проволоки больших диаметров. На примере проволоки из среднеуглеродистой стали марки 50 диаметром 4,0 мм показано, что альтерна-

тивное волочение позволяет повысить пластичность при сохранении прочности по сравнению с традиционным процессом волочения.

#### Библиографический список

1. Белалов, Х. Н. Стальная проволока: монография / Х.Н. Белалов, А.А. Клековкин, Н.А. Клековкина, Г.С. Гун, А.Г. Корчунов, М.А. Полякова. - Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. - 689 с.
2. Сидельников, С. Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Н.Н. Загиров. - М: МАКС Пресс, 2005. - 344 с.
3. Харитонов, В. А. Повышение эффективности волочения на основе применения совмещеннокомбинированных процессов / В.А. Харитонов, Д.Э. Галлямов // Черная металлургия. - 2016. - № 8 (1400). - С. 71-77.
4. Харитонов, В. А. Сравнительный анализ эффективности совмещенных способов обработки металлов давлением при производстве проволоки / В.А. Харитонов, И.В. Таранин // Сталь. - 2015.- №1. - С. 61-64.
5. Корчунов, А.Г. Принципы проектирования непрерывного способа получения стальной проволоки с ультрамелкозернистой структурой/ А.Г. Корчунов, М.В. Чукин, М.А. Полякова, Д.Г. Емалева // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.- 2011. - № 1. - С. 43 – 46.
6. Чукин, М. В. Особенности влияния комбинирования различных видов пластической деформации на измельчение микроструктуры и механические свойства углеродистой проволоки / М.В. Чукин, М.А. Полякова, А.Е. Гулин. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. - Том. 59. - № 8. - С. 552-557.
7. V. Stefanov Hristov, K. Yoshida. Benefits of using diamond dies for cold alternate drawing of magnesium alloys. // Key Engineering Materials. – 2016. - Vol. 716. – Pp. 13 – 21.
8. K. Yoshida. Cold drawing of magnesium alloy wire and fabrication of microscrews // Steel Grips 2 Suppl. Metal Forming. – 2004. – Pp. 199-201.
9. K. Yoshida, K. Doi. Improvement of ductility of aluminum drawn wire by alternate drawing. // – Interwire. - 2013, 2014. - Pp. 77-79.
10. H. Nagashima, K. Yoshida. Ductility improvement of high carbon steel wire by alternate wire drawing // Key Engineering Materials. – 2016. - Vol. 716. – Pp. 22-31.

УДК 621.771.262

## ПРОБЛЕМЫ ОСВОЕНИЯ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВОЙ ПРОДУКЦИИ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ В УСЛОВИЯХ УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА

Уманский А.А.<sup>1</sup>, Головатенко А.В.<sup>2</sup>, Дорофеев В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет,*

*г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

<sup>2</sup> *АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,*

*г. Новокузнецк, Россия*

**Аннотация:** На примере действующего универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» проиллюстрированы технологические трудности производства асимметричных рельсовых профилей с использованием непрерывной группы универсальных клетей. Показаны пути оптимизации режимов прокатки асимметричных рельсовых профилей (на примере острых рельсов) с использованием разработанной методики расчета сопротивления деформации рельсовых сталей и моделирования процессов течения металла с применением современных программных комплексов. Проанализирована существующая нормативная база, регламентирующая параметры качества острых рельсов, и даны рекомендации по ее совершенствованию.

**Ключевые слова:** рельсобалочный стан, железнодорожные рельсы, асимметричные профили проката, универсальные прокатные клетки

# PROBLEMS OF DEVELOPING THE PRODUCTION OF RAIL PRODUCTS OF SPECIAL PURPOSE UNDER THE CONDITIONS OF UNIVERSAL RAIL-BEAM STEEL

Umanskii A.A.<sup>1</sup>, Golovatenko A.V.<sup>2</sup>, Dorofeev V.V.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> «Siberian State Industrial University»,

Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru

<sup>2</sup> «EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant"»

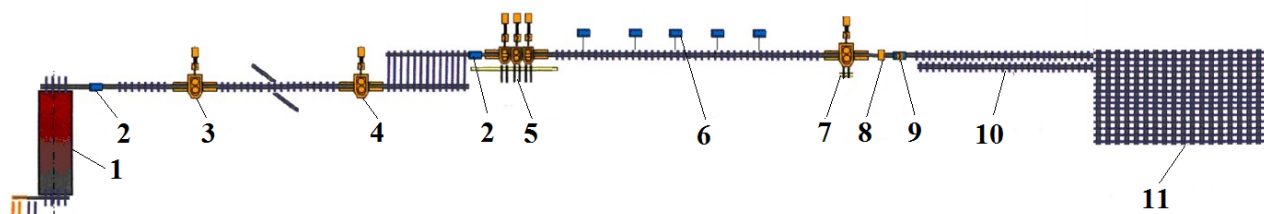
Novokuznetsk, Russian Federation

**Abstract:** On the example of the universal rail and structural steel mill "EVRAZ ZSMK" illustrates the technological difficulties of production of asymmetric rail profiles using continuous group universal stands. The ways of optimization of rolling asymmetric rail profiles (for example switch point rails) using the developed methods of calculation of the deformation resistance of rail steels and modelling of the metal flow with the use of modern software systems. Analyzed the existing regulatory framework governing the quality parameters switch point rails and recommendations for its improvement.

**Keywords:** rail and structural mill, rails, asymmetrical profiles, rolling, universal rolling stand.

Отечественная и зарубежная практика металлургического производства свидетельствует, что начальный период после запуска в эксплуатацию прокатных станов характеризуется наиболее интенсивным освоением новых профилеразмеров прокатываемых профилей [1-4]. Укомплектованность таких станов современным оборудованием открывает широкие возможности для производства прокатных профилей в соответствии с международными требованиями, что, в свою очередь, открывает выход на новые перспективные рынки сбыта готовой продукции.

В 2013 г. запущен в эксплуатацию на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») первый в отечественной металлургии универсальный рельсобалочный стан. Прокатный стан имеет в своем составе две последовательно расположенные двухвалковые реверсивные обжимные клети (BD1 и BD2) и смещенный относительно линии прокатки универсальный тандем-стан, состоящий из двух универсальных и одной вспомогательной двухвалковой клети, а также отдельно расположенной чистовой универсальной клети (рисунок 1).



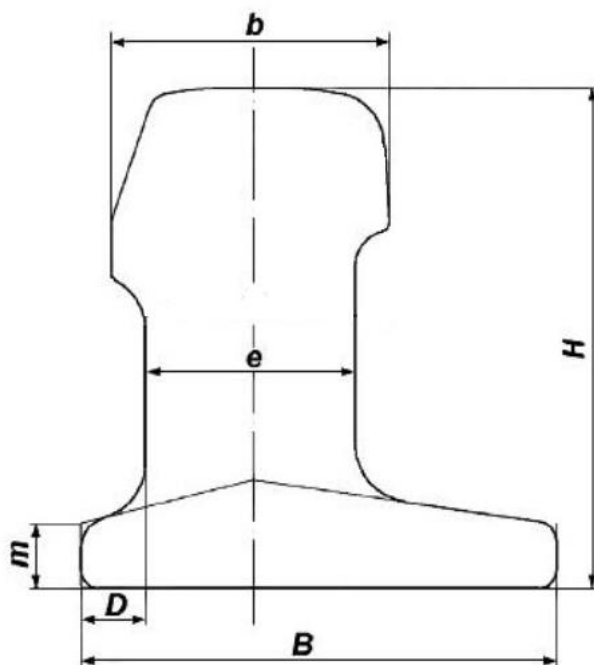
1 – нагревательная печь; 2 – устройство гидросбива окалины; 3, 4 – обжимные клети BD1 и BD2; 5 – тандем-группа клетей; 6 – пилы горячей резки; 7 – чистовая клеть; 8 – лазерный профилемер; 9 – клеймитель; 10 – участок дифференцированной закалки; 11 – участок холодильника

Рисунок 1 – Схема расположения оборудования универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Основным сортаментом универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» являются железнодорожные рельсы широкой колеи (в том числе длинномерные – длиной до 100 м) рельсы типов Р65 и Р50, поставляемые в термоупрочненном и нетермоупрочненном состоянии. Однако к текущему моменту также освоено производство рельсов для путей промышленного железнодорожного транспорта (РП65, РП50), трамвайных желобчатых рельсов (Т62), крановых рельсов (КР80, КР120), рельсовых железнодорожных контррельсовых (РК50, РК65), остряковых рельсов (ОР43, ОР50, ОР65).

Следует отметить, что наибольшие трудности возникают при освоении производства профилей, имеющих ярко выраженную асимметричную форму, в том числе остряковых рельсов (рисунок 2). Сложность разработки калибровок прокатных валков для производства таких профилей усугубляется наличием в составе универсального рельсобалочного стана непрерывной группы прокатных клетей. Также необходимо констатировать, что обозначившаяся в последние годы тенденция к увеличению скорости движения железнодорожных поездов [5-7] обуславливает соответствующее повышение

требований к качеству железнодорожных переводов, являющихся наиболее быстроизнашивающимся элементом верхнего строения рельсового пути. В частности к рельсовым переводам для высокоскоростного движения (скорость выше 200 км/час) предъявляются более высокие требования к геометрическим параметрам (неровность на поверхности катания рельсов). Поскольку исходной заготовкой для производства остяков стрелочных переводов являются остяковые рельсы, то улучшение качества последних является актуальной задачей. Данный тезис подтверждается имеющимися данными о том, что основными причинами брака при изготовлении остяковых переводов являются неудовлетворительная геометрия и разброс величин остаточных напряжений в исходных заготовках – остяковых рельсах [8].



$H$  – высота рельса;  $b$  – ширина головки;  $e$  – толщина шейки;  $B$  – ширина подошвы;  
 $D$  – ширина короткого плеча подошвы;  $m$  – высота пера подошвы

Рисунок 2 – Профиль поперечного сечения остяковых рельсов

В соответствии с контрактной калибровкой поставщика оборудования рельсобалочного стана (компании «SMS Meer») схема прокатки остяковых рельсов типа ОР65 включала в себя следующие основные этапы:

- семь проходов в ящичных калибрах клетки BD1 с получением прямоугольного подката;
- семь проходов в клетке BD2, в том числе первый проход – в калибре «лежащая трапеция», второй и третий проходы – в калибре «стоячая трапеция», четвертый и пятый проход – в разрезном рельсовом калибре закрытого типа, шестой и седьмой проход – в подготовительном рельсовом калибре открытого типа;
- прокатку в клетях тандем-стана за три прохода, в том числе – первый проход в универсальной клетке UR и вспомогательной (эджерной) клетке E, второй проход – в клетке UR; третий проход – последовательно во всех трех клетях тандем-стана (UR, E, UF).

Практический опыт производства рельсов остяковых по вышеописанной схеме позволил выявить ряд ее значительных недостатков:

- при прокатке в клетке BD2 имело место скручивание раскатов на выходе из калибров;
- в закрытом ручье разрезного рельсового калибра происходило интенсивное налипание металла по периметру стенок;
- невозможность восстановления рельсового разрезного калибра закрытого типа по ширине при регламентированном съеме металла при переточке валков.

Для устранения вышеприведенных недостатков разработан новый способ прокатки (рисунок 3) рельсов остяковых с интенсифицированным режимом обжатий в клетке BD1, уменьшенным количеством проходов в клетке BD2 и применением разрезного рельсового наклонного калибра с разъемами по диагонали взамен разрезного рельсового калибра закрытого типа.

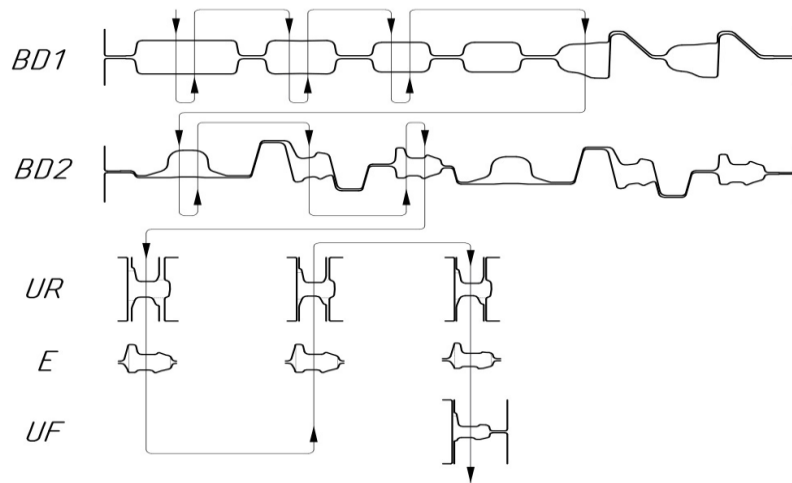


Рисунок 3 – Усовершенствованная схема прокатки остряковых рельсов типа ОР65 на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Возможность интенсификации режима деформации предварительно обоснована расчетами усилия прокатки, проведенными с использованием ранее разработанной авторами методики расчета сопротивления деформации рельсовых сталей [9, 10]. Согласно указанной методике сопротивление деформации определяется из выражения:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot t} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} \cdot (1 + \varepsilon)^{m_4 \cdot t} \cdot e^{m_5 \cdot \varepsilon} \cdot u^{m_6 \cdot t}, \quad (1)$$

где  $A, m_1-m_6$  – коэффициенты уравнения, зависящие от химического состава стали;

$e$  – число Эйлера;

$t$  – температура прокатки, °С;

$\varepsilon$  – логарифмическая степень деформации;

$u$  – скорость деформации, с<sup>-1</sup>.

$$A = 4365,4 + 69118 \cdot [S], \quad (2)$$

$$m_1 = -0,0033 - 0,0043 \cdot [V], \quad (3)$$

$$m_2 = 0,2607 - 5,7663 \cdot [P], \quad (4)$$

$$m_3 = -0,0025 + 0,00308 \cdot [C] + 0,00025 \cdot [Mn], \quad (5)$$

$$m_4 = -0,0015 + 0,0475 \cdot [P], \quad (6)$$

$$m_5 = -0,407 + 0,655 \cdot [Mn], \quad (7)$$

$$m_6 = 0,0002 - 0,0012 \cdot [V], \quad (8)$$

где:  $[S], [V], [P], [C], [Mn]$  – содержание в стали серы, ванадия, фосфора, углерода и марганца соответственно.

Расчеты проводили для стали марки Э76ХСФ по ГОСТ Р 55820-2013. При проведении расчетов использовали фактический химический состав данной марки стали на плавках текущего производства (таблица 1), температуру прокатки по проходам выбирали исходя из температуры нагрева заготовок под прокатку 1170 °С и падения температуры на 5 °С за проход.

Таблица 1 – Химический состав стали Э76ХСФ для производства рельсов ОР65

	Содержание элемента, %						
	C	Mn	Si	V	Cr	P	S
Фактический средний состав	0,76	0,90	0,60	0,07	0,60	0,015	0,015
Требования ГОСТ Р 55820-2013	0,69-0,80	0,70-1,00	0,3-0,7	0,03-0,15	0,35-0,80	не более 0,020	не более 0,020



По полученным расчетным данным, подтвержденным фактическим опытом работы рельсобалочного стана, при использовании нового режима прокатки остряковых рельсов усилие прокатки не превышает 80 % от допустимого усилия прокатки (рисунок 4).

В результате внедрения нового режима прокатки рельсов ОР65 за счет снижения количества проходов в клети BD2 достигнуто уменьшение цикла прокатки на 22,5 с, что обусловило повышение производительности стана при производстве данного вида продукции на 39,8 т/час. Экономический эффект от повышения производительности стана составил 29,7 млн. руб./год.

Применение наклонного расположения рельсового калибра в новой схеме прокатки позволило добиться следующих преимуществ по сравнению с контрактной калибровкой:

- обеспечить возможность переточки валков без изменения ширины калибров;
- повысить интенсивность обжатия;
- устранить опасность «окова» валков раскатом вследствие диагонального расположения закрытых и открытых фланцев;
- облегчить задачу раската в валки за счет большого выпуска калибра;
- отказаться от схемы прокатки с различным диаметром нижнего и верхнего валков.

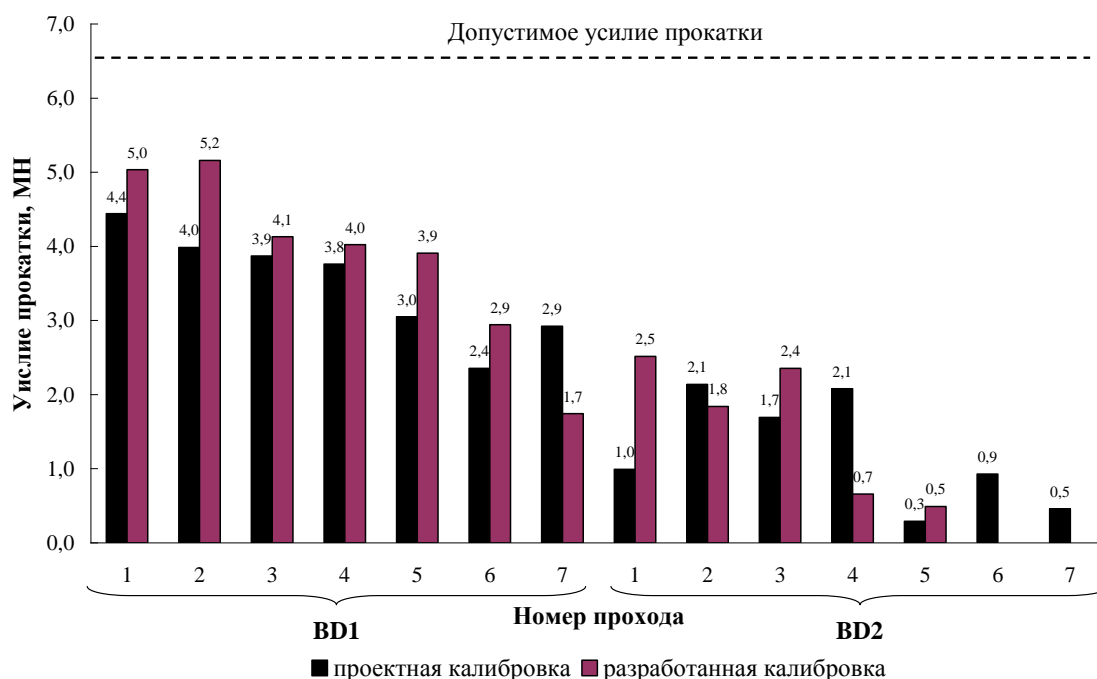


Рисунок 4 – Расчетные усилия прокатки при деформации в обжимных клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

По фактическим данным облегчение условий задачи раската в валки при использовании нового режима прокатки позволило снизить отбраковку готовых рельсов ОР65 по дефекту «плена» на 0,5 %.

Анализируя процессы течения металла и формирования чистового профиля рельсов при использовании разработанной схемы прокатки следует отметить, что контроль ширины фланцев подошвы и головки профиля раската после первого и третьего четырехвалкового калибров производится во вспомогательных открытых двухвалковых калибрах эджерной клети. Окончательное же оформление профиля острякового рельса осуществляется в трехвалковом чистовом универсальном калибре. Ручьи данного калибра, формирующие головку рельса, конструируются по тем же правилам, что и для двухвалковых чистовых калибров с разъемом валков посередине поверхности катания головки профиля, а подошва – формируется в трехвалковом участке калибра, где размер ширины подошвы выполняется за счет свободного уширения металла в разьемах валков (рисунок 5 а). Соответственно уширение короткого и длинного плеча подошвы профиля ( $\Delta B_{\phi}$ ) складывается из естественного уширения ( $\Delta B_e$ ), вследствие основного обжатия этих элементов в калибре, и вынужденного уширения, которое появляется в результате дополнительного обжатия местных наплывов металла у вершин короткого и длинного плеча подошвы ( $\Delta B_b$ ), получающихся при деформации этих элементов во вспомогательных калибрах горизонтальной эджерной клети:

$$\Delta B_{\phi} = \Delta B_e + \Delta B_b \quad (9)$$

$$\Delta B_e = \frac{2,54 \cdot \Delta t \cdot (\varepsilon_{\phi} - \varepsilon_{ш})}{\varepsilon_{\phi}} \quad (10)$$

$$\Delta B_b = \frac{k \cdot \Delta H \cdot t'}{\lambda \cdot t} \quad (11)$$

где:  $\Delta t = t' - t$  – среднее обжатие фланца по толщине;

$\varepsilon_{\phi}$  и  $\varepsilon_{ш}$  – относительное обжатие фланцев и шейки соответственно;

$$\varepsilon_{\phi} = \Delta t; \quad \varepsilon_{ш} = d' - d$$

$\Delta H_{\phi} = H'_{\phi} - H_{\phi}$  – обжатие фланцев по высоте во вспомогательной клетке;

$\lambda$  – коэффициент вытяжки в универсальном калибре;

$k$  – коэффициент, учитывающий долю металла, идущего на уширение фланца (принимается 0,5 для черновых клетей и 0,7 – для чистовых клетей).

Формирование подошвы острякового рельса в трехвалковом участке калибра позволяет ликвидировать присущий прокатке в двухвалковом калибре (рисунок 5, б) момент, вызываемый защемлением металла в закрытом верхнем фланце калибра, формирующем длинное плечо подошвы рельса ( $M_3$ ), совпадающий с направлением скручивающего момента ( $M_c$ ), вызываемого различием скоростей по периметру чистового калибра рельса острякового (рисунок 5 а) и уменьшить скрученность при выходе из валков.

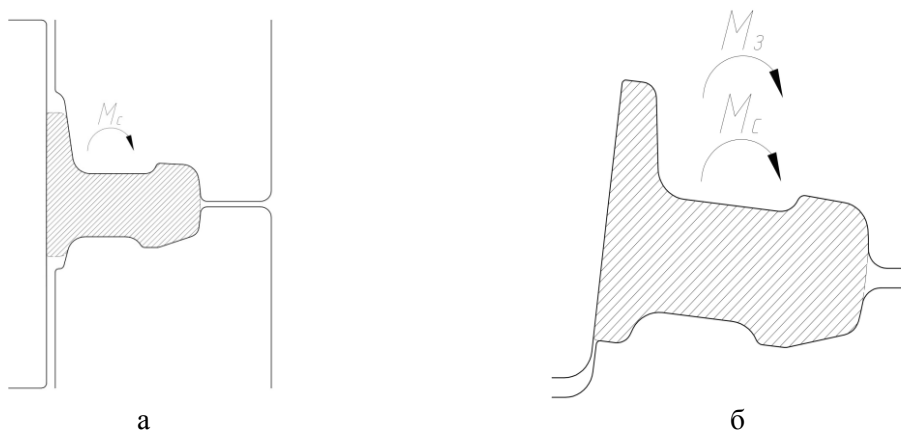


Рисунок 5 – Общий вид универсального трехвалкового (а) и чистового двухвалкового (б) калибров для прокатки рельсов остряковых

Вместе с тем следует отметить ограничения, присущие разработанному режиму прокатки остряковых рельсов в условиях универсального рельсобалочного стана. Как показано выше окончательное формирование профиля рельсов в чистовом универсальном калибре вертикальным роликом и боковыми поверхностями ручьев горизонтальных валков предусматривает оформление ширины подошвы профиля за счет свободного уширения металла при деформации этого элемента (рисунок 5 а). В результате выполнение размера ширины подошвы профиля в чистовом калибре осуществляется не инструментом, а свободным уширением металла, которое зависит от многих технологических параметров и не может быть предварительно спрогнозировано с высокой степенью точности. В связи с этим закономерно возникают затруднения при выполнении требований нормативной документации по точности выполнения размеров элементов профиля. Имеющиеся производственные данные отечественных и зарубежных металлургических предприятий позволяют говорить о достижимой точности размеров элементов прокатных профилей, получаемых горячей прокаткой при наличии в схеме прокатки свободного уширения металла, величиной  $\pm 1,0$  мм. Величина указанного параметра также подтверждается результатами моделирования процессов течения металла в пограммном комплексе «DEFORM-3D». При этом согласно действующего отечественного ГОСТ Р 55820–2013 предельные допуски на ширину короткого плеча подошвы для классов точности изготовления профиля «высший сорт» (X) и «первый сорт» (Y) установлены в пределах  $\pm 0,3$  мм и  $\pm 0,5$  мм соответственно. В соответствии с вышеизложенным, выполнение данного требования представляется невозможным, что требует внесения корректив в действующую нормативно-техническую документацию на производство

Библиографический список

1. Shilov V.A., Shvarts D.L., Skosar' E.O. Aspects of the rolling of long rails on a universal rail-beam mill // Metallurgist. 2016. Vol. 60. Iss. 3. pp. 260-266.
2. Stalinskii D.V., Rudyuk A.S. Production and Quality of Rails // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 5. pp. 73-77.
3. Svejkovsky U. Newest technologies for economical sections production // AISE Steel Technology. 2002. № 2. pp. 33-39.
4. Frank E. Former. Steel Dynamics Commissions Its New Structural and Rail Division // AISE Steel Technology. 2002. №№ 11-12. pp. 27-35.
5. Samoilovich Yu. A. Possibility of producing railway rails with increased strength and minimum buckling // Metallurgist. 2012. Vol. 55. No.11. pp. 903-911.
6. Sinel'nikov V.A., Filippov G.A. Technological Aspects of Improving the Quality and Service Properties of Railroad Rails // Metallurgist. 2001. Vol. 45. No. 9. pp. 403-407.
7. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Dorofeev V.V. Analysis of the main trends in the development of rail production in Russia and abroad / A.V. Golovatenko, A.A. Umansky, V.V. Dorofeev // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012002.
8. Коган А.Г., Шур Е.А. Перспективы повышения качества остряковых рельсов // Сборник трудов юбилейной рельсовой комиссии ОАО «КМК». 2002. С. 42-48.
9. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Kadykov V.N. Improvement of rolling modes of long length rails on the universal rail and structural steel mill "EVRAZ ZSMK" // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 150 (2016). 012028.
10. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N., Dumova L.V. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 150 (2016). 012029.

УДК 621.3

**АВТОМАТИЗАЦИЯ УСТАНОВКИ МЕЖКЛЕТЬЕВОГО ОХЛАЖДЕНИЯ  
ЛИСТОВОГО ПРОКАТА В ЛПЦ-1 АО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ»**

**Ковальчук Т.В., Макаров Я.В., Лицин К.В.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Новотроицк, Россия, tyattq@gmail.com*

***Аннотация:** В статье предложена автоматизация установки межклетьевого охлаждения листового проката листопрокатного цеха АО «Уральская сталь». Проанализированы технические параметры установки. Разработана функциональная схема работы сталкивателя установки межклетьевого охлаждения. Предложен алгоритм работы сталкивателя с использованием индуктивных датчиков.*

***Ключевые слова:** автоматизация, установка межклетьевого охлаждения, сталкиватель, индуктивные датчики.*

**AUTOMATION OF INSTALLATION OF INTER-SHEET COOLING OF SHEET  
METAL IN LPTS-1 OF JSC "URAL STEEL"**

**Kovalchuk T.V., Makarov Y.V., Litsin K.V.**

*National Research Technological University "MISiS",  
Novotroitsk, Russia, tyattq@gmail.com*

***Annotation:** The article proposes automation of installation of inter-sheet cooling of sheet rolling of sheet rolling shop of JSC "Ural Steel". The technical parameters of the installation are analyzed. A functional scheme of the interlocking interlocking device is developed. An algorithm for working with inductive sensors is proposed.*

***Key words:** automation, intercooling cooling installation, collider, inductive sensors.*

Прокатка относится к числу основных способов обработки металлов давлением. С ее помощью получают изделия разнообразной формы и размеров и формируют его определенные структуры и свойства.

Прокатное производство завершает металлургический цикл и соединяет в себе все предшествующие стадии металлургического передела. Экономика всего предприятия во многом зависит от результатов деятельности прокатных цехов.

Развитие прокатного производства связано в основном с повышением производительности действующих прокатных станов. В совершенствовании работы листопрокатных цехов заложены резервы роста эффективности производства продукции, повышения ее качества, снижения брака [1].

В настоящее время на АО «Уральская сталь» в ЛПЦ-1 работа сталквателя установки межклетьевого охлаждения листа осуществляется с помощью оператора. Поэтому актуальной задачей является автоматизация работы установки. Решение поставленной задачи позволит увеличить производительность цеха и уменьшить количество брака прокатной продукции.

Целью данной работы является автоматизация установки межклетьевого охлаждения (УМО) листа. Для достижения поставленной цели необходимо:

- 1) Разработать функциональную схему работы сталквателя УМО;
- 2) Разработать алгоритм работы сталквателя УМО.

Установка межклетьевого охлаждения листов (УМО) предназначена для ускоренного охлаждения подкатов во время междеформационной паузы до требуемой температуры начала чистой прокатки в клети «КВАРТО» стана «2800» АО «Уральская Сталь».

УМО устанавливается в производственном здании и предназначена для работы в следующих условиях:

- температура воздуха – от -35 до +60°C;
- относительная влажность воздуха – от 60 до 80 %.

Оборудование УМО предназначено для работы при следующих параметрах охлаждаемых подкатов, представленных в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры охлаждаемых прокатов для УМО

толщина, мм	от 50 до 90
ширина, мм	от 1500 до 2750
длина, мм	от 3000 до 8000
максимальная масса подката, т	6,7
температура подката на входе, °С	от 950 до 1050
температура подката на выходе, °С	от 700 до 840

Основное оборудование имеет следующие характеристики, представленные в таблице 2

Таблица 2 – Основные характеристики УМО

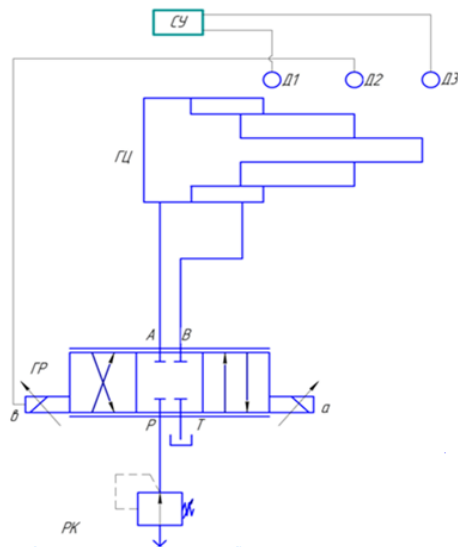
горизонтальное усилие толкателей, т	4
минимальный ход, мм	3700
максимальный ход, мм	4400
количество толкателей, шт	2
количество валов с дисками на стеллаже охлаждения, шт	7
диаметр диска, мм	700
шаг расположения валов с дисками, мм	500

К элементам основного оборудования УМО относятся:

- сталкватель левый;
- сталкватель правый;
- стеллаж охлаждения;
- автоматизированная система управления.

Сталкватели предназначены для перемещения подката с рольганга на стеллаж охлаждения и обратно при достижении требуемой температуры начала чистой прокатки [1].

На рисунке 1 изображена схема сталквателя установки межклетьевого охлаждения листа с учётом ее работы в автоматическом режиме.



Д1, Д2, Д3 – индуктивные датчики, РК – редукционный клапан, СУ – система управления, ГЦ – гидроцилиндр телескопический, ГР – гидравлический распределитель.

Рисунок 1 – Функциональная схема стелкивателя

Гидросистема питается от насосной вспомогательной гидравлики клетки «Кварто» цеха ЛПЦ-1. Рабочая жидкость, пройдя редукционный клапан, подается к 4/3 гидрораспределителю. Давление рабочей жидкости в системе регулируется редукционным клапаном, который понижает давление до 9 МПа. При нейтральном положении секций распределителя рабочая жидкость проходит через него, не совершая полезной работы. При включении электромагнита «а» распределителя рабочая жидкость по магистрали РА поступает в телескопический гидроцилиндр, который выдвигается, смещая толкатель. Отработанное масло из штоковой полости гидроцилиндра по каналу ВТ идет на слив в бак. При включении электромагнита «b» гидрораспределителя рабочая жидкость из магистрали нагнетания по каналу РВ поступает в телескопический гидроцилиндр. Слив осуществляется по каналу АТ в магистраль слива [2;3].

Алгоритм работы стелкивателя представлен на рисунке 2.

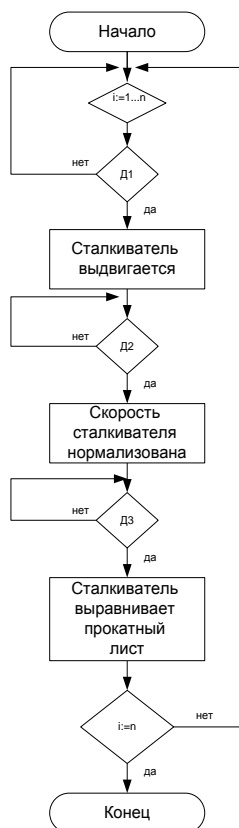


Рисунок 2 – Алгоритм работы стелкивателя

Так как мы не знаем точное количество использований сталкивателя, в начальном условии задаем цикл с многократным числом повторений  $i=1 \dots n$ . Далее проверяется работа 1-го датчика. Если датчик сработал, то сталкиватель выдвигается, если нет – возвращаемся в начальное условие. Затем проверяется работа 2-го датчика. Датчик сработал – скорость сталкивателя нормализована, не сработал – возвращаемся назад. После проверяется работа 3-го датчика. В конце проверяется условие  $i=n$ . Если количество использований сталкивателя достигло значения  $n$ , то работа установки завершается, если нет, то цикл повторяется.

В данной статье рассмотрена установка межклетьевого охлаждения для ЛПЦ-1 АО «Уральская сталь». Представлены ее технические и технологические характеристики. Реализована функциональная схема работы УМО, основная идея которой заключается в том, что выдвигание и скорость сталкивателя будут определяться с помощью контроллера, получающего сигналы с индуктивных датчиков. Разработан алгоритм работы сталкивателя УМО, составляющий основу перехода в автоматический режим работы.

#### Библиографический список

- 1 ТИ 13657842-СК.П-06 – Технология листопрокатного производства. Технологическая инструкция. – Новотроицк: АО «Уральская Сталь», 2006.
- 2 Точилкин, В.В. Основы гидравлики и гидропривода технологических машин: Учебное пособие./ В.В. Точилкин, А.М. Филатов. – Магнитогорск: МГТУ, 2002.
- 3 ГОСТ 6540–68. Гидроцилиндры и пневмоцилиндры. Основные ряды. – М.: Издательство стандартов, 1991.

УДК 669.74

### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАЛИВКИ НА СТРУКТУРУ ОТЛИВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Аринова С.К.<sup>1</sup>, Исагулов А.З.<sup>1</sup>, Квон Св.С.<sup>1</sup>, Куликов В.Ю.<sup>1</sup>,  
Щербакова Е.П.<sup>1</sup>, Достаева А.М.<sup>1</sup>

*Карагандинский государственный технический университет,  
Караганда, Казахстан, sanya\_kazah@mail.ru*

*Аннотация:* Приводятся результаты исследования влияния температуры заливки на структуру отливок, полученных по технологии литья по газифицируемым моделям из жаропрочных сплавов. Выявлено, что увеличение температуры заливки приводит к увеличению пористости и увеличению размера балла первичного зерна, соответственно что приводит к ухудшению прочности отливок. Напротив, снижение температуры заливки приводит к снижению жидкотекучести сплава.

*Ключевые слова:* жаропрочные стали, пористость, микроструктура, отливки, литье, жидкотекучесть.

### EFFECT OF TEMPERATURE CASTING ON THE STRUCTURE FROM HEAT-RESISTANT ALLOYS

Arinova S.K.<sup>1</sup>, Isagulov A.Z.<sup>1</sup>, Kvon. Sv.S.<sup>1</sup>, Kulikov V. Yu.<sup>1</sup>,  
Shcherbakova E.P.<sup>1</sup>, Dostaeva A.M.<sup>1</sup>.

<sup>1</sup>*Karaganda State Technical University,  
Karaganda, Kazakhstan, sanya\_kazah@mail.ru*

*Abstract:* The results of a research effect of the casting temperature on the structure of castings obtained by casting technology on gasifying models of heat-resistant alloys are presented. It was found that an increase in the casting temperature leads to an increase in porosity and an increase in the size of the primary grain score, respectively, which leads to a deterioration in the strength of the castings. On the contrary, a decrease in the casting temperature leads to a decrease in the fluidity of the alloy.

*Key words:* heat-resistant steels, porosity, microstructure, casting, moulding, castability.

Температура заливки оказывает большое влияние на формирование структуры отливки: пористость, величину усадочной раковины, размер первичного зерна, ликвацию и пр. Кроме того, темпе-

ратура заливки влияет на газонасыщение, что также влияет на мелкую пористость и дополнительное формирование неметаллических включений. С другой стороны, температура заливки определяет жидкотекучесть сплава, что особенно важно при фасонном литье и получении тонкостенных отливках. Опасны, как излишне завышенная температура заливки, так и пониженная температура. В первом случае излишний перегрев сплава в процессе заливки приводит к увеличению времени затвердевания сплава, что провоцирует повышенную как зональную, так и дендритную ликвацию в отливке. Во втором случае снижение температуры заливки приводит к увеличению вязкости, что абсолютно недопустимо при фасонном литье. Кроме того высокая вязкость расплава препятствует всплыванию неметаллических включений, что приводит к ухудшению индекса загрязненности [1].

Особенность заливки жаропрочных сплавов связана с температурным интервалом ликвидуса, который обычно является более широким, чем для обычных сталей. Кроме того, если при кристаллизации сталей желательнее получить мелкозернистую структуру для достижения хороших прочностных свойств, то при кристаллизации жаропрочных сплавов получение мелкого зерна не является целью, т.к. мелкозернистая структура наоборот способствует развитию ползучести [2].

В общем случае температуры заливки выбирают на 100 -140° выше, чем температура ликвидуса. Для жаропрочных сплавов, как и вообще для многокомпонентных сплавов, приходится говорить не о температуре, а о температурном интервале, который может быть достаточно широким. Рассчитать температуру ликвидуса даже с учетом современных программ типа ThermoCalc можно только в первом приближении.

Как известно, температура заливки зависит от химического состава. В первом приближении для сталей и сплавов на основе железа ее можно определить по уравнению (1) [3]:

$$t_{\text{заливки}} = 1539 - 79C - 12Si - 5Mn - 1,5Cr - 4Ni - 2Mo - 2V - 30P - 25S \quad (1)$$

Для углеродистых и низколегированных сталей расчеты по этому уравнению показывают хорошую сходимость с экспериментальными данными.

В данной работе исследовалось влияние температуры заливки жаропрочного сплава на основе системы Cr-Ni на структуру и свойства отливки, полученной по технологии ЛГМ. В качестве сплава использовался опытный сплав, разработанный в Центре жаропрочных материалов при КарГТУ. Состав сплава указан в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав сплава

Элемент, %	C	Cr	Co	Ni	Fe	Mo	Nb	Ti	Al	B
	0,065	18,9	18,5	35,94	ост	0,95	2,6	4, 1	3	0,9

При изготовлении деталей использовался способ ЛГМ, в качестве исходного материала для моделей использовался промышленный пенополистирол марки ПСБ-25.

Предварительный расчет по программе ThermoCalc и уравнению (1) показал, что температурный интервал ликвидуса сплава лежит в пределах 1560-1610°С. Сплавы с высоким содержанием хрома обладают более низкой жидкотекучестью, чем аустенитные жаропрочные стали. Повышение содержания углерода способствуют образованию карбидной фазы, которая улучшает жидкотекучесть, но в данном случае содержание углерода составляет всего 0,065%, поэтому говорить о значительном карбидном влиянии на вязкость расплава в данном случае некорректно. Наличие в составе сплава титана также приводит к ухудшению жидкотекучести сплава и возможному образованию окисных пленок на поверхности расплава, поэтому заливка сплава в формы должна проводиться достаточно быстро.

Принимая во внимание указанные факторы, температуру заливки определили в интервале 1700-1750°С. После полного затвердевания отливки изготавливали металлографические шлифы, на которых изучалась структура сплавов по следующим показателям: балл зерна, индекс неметаллических включений, наличие ликвации. Балл зерна и индекс неметаллических включений определяли согласно ГОСТ 5639-82 и ГОСТ 1778-70 с помощью программы ThixometPro. Анализ проводился в 10 полях зрения, в таблицах 2 и 3 указаны усредненные значения.

На рисунке 1 показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчетная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению  $y=0,0118x^2 - 0,0393x + 0,0893$  с коэффициентом достоверности  $R^2 = 0,9756$ .

Таблица 2 - Результаты металлографических исследований

Температура заливки, °С	Номер образца	Количество зерен внутри окружности $N_1$	Количество зерен пересеченных окружностью $N_2$	Общее количество зерен на площади 0,05 мм <sup>2</sup> $N_{100}$	Средняя площадь зерна $A$ , мм <sup>2</sup>	Средний диаметр $D$ , мм	Балл зерна по ГОСТ 5639-82
1700	1	121	37	302	0,0047	0,06	5
1720	2	125	33	298	0,0051	0,063	5
1740	3	123	32	285	0,0063	0,072	4-5
1760	4	111	26	276	0,0103	0,122	3

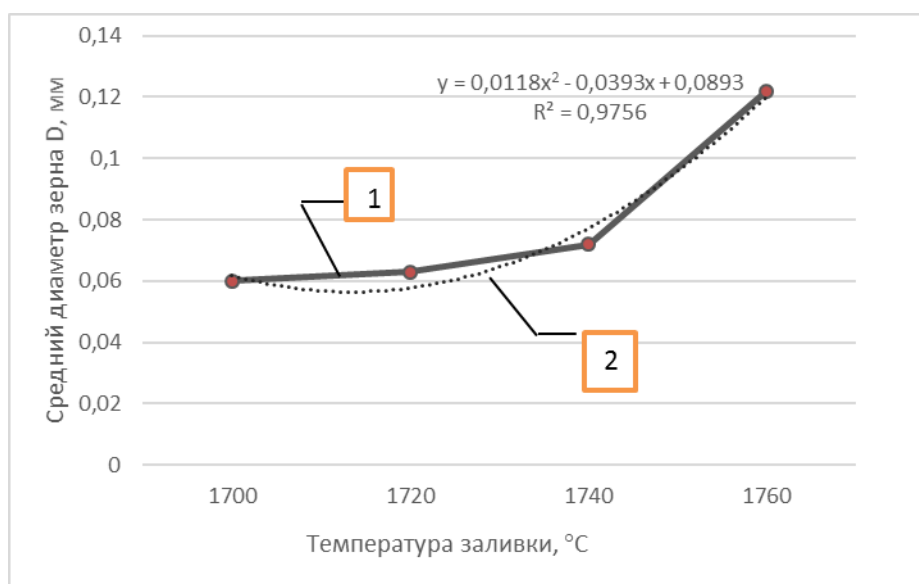


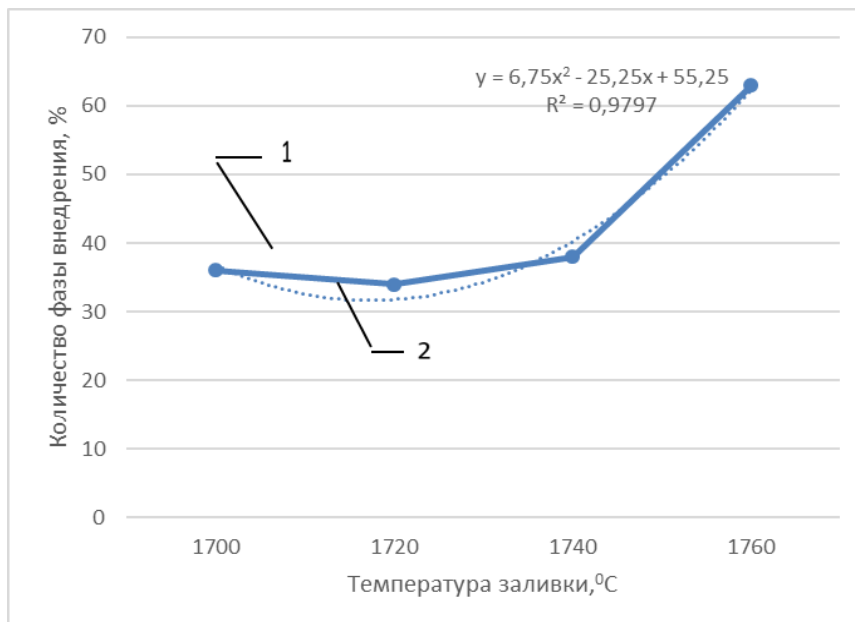
Рисунок 1 – Зависимость диаметра зерна от температуры заливки:  
1 - экспериментальная кривая; 2 - расчетная кривая;

Как видно из данных таблицы 2 увеличение температуры заливки способствует увеличению зерна, что совпадает с данными работы [2]. Для жаропрочных сталей наиболее благоприятным баллом действительного зерна является 4-5, именно при такой величине зерна явление ползучести проявляется менее выражено. Однако перегрев сплава до 1760 °С приводит к укрупнению зерна до 3 баллов. Увеличение балла зерна помимо положительного влияния на величину ползучести за счет сокращения протяженности границ приводит также и к увеличению размеров упрочняющих фаз и неметаллических включений, связанного с длительным временным интервалом затвердевания (таблица 3). Однако увеличение размеров упрочняющих фаз является нежелательным, т.к. крупные фазы внедрения независимо от их природы являются концентраторами напряжений и снижают прочностные свойства, как при комнатной, так и при повышенной температуре [4]. Кроме того, учитывая, что жаропрочные сплавы склонны к наследственной зернистости и поэтому даже после термообработки могут обладать зерном повышенной крупности.

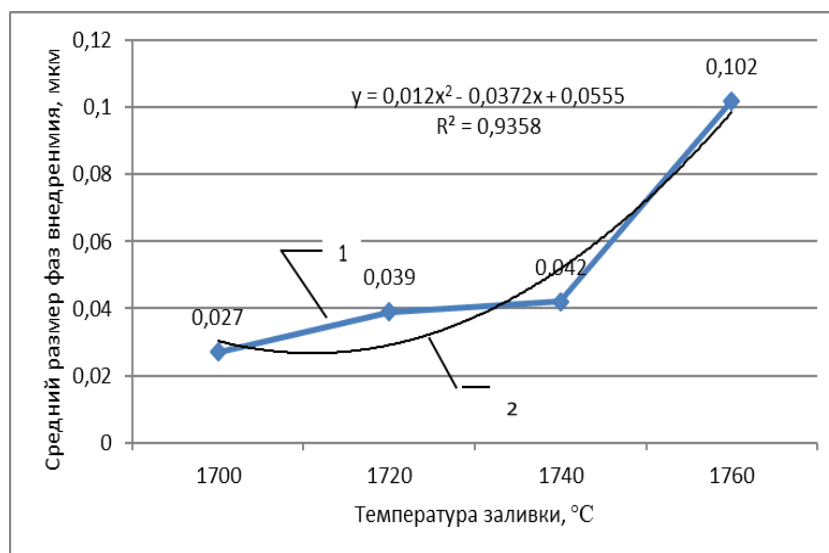
Таблица 3 – Размеры упрочняющих фаз

Температура заливки, °С	Количество фазы внедрения, %	Средний размер фаз внедрения, мкм	Индекс включений $I_{\text{общ}} \cdot 10^{-3}$	Пористость, %
1700	36	0,027	1,33	5,2
1720	34	0,039	1,37	4,7
1740	38	0,042	1,41	5,1
1760	63	0,102	2,37	6,8





а



б

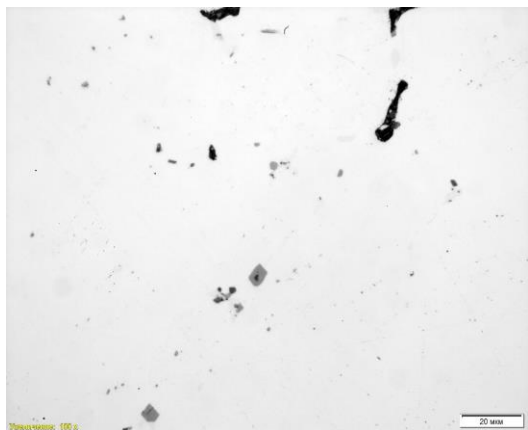
а- количество фаз внедрения; б- на средний размер фаз внедрения  
(1 – экспериментальная кривая; 2- расчетная кривая)

Рисунок 2 –Влияние температуры заливки на:

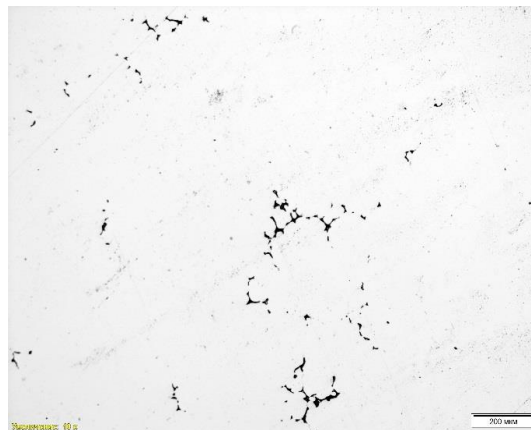
На рисунке 3 приведены микроструктуры образцов, полученные из отливок, изготовленных при разной температуре заливки. Также можно наблюдать наличие пористости разного происхождения. Образование пористости обусловлено многими факторами: химическим составом, материалом модели и антипригарного покрытия, температурой заливки и др.

Пониженная температура заливки приводит к увеличению времени заполнения формы, что в свою очередь приводит к большему растворению газов; повышенная температура заливки способствует образованию ситовидной пористости. Надо отметить, что пористость отливки является скрытым дефектом, который трудно обнаруживается при микроскопических исследованиях даже при больших увеличениях.

В данной работе пористость отливок изучали методом ртутной порометрии, которая позволяет регистрировать поры радиусом до 0,2 мкм. Для исследований использовался прибор системы PASCAL 140/440. На рисунке 5 приведены данные о зависимости общей пористости от температуры заливки.



а



б



в



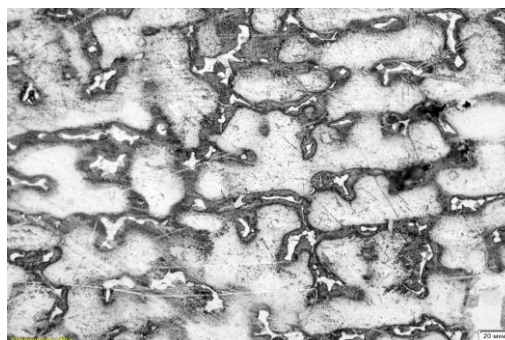
г

Рисунок 3 – Микроструктура (нетравленая) сплавов, полученных при разной температуре заливке: а- 1700<sup>0</sup>С; б- 1720<sup>0</sup>С; в- 1740<sup>0</sup>С; г- 1760<sup>0</sup>С

Природа упрочняющих фаз представлена упрочняющими фазами типа  $Ti_3Al$ , карбо-боридной фазой типа  $(Fe,Cr)_{23}BC_6$ ,  $(Nb,Mo)_2B$ . Структура - аустенитоподобная матрица с включениями фаз внедрения. По виду структура напоминает ледебуритную эвтектику (рис. 3а), однако очевидно, что роль аустенита в данном случае выполняет аустенитоподобный раствор замещения, а роль цементита – фазы внедрения различной природы (интерметаллиды и комплексные фазы).



а



б

Рисунок 4 – Микроструктура сплава: а – x200; б – x1500

На рисунке 4 показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению  $y=0,55x^2 - 2,23x + 6,9$  с коэффициентом достоверности  $R^2 = 0,9969$ .

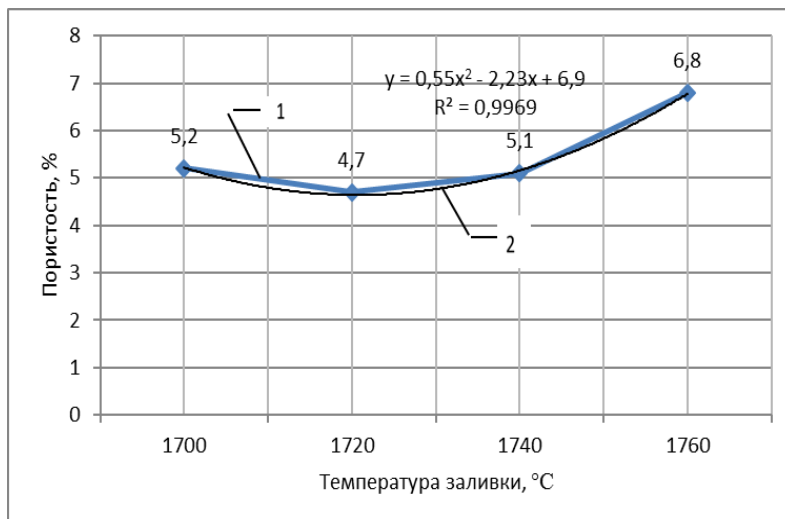


Рисунок 5 –Зависимость пористости от температуры заливки

Как видно из данных, температура заливки оказывает влияние на величину пористости отливки. Наиболее плотное тело отливки формируется при температуре заливки 1720 – 1740<sup>0</sup>С. Именно в этом же интервале температуре наиболее благоприятный характер распределения пор по размерам: наибольший объем пор приходится на поры радиусом от 1 до 100 нм, практически отсутствуют поры радиусом больше 10 000 нм (рис. 6). Наличие мелкой ситовидной пористости более благоприятно сказывается на прочностных свойствах, чем крупная пористость при одинаковом объеме пор.

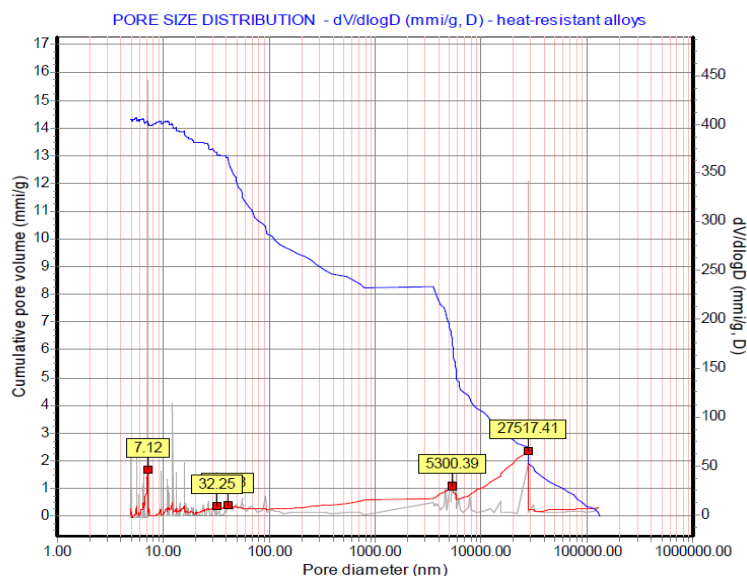


Рисунок 6 – Порограмма сплава при температуре заливки 1720<sup>0</sup>С.

Таким образом технология литья по выплавляемым моделям позволяет обеспечивает изготовление жаропрочных сплавов с высокой плотностью и однородностью структуры по всему объему слитка.

На основании комплексного анализа влияния температуры заливки на структуру отливки из жаропрочного сплава можно рекомендовать температуру заливки в интервале 1710-1740 <sup>0</sup>С. Увеличение температуры заливки приводит к увеличению балла первичного зерна, размера выпадающих фаз и пористости. В дальнейшем следует ожидать неблагоприятного влияния этих факторов на прочностные свойства отливки. Снижение температуры заливки ниже 1710 <sup>0</sup>С незначительно влияет на саму структуру отливки, но при этом снижается жидкотекучесть сплава, что приведет к плохой заполняемости формы, особенно при изготовлении фасонных отливок.

#### Библиографический список

1. Грузин В.Г. Температурный режим литья сталей. М, Металлургия, 1988, 245с
2. Элингер З., Вебер К. Производство отливок из специальных сталей. М., Наука, 2006, 226с.
3. Чивишкин Р.Е. Изготовление отливок из нержавеющей сталей. М., Металлургия, 1998, 289с.
4. Гуляев А.П. Чистая сталь М., Металлургия, 1985, 312с.

# СЕКЦИЯ 3: ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ, ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

УДК 669.294

## ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АГЛОМЕРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ТАНТАЛА (АГП) С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Кайназарова А.Э., Кокаева Г.А., Ревуцкий А.В.

*АО «Ульбинский Металлургический Завод»,  
Восточно-Казахстанский государственный технический  
университет им. Д. Серикбаева,  
г. Усть-Каменогорск, Казахстан, RevutskiyAV@mail.ru*

**Аннотация:** Данная статья затрагивает проблемы танталового конденсаторного производства, в частности заключающиеся в недостаточной миниатюризации готовых изделий, а также невысоких показателей физических и электрических характеристик исходного материала, который используется для изготовления конденсаторов. Уделяется внимание технологии изготовления конденсаторных порошков тантала. Приведен анализ данных полученных в ходе экспериментальных работ по оптимизации технологии производства конденсаторного порошка.

**Ключевые слова:** Конденсаторный порошок, тантал, гидрид тантала, модификация, дегидрирование, агломерация, химическая обработка, удельный заряд, насыпная плотность

## OPTIMIZATION OF TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF AGHLOMERATED POWDERS OF TANTAL (AGP) WITH IMPROVED CHARACTERISTICS

Kaynazarova A.E., Kokaeva G.A., Revutskiy A.V.

*JSC "Ulba Metallurgical Plant", East Kazakhstan State Technical University. D. Serikbayev,  
Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, RevutskiyAV@mail.ru*

**Abstract:** This article touches upon the problems of tantalum capacitor production, in particular, the lack of miniaturization of finished products, as well as the low physical and electrical characteristics of the raw material used to manufacture capacitors. Attention is paid to the technology of manufacturing condenser powders of tantalum. The analysis of the data obtained in the course of experimental work on optimization of the production technology of a capacitor powder is given.

**Keywords:** Capacitor powder, tantalum, tantalum hydride, modification, dehydration, agglomeration, chemical treatment, specific charge, bulk density

Развитие современной техники, в частности производство конденсаторов, невозможно без создания новых материалов, свойства которых обеспечивают улучшение параметров изделий. Анализ существующих тенденций в разработке таких материалов для анодов электролитических конденсаторов показывает, что наиболее актуальными направлениями являются повышение чистоты, увеличение удельной поверхности и легирование с целью модификации свойств анодного оксида. Первое направление должно обеспечить дальнейшее увеличение рабочего напряжения конденсаторов и уменьшение токов утечки, второе направление должно привести к увеличению удельных зарядов конденсаторов, третье направление должно позволить целенаправленно изменять их характеристики.



Рисунок 1 – Прямая зависимость размеров готового изделия от исходного материала

К сожалению, несмотря на достаточно большой научный задел по всем вышеупомянутым направлениям, номенклатура отечественных конденсаторных порошков по ряду параметров существенно отстает от номенклатуры зарубежных фирм. Наиболее существенным, на наш взгляд, является отставание в величине удельных зарядов конденсаторов, т.к. помимо миниатюризации изделий (рисунок 1), что само по себе имеет большое значение, увеличение удельных зарядов позволяет уменьшить расход дефицитного тантала и увеличить производство конденсаторов.

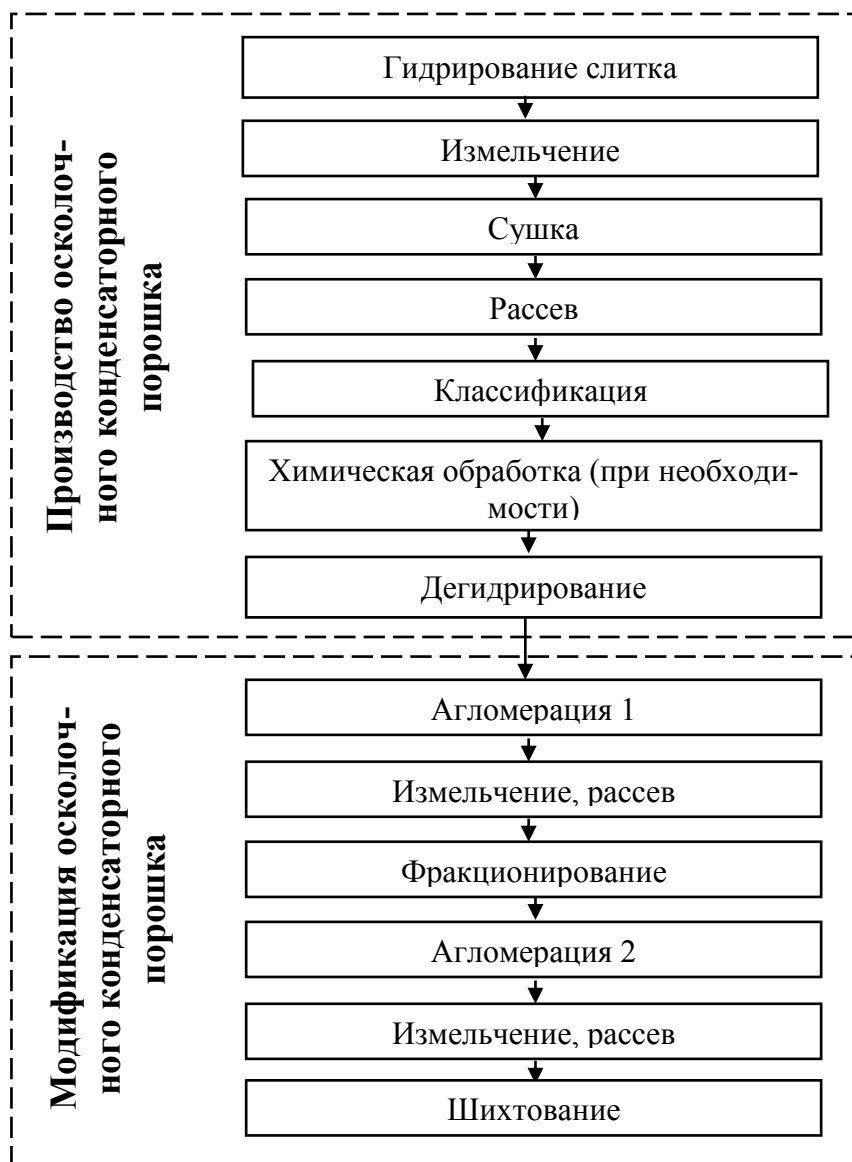


Рисунок 2 – Технологическая схема производства конденсаторного порошка

Решением задачи увеличения удельного заряда порошков с осколочной формой частиц является применение агломерированных порошков. Такие порошки могут быть получены в результате термообработки исходного порошка (дегидриды), обладающего гранулометрией, характеризующейся большой величиной удельной поверхности, с последующим размолом образовавшегося спека до оптимальной крупности. Наличие гранул обеспечивает хорошую текучесть агломерированных порошков, а благодаря сочетанию крупных и мелких пор аноды из этих порошков, при повышенной емкости, характеризуются хорошими частотными характеристиками.

В АО «УМЗ» проведены промышленные эксперименты по установлению влияния предварительных технологических операций химической обработки, отсева и уплотнения на электрические характеристики готового АГП (опыт 1).

Производство исходных первичных конденсаторных порошков (ПКП) с заданными гранулометрическим составом и удельной поверхностью проводилось по существующим технологическим параметрам на действующем оборудовании участка получения конденсаторных порошков по стандартной технологической схеме (Рисунок 2). Подготовленные гидриды направлялись на операцию центробежного классифицирования, минуя этап дегидрирования

Шихта №1 не подвергалась химической обработке. Компоненты шихты №2 были обработаны в растворе, содержащем (масс.) 5 % HCl, 1,1 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, 0,3 % HF, при соотношении Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа, шихта №3 была сформирована до химической обработки и шихта №4 после химической обработки составляющих шихты. Шихта №5 была подготовлена позже, после завершения экспериментов над первыми четырьмя шихтам, связано это с получением дополнительных требований к текучести готового продукта, со стороны потребителей (таблица 1).

По содержанию контролируемых примесей и физическим характеристикам шихты ПКП, пригодны для производства АГП. Для достижения заданных свойств ПКП в состав шихт гидрированных порошков допускалось вводить гидрированный материал смежных классов. При этом смешиваемые ПКП отличались по удельной поверхности не более чем на 300 см<sup>2</sup>/г.

С целью предотвращения взаимодействия дегидрированного порошка с атмосферным воздухом при выгрузке дегидрирование ПКП проводилось в танталовых контейнерах с крышкой следующим образом. На противень печи дегидрирования устанавливались танталовые контейнеры (от 1 до 3 штук) с установленными танталовыми садками (от 1 до 3 штук на контейнер). Садки наполнялись порошком гидрида тантала массой от 3 до 3,5 кг. Заполненные садки устанавливались в контейнер одна на другую, контейнер закрывался крышкой. Противень с контейнерами загружался в печь и проводилось дегидрирование.

Таблица 1 - Экспериментальные данные

№ образца	Химическая обработка	Рассев, размер сетки, мкм	Подготовка к спеканию	Спекание, °С/мин
Шихта №1	Без химической обработки	Нет	Нет	1500/60
Шихта №2	5 % HCl, 1,1 % H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	Нет	Нет	1500/60
Шихта №3	5 % HCl, 1,1 % H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. После приготовления шихты.	250	Нет	1500/60
Шихта №4	5 % HCl, 1,1 % H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	250	Нет	1500/60
Шихта №5	5 % HCl, 1,1 % H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	250	Утряска	1500/60

После окончания процесса дегидрирования в печь напускался очищенный аргон со скоростью не более 1,2 м<sup>3</sup>/ч до выравнивания давления в печи с атмосферным (0,0 кгс/см<sup>2</sup> по шкале мановакуумметра). Пассивация не проводилась. Реторта вскрывалась и из нее выгружались контейнеры с дегидрированным порошком. Крышки с контейнеров не снимались.

Закрытые контейнеры с дегидрированным порошком без задержки перемещались в помещение агломерации и загружались в заранее подготовленную печь агломерации. Далее, печь агломерации незамедлительно откачивалась и проводился агломерационный отжиг.

Таким образом с момента выгрузки материала из печи дегидрирования и до загрузки в печь агломерации материал постоянно находится в инертной среде, что исключает его взаимодействия с кислородом воздуха.

В целях придания АГП требуемых физических характеристик спеченный материал, прошедший операцию последовательного измельчения на валковых дробилках, направлялся на фракционирование. Операция фракционирования проводилась на вибросите или вручную.

Подрешетная фракция порошка АГП после первой стадии высоковакуумного спекания направлялась на вторую стадию высоковакуумного спекания.

После завершения просева и измельчения порошки после всех стадий высоковакуумного спекания объединялись и усреднялись методом шихтования.

По окончании эксперимента был проведен анализ полученных результатов (таблица 2).

Таблица 2 - Результаты эксперимента.

№ образца	Спекание, °С/мин	Характеристики готовой продукции				
		Заряд, мкКл/г	Ток утечки, нА/мкКл	Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup>	Размер частиц по Фишеру, мкм	Прочность не спеченного анода, Н
Шихта №1	1500/60	4420	0,24	3,54	8	34,3
Шихта №2	1500/60	4620	0,2	3,5	7,6	33,3
Шихта №3	1500/60	4460	0,22	3,45	7,3	34,3
Шихта №4	1500/60	4740	0,19	3,47	7,3	34,3
Шихта №5	1500/60	4430	0,2	3,59	8,9	31,4

По результатам опыта №1 можно сделать выводы:

- снижение удельного заряда, увеличение величины зерна по Фишеру связаны с повышенной загрузкой гидридов тантала на химическую обработку и, как следствие, с растравлением материала или его сильным уплотнением во время операции фильтрации;

- АГП, полученный из гидрида, не подвергнутого химической обработке, имеет значительно более высокое содержание железа, чем АГП, полученного из гидрида, подвергнутого химической обработке, а также отличается повышенными токами утечки и более низким удельным зарядом.

- увеличение удельного заряда связано с просеиванием гидрида через сито 250 мкм после высушивания («распушением»).

В целях проверки влияния уплотнения исходного гидрида в танталовых садках на операции дегидрирования-агломерации на величину удельного заряда проведен опыт №2. В качестве исходного материала использовалась шихта гидрида №5. Шихта была сформирована после химической обработки. Уплотнение гидрида осуществлялось путем утряски. Остальные параметры были аналогичными опыту №1.

Порошок АГП, полученный при свободной засыпке гидрида в садки, имеет меньшую насыпную плотность и средний размер зерна по Фишеру, а также большую прочность неспеченных анодов по сравнению с АГП, полученным уплотнением. Также отмечено, что АГП, полученный при свободной насыпке гидрида на агломерации, имеет повышенное значение удельного заряда при спекании анодов. Разница в величинах удельного заряда составила от 160 до 210 мкКл/г.

По результатам опыта №2 можно сделать вывод:

- порошок АГП, полученный при свободной засыпке гидрида в садки (рисунок 3), имеет меньшую насыпную плотность и средний размер зерна по Фишеру, а также большую прочность неспеченных анодов по сравнению с АГП, полученном при уплотнении гидрида;



Рисунок 3 – Агломерированный порошок тантала

- АГП, полученный при свободной насыпке гидрида в садки, имеет повышенное значение удельного заряда.

Таким образом, в ходе проведенных исследований было установлено:

1) Проведение предварительной химической обработки в растворе кислот, перед шихтовани-

ем исходных порошков с последующим рассеиванием материала после просушивания благоприятно влияет на увеличение удельного заряда готового АГП.

2) Использование для дегидрирования ПКП танталовых контейнеров с крышкой позволяет получать АГП с оптимизированным электрическими, физическими и химическими характеристиками.

#### Библиографический список

1. Григорович В.К., Шефтель Е.Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов, М.:Металлургия, 1981 – 340 с
2. Гегузин Я.Е. Физика спекания, М.: Наука, 1982г.
3. Розенберг Л.А., Штельмах С.В. Состояние кислорода в танталовых порошках. Металлы №4 – С.163.
4. Галактионова Н.А. Водород в металлах, М.: Металлургия, 1967г.
5. Березко В.В., Сергеев Б.М. Авторское свидетельство на изобретение №136 123 (132406) от 22 августа 1978г.
6. Диомидовский Д. А. Контроль и автоматизация процессов в цветной металлургии в 2-х частях. Часть 2. Автоматизация металлургических процессов. М.:Металлургия, 1967.- 403 с

УДК 621. 762

### АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ

Алексеева Т.И.<sup>1</sup>, Галевский Г.В.<sup>1</sup>, Руднева В.В.<sup>1</sup>, Черепанов А.Н.<sup>2</sup>,  
Стафецкий Л.<sup>3</sup>, Галевский С.Г.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск, Россия, ANCHER@itam.nsc.ru*

<sup>3</sup>*«Neomat Co», г. Саласпилс, Латвия, neomat@neomat.lv*

<sup>4</sup>*Санкт-Петербургский Горный университет,  
г. Санкт-Петербург, Россия, feanor1985@mail.ru*

**Аннотация:** Проведены анализ и систематизация сведений о способах производства карбида циркония. Показано, что базовым способом является карботермический синтез, реализуемый в различных вариантах (печной синтез из традиционных и высокодисперсных шихт, плавление-кристаллизация, плазменный нагрев, в электротермическом кипящем слое). Рассмотрены СВС-процесс, механосинтез, плазмосинтез, способ осаждения из паро-газовой фазы.

**Ключевые слова:** Карбид циркония, производство, карботермический синтез, плазмосинтез, механосинтез, анализ, систематизация, перспективы, рынок.

### ANALYSIS OF THE PRESENT STATE OF PRODUCTION CARBIDE OF ZIRCONIUM

Alekseeva T.I.<sup>1</sup>, Galievsky G.V.<sup>1</sup>, Rudneva V.V.<sup>1</sup>, A.N. Cherepanov<sup>2</sup>,  
L. Stafetskis<sup>3</sup>, Galievsky S.G.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*ITAM SB RAS,  
Novosibirsk, Russia, ANCHER@itam.nsc.ru*

<sup>3</sup>*«Neomat Co», Salaspils, Latvia, neoma@neomat.lv*

<sup>4</sup>*Saint Petersburg State Mining Institute,  
St. Petersburg, Russia, feanor1985@mail.ru*

**Abstract:** The analysis and systematization of information on the methods of production of zirconium carbide are analyzed. It is shown that the basic method is carbothermal synthesis, which is realized in various variants (furnace synthesis from traditional and highly disperse charges, melting-crystallization, plasma



*heating, in electrothermal fluidized bed). SHS-process, mechano-synthesis, plasmosynthesis, a method of deposition from the vapor-gas phase are considered.*

**Key words:** *Zirconium carbide, production, carbothermic synthesis, plasmosynthesis, mechano-synthesis, analysis, systematization, prospects, market.*

### **Технологические решения в производстве карбида циркония**

Целью данной работы является анализ сведений о способах производства карбида циркония. Для анализа было отобрано более 20 научных статей и монографий, опубликованных в период с 1968 по настоящее время, осуществлен патентный поиск.

Проведенный анализ научно-технической литературы свидетельствует о том, что базовым способом получения карбида циркония является печной карботермический синтез, реализуемый в следующих технологических вариантах [1-3]:

- 1) из диоксида и сажи при температуре 2173 К, в вакууме в течении 1,5 часа (промышленный уровень);
- 2) из высокодисперсной шихты ( $ZrO_2+C$ ), полученной золь-гель способом при температуре 1373 К в вакууме (давлении 0,5 кПа) (лабораторный уровень);
- 3) из диоксида циркония и углеродсодержащего вещества при нагревании компактированной шихты на водоохлаждаемой медной подложке плазменной струей аргона до температуры 2770 К;
- 4) из цирконового песка ( $ZrO_2+SiO_2$ ) и угля или углеродистых отходов при расплавлении в дуговой электропечи и последующей кристаллизации (промышленный уровень);
- 5) из диоксида циркония и углеродсодержащего вещества (нефтяной кокс, малозольный угольный карбонизат рексила) в электротермическом кипящем слое при температуре 1673-2073 К.

В первом варианте карбидизированные шихтовые гранулы подвергаются размолу и классификации с получением карбидных порошков размерного диапазона 3 – 63 мкм. Второй вариант обеспечивает получение карбида циркония в виде микропорошка с размером частиц 2-3 мкм, третий - в виде нанопорошка крупностью менее 100 нм.

Применение плазменного нагрева для реализации этого способа промышленного распространения не получило. Плавление в дуговой электропечи с последующей кристаллизацией расплава в настоящее время является единственным способом получения карбида циркония при использовании его в составе материалов для абразивной обработки, напыления и наплавки, защитных покрытий. Промышленные перспективы применения для получения карбида циркония реактора с электротермическим кипящим слоем, характеризующимся наличием высокорекционной среды – микроплазма, образующаяся при электрических разрядах между псевдосжижаемыми углеродсодержащими частицами, не ясны. Первый вариант карботермического синтеза карбида циркония, насчитывающий фактически 60-летнюю технологическую историю, составляет основу современной промышленной технологии получения его микропорошков [1]. При этом восстановительный синтез требует достаточно высоких температур и технологического вакуума, а также механического диспергирования продуктов карбидизации, приводящего для сверхтвердых карбидов к их существенному загрязнению за счет намола мелющих тел и поверхностного окисления. Указание особенности способа создают значительные технологические трудности и, по-видимому, тормозят более широкое применение карбида циркония в современном материаловедении.

Способ получения карбида циркония самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС – процесс), включающий смешение порошка циркония крупностью до 50 мкм и углеродистого вещества крупностью до 1 мкм, загрузку подготовленной шихты в реактор, синтез в газовой атмосфере, охлаждение, механическое диспергирование и классификацию порошков карбида циркония, не нашел широкого применения и востребован весьма ограниченно для получения главным образом препаративных объемов в исследовательских целях [2]. В то же время этот способ может оказаться весьма востребованным для СВС-компактирования конструктивных элементов специального назначения, содержащих в своем составе карбид циркония.

Механосинтез карбида циркония, реализуемый обычно в высокоэнергетических мельницах с использованием шихты цирконий-углерод, ориентированный преимущественно на получение препаративных количеств нанопорошка карбида размерного диапазона 5-200 нм для исследования особенностей его физико-химических свойств в наносостоянии и обоснованного поиска новых областей применения, в течение последних 20 лет не претерпел существенных технологических и аппаратурных изменений и модернизаций и по своим показателям по-прежнему может быть отнесен к лабораторным [4].

Плазмосинтез карбида циркония – первая в его технологической истории попытка создания непрерывного процесса. Технологические основы плазмосинтеза, заложенные на рубеже 70-80 годов прошлого столетия, предполагают совместную переработку  $ZrCl_4$  и пропан-бутановой технической

смеси в плазменном потоке аргона и водорода, закалку продуктов плазмообработкой и их улавливание, вне реакторная термическая обработка в инертной среде [5]. Сам способ, оборудование и аппаратно-технологическая схема для его реализации были освоены сначала для производства заказных партий в условиях СКТБ неорганических материалов АН Латвии, а затем позднее и в настоящее время для малотоннажного производства в условиях фирмы «НЕОМАТ Со» (Латвия). Достигнутые показатели позволяют рассматривать плазмосинтез как наиболее перспективный из известных способов получения карбида циркония в наносоостоянии.

Способ получения карбида циркония осаждением из парогазовой фазы  $ZrCl_4 + CH_4 + H_2$  при температуре порядка 1573К ориентирован главным образом на формирование карбидных пленочных покрытий на изделиях-подложках и самостоятельного значения в валовом производстве карбида циркония не имеет [2, 3].

### Отечественный и мировой рынок карбида циркония и его сегментация

На рисунке 1 представлена информация о производителях карбида циркония, реализуемых ими технологических вариантах его получения и основных областях применения. Представленная ведущими зарубежными производителями нанопорошков металлов и их соединений научно-техническая информация содержит следующие технологические сведения о плазменных процессах получения карбида циркония.

Среди наиболее перспективных направлений ведущие места занимают способы получения нанопорошка карбида циркония в плазменном потоке аргона и водорода (плазмосинтез), и осаждение из парогазовой фазы. В настоящее время действующими лидерами среди производителей карбидов на мировом рынке являются научно-производственные фирмы – «Nanostructured & Amorphous Materials, Inc.» (США), «Hefei Kaier Nanotechnology & Development Ltd. Co» (Китай), «НЕОМАТ Со» (Латвия), «PlasmaChem GmbH» (Германия), которые производят 97%-ный ZrC размерностью 10 – 60 нм партиями от 5 – 100г до нескольких килограммов. На сегодняшний день данными производителями установлен диапазон цен от 400 до 2000 долл. США/кг [6].



Рисунок 1 – Информация о производителях карбида циркония, реализуемых ими технологических вариантах его получения и основных областях применения

Рынок ближнего зарубежья представлен несколькими предприятиями и лабораториями Украины: ТОВ «ООО НПП Разработка и Внедрение новых материалов» (Киев), ООО «Укринтеллектсервис» (Киев), ЧП «Прогресс» (Донецк), которые производят порошок ZrC, соответствующий ТУ 6-09-03-03-408-754. Настоящие ТУ распространяются на карбид циркония квалификации "чистый", применяемый в составе жаропрочных сплавов и в составе катодов с высокой работой выхода электронов.

Отечественный рынок в большинстве своем представлен небольшими предприятиями и лабораториями, получающими карбид циркония карботермическим способом, плазмосинтезом, механосинтезом, СВС, осаждением из парогазовой фазы [7].

Компания ИПК ЮМЭКС (г. Уфа) реализует высокоогнеупорный ZrC в виде порошка серого цвета по договорной цене. Уральский завод промышленной химии (УЗПХ) производит и поставляет карбид циркония классификации «Ч». АО «УЗПХ» - это современное химическое предприятие полного цикла, продукция которого востребована не только на рынках России и стран Таможенного союза, а также в высокотехнологичных странах дальнего зарубежья: Японии, Австралии, Канады, США. Реализация продукции на внутренний рынок осуществляется через официальный Торговый дом – ООО «РИВЬЕРА», г. Москва. ООО «Альтерхим» (г. Дзержинска) производит и поставляет карбид циркония квалификации "Ч", соответствующий ТУ 6-09-03-408-75, партиями от 1 кг по оптовым и розничным ценам. ООО «Редметурал» (г. Екатеринбург) занимается поставкой качественной продукции из редкоземельных металлов на всей территории Российской Федерации и стран СНГ. Основная продукция металлы (молибден Мо, ниобий Nb, тантал Та и магния), карбиды (TaC, NbC, VC, TiC, ZrC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, Mo<sub>2</sub>C) и др. Карбид циркония поставляется в виде фракционированных порошков 3-5, 40-60, 40-100 мкм по договорной цене.

#### Библиографический список

1. Косолапова Т.Я. Карбиды / Т.Я. Косолапова. – М.: Металлургия, 1968. – 300 с.
2. Тугоплавкие металлы IV-VI групп и их соединения. Структура, свойства, методы получения: учеб. пособие / В.С. Панов. – М.: МИСиС, 2006.–63 с
3. Самсонов Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г.В. Самсонов, А.П. Эпик. – 2-е изд., пер. и доп. – М.: Металлургия, 1973. – 400 с.
4. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов / Е.Г. Аввакумов. – Новосибирск: Наука, 1991. – 264 с.
5. Миллер Т.Н. Применение низкотемпературной плазмы в технологии неорганических веществ / Т.Н. Миллер. – М.: Наука, 1984 – 620 с.
6. NEOMAT NANO POWDERS [Электронный ресурс] / Produits. – Электронные данные. – Саласпилс: Neomat Co., [2016]. – Режим доступа: <http://www.neomat.lv>, свободный. – Загл. с экрана – яз. англ.
7. Официальный сайт Flagma: [Электронный ресурс]. URL: <https://flagma.ru/karbid-cirkoniya-so233713-1.html> (Дата обращения: 05.11.2016).

УДК 621.763:621.791.927.5

## ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СПЛАВА БАББИТА Б83, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРУТКОВ

Калашников И.Е.<sup>1</sup>, Болотова Л.К.<sup>1</sup>, Кобелева Л.И.<sup>1</sup>, Быков П.А.<sup>1</sup>,  
Колмаков А.Г.<sup>1</sup>, Михеев Р.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ИМЕТ им.А.А. Байкова РАН,  
г. Москва, Россия, [kalash2605@mail.ru](mailto:kalash2605@mail.ru)

<sup>2</sup> МГТУ им. Н.Э. Баумана,  
г. Москва, Россия

**Аннотация:** Исследована возможность уменьшения интенсивности изнашивания покрытий из сплава Б83 путем введения в состав наплавочных прутков ультрадисперсных частиц карбида бора. Антифрикционные покрытия из композиционных прутков на основе баббита Б83, армированных частицами карбида бора были нанесены методом дуговой наплавки на стальную подложку. Иссле-

дованы структура и трибологические свойства наплавленных покрытий. Износостойкость композиционного покрытия состава B83+0,25 масс% В<sub>4</sub>С увеличена на 35 % по сравнению с износостойкостью литого баббита и покрытия на основе сплава B83.

**Ключевые слова:** сплав баббита B83, карбид бора, дуговая наплавка, структура, коэффициент трения, износостойкость.

## THE INVESTIGATION OF WEAR RESISTANCE OF THE COATINGS BASED ON BABBIT B83 PRODUCED BY ARC WELDING WITH USING OF COMPOSITE FILLER RODS

Kalashnikov I.E.<sup>1</sup>, Bolotova L.K.<sup>1</sup>, Kobeleva L.I.<sup>1</sup>, Bykov P.A.<sup>1</sup>,  
Kolmakov A.G.<sup>1</sup>, Mikheev R.S.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS,  
Moscow, Russia, kalash2605@mai.ru*

<sup>2</sup>*Bauman Moscow State Technical University,  
Moscow, Russia*

**Abstract:** *The possibility of reducing the coatings based on Babbitt B83 wear rate by introducing the ultrafine particles of boron carbide into the filler rods composition have been investigated. The antifriction coatings were produced by arc welding on steel substrate with using of composite filler rods based on Babbitt B83 reinforced with boron carbide particles. The structure and thibological properties of the deposited coatings were investigated. The wear resistance of the composite coating B83+0.25 wt.% B<sub>4</sub>C was increased by 35 % compared to the same of cast babbitt and of the coating based on Babbitt B83.*

**Keywords:** *Babbitt B83, boron carbide, arc welding, structure, friction coefficient, wear resistance*

Одним из лучших антифрикционных сплавов на основе олова является баббит Б-83, но низкий предел усталости сдерживает его применение в подшипниках, работающих в условиях повышенных удельных давлений. Структура баббита: мягкая матрица, представляющая собой твёрдый раствор сурьмы и меди в олове ( $\alpha$ -фаза) в которой расположены твёрдые кристаллы интерметаллидных соединений – крупные остроугольные кристаллы SnSb ( $\beta$ -фаза) и игольчатые Cu<sub>3</sub>Sn ( $\gamma$ -фаза). Такая форма интерметаллидов является сильным концентратором напряжений при механических нагрузках, что обуславливает низкую износостойкость сплава из-за легко выкрашивающихся частиц  $\beta$ -фазы. Улучшение свойств баббитов может быть достигнуто измельчением интерметаллидов в матрице, а также армированием сплавов тугоплавкими добавками, что позволяет влиять на структуру материала и его свойства [1-3].

Композиционные материалы на основе баббита могут быть применены для нанесения антифрикционных слоев на поверхности трущихся деталей. Для наплавки применяют специальные присадочные материалы в виде проволок, прутков и лент. Большее распространение получили технологии дуговой наплавки, позволяющие предотвратить ликвацию упрочняющей фазы и сформировать покрытия необходимой толщины [4,5]. Кроме того, высокие, по сравнению с литейными методами, скорости охлаждения позволяют получить дисперсную структуру, что оказывает положительное влияние на усталостную прочность и сопротивление хрупкому разрушению контактной поверхности данных материалов в процессе эксплуатации и способствует увеличению ресурса работы подшипников скольжения [6,7]. Также, поскольку при технологической операции нанесения покрытия, наплавочные прутки превращаются в расплав, то от введения в их состав ультрадисперсных добавок тугоплавких частиц можно ожидать модифицирующего эффекта, проявляющемся в формировании более дисперсной структуры сплава после кристаллизации [8].

Целью работы являлось получение покрытий на основе сплава баббита B83 и баббита, модифицированного ультрадисперсными керамическими частицами В<sub>4</sub>С; исследование их структуры и сравнение трибологических свойств.

Для получения наплавочных прутков был применен метод экструзии. Использовали баббит B83 (10-12%Sb, 5,5-6,5% Cu, основа - Sn) в виде размолотой в порошок стружки, полученной механической обработкой литой заготовки. Для получения композиционной смеси в порошок баббита добавляли 0,25 масс.% частиц карбида бора размером менее 1 мкм. Композиционную смесь изготавливали путём размолва в планетарной мельнице "RETSCH-PM100".

Навески из смесей прессовали вхолдную при усилии 320-340 МПа в пресс-форме, которую

затем помещали в муфельную печь, нагревали до температуры  $310 \pm 10^\circ\text{C}$ , выдерживали в течение 30 мин, и при этой же температуре экструдировали на механическом прессе ОМА ( $P_{\text{max}} - 15 \text{ т}$ ) при усилии  $320 \pm 5 \text{ МПа}$ . Использовали фильеру диаметром 3 мм. Технологический процесс получения экструдированных прутков подробно описан в работе [9].

Антифрикционные покрытия на поверхности массивной подложки из стали марки СтЗсп (ГОСТ 380) получали методом дуговой наплавки. Наплавочные прутки имели диаметр 3 мм и длину 350-400 мм, что соответствовало ГОСТ 21449. Дуговую наплавку производили на переменном токе неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона на режиме: сварочный ток -  $I=(160-170) \text{ А}$ , напряжение на дуге -  $U_d=(16-18) \text{ В}$ , скорость наплавки -  $V_n=4,2 \text{ м/ч}$ , расход защитного газа (аргона) - (12-14) л/мин.

Для сравнения свойств исследовали образец литого промышленного сплава Б83. Структуру анализировали на электронных микроскопах LEO 430i и VEGA3 SB, а также на оптическом микроскопе Лейка DM ILM, оснащённом программой Qwin для анализа изображений. С помощью данного программного обеспечения определяли размеры структурных составляющих покрытий.

Можно отметить хорошую адгезию наплавленных слоев с подложкой, линия сплавления является непрерывной и не содержит несплошностей (рисунок 1, б-в). В структуре наплавленного слоя из экструдированного Б83 (рисунок 1,б) видны чётко ограниченные крупные включения интерметаллидов SnSb, характерные для литого материала (рис.1,а), однако форма включений  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  изменена от иглообразной на более округлую (рисунок 1,б). Введение в баббит  $\text{V}_4\text{C}$  привело к измельчению интерметаллидов SnSb, и появлению более крупных игл  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  (рисунок 1,в).

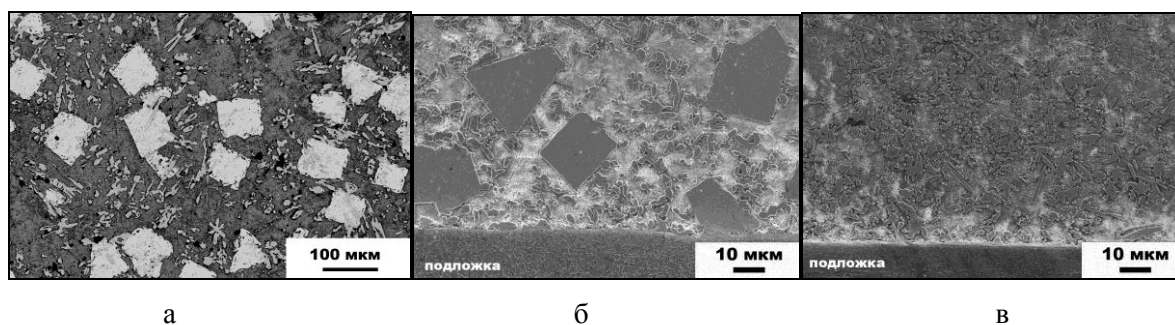


Рисунок 1 - Структура литого Б83 (а) и наплавленных покрытий: б – Б83, в - Б83+0,25масс. %  $\text{V}_4\text{C}$

В таблице 1 представлены результаты измерений среднего размера интерметаллидной фазы SnSb в наплавленных покрытиях. По сравнению с исходным литым сплавом происходит измельчение интерметаллида SnSb. В исходном промышленном литом сплаве Б83 средний размер интерметаллида SnSb составил 79 мкм, тогда как в наплавленном слое размер их уменьшился (35-47 мкм). Это связано с высокими скоростями охлаждения в процессе наплавки, которые позволяют получить более дисперсную структуру, необходимую для повышения трибологических свойств. Еще большее измельчение интерметаллидов наблюдалось при армировании баббита карбидом бора, который явился дополнительным модификатором структуры.

Таблица 1 - Средний размер интерметаллидной фазы SnSb в исследуемых образцах

№ обр.	Состав	Размер SnSb, мкм
1	Б83 (литой)	79
2	Б83 (покрытие)	47
3	Б83+0,25масс.% $\text{V}_4\text{C}$ (покрытие)	35

Трибологические испытания проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System. Наплавленные покрытия испытывали по схеме неподвижная втулка (контртело) против вращающейся шайбы при удельных нагрузках от 18 до 60 Н и скорости скольжения 0,39 м/с. Размеры втулки из стали 45 по ГОСТ 1050 ( $\text{HRC}>63$ ): внутренний диаметр 12 мм, наружный диаметр 16 мм. Испытания каждого образца проводили при последовательном ступенчатом осевом нагружении до значений 18, 28, 39, 50, 60 Н ( $L=1110 \text{ м}$ ). Время испытаний при каждой осевой нагрузке составляло 10 мин. Испытания проводили на воздухе при температуре  $20 \pm 1^\circ\text{C}$  и влажности  $60 \pm 4 \%$ .

Помимо коэффициента трения, поведение образцов при сухом трении скольжения оценивали

по величине интенсивности изнашивания  $I_m = \Delta m / L$ , где  $\Delta m$  - потеря массы образца;  $L$  - путь трения.

Значения интенсивности изнашивания литого образца и наплавленных покрытий представлены на рисунке 2.

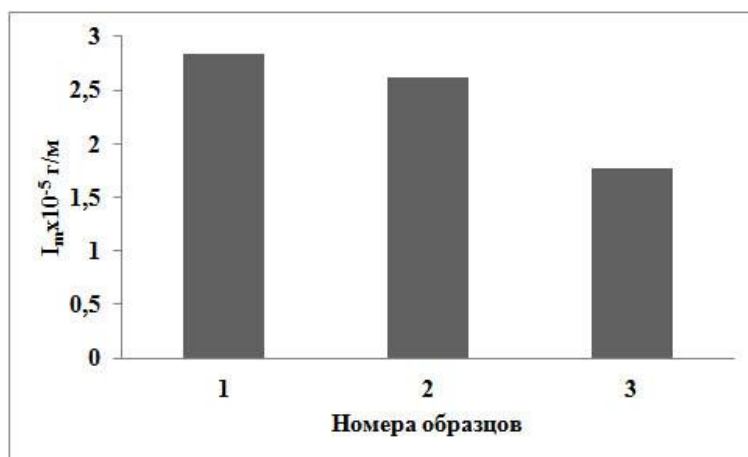


Рисунок 2 - Интенсивность изнашивания исследуемых образцов. Номера согласно таблицы 1

Наилучшие показатели интенсивности изнашивания показали покрытия, содержащие  $V_4C$ : интенсивность изнашивания покрытий, содержащих частицы карбида бора, уменьшена на 35% по сравнению с литым сплавом. Менее заметное снижение значения интенсивности изнашивания отмечено на покрытиях из сплава Б83. Такие изменения значений интенсивности изнашивания связаны с измененной, по сравнению с литым сплавом, структурой – чем мельче и равномернее расположены твердые включения в пластичной матрице, тем выше износостойкость материала.

Значения коэффициентов трения испытанных материалов в интервале трибонагружения от 18 до 60Н, представлены на (рис.3). Видно, что значения коэффициента трения образца литого баббита при увеличении нагрузки монотонно уменьшается с 0,6 до 0,45. Коэффициент трения наплавленного покрытия Б83 значительно изменяется с увеличением удельной нагрузки: имеет высокие значения при минимальной нагрузке (0,8-0,94) и резко снижается при увеличении нагрузки (до 0,5). При малых удельных нагрузках (до 30Н) значение коэффициента трения наплавленных композиционных покрытий, содержащих частицы  $V_4C$  наименьшее среди всех исследуемых образцов (0,42). Дальнейшее увеличение удельной нагрузки сопровождается его ростом и достигает значения, превышающего единицу при нагрузке 60 Н.

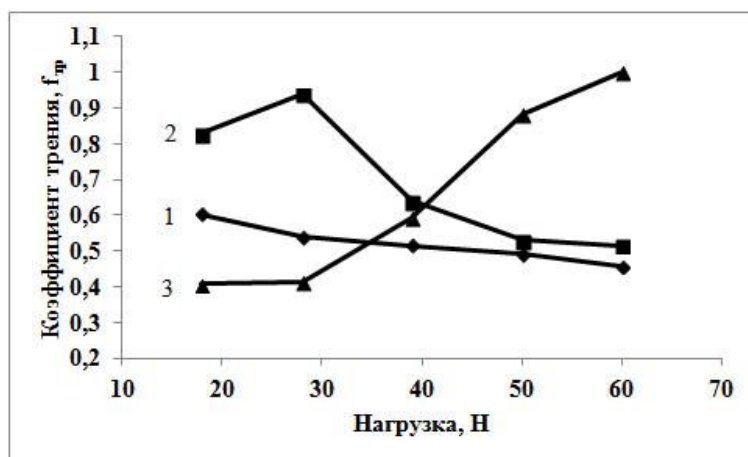


Рисунок 3 - Коэффициенты трения в зависимости от нагрузки: 1 - Б83 (литой), 2 – Б83 (покрытие), 3 - Б83 + 0,25 масс.%  $V_4C$  (покрытие).

Анализ изменения значений коэффициентов трения в зависимости от нагрузки показывает о целесообразности модифицирования структуры не только ультрадисперсными частицами, но и о необходимости введения в матричный сплав крупных высокопрочных частиц. Такие частицы, размером в несколько десятков микрон, будут выполнять роль несущих опор на поверхности трения, что позволит обеспечить нормальное протекание процессов трения и износа в более широком диапазоне

параметров трибонагружения, т.е. решить задачу увеличения ресурса работы баббитового сплава при повышенных нагрузках.

*Выводы.* Методом дуговой наплавки на стальную подложку с применением наплавочных прутков, полученных методом экструзии, нанесены антифрикционные покрытия из баббита и баббита, армированного частицами карбида бора. Линия сплавления наплавленных слоев с подложкой была непрерывной и не содержала несплошностей. Проведенные эксперименты свидетельствуют о модифицирующем влиянии ультрадисперсных частиц карбида бора на структуру сформированного покрытия. Удалось получить более дисперсную структуру покрытий, по сравнению с литым сплавом, что повлияло на износостойкость – она увеличилась на 35% в композиционном покрытии по сравнению с литым промышленным сплавом Б83.

Коэффициент трения покрытия из КМ, содержащее частицы  $W_4C$ , был уменьшен на 40% при малых удельных нагрузках (до 30 Н), а коэффициент трения покрытия из Б83 приблизился к литому материалу при больших нагрузках (60Н).

Планируется продолжить исследования по увеличению износостойкости покрытий на основе сплава баббита с применением методов полиармирования, т.е. введением в матричный сплав армирующих и модифицирующих частиц разного размера и природы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ Бел\_а № 16-58-00014.*

#### Библиографический список

1. Н.П. Барыкин, Р.Ф. Фазлыяхметов, А.Х. Валеева. Влияние структуры баббита Б83 на интенсивность износа трибосопряжений/ *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №2. С.44-46.
2. A. Tavakoli, R. Liu, X.J. Wu Improved mechanical and tribological properties of tin-bronze journal bearing materials with newly developed triballoy alloy additive / *Materials Science and Engineering*. A. 2008. V.489. P.P. 389–402.
3. И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Т.А. Чернышова. Трибологические характеристики литых алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными тугоплавкими порошками. *Российские нанотехнологии*, 2011, т.6, №1-2, с.135-143.
4. Дроконов А.М., Осипов А.В., Бирюков А.В. Подшипники турбинных установок: учебное пособие / Брянск: БГТУ. 2009. 103 с.
5. Гвоздев П.П., Коберник Н.В., Михеев Р.С. Влияние углеродных нанотрубок на структуру и свойства антифрикционных покрытий / *Сварка и диагностика*. 2013. №6. С. 36-39.
6. M. Moazami Goudarzi, S.A. Jenabali Jahromi, A. Nazarboland. Investigation of characteristics of tin-based white metals as a bearing material / *Materials and Design*. 2009. V.30. P. 2283–2288.
7. Любарский И.М., Палатник Л.С. *Металлофизика трения* / М.: Металлургия. 1976. 176 с.
8. Чернышова Т.А., Калашников И.Е., Самохин А.В., Алексеев Н.В., Болотова Л.К., Кобелева Л.И. Исследование модифицирующего влияния добавок нанопорошков, полученных плазмохимическим синтезом, на структуру литых алюмоматричных КМ. *Российские нанотехнологии*. 2009, т.4, №7-8, с.149-154.
9. Калашников И.Е., Болотова Л.К., Катин И.В., Кобелева Л.И., Колмаков А.Г., Михеев Р.С., Коберник Н.В. Получение наплавочных прутков из антифрикционного композиционного материала на основе баббита Б83 методом экструзии / *Перспективные материалы*. 2016. №9. с.70-77.

УДК 669.017.15

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СФОРМИРОВАННЫХ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ ГЕТЕРОФАЗНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Рашковец М.В., Никулина А.А.**

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, Россия, Lira\_04@mail.ru*

*Аннотация:* В статье рассматриваются структурные особенности и фазовый состав образцов сплавов на основе никеля, сформированных методом гетерофазной лазерной порошковой металлургии (аддитивные технологии). Структурные и фазовые исследования исходного порошкового материала и выращенных образцов исследовались с использованием методов оптической и

растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ.

**Ключевые слова:** Структура, фазовый состав, никелевые сплавы, гетерофазная лазерная порошковая металлургия, аддитивные технологии

## STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF NI-BASED ALLOYS, OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGY OF HETEROPHASE LASER POWDER METALLURGY

Rashkovets M.V., Nikulina A.A.

*Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russia, Lipa\_04@mail.ru*

**Abstract:** Features of structure and phase composition of nickel-based alloys obtained by heterophase laser powder metallurgy (additive technology) was discussed in the paper. The structure and phase composition of the initial material and as-deposited samples was studied using optical and scanning electron microscopy, X-ray analysis and transmission electron microscopy. Investigations were conducted at NSTU Materials Research Center.

**Keywords:** Structure, phase composition, nickel-based alloys, heterophase laser powder metallurgy, additive manufacturing

Гетерофазная лазерная порошковая металлургия – метод аддитивного производства, основанный на одновременной подаче исходного порошкового материала и лазерной энергии в рабочую область формирования детали (рисунок 1). Аддитивное производство в совокупности с прямой подачей исходного материала представляет наиболее перспективный кластер аддитивных технологий и может применяться при восстановительных операциях изношенных частей комплексных деталей сложной геометрии [1, 2].

Частицы исходной порошковой композиции, подающиеся в рабочую область построения потоком сформированной сжатой газопорошковой струи, при попадании в область лазерного воздействия полностью или частично расплавляются. При этом формируется литая структура с наличием дендритной и дисперсной областей по сечению изделия. Предыдущие работы показали, что рабочие режимы оказывают сильное влияние на микроструктуру формирующегося сплава, которые в свою очередь влияют на конечные механические свойства готовых деталей [3-5].

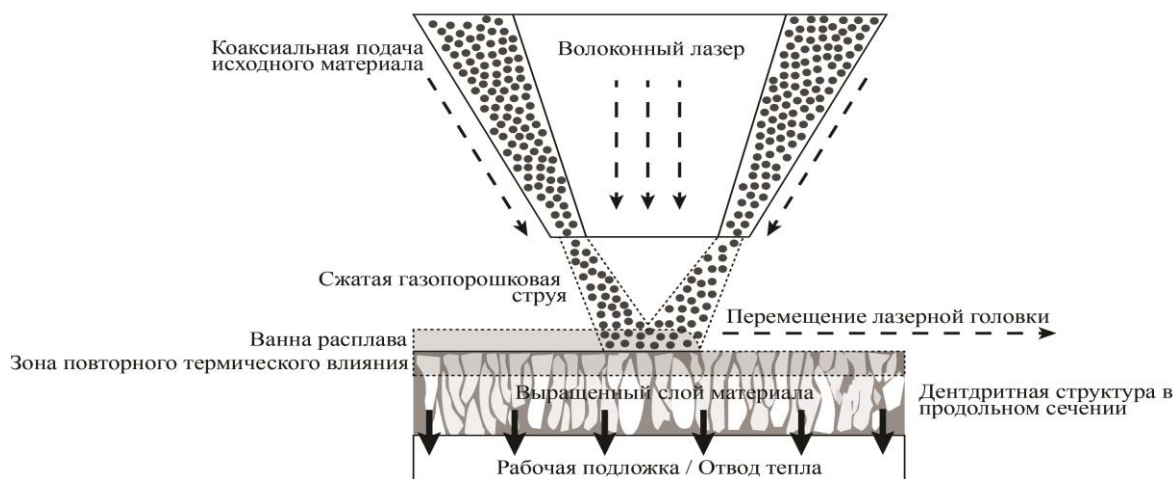


Рисунок 1 – Схема процесса гетерофазной лазерной порошковой металлургии

Для того чтобы оценить влияние мощности лазерного излучения на толщину стенки, структуру и фазовый состав образцов, рабочие режимы скорости сканирования, скорости подачи порошка и диаметр лазерного пятна оставались постоянными. Режимы, принятые за константу в данном исследовании, были подобраны исходя из технологических опытов и исследований динамики переноса порошка [6]. В работе исследуется влияние мощности лазерного излучения, варьирующаяся в диапазоне от 250 до 1500 Вт, на структуру, фазовый состав и толщину стенки образцов, сформированных гете-



рофазной лазерной порошковой металлургией порошков сплавов на основе Ni. Постоянными параметрами установки являлись: скорость сканирования 1,2 м/с, скорость подачи порошковой композиции 45 г/мин, диаметр лазерного пятна 1,2 мм.

В соответствии с данными микрорентгеноспектрального анализа, исходные порошковые композиции, полученные методом газовой атомизации, были условно разделены на 2 системы: система Ni-Cr-Mo и система Ni-Co-Cr. В таблице 1 представлены химические составы исходных порошков. Согласно рентгенофазовому анализу фазовым составом исходных порошков обеих систем является твердый раствор на основе никеля.

Таблица 1 – Химический состав исходных порошков

Хим. элемент, содержание, вес %	Ni	Cr	Mo	Nb	Si	Mn	Co	Ti	W	Al	C
система Ni-Cr-Mo	58,5	21,78	10,88	3,87	0,51	0,66	-	-	-	-	1,4
система Ni-Co-Cr	51,8	9,96	3,9	2,6	-	-	13,8	3,14	8,58	3,9	2,3

Порошок системы Ni-Cr-Mo имел дисперсность 80...120 мкм и состоял из частиц, имевших в основной массе форму близкую к сферической, поверхность частиц отличалась сколами (рисунок 2 а, б). Дисперсность исходного порошка системы Ni-Co-Cr составила 70...90 мкм. Частицы имели преимущественно глобулярную форму и бездефектное дендритное строение с гладкой поверхностью (рисунок 2 в, г).

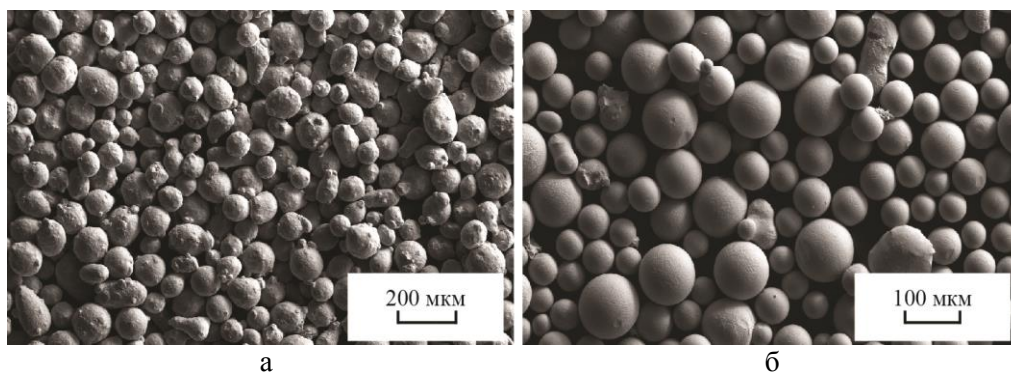


Рисунок 2 – Исходные порошки: система Ni-Cr-Mo (а); система Ni-Co-Cr (в)

При помощи светового и растрового микроскопов были проведены микроструктурные исследования различных сечений образцов. Высокая скорость охлаждения за счет быстрого отвода тепла в рабочую подложку приводит к направленному росту зерен против направления потока тепла, вследствие чего образуется столбчатая структура продольного сечения относительно лазерного сканирования (рисунок 3 а, б). При этом дендриты нижней части, подвергающиеся наиболее быстрому отводу тепла, в основном состоят из осей первого порядка. Равномерный нагрев 2661,45 °С и максимальная скорость охлаждения 61217,9 °С/сек были получены моделированием первого слоя при средней мощности 750 Вт для никелевого сплава, схожего по химическому составу с используемыми в эксперименте (рисунок 4).

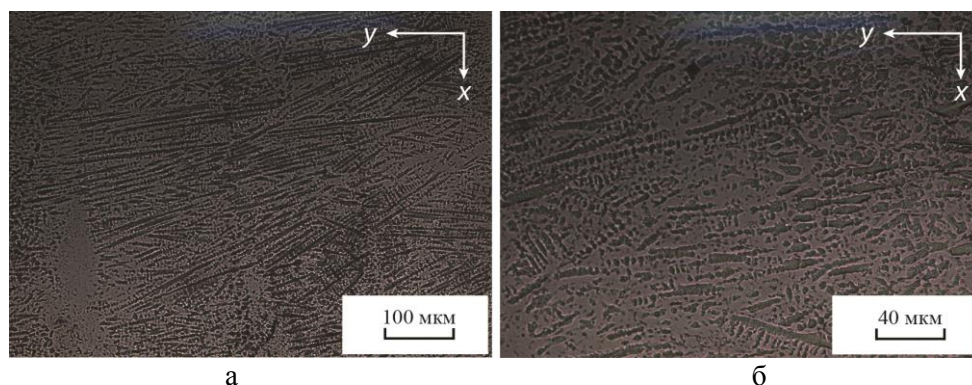


Рисунок 3 – Продольное сечение образца системы Ni-Cr-Mo при 1000 Вт с различным увеличением (а, б)

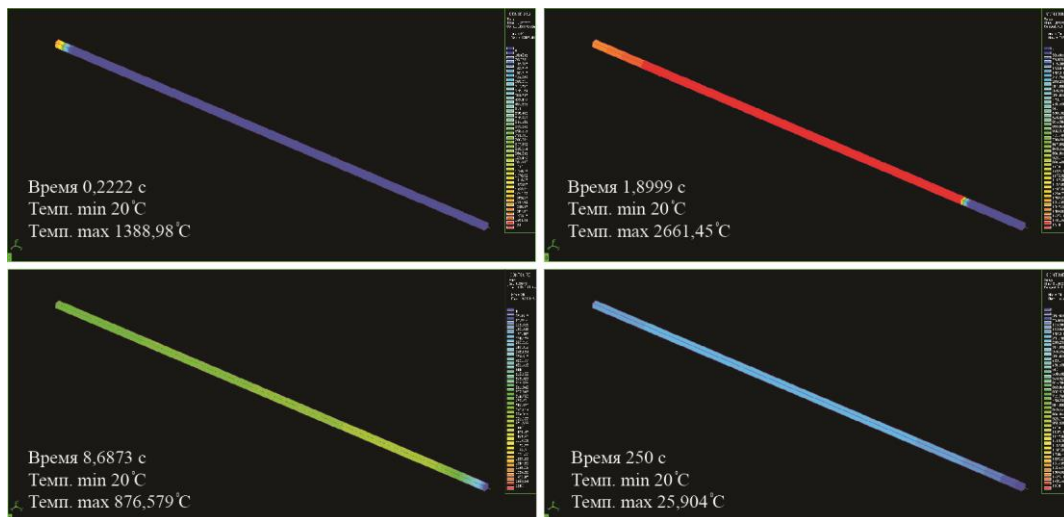


Рисунок 4 – Температурный контур

Вследствие более низкого температурного влияния дендриты среднего слоя имеют оси второго порядка со средним размером 12 мкм при мощности в 500 Вт и 18 мкм при 1000 Вт (рисунок 5 а, б). Исследования относительно расстояния между осями второго порядка при аддитивном производстве образцов, свидетельствуют об увеличении расстояния при уменьшении скорости сканирования [7]. Так как в данной работе изменению подвергается мощность лазерной энергии при постоянных остальных параметрах, можно предположить, что наличие осей второго порядка зависит и от мощности лазерного излучения, рост которой приводит к увеличению расстояния между осями второго порядка.

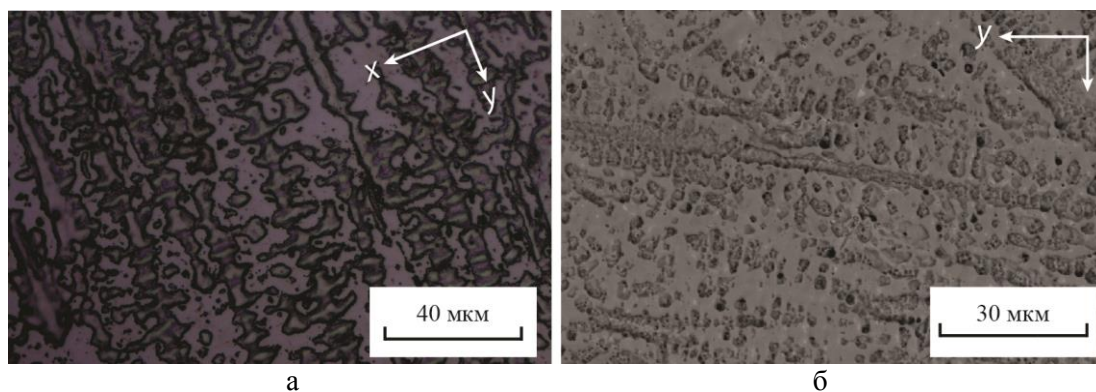


Рисунок 5 – Оси второго порядка образца системы Ni-Cr-Mo: 500 Вт (а); 1000 Вт (б).

В образцах, сформированных на малых мощностях в обеих системах, были выявлены не полностью расплавленные частицы исходного материала. При этом вокруг частиц присутствуют поры, которые могут оказывать неблагоприятное влияние на механические свойства детали, являясь концентраторами напряжений (рисунок 6 а, б).

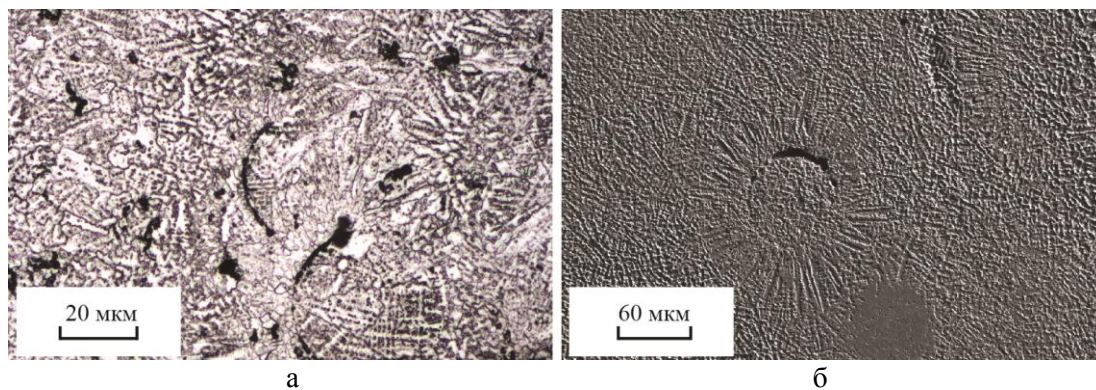


Рисунок 6 – Нерасплавленные частицы исходного материала: система Ni-Cr-Mo при 250 Вт (а); система Ni-Co-Cr при 450 Вт (б)

В образцах системы Ni-Cr-Mo, полученных при более высокой мощности в 500 Вт (рисунок 7 а), и образцах системы Ni-Co-Cr при мощности в 900 Вт наблюдается рост зерен с ориентацией, возникшей вследствие кристаллизации от частиц исходного порошка (рисунок 7 б). Наличие таких центров кристаллизации подтверждает теоретические расчеты СПбГТУ, представленные в работе [6], о формировании объемной кристаллизации при гетерофазной лазерной порошковой металлургии. При более высоких мощностях не расплавившихся частиц обнаружено не было, что подтверждается компьютерным моделированием при мощности 750 Вт (рисунок 4).

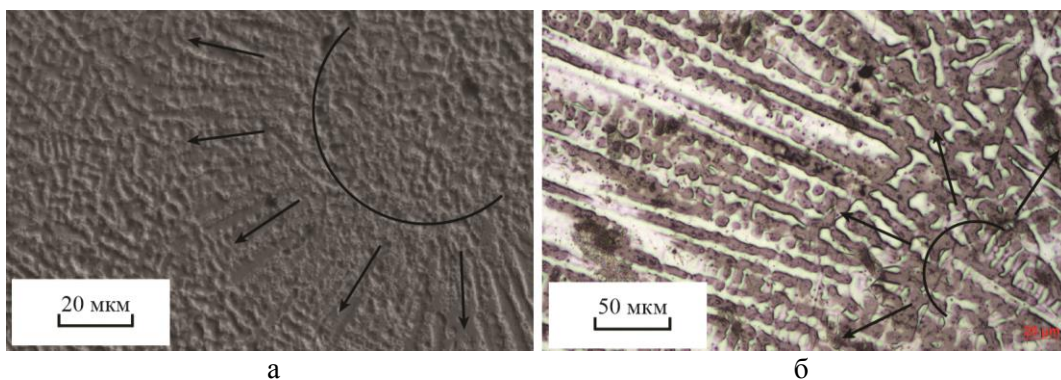


Рисунок 7 – Объемная кристаллизация: система Ni-Cr-Mo при 500 Вт (а); система Ni-Co-Cr при 900 Вт (б)

Исследование химического состава проводилось методом микрорентгеноспектрального анализа в продольном сечении перпендикулярно дендритным зернам, так как концентрация выделившихся фаз локализуется по границам зерен. Распределение химических элементов на поверхности образцов обеих систем показало равномерный состав, соответствующий исходным порошкам (рисунок 8 а, б).

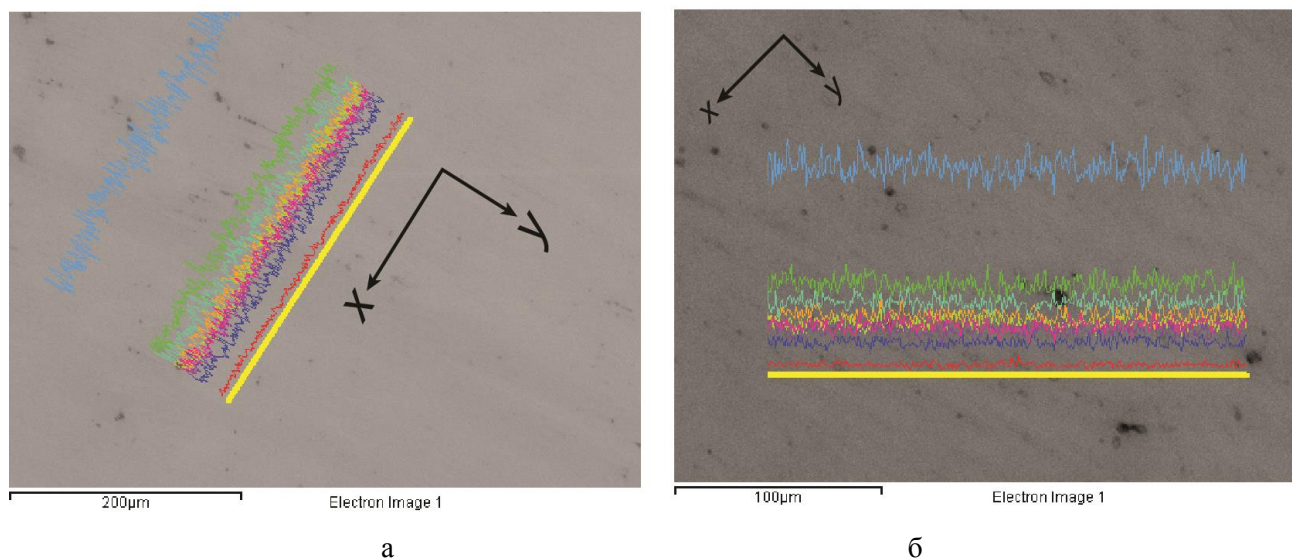


Рисунок 8 – Микрорентгеноспектральный анализ: система Ni-Co-Cr при 450 Вт (а); система Ni-Cr-Mo при 1500 Вт (б)

Согласно публикации [3] размеры упрочняющих фаз имеют значительно малые размеры и фиксирование их наличия при использовании микрорентгеноспектрального анализа затруднительно. Фазовый состав всех образцов обеих систем также показал твердый раствор на основе никеля, аналогичный исходным порошкам. При этом небольшое расхождение экспериментальных и теоретических пиков выращенных образцов на  $\Delta 2\theta = 1.58^\circ$  обусловлено искажением размеров кристаллической решетки Ni вследствие распределения атомов легирующих элементов.

При исследовании тонких структур, матрица образцов обеих систем в соответствии с химическим анализом представлена твердым раствором на основе никеля, что также подтверждает рентгенофазовый анализ. На рисунке 9 показано наличие большого количества упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $Ni_3(Al, Ti, Nb)$ , что подтверждает механизм растворного упрочнения внутри матрицы.

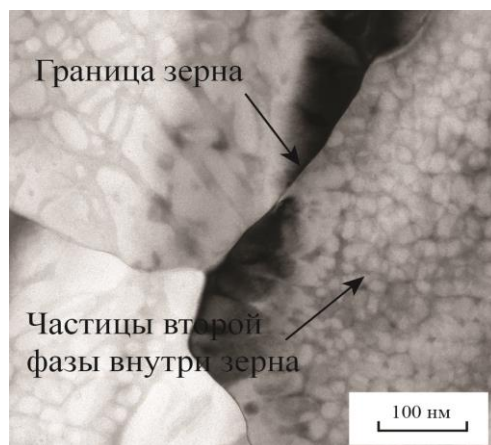


Рисунок 9 – Тонкая структура выращенного образца системы Ni-Co-Cr при 450 Вт

Присутствие карбидов в виде цепочки по граница зерен в выращенном образце системы Ni-Co-Cr с приблизительной химической формулой близкой к  $(Ti, Nb, W)C$  (рисунок 10, а) и наличие отдельно выделившихся частиц, химический анализ которых близок к  $(Ni, Co)_3(Nb, Ti, W)$ , что соответствует упрочняющей  $\gamma'$ -фазе (рисунок 10,б), свидетельствуют о фазовом механизме упрочнения.

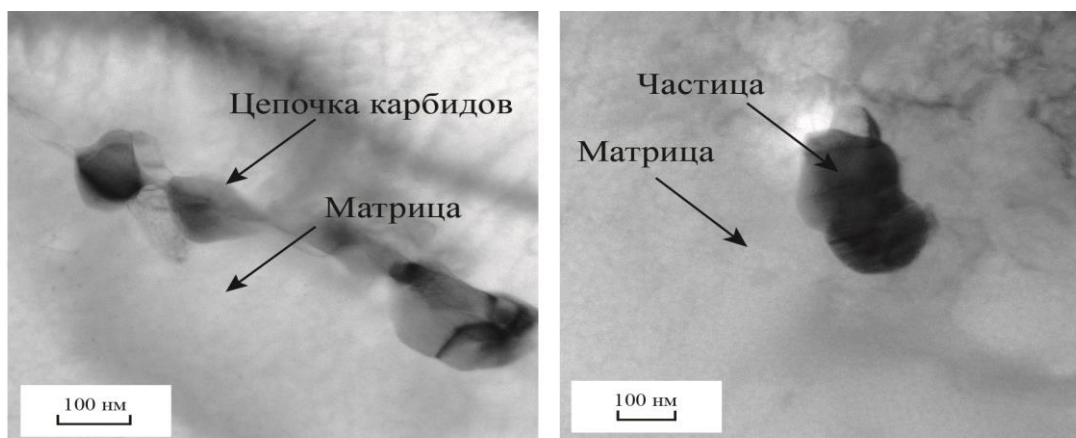


Рисунок 10 – Тонкая структура выращенного образца системы Ni-Co-Cr при 450 Вт: цепочка карбидов (а); частицы (б)

В дальнейшем планируется провести детальное исследование фазового состава сформированных материалов с использованием методов дифракции электронов.

#### Библиографический список

1. Khaing M. W., Fuh, J. Y., H.; Lu, L. Direct Metal Laser Sintering for Rapid Tooling: Processing and Characterisation of EOS Parts // *J. Mater. Process. Technol.* 2001. P. 269–272. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00584-2.
2. Особенности структуры и фазового состава материалов на основе никеля, сформированных высокоскоростным прямым лазерным выращиванием / М.В. Рашковец, А.А. Никулина // VI Региональная научно-практическая конференция с международным участием: сборник материалов конференции / ОмГТУ, Омск, 28 апреля 2017.: Изд-во ОмГТУ, 2017 – С.52-56. ISBN 978-5-8149-2475-9.
3. Hanzl P., Zetek M., Bakša T, Kroupa T. The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of SLM Parts // *Procedia Engineering*, 2015. Vol. 100. P. 1405–1413.
4. Nie P., Ojo O.A., Li Zh. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // *Acta Materialia*, 2014. Vol.77. P. 85–95.
5. Long Yi., Nie P. Segregation of niobium in laser cladding Inconel 718 superalloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016. Vol.26. P. 431–436.
6. Turichin G., Klimova O., Zemlyakov E., Babkin K., Somov V. Technological foundations of high-speed direct laser deposition of products by the method of heterophase powder metallurgy // *Scientific and technical journal «Fotonika»*, 2015. №4. P. 68–83.
7. Nie P., Ojo O.A., Li Zh. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // *Acta Materialia*, 2014. Vol.77. P. 85–95.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СПОСОБА ПОДГОТОВКИ ШИХТЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВ КАРБИДА ТИТАНА

Крутский Ю.Л., Ложкина Е.А.

*Новосибирский государственный технический университет,  
г. Новосибирск, Россия, mearies@inbox.ru*

**Аннотация:** Представлены результаты исследования процесса синтеза высокодисперсного порошка карбида титана с использованием нановолокнистого углерода. Изучено влияние времени механической активации шихты на характеристики получаемого карбида титана. Процесс проводился в шаровой планетарной мельнице типа АГО. Получение карбида титана осуществлялось карботермическим способом в печи Таммана при температуре 2200°C и времени выдержки 2 часа. При изучении полученных образцов установлено, что при увеличении времени механической активации увеличивается удельная поверхность частиц и уменьшается их размер.

**Ключевые слова:** карбид титана, карботермическое восстановление, нановолокнистый углерод, шаровая планетарная мельница, измельчение шихты

## INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE HIGH ENERGY METHOD OF PREPARATION OF THE SHIELD ON THE CHARACTERISTICS OF PITS OF TITANIUM CARBIDE

Krutskii Y.L, Lozhkina E.A.

*Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russia, mearies@inbox.ru*

**Abstract:** The paper presents the results of a study of the synthesis of a highly dispersed titanium carbide powder using carbon nanofibers. The influence of the time of mechanical activation of the charge on the characteristics of the titanium carbide produced was studied. The process was carried out in a globular planetary mill of AGO type. The preparation of titanium carbide was carried out carbothermically in a Tamman furnace at a temperature of 2200°C and a holding time of 2 hours. When studying the obtained samples, it is established that as the time of mechanical activation increases, the specific surface area of the particles increases and their size decreases.

**Keywords:** titanium carbide, carbothermic reduction, nanofibrous carbon, spherical planetary mill, grinding of batch.

Развитие многих отраслей техники, в частности космической, электроники, энергетики, техники полупроводников, электротехники, металлургии, химии, связано с возрастанием параметров технологических и иных процессов — температур, скоростей, механических напряжений, а также с необходимостью осуществления процессов не только в условиях высоких температур, но и при воздействии агрессивных окружающих сред. Все эти проблемы возможно решить, используя тугоплавкие соединения, которые имеют высокие температуры плавления с низкой упругостью паров, высокую термодинамическую устойчивость, большую твердость, износостойкость, высокую коррозионную стойкость и другие весьма примечательные физико-химические свойства [1].

О важности их в современной технике свидетельствует значительное количество публикаций. Традиционный метод их получения в порошкообразном состоянии — карботермическое восстановление оксидов с использованием в качестве углеродного материала сажи или графита. Нановолокнистый углерод (НВУ), технология получения которого реализована на кафедре химии и химической технологии НГТУ, характеризуется незначительным содержанием примесей и высоким значением удельной поверхности (140-160 м<sup>2</sup>/г) [2] и по этим причинам является перспективным углеродным материалом для синтеза вышеуказанных соединений в виде высокодисперсных порошков.

Данная работа посвящена исследованию влияния дополнительного измельчения шихты в шаровой планетарной мельнице перед печным синтезом карбида титана на его конечные характеристики. Актуальность темы подтверждается наличием в базе данных электронной информационно-поисковой системы SciFinder производства химической реферативной службы (Chemical Abstracts Service) 5755

публикаций, имеющих отношение к синтезу этих соединений, и 11457 – к их применению.

НВУ состоит из гранул размером 4-8 мм, образованных плотно переплетенными волокнами с диаметром 30-100 нм. НВУ достаточно чист: примеси в нем представляют собой остатки исходного катализатора (90 % Ni/10 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и их содержание не превышает 1 % масс [3,4].

Другим реагентом был диоксид титана TiO<sub>2</sub> (ТУ 6-09-3811-79). Шихта готовилась по стехиометрии для реакции (1).



Перед синтезом гранулы НВУ и порошок TiO<sub>2</sub> измельчались в шаровой планетарной мельнице. Всего было проведено пять экспериментов с разным временем измельчения шихты: образец №1 – 2 мин, №2 – 5 мин, №3 – 7,5 мин, №4 – 10 мин, №5 – 12,5 мин. Синтез проводился при температуре 2200°C в печи сопротивления с графитовым нагревателем. Шихта массой 23-24 граммов помещалась в тигли и в течение 2 часов происходил процесс восстановления диоксида титана.

Продукты реакции исследовались рентгенофазовым анализом (РФА) на дифрактометре ДРОН-3 с использованием Cu K $\alpha$ -излучения ( $\lambda=0.15406$  нм).

Морфология поверхности и элементный состав образцов изучались на растровом электронном микроскопе (РЭМ) S-3400N производства фирмы «Hitachi», оборудованным приставкой для энергодисперсионного анализа производства фирмы «Oxford Instruments». Микрофотографии поверхности образцов были получены в режиме низкого вакуума детектором обратно-рассеянных электронов.

Определение текстурных характеристик образцов проводилось по изотермам низкотемпературной адсорбции и десорбции азота при 77 К, полученных на приборе Quantachrom NOVA 2200e в диапазоне относительных давлений от 0.005 до 0.995. Удельная поверхность рассчитывалась по многоточечному методу БЭТ.

Результаты рентгенофазового анализа показали, что на дифрактограммах во всех пяти образцах присутствуют рефлексы карбида титана. При расчете среднего размера кристаллита по формуле Силякова-Шеррера, с учетом инструментального уширения получились следующие данные: средний размер кристаллита меняется в диапазоне от 608 до 765,5 Å и связи этой величины от времени мех обработки не обнаружено.

Результаты исследования текстурных характеристик образцов карбида приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Некоторые текстурные характеристики образцов карбида титана

Образец	Время измельчения, мин	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Удельный объем пор, см <sup>3</sup> /г	Средний диаметр пор, нм
№ 1	2	1,4	0,0021	13
№ 2	5	3,5	0,0025	12,9
№ 3	7,5	1,9	0,00049	10,2
№ 4	10	6,5	0,00082	9,4
№ 5	12,5	7,7	0,0043	12,5

Таблица 2 - Результаты седиментационного анализа

Образец	Средний размер 50 % масс. частиц и агрегатов (D <sub>50</sub> ), мкм	Средний размер частиц и агрегатов, мкм	Стандартное отклонение Standard deviation	Показатель асимметрии Skewness
№ 1	14,6	10,8	2,42	-0,29
№ 2	15,9	11,73	2,36	-0,30
№ 3	15,5	11,7	2,40	-0,35
№ 4	14,2	9,8	2,68	-0,32
№ 5	8,48	7,73	2,32	-0,14

В соответствии с методикой, описанной в [9], «геометрическим» методом определены средние размеры частиц и агрегатов.

Данные показывают следующее: увеличение времени измельчения шихты вызывает увеличение размеров образующихся частиц TiC.

Анализ снимков растровой электронной микроскопии показал, что форма и размер частиц в данном случае от времени измельчения шихты не зависят. Частицы карбида титана агломерированы,

имеют удлиненную форму. На плоскостях частиц видны «ступеньки» - свидетельство послойного роста кристаллов. Длина частиц преимущественно составляет 4-6 мкм, диаметр 1-2 мкм.

На рисунке 1 приведены снимки растровой электронной микроскопии образцов.

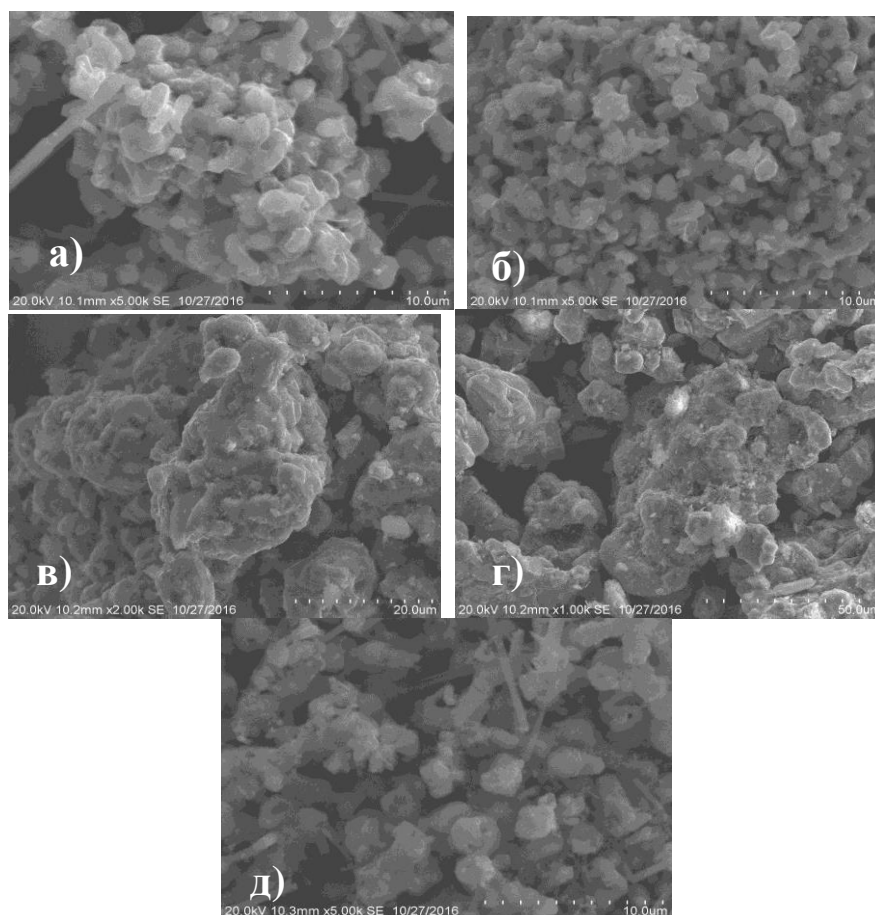


Рисунок 1 - Снимки растровой электронной микроскопии TiC, с разным временем змельчения шихты: а) - 2 минуты, б) - 5 минут, в) – 7,5 минут, г) – 10 минут, д) – 12,5 минут.

Таким образом, результаты текстурных характеристик и результаты седиментационного анализа позволили пронаблюдать интересную зависимость. С увеличением времени механической активации шихты начала расти удельная поверхность образцов. Это в свою очередь говорит о том, что начала расти дисперсность конечного продукта и соответственно произошло уменьшение его пористости. Ведь именно покрытие из мелкодисперсного порошка, обладающего наименьшей пористостью, будет наиболее плотно ложиться на поверхность детали.

#### Библиографический список

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочное издание / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Metallurgy, 1986. – 928 с.
2. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Metallurgy, Челябинское отделение, 1991. – 368 с.
3. G.G. Kuvshinov, Yu.I. Mogilnykh, D.G. Kuvshinov, D.Yu. Yermakov, M.A. Yermakova, A.N. Salanov, N.A. Rudina. Mechanism of Porous Filamentous Carbon Granule Formation on Catalytic Hydrocarbon Decomposition. Carbon 37 (1999), pp.1239-1246.
4. Крутский Ю.Л., Баннов А.Г., Соколов В.В., Шинкарев В.В., Ухина А.В., Максимовский Е.А., Пичугин А.Ю., Соловьев Е.А., Дюкова К.Д., Крутская Т.М., Кувшинов Г.Г. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода // Российские нанотехнологии. – 2013. – №3-4. – С.21-27.
5. Физико-химические свойства окислов: Справочник / под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Metallurgy, 1978. – 472 с.
6. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Справочник. – М.: Metallurgy, 1976. – 560 с.
7. Григорьев О.Н. Керамика и керметы на основе тугоплавких бескислородных соединений // Порошковая металлургия. – 2012. – №11/12. – С. 100-116.

8. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. – М.: Металлургия, 1980. – 496 с.  
9. Blott S. J. Gradistat: a grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments. London.: Royal Holloway University of London, 2001. P. 1237-1248.

УДК 669.046:536.45

## О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ДИБОРИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА

Галевский Г.В., Руднева В.В., Ефимова К.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** Изучены температурная зависимость состава образующихся газообразных и твердых продуктов, состав термодесорбированных с поверхности диборида титана газообразных соединений, морфология наночастиц. Анализ результатов позволяет предложить вероятный механизм образования диборида титана по схеме «пар – расплав – кристалл». Составлена обобщенная гипотетическая схема боридообразования, содержащая высокотемпературную (5400 – 3500 К) зону формирования реакционной смеси и более низкотемпературную (3500 – 2000 К) зону образования диборида титана.

**Ключевые слова:** титан-борсодержащее сырье, плазмообработка, диборид титана, боридообразование, механизм.

## ABOUT THE MECHANISM OF FORMATION OF TITANIUM DIBORIDE IN CONDITIONS OF PLASMA FLOW

Galevsky G.V., Rudneva V.V., Efimova K.A.

*Siberian State Industrial University  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** The temperature dependence of the composition of gaseous and solid products formed, the composition of gaseous compounds thermodesorbed from the surface of titanium diboride, and the morphology of nanoparticles are studied. Analysis of the results suggests a possible mechanism for the formation of titanium diboride in the "vapor-melt-crystal" scheme. A generalized hypothetical scheme of boride formation containing a high-temperature (5400-3500 K) reaction mixture formation zone and a low-temperature (3500-2000 K) titanium diboride formation zone was compiled.

**Keywords:** titanium-boron-containing raw materials, plasma treatment, titanium diboride, boride formation, mechanism

### *Введение*

Современная металлургия обеспечивает мировую экономическую систему разнообразной металлопродукцией как массового, так и специального назначения. По данным World Steel Association, в структуре потребления металлопродукции 94 % приходится на сплавы железа, цветных металлов – 5 %, 1% составляет разнообразная по номенклатуре группа металлосодержащих материалов с особым комплексом свойств. В этой группе важное место занимают бориды металлов подгрупп титана, ванадия и хрома, материалы и сплавы на их основе, которые благодаря уникальному сочетанию практически значимых свойств применяются в машино-, авиа- и ракетостроении для решения прикладных инженерно-технических и производственных задач, требующих высокотемпературных, сверхтвердых, жаропрочных, жаростойких, износоустойчивых конструкционных, огнеупорных, наплавочных материалов и защитных покрытий, способных работать в экстремальных условиях.

В эту группу входит диборид титана TiB<sub>2</sub>, исследованный и введенный в обращение научной школой известного российского ученого-материаловеда Самсонова Г.В. более 50 лет назад и востребованный до сих пор в технологии различных материалов: металлокерамических инструментальных и конструкционных, огнеупорных и абразивных, напыляемых и наплавляемых, для модифицирования и смачиваемых металлами покрытий [1, 2]. При этом прикладной интерес к дибориду титана постоянно растет: в течение последних 10-ти лет в изданиях, индексируемых в базах данных «Scopus» и



«Web of Science», размещено 115 публикаций, содержащих технологическую информацию о его производстве и применении, отражающих тенденцию перехода от применения диборида титана крупнозернистого к микро- и нанокристаллическому, что обусловлено стремлением ученых и технологов-практиков к достижению качественно нового уровня эксплуатационных свойств материалов и покрытий на его основе.

Основу современного производства диборида титана составляют карботермический, магнетермический и газофазный способы. Карбо- и магнетермический способы включают восстановление оксидов титана и бора углеродом или магнием и рафинирование продукта и реализуются в различных технологических вариантах. Газофазный способ основан на боридообразовании в условиях плазменного потока, реализуется в непрерывном режиме и обеспечивает производство нанокристаллического диборида титана. Выявлено 10 отечественных и 10 зарубежных фирм, реально позиционирующих себя в качестве производителей и поставщиков диборида титана. Российские производители предлагают к реализации диборид титана магнетермического способа получения. Стратегически важный нанокристаллический сегмент рынка полностью закрывается зарубежными поставщиками, среди которых такие компании как «American Elements», «Nanostructured & Amorphous Materials, Inc.», «PlasmaChem GmbH», «NEOMAT Co». Это обуславливает необходимость развития российской нанотехнологии диборида титана.

В связи с этим исследование и технологическая реализация процессов боридообразования при плазмометаллургической переработке титан-борсодержащего сырья является важной научно-практической задачей, имеющей большое значение для развития отечественной металлургии титана и его многофункциональных соединений сплавов, а также эффективного решения инновационных задач прикладного материаловедения.

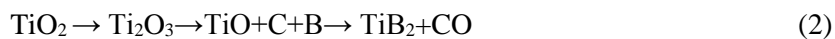
#### *Современные представления о механизме образования*

Анализ технологических результатов, приведенных в работах [1-6], свидетельствует о том, что механизм боридообразования в различных способах получения разный и определяется в первую очередь составом и состоянием шихты, кинетическими факторами реализуемых процессов – крупностью порошков реагентов, их чистотой, температурой, общим давлением в реакционном объеме, изотермичностью реактора, выбором газовой среды и др. Исследование и описание особенностей этих процессов осложняется возможностью образования в системе Ti-B следующих четырех боридов, а так же высокобористого твердого раствора



В основе образования  $\text{TiB}_2$ , реализуемого при спекании и горячем прессовании при температурах ниже температуры плавления исходных веществ, лежит твердофазное взаимодействие. Лимитирующей стадией, определяющей параметры процесса, является диффузия бора в металл через слой образующегося продукта, в составе которого могут быть бориды  $\text{TiB}$ ,  $\text{Ti}_3\text{B}_4$ . При этом реальные скорости диффузионных процессов определяются крупностью частиц исходных порошков титана и бора, степенью однородности смеси, плотностью прессования, наличием и толщиной оксидных пленок, присутствием адсорбированных газов, средой, в которой осуществляется процесс. Для ускорения диффузионных процессов спекание трансформируется в сплавление, а горячее прессование проводят при температуре, превышающей температуру плавления титана в смеси титан-бор. Для полной гомогенизации диборида титана и получения из него очень плотных изделий зачастую дополнительно проводят измельчение спеченных заготовок и повторное прессование.

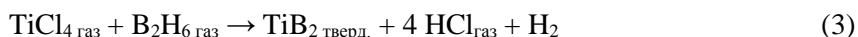
При углеродоборотермическом способе образования  $\text{TiB}_2$  реакция восстановления  $\text{TiO}_2$  углеродом в присутствии бора протекает в несколько стадий, соответствующих образованию промежуточных оксидов



Процесс может быть проведен в среде восстановительного газа при температуре 2173 – 2273 К. Лучшие результаты достигаются при проведении процесса в вакууме. За счет непрерывного удаления монооксида углерода и смещения равновесия реакции в сторону образования  $\text{TiB}_2$  температура восстановления снижается до 1723 – 1973 К, уменьшается содержание углерода в  $\text{TiB}_2$ , исключается его окисление и азотирование. Механизм процессов в этом случае определяется термодинамической устойчивостью оксидов и упругостью паров оксидов и субоксидов.

При образовании  $\text{TiB}_2$  осаждением из газовой фазы, основанном на взаимодействии газообразных или легколетучих соединений титана и бора в присутствии водорода, последовательно и параллельно реализуется целая совокупность физических и химических процессов. Механизм боридообразования включает переход твердых и жидких исходных веществ в парообразное состояние, пиролиз или восстановление химических соединений, содержащих титан, бор или оба этих компонента

одновременно, до ионного или атомарного их состояния, газофазную и гетерофазную диффузию компонентов в реакционной зоне, непосредственное химическое взаимодействие между ними, гетерогенное зародышеобразование  $TiB_2$  и рост его кристаллов, отвод из газовой фазы побочных продуктов. Один из вариантов газофазного получения  $TiB_2$  может быть описан следующим уравнением



*Цель, гипотезы, методология*

Целью настоящей работы является исследование процессов боридообразования при обработке титан-борсодержащего сырья в условиях плазменного потока, описание вероятного механизма их протекания и определение возможности технологического управления содержанием сопутствующих дибориду титана примесей, в том числе свободного бора.

Для экспериментального исследования процессов боридообразования использовался трехструйный плазмометаллургический реактор, включающий также системы электро-, газо-, водоснабжения и вентиляции, контрольно-измерительных приборов и автоматики, дозирования шихтовых материалов и улавливания продуктов плазмообработки. Теплотехнические, ресурсные и технологические характеристики реактора приведены в таблице 1, а методы их экспериментального определения и расчета описаны в работах [7-9].

Таблица 1 – Основные характеристики реактора

Характеристики	Значения
Мощность, кВт	150
Тип реактора	трехструйный прямоточный вертикальный
Тип плазмотрона, мощность, кВт	ЭДП-104А, 50
Плазмообразующий газ	азот
Масса нагреваемого газа, кг/ч	32,5
Внутренний диаметр, м	0,054
Объем реактора, м <sup>3</sup>	0,002
Футовка канала реактора	диоксид циркония
Температура плазменного потока, К	5400 (L*=0) – 2600 (L=20)
Температура футеровки, К	1650 (L=0) – 500 (L=20)
Удельная электрическая мощность, МВт/м <sup>3</sup>	2140
Ресурс работы, ч - анода; - катода	3000-3200; 100-110
Загрязнение диборида титана продуктами эрозии, % - анода; - катода	Cu – 0,0001; W – 0,000002
L* - относительная длина реактора	

Для генерации плазменного потока используются три электродуговых подогревателя газа (плазмотрона) ЭДП-104АМ постоянного тока мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30° к оси реактора. Для подачи в реактор высокодисперсного сырья и газообразного углеводорода используется водоохлаждаемая фурма. Для снижения радиального градиента температуры в пристеночной зоне канал реактора футеруется изнутри высокотемпературным теплоизоляционным материалом – цилиндрическими вставками из диоксида циркония с внутренним диаметром 0,054 м.

В качестве титан-борсодержащих компонентов шихт использовались порошки титана марки ПТН-8 (вариант 1), диоксида титана марки Р-1 (вариант 2), бора марки Б-99. Порошки имеют размерный диапазон и характеризуются следующим распределением по фракциям: титан 0,5 – 4 мкм и + 0,5 – 2 мкм - 48,2 %, +2 – 4 мкм - 51,8 %, диоксид 0,2 – 1,0 мкм и + 0,2 – 0,5 мкм - 48,7 %, + 0,5 – 1,0 мкм - 51,3 %, бор 0,05 – 0,25 мкм и + 0,05 – 0,125 мкм – 53,2 %, +0,125 – 0,25 мкм - 46,8%. В качестве плазмообразующего и транспортирующего газа использовался технический азот (ГОСТ 9293-84, изм.), восстановителя – природный газ с содержанием метана до 93,6 % об., технологической добавки – водород (ГОСТ 3022-80, изм.).

При получении  $TiB_2$  в условиях плазменного потока возможности изучения процесса боридообразования еще более ограничены, что обусловлено следующими причинами: 1) чрезвычайно высокие температуры: среднемассовая температура составляет 2800÷5400 К; 2) высокие скорости движения турбулентной реакционной химически активной смеси – (40÷60 м/с); 3) кратковременность про-

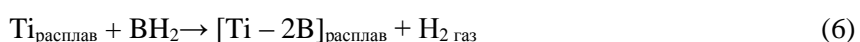
цесса, оцениваемая на уровне 15 мс; 4) крайне ограниченный объем реакционной зоны, составляющий 0,0001 м<sup>3</sup>; 5) практическая недоступность реакционной зоны для зондовой диагностики ввиду значительного возмущающего воздействия водоохлаждаемого зонда, технически исполнимого с наружным диаметром не менее 0,6·10<sup>-2</sup> м; 6) сложный состав газовой фазы, подлежащий определению только после закалки и, возможно, при этом изменяющийся; 7) непреодолимые пока трудности определения содержания в газовой фазе нестабильных борводородов. В то же время изучение механизма боридообразования наряду с научной имеет важное прикладное значение, поскольку позволяет установить возможность управления содержанием примесей, в том числе содержанием свободного бора.

Результаты термодинамического моделирования процессов боридообразования, описанные в работах [10-12], позволяют выдвинуть две научные гипотезы образования TiB<sub>2</sub> в условиях плазмообработки шихты:

- при взаимодействии в газовой фазе по схеме «пар-кристалл»



- при взаимодействии титансодержащего металлического аэрозоля с газообразными борводородами по схеме «пар-расплав-кристалл»



Для подтверждения гипотетических представлений, накопления и анализа необходимой научной информации были проведены следующие исследования:

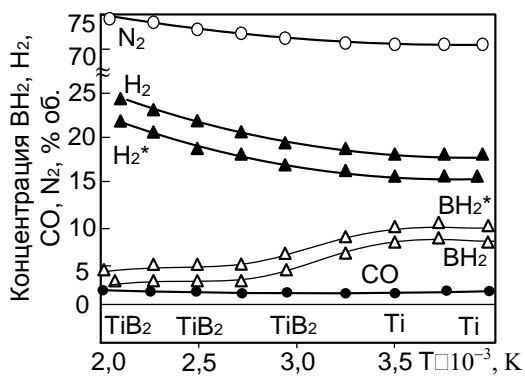
1) Изучена температурная зависимость состава газообразных и твердых продуктов плазмообработки шихты. Для этого процесс проводили в реакторе различной длины – от 6 до 24 калибров, что позволило изменять температуру закалки продуктов от 4000 до 2000 К и осуществлять её при истечении газового потока из реактора в осадительную камеру со скоростью 10<sup>4</sup>-10<sup>5</sup> градусов/с. Нанопродукты, осажденные на водоохлаждаемой поверхности осадительной камеры, анализировались для определения фазового и химического составов (рисунок 3.17). При каждой температуре закалки с помощью зонда также отбирались пробы газо-порошковой смеси. Для этих целей использовался стальной интенсивно охлаждаемый зонд (расход воды 0,050 кг/с), выполненный в виде трубки с внутренним диаметром 0,003 м и длиной 0,5 м, последовательно соединенной с фильтром, стеклянной емкостью с поглотителем (этиловым спиртом), пипеткой, расходомером и вакуумным насосом КВН-8, создающим разрежение до 20 кПа. Зонд устанавливался на удаление 1 калибр от входа газового потока в осадительную камеру ортогонально потоку таким образом, чтобы его газозаборное отверстие совпадало с осью реактора. При зондировании скорость закалки газопорошковой смеси составляла порядка 5·10<sup>4</sup> градусов/с. Фильтр выполнялся из двух соприкасающихся оснований конусов, разделенных фильтрующей перегородкой из стальной сетки саржевого плетения марки С-120 и обеспечивал выделение из пробы порошков, предохраняя их от контакта с воздушной атмосферой. Емкость с поглотителем позволяла улавливать борсодержащие соединения. Проба обеспыленного газового потока отбиралась в пипетку. Состав газовой фазы определялся хроматографически (см. рисунок 1). Кривые Н<sub>2</sub><sup>\*</sup> и ВН<sub>2</sub><sup>\*</sup> соответствуют 1,5-кратному избытку бора.

2) Изучен с помощью масс-спектрометрического анализа состав продуктов термодесорбции образцов, отобранных при зондировании (таблица 2)

3) Изучена с помощью растровой электронной микроскопии морфология наночастиц TiB<sub>2</sub> (рисунок 2).

#### *Обсуждение результатов*

Анализ полученных результатов подтверждает присутствие в азотно-водородном потоке газообразных борсодержащих соединений. В масс-спектрах продуктов вакуумной термодесорбции присутствуют компоненты с молекулярными массами 12,13, предположительно соответствующие ВН и ВН<sub>2</sub>. Сопоставление температурной зависимости концентраций ВН и ВН<sub>2</sub><sup>\*</sup>, рассчитанных по определенному экспериментально содержанию в газовой фазе бора, и изменения фазового состава уловленных порошкообразных продуктов подтверждает безусловное участие газообразных соединений бора в боридообразовании. В то же время изучение формы и размера частиц TiB<sub>2</sub>, полученного в виде нанопорошка с шаровидными частицами, однозначно указывает на формирование их по механизму «пар-расплав-кристалл».



$\bar{a} \pm \Delta a$	Температура, К			
	2000	3000	3500	4000
$H_2$	23,12±0,94	19,31±0,82	18,72±0,71	18,11±0,73
$BH_2$	0,82±0,06	3,62±0,10	7,00±0,39	7,31±0,42
$H_2^*$	21,05±	17,62±0,53	16,05±0,50	18,25±0,44
$BH_2^*$	3,37±0,10	6,54±0,28	9,12±0,49	10,21±0,63
$N_2$	74,35±1,23	74,00±1,36	73,65±1,21	73,51±1,44
$CO$	0,98±0,04	1,00±0,05	1,14±0,04	1,11±0,05

Рисунок 1 – Температурная зависимость состава газообразных и фазового состава твердых продуктов взаимодействия титана с бором в потоке азотной плазмы ( $\bar{a} \pm \Delta a$  – средние арифметические значения и доверительные интервалы концентраций)

Таблица 2 – Состав и количества продуктов вакуумной термодесорбции образцов  $TiB_2$ , неконтактировавших с атмосферой

Характеристика	$TiB_2$ (1)	$TiB_2$ (2)
Химический состав, %		
$TiB_2$	96,26	93,27
$B_{свободный}$	1,05	0,45
$Ti_{свободный}$	1,13	-
C	-	1,22
O	0,44	-
N	1,12	1,24
$TiO_2$	-	3,82
Удельная поверхность, $m^2/kg$	45000	37000
Размер* частиц, нм	37	45
Молекулярные массы продуктов десорбции	2,12 – 13, 26 – 28, 32– 36	2,12–12, 14– 16, 26–28, 32–36
Предполагаемый состав продуктов десорбции	$H_2, BH, BH_2, N_2, CO, O_2$	$H_2, BH, BH_2, CH_3, CH_2, N_2, CO, O_2$
Количество десорбированных газообразных продуктов	1,24	1,36
* – рассчитывался по величине удельной поверхности		

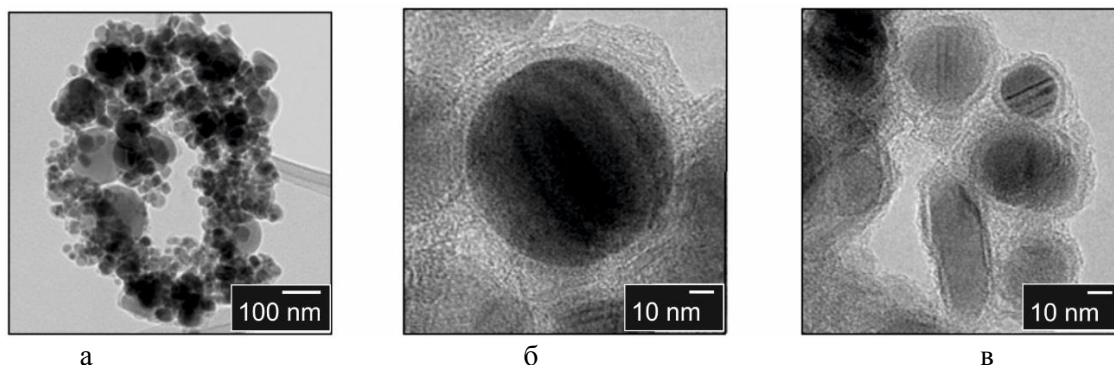


Рисунок 2 – Микрофотографии нанокристаллического диборида титана  $TiB_2$  (1) (а – частицы и агрегаты; б – морфологическая картина агрегата; в – отдельные частицы)

Полученные результаты и их обсуждение делают возможным описание процесса боридообразования в виде следующей схемы, включающей две основные температурно-пространственные зоны и представленной на рисунке 3.

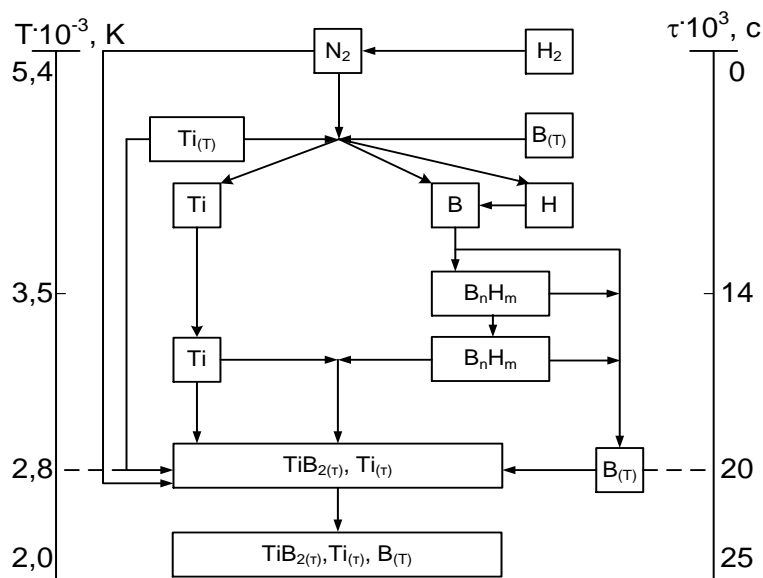


Рисунок 3 – Предполагаемая схема взаимодействия титана с бором в потоке азотно-водородной плазмы

Зона 1 соответствует температурному интервалу 5400-3500 К. В ней протекают процессы тепло- и массообмена и формирование реакционной смеси заданного состава: активное перемешивание азотно-водородного плазменного потока и порошкообразной титан-борсодержащей шихты, нагрев, плавление и испарение титана и бора, «газификация» бора в бороводороды.

Зона 2 соответствует температурному интервалу 3500-2000 К. Характерная особенность зоны – существенное снижение концентрации в газовом потоке бороводорода  $BH_2$ , соответствующее появлению в продуктах  $TiB_2$ . Это позволяет предположить, что образование  $TiB_2$  возможно при кристаллизации расплава титан – бор – продукта борирования бороводородами металлического аэрозоля, формирующегося в потоке при объемной конденсации паров титана. Характер изменения концентрации  $BH_2$  с температурой при 1,5 кратном избытке бора в шихте подтверждает устойчивость его в пределах температурной зоны и свидетельствуют о реальной возможности ограничения содержания свободного бора в дибориде титана. Сформировавшиеся в рассматриваемой зоне боридные наночастицы активно адсорбируют технологические газы и газообразные продукты боридообразования.

#### Заключение

Процесс боридообразования с получением  $TiB_2$  в условиях плазмообработки шихты характеризуется особенностями, существенно отличающими его от традиционных технологических вариантов. Образование  $TiB_2$  возможно при кристаллизации расплава титан-бор-продукта борирования бороводородами металлического аэрозоля, формирующегося в потоке при объемной конденсации паров титана. Наряду с обсуждаемым механизмом возможны и иные, не выявленные пока доступными средствами диагностики реакционные схемы, но характерные для высокотемпературных неидеальных химико-металлургических реакторов.

#### Библиографический список

1. Панов В.С. Тугоплавкие металлы IV – VI групп и их соединения. Структура, свойства, методы получения : учеб. пособие / В.С. Панов. – М. : МИСиС, 2006. – 63 с.
2. Ефимова К.А. Физико-химические свойства диборида титана: анализ, актуализация, оценка практической значимости в современных условиях / К.А. Ефимова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – СибГИУ. – Москва-Новокузнецк. – 2016. – В. 37. – С. 90 – 102.
3. Ефимова К.А. Современное состояние производства диборида титана: оценка, определение доминирующих тенденций и перспектив / К.А. Ефимова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2017. – № 2. – С. 144-158.
4. Ефимова К.А. Разработка технологии плазменного синтеза нанопорошка диборида титана – компонента функциональных композиционных покрытий / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Т.И. Алексеева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – СибГИУ. – Москва-Новокузнецк, 2015. – В. 35. – С. 112 – 119.
5. Крутский Ю.Л. Изучение процесса синтеза диборида титана с использованием нановолок-

нистого углерода / Ю. Л. Крутский, Е. В. Антонова, А. Г. Баннов, И. С. Фролова // Актуальные проблемы в машиностроении: мат. I Междунар. науч.-практ. конф., – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2014. – С. 453-458.

6. Ноздрин И.В. Борид хрома – нанотехнология, свойства, применение: монография / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский. – Саарбрюкен (Германия): LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014 – 233 с.

7. Ефимова К.А. Реактор для обработки и производства тугоплавких материалов: теплотехнические, ресурсные и технологические характеристики / К.А. Ефимова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Т.И. Алексеева// Minsk International Heat and Mass Transfer Forum MIF-XV. –2016. - pp. 72-76.

8. Галевский Г. В. Применение плазменного нагрева в производстве высокотемпературных боридов и карбидов / Г. В. Галевский, В. В. Руднева, И. В. Ноздрин, С. Г. Галевский, К. А. Ефимова // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра: мат. XIV Всеукр. науч.-практ. конф. – Киев, 2016. – С. 248 – 259.

9. Галевский Г.В. Разработка научных и технологических основ плазменного синтеза наноборида титана / Г.В. Галевский, К.А. Ефимова, В.В. Руднева // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Металлургия и материаловедение. – 2015. – №2(219) – С.141 – 150.

10. Галевский Г.В. Моделирование процессов боридо- и карбидообразования при переработке титаносодержащего сырья в плазменном реакторе / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова, К.А. Ефимова // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Металлургия и материаловедение. – 2016. – №1(238). – С. 90-99.

11. Ефимова К.А. Термодинамическое моделирование плазмосинтеза диборида титана / К.А. Ефимова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева// Научно-технические ведомости СПбГПУ. Металлургия и материаловедение. – 2016. – №4(254)– С. 233 – 244.

12. Ефимова К.А. Термодинамическое моделирование параметров плазменного синтеза диборида титана / К.А. Ефимова, Г.В. Галевский, Т.И. Алексеева // Перспективы развития технологии переработки углеводородных и минеральных ресурсов : мат. V Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием. – Иркутск : Изд-во ИРНИТУ, 2015. – С. 18-20.

УДК 625.143.48

## **СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ**

**Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

***Аннотация:** Рассмотрен вопрос получения качественного неразъемного соединения при сварке в рельсовой стали. Приведены ряд решений данного вопроса и новые способы сварки. Предложен способ, позволяющий регулировать структуру металла сварного соединения без термообработки, с получением необходимых механических и эксплуатационных свойств сварных стыков рельсов.*

***Ключевые слова:** бесстыковой путь, сварное соединение, электродуговая сварка, пульсирующее оплавление, непрерывное оплавление, изотермическая выдержка, структура.*

## **METHODS OF OBTAINING A QUALITY WELD CONNECTION OF RAILWAY RAILS**

**Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Usoltsev A.A., Krykov R.E., Patrushev A.O.**

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia*

***Abstract:** The issue of obtaining a high-quality one-piece joint for welding in rail steel is considered. A number of solutions to this issue and new methods of welding are given. A method is proposed that allows to regulate the metal structure of a welded joint without heat treatment, to obtain the necessary mechanical and operational properties of welded rail joints.*

***Key words:** weldless joint, welded joint, electric welding, pulsating melting, continuous reflow, isothermal aging, structure.*

Одним из важным в развитии экономики России является состояние железнодорожного пути. Железнодорожная отрасль имеет стратегическое значение. Она является связующим звеном единой экономической системы, обеспечивает стабильную деятельность промышленных предприятий, своевременный подвоз жизненно важных грузов в самые отдаленные уголки страны, а также является самым доступным транспортом для миллионов граждан. По данным ОАО «РЖД» на 2017 год протяженность Российских железных дорог составляет 85,3 тыс. км (эксплуатационная длина железных дорог). Одним из основных элементов строения железных дорог являются рельсы. На сегодня, как на железных дорогах Российской Федерации, так и за рубежом, происходит отказ от звеньевой конструкции пути. Одним из основных недостатков звеньевого пути является наличие стыка. Развитие технологий, позволяющих обеспечить возможность получения бесстыкового железнодорожного пути, является актуальным направлением в настоящее время. Следует принимать во внимание, что эксплуатация железнодорожного пути в стране происходит в сложных климатических и эксплуатационных условиях (в стране используются пути совмещенного типа, а не как в Европейских странах - раздельно для промышленного и пассажирского потока).

К достоинствам бесстыкового пути относятся [1,2]:

- снижение на 30-40 % затрат на текущее содержание пути и повышение безопасности движения поездов, надёжность конструкции;
- снижение на 8-10 % основного удельного сопротивления движению поездов и, в связи с этим, экономия топлива и электроэнергии на тягу, что весьма существенно в условиях непрерывного роста цен на энергоносители;
- увеличение сроков службы верхнего строения пути, за счёт меньшей, чем в звеньевом пути повреждаемости рельсов. Так, отказы бесстыковых плетей по дефектам (контактно-усталостным и в стыках) возникают в 1,8-2,0 раза реже, чем рельсов звеньевого пути, а без учёта уравнильных пролётов - в 3-4 раза;
- снижение объёмов работ по выправке пути (до 25-30 %), связанных с просадками в стыках, особенно работ по ликвидации выплесков, которые с увеличением осевых нагрузок становятся большой проблемой;
- снижение интенсивности бокового износа наружной рельсовой нити в кривых и, соответственно, повреждений рельсов по этой причине в 1,5-1,6 раз;
- сокращение потребности в очистке щебёночного балласта на угольно-рудных маршрутах в 1,5-2,0 раза;
- сокращение расходов металла на стыковые скрепления (до 4,5 т-км);
- уменьшение расходов на ремонт ходовых частей вагонов и локомотивов;
- повышение комфортабельности проезда пассажиров;

При строительстве, ремонте и текущем содержании бесстыкового пути одной из ключевых технологий является сварка рельсов, для которой разработаны и запатентованы следующие способы:

- давлением: электроконтактный, газопрессовый, индукционный, лазером, трением и др.;
- алюминотермитный;
- электродуговой: штучными электродами, под слоем флюса, в среде защитных газов, электрошлаковый, порошковыми проволоками и др.

Способ сварки давлением заключается в разогреве торцов рельсов до температуры пластического состояния (выше 1000 °С) и их осадке с определенным усилием (в зависимости от площади поперечного сечения и физико-механических свойств металла рельсов). Концы рельсов можно нагревать электрическим током — электроконтактный способ, газовыми горелками — газопрессовый, токами высокой частоты (индукторами), лазером, плазмой, теплом, выделяемым при трении, и т.п. При сварке давлением отсутствует присадочный металл, т.е. концы рельсов сваривают непосредственно друг с другом.

Алюминотермитный способ заключается в получении металлов и сплавов восстановлением их оксидов в экзотермической реакции с алюминием. В результате реакции выделяется большое количество тепла. Жидкий металл заливается в зазор между соединяемыми рельсами. Алюминотермитный и электродуговой способы существенно отличаются от способов сварки давлением тем, что сварной шов шириной 15 – 25 мм и более состоит из присадочного металла, имеющего литую структуру.

Электродуговой способ основан на расплавлении электрической дугой электродного металла (стержня или проволоки) и заполнении им зазора между соединяемыми рельсами.

Зоны сварных стыков являются слабыми участками рельсового пути для всех случаев движения (в случае скоростного, высокоскоростного движения и тяжеловесного движения). Изъятия по дефектам сварного стыка от общего числа изъятых рельсов достигают 30 %, при этом, суммарная протяжённость зоны стыка составляет не более 2 % от длины рельсовой плети. Причины этого заключа-

ются в изменении однородности микроструктуры в зонах сварного шва и термического влияния; создании неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений; создании при сварке условий для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участок рельса со сварным швом; короблению рельса в зоне сварного шва с последующим образованием «седловин» при эксплуатации.

Всем способам сварки присуще наличие зоны термического влияния (ЗТВ) – измененной структуры основного металла рельсов, непосредственно прилегающего к сварному шву. Это приводит к возникновению остаточных напряжений и, как следствие, к снижению прочностных характеристик сварного соединения. Ширина ЗТВ зависит от времени воздействия высоких температур на основной металл, массы присадочного металла, способа и параметров сварки.

В России большое распространение приобрел электроконтактный способ. Основную часть рельсов сваривают на стационарных рельсосварочных предприятиях и небольшую часть стыков путевыми рельсосварочными самоходными машинами [3].

Электроконтактный способ может осуществляться двумя методами: непрерывным и пульсирующим оплавлением. В настоящее время наибольшее распространение при контактной сварке рельсов получил метод пульсирующего оплавления. Данный способ контактной сварки наиболее экономичен и технологичен в сравнении с непрерывным оплавлением. При контактной сварке рельсов, так же, как и при других видах сварки происходит нагрев и непрерывное охлаждение металла в ЗТВ. В зависимости от химического состава стали, выбирается технологический процесс сварки с использованием существующих методов оплавления: непрерывного или пульсирующего, определяющих линейную величину и температурные поля в ЗТВ сварного стыка. Выбор теплового режима основан на исключении образования структур закалки (мартенсита и бейнита), вызывающих дополнительные напряжения и трещины, которые приводят к разрушению рельсов [2]. В связи с этим [4] особое значение приобретает разработка таких режимов для железнодорожных рельсов высокоскоростных магистралей, изготовленных из хромистой стали.

Однако при применении бесстыковой конструкции верхнего строения пути остаётся не решённым ряд вопросов, в частности, требуют дальнейшей проработки вопросы повышения прочности сварных швов и зоны термического влияния, т.к. количество опасных дефектов на этом участке составляет 13-15 % от общего числа дефектов на рельсовой плети.

В настоящее время данная проблема при изготовлении бесстыкового пути при сварке рельсов решается обязательной термической обработкой сварного стыка. Термообработку производят с помощью индукционных установок, что в свою очередь увеличивает затраты.

Так же существует предположение исправлять этот недостаток путем совмещения, непрерывного и пульсирующего методов оплавления, т.е. изменением интенсивности нагрева при сварке и регулированием скорости охлаждения [4]. В данном случае, частично используя метод непрерывного оплавления, возможно появление дефектов сварочного характера присущие непрерывному оплавлению.

Для решения данной задачи предлагается альтернативный способ. После осадки и охлаждения сварного стыка в момент достижения необходимой температуры, предлагается производить изотермическую выдержку путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык. Во избежание получения структур закалки выбирается температура выдержки исходя из получения более мелкодисперсной структуры металла шва (рисунок 1). Время выдержки определяется инкубационным периодом образования необходимой структуры и регулируется количеством импульсов тока [5].

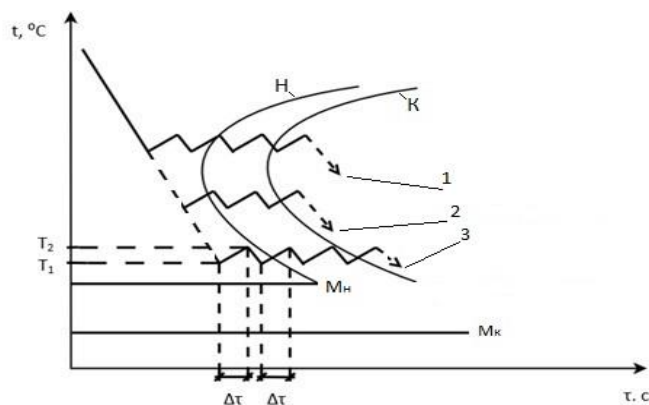


Рисунок 1 – Схема изотермического распада аустенита с различными режимами изотермической выдержки заготовки после сварки для получения структуры перлита (1), сорбита (2) или бейнита (3).



В процессе охлаждения стали в аустенитном состоянии (из области высоких температур) превращение аустенита происходит только после его переохлаждения ниже эвтектоидной температуры  $A_{1} = 727^{\circ}\text{C}$ , что объясняется изменением свободной энергии фаз и структур сплавов при нагреве и охлаждении. При низких температурах меньшим запасом свободной энергии обладает перлит по сравнению с аустенитом, поэтому при переохлаждении стали аустенит превращается в пластинчатый перлит (ферритно-цементитную смесь). Чем больше степень переохлаждения аустенита, тем мельче образующаяся из него ферритно-цементитная смесь. Полученные перлитные структуры зависят от температуры. При малой степени переохлаждения аустенита в интервале температур  $727 - 650^{\circ}\text{C}$  получается перлит. При большей степени переохлаждения в интервале температур  $650 - 600^{\circ}\text{C}$  после превращения аустенита образуется сорбит (более мелкая, чем перлит, пластинчатая ферритно-цементитная смесь).

При еще больших степенях переохлаждения в интервале температур  $600 - 500^{\circ}\text{C}$  получают троостит (более тонкопластинчатая ферритно-цементитная смесь по сравнению с сорбитом) [8].

Таким образом, предложенный способ позволит получать необходимую структуру металла шва, что в свою очередь позволит добиться высоких механических и эксплуатационных свойств стыкового соединения рельсов. Регулируя параметры изотермической выдержки можно устранить последствия влияния неблагоприятных химических элементов рельсовой стали на процесс сварки.

#### Библиографический список

1. Бесстыковой путь прогрессивная конструкция железнодорожного пути [Текст] / Л.В. Клименко // Приложение к журналу "Мир транспорта" МКЖТ МПС РФ, 2004. - № 1 с. 88-93.
2. Козырев Н.А. Железнодорожные рельсы из электростали [Текст] / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: ЕвразХолдинг, Новокузнецкий металлургический комбинат, 2006. – 388 с.
3. Козырев Н. А. Современные методы получения бесстыковых рельсов / Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, Р. А. Шевченко, П. Е. Шишкин // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник трудов Международной научно-практической конференции 18-21 апреля 2017 года / под ред. А. Н. Смирнова. – Кемерово: КузГТУ, 2017. с 123 - 127.
4. Шур Е.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов: [Текст] / Е.А. Шур, В.А. Резанов // Вестник ВНИИЖТ. – 2012. – № 3. – С. 20 – 22.
5. Шевченко Р. А. Расчет оптимальных режимов электроконтактной сварки железнодорожных рельсов / Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Шишкин П.Е., Крюков Р.Е., Усольцев А.А. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 37. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. с 175 – 180.
6. Скугорова Л.П. Материалы для сооружения газонепроводов и хранилищ: уч. пособие / Л. П. Скугорова. – М.: Недра, 1989. – 344 с.

УДК 621.921.26

## ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ В ГАЛЬВАНИКЕ, КЕРАМИКЕ, МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ

Руднева В.В.<sup>1</sup>, Галевский Г.В.<sup>1</sup>, Галевский С.Г.<sup>2</sup>, Черновский Г.Н.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*Санкт-Петербургский горный университет,  
г. Санкт-Петербург, Россия, sgalevskii@gmail.com*

**Аннотация:** Установлены в процессах композиционного электроосаждения покрытий, формирования конструкционной керамики, поверхностного упрочнения сталей электровзрывным легированием технологические преимущества и условия обеспечения нового качества покрытий и изделий, достигаемые при использовании нанокарбида кремния. Нанокарбид кремния рекомендован для использования в составе износостойких и коррозионностойких хром-карбидных электроосаждаемых покрытий, способных работать в условиях повышенных температур, для упрочнения инструмента и оснастки, в том числе с особо сложным микрорельефом рабочих поверхностей. Нанокарбид кремния в составе композиций «карбид кремния – бор – углерод» может быть использован для производства керамических заготовок твердофазным спеканием в аргоне при давлении 0,1 МПа и темпера-

туре 2273 К. Применение нанокарбида кремния в технологии поверхностного упрочнения инструментальных сталей электровзрывным легированием обеспечивает получение защитного слоя глубиной около 20 мкм с высокой микротвердостью, износостойкостью и жаростойкостью.

**Ключевые слова:** нанокристаллический карбид кремния, композиционное хромирование, конструкционная керамика, поверхностное модифицирование, электровзрывное легирование.

## ASSESSMENT OF EFFICIENCY OF APPLICATION OF NANOCRYSTAL SILICON CARBIDE IN THE GALVANICS, CERAMICS, MODIFYING OF THE SURFACE

Galevskiy G.V.<sup>1</sup>, Rudneva V.V.<sup>1</sup>, Galevskiy S.G.<sup>2</sup>, Chernovsky G.N.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*St. Petersburg Mining University,  
St. Petersburg, Russia, sgalevskii@gmail.com*

**Abstract:** *Technological advantages and conditions of ensuring new quality of coverings and products reached at silicon nanocarbide use in processes of composite electrodeposition of coverings, formations of constructional ceramics, superficial hardening steel by an electroexplosive alloying are established. Silicon nanocarbide is recommended for use as a part of wearproof and corrosion-resistant chrome - the carbide electrobesieged coverings capable to work in the conditions of the increased temperatures, for hardening of the tool and equipment, including with especially difficult microrelief of working surfaces. Silicon nanocarbide as a part of compositions "silicon carbide – boron – carbon" can be used for production of ceramic preparations by solid-phase agglomeration in argon with a pressure of 0,1 MPas and temperature 2273 K. Use of silicon nanocarbide in technology of superficial hardening of tool steel by an electroexplosive alloying provides a protective layer about 20 microns in depth with a high microhardness, wear resistance and heat resistance.*

**Keywords:** *nanocrystal silicon carbide, composite chromium plating, constructional ceramics, superficial modifying, electroexplosive alloying.*

### Введение

Производство карбида кремния является одним из важнейших в структуре современной металлургии. Сочетание исключительных теплофизических, механических и физико-химических свойств карбида кремния делает его уникальным материалом для многих отраслей техники и предопределяет такие основные направления применения, как материалы на связках, керамика, композиционные материалы и покрытия. Мировое производство карбида кремния составляет около 800 тыс. т в год. Крупнейшими сферами использования карбида кремния являются металлургия (около 45 % мирового спроса), производство абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Пока маломасштабными по фактическому объему (менее 1 %), но интенсивно развивающимися и имеющими высокую стоимостную оценку, являются рынки сбыта карбидокремниевых порошковых материалов: микронизированного порошка с размером частиц менее 1 мкм (т.н. «микронизированный карбид») для керамики и нанопорошка с размером частиц менее 100 нм (т.н. «нанокарбид») для высококачественных конструкционной и ударопрочной керамики и гальваники. Введение в обращение карбида кремния в виде нанокарбида открывает новые направления его применения, в том числе для поверхностного и объемного модифицирования металлических сплавов и полимеров, создания специальных красочных составов и др. Производителями микронизированного карбида являются предприятия мировых лидеров – компаний «Saint-Gobian» и «Exolon-ESK». Среди производителей нанокарбида – научно-производственные фирмы «Токуо Текко Со» (Япония), «Hefei Kaier Nanotechnology & Development Ltd. Co» (Китай), «NEOMAT Co» (Латвия) и др.

Целью настоящей работы явилась оценка эффективности применения нанокарбида кремния в технологии композиционных электроосаждаемых покрытий (КЭП), конструкционной керамики, электровзрывного легирования (ЭВЛ) сталей. При проведении экспериментальных исследований использовали нанокарбид кремния и композиции на его основе, полученные по инновационной технологии, предложенной авторами [1].

### Применение нанокарбида кремния в технологии композиционных электрохимических покрытий

Нанокарбид кремния применялся в качестве упрочняющей фазы в процессах электрохимического осаждения покрытий из электролитов хромирования. Для решения задач композиционного

упрочнения использовали нанокарбид, полученный карбидизацией микропорошка кремния метаном – SiC (1) и плазменным модифицированием микропорошка – SiC (2). Характеристики нанопорошков (НП) карбида кремния SiC (1) и SiC (2) и их физико-химические свойства приведены в таблице 1 и подробно описаны в работах [1 - 3].

Таблица 1 Основные характеристики нанопорошков карбида кремния

Характеристики нанопорошков	SiC (1)	SiC (2)
Фазовый состав	$\beta$ -SiC	$\beta$ -SiC
Химический состав основной фазы	$\text{SiC}_{0,95}\text{N}_{0,05}$	$\text{SiC}_{0,95}\text{N}_{0,05}$
Содержание основной фазы, % масс.	99,21*	99,30*
Содержание примеси свободного углерода, % масс.	0,06	0,05
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	38000	37000
Размер** частиц, нм	62	61
Форма частиц	Огран.	
Коррозионная стойкость в растворах электролитов	Устойчив в электролитах любой кислотности	
Термоокислительная устойчивость на воздухе, К	до 913	
Примечание: * После рафинирования; ** Рассчитан по величине удельной поверхности.		

Для электроосаждения КЭП хром – нанокарбид использовали электролит хромирования, содержащий НП карбида кремния SiC (1) или SiC (2), следующего состава, кг/м<sup>3</sup>: хромовый ангидрид 250, серная кислота 3, хром трехвалентный 8. Для приготовления электролита – суспензии к навеске порошка добавляли небольшое количество чистого электролита, компоненты перемешивали до полного смачивания порошка, переносили в электролизер и разбавляли до требуемой концентрации. Корректировка pH производилась с помощью растворов NaOH или H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>.

Анализ результатов исследований и промышленного применения нанокарбида кремния SiC (1) и SiC (2) подтвердил установленные ранее для нанокарбидов и наноборидов и описанные в работах [4 – 6] параметрический, концентрационный, структурный и технологический эффекты. Так, используемый электролит хромирования характеризовался в зависимости от дисперсности наполнителя следующим изменением катодной плотности тока (МП – микропорошок карбида кремния с размером частиц менее 5 мкм):

Без наполнителя (5 кА/м<sup>2</sup>) → МП SiC (5,5-6,0) → НП SiC (2), SiC (4) (8-10).

Возрастание допустимой катодной плотности тока обусловлено, по-видимому, стабилизацией значений pH в прикатодном слое при введении в электролит второй фазы. Насыщение покрытия карбидными наночастицами происходит при меньшем их массовом содержании в покрытии и концентрации в электролите (таблица 2), что обусловлено возрастанием числа наночастиц в единице объема, способствующим дисперсионному твердению металлической матрицы. Микротвердость композиционных покрытий с наноконпонентами на основе хрома в 1,80-1,90 раза выше, чем у хрома, и в 1,10-1,20 выше по сравнению с композиционными покрытиями с микропорошками (таблица 2), причем во всех случаях величина микротвердости повышается с увеличением содержания частиц в композиционном материале. Повышение твердости связано с высокой эффективностью наночастиц как барьеров распространения дислокаций. Включение наночастиц в хромовую матрицу снижает интенсивность её изнашивания при изменении содержания наноразмерного порошка от 0,15 до 0,45 % масс. в 1,25-2,5 раза. Значительное повышение износостойкости материала Cr – НП SiC связано с устранением в структуре слоя возбудителей местной концентрации напряжений – микротрещин, присутствующих в значительных количествах в хромовых слоях. Определение коррозионной стойкости КЭП Cr – НП SiC в жидких средах показывает, что КЭП превосходят обычные покрытия на основе хрома в 1,3-1,5 раза (частотный показатель коррозии 0,3 %) и могут быть отнесены к группе стойких.

Для оценки возможности замены нанокарбидом кремния нанодетонационного синтеза, проведено сопоставление характеристик хром-карбидных и хром-алмазных покрытий (таблица 3).

Можно видеть, что хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий срок службы при эксплуатации в условиях температур выше 473-573 К, достигаемые при более низких концентрациях нанопорошка карбида в электролите и существенном снижении стоимости 1 м<sup>3</sup> электролита – суспензии.

Таблица 2 - Зависимость содержания упрочняющей фазы (а) и микротвердости (Н) КЭП\* от концентрации НП и МП в электролите

Концентрация НП, МП в электролите, кг/м <sup>3</sup>	а, % масс. / Н, ГПа		
	Cr – НП SiC (1)	Cr – НП SiC (2)	Cr – МП SiC
1,0	0,20/9,0	0,24/9,1	0,47/8,4
3,0	0,41/9,3	0,43/9,2	0,72/8,6
10,0	0,59/9,7	0,58/9,4	0,89/8,9
20,0	0,82/10,1	0,84/10,1	1,1/9,0

Примечание: \* Условия электроосаждения: КЭП Cr – НП, МП SiC – катодная плотность тока 8,0 кА/м<sup>2</sup>, рН 2,0, Т = 323 К.

Таблица 3 - Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с нанопорошками карбида кремния SiC (1) и алмаза [7]

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Технологические варианты					
		1	2	3	4	5	6
Состав электролита, кг/м <sup>3</sup>	Хромовый ангидрид	250	250	250	250	250	260
	Кислота серная	3	3	3	3	3	0,34
	Хром трехвалентный	8	8	8	8	8	–
	Калий кремнефтористый	–	–	–	–	–	19
	Барий сернокислый	–	–	–	–	–	7
	НП карбида кремния	4	6	7	8	10	–
	НП алмаза	–	–	–	–	–	20
Режим осаждения	Температура, К	328	328	328	328	328	331
	Плотность тока, А/дм <sup>2</sup>	55	55	55	55	55	55
Результаты	Износостойкость*	0,96	1,0	1,05	1,07	1,08	1,0
	Микротвердость, ГПа	8,9	9,0	9,1	9,15	9,15	9,0
	Коррозионная стойкость*	0,96	1,05	1,07	1,10	1,10	1,0
	Срок службы при температуре выше 473-573 К*	1,1	1,50	1,70	2,00	2,06	1,0
	Стоимость 1 м <sup>3</sup> электролитной суспензии*	0,13	0,16	0,18	0,20	0,23	1,0

Примечание: \* Износостойкость, коррозионная стойкость, срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К, стоимость 1 м<sup>3</sup> электролитной суспензии приведены по отношению к варианту 6, для которого значения этих показателей приняты за 1,0.

Результаты исследований свидетельствуют о технологической целесообразности применения нанопорошков с удельной поверхностью не более 40000 м<sup>2</sup>/кг (таблица 4) с ограниченным (менее 1,0 % масс.) содержанием свободного углерода (таблица 5).

Таблица 4 - Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с НП карбида кремния с различной удельной поверхностью (для условий технологического варианта 4, таблица 3)

Величина удельной поверхности НП карбида кремния, м <sup>2</sup> /кг	11000	22000	32000	38000	51000
Износостойкость	0,89	0,99	1,0	1,03	0,93
Микротвердость, ГПа	7,92	9,27	9,32	9,39	8,51
Коррозионная стойкость	0,82	1,0	1,0	1,0	0,91
Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К	0,72	1,0	1,0	1,0	0,88

Таблица 5 - Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с НП карбида кремния при различном содержании в нем свободного углерода (для условий технологического варианта 4, таблица 3)

Содержание в НП карбида кремния свободного углерода, % масс.	0,8	1,5	2,4
Износостойкость	1,0	0,86	0,79
Микротвердость, ГПа	932	760	710
Коррозионная стойкость	1,0	0,89	0,79
Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К	1,0	не рекомендуются к эксплуатации в этих условиях	

Использование более дисперсных наноматериалов усложняет технологию приготовления и эксплуатации электролита – суспензии. Это обстоятельство отмечается также в работах других исследователей. Так, авторы работы [7], использовавшие при композиционном хромировании алмазные нанопорошки с удельной поверхностью 400000-500000 м<sup>2</sup>/кг (размер частиц 4-5 нм), отмечают, что при реализации обычных приемов приготовления электролита – суспензии нанопорошки вводятся в электролит с большим трудом (длительность перемешивания может составить 50-80 часов), в связи с чем ими разработана специальная длительная многооперационная технология. Авторы работы [8], использовавшие для композиционного хромирования нанопорошок оксида алюминия с удельной поверхностью 100000-150000 м<sup>2</sup>/кг (размер частиц 15-18 нм), также отмечают возникающие при приготовлении электролита – суспензии трудности, в связи с чем рекомендуют вводить нанопорошок в электролит в виде концентрированной суспензии, обработанной ультразвуком частотой 22 кГц. Отмеченные особенности подтверждают значительное развитие в объеме электролита процессов коагуляции наночастиц, приводящих к их укрупнению, и усиливающихся при применении нанопорошков с удельной поверхностью 50000-500000 м<sup>2</sup>/кг. Развитие процессов коагуляции обусловлено такими причинами, как неустойчивость наносистем, обладающих избыточной поверхностной энергией, и неудовлетворительная смачиваемость нанопорошков, связанная с состоянием поверхности их частиц и наличием или отсутствием на них поверхностного заряда. В результате возникает технологическая необходимость реализации процессов электроосаждения покрытий из электролитов – суспензий с повышенной концентрацией в них нанопорошков.

По результатам исследований разработаны способ получения композиционных электрохимических покрытий на основе хрома [9] и технологические процессы композиционного упрочнения с нанокарбидом кремния. КЭП на основе Cr – НП SiC рекомендуются для защиты деталей и технологической оснастки, подверженных износу (например, нитевые датчики крутильных машин, штоки амортизаторов и др.), одновременному износу и коррозии (например, пресс-формы для отпрессовки изделий из термопластов, детали нефте- и газопромыслового оборудования и др.). Но экономически и технологически наиболее целесообразно применение их взамен хром-алмазных КЭП для поверхностного упрочнения инструмента, оснастки, деталей машин и механизмов, эксплуатирующихся в условиях повышенных температур (выше 473-573 К): прессовый инструмент для порошковой металлургии, детали инструментального производства – пуансоны, штампы, матрицы, державки пуансонов и др., детали поршневой группы двигателей внутреннего сгорания и т.п.

#### Применение нанокарбида кремния в технологии конструкционной керамики

Для технологии конструкционной керамики применяли нанокарбид кремния, полученный карбидизацией микропорошка кремния метаном – SiC (1) и модифицированием микропорошка карбида в плазменном потоке азота – SiC (2) с последующим рафинированием.

Нанокарбид кремния по основным характеристикам (уровню дисперсности, фазовому и химическому составу) не уступает карбидокремниевым порошкам конструкционного назначения зарубежных фирм (таблица 6). Технологическим преимуществом вводимого в обращение материала является возможность поставки его в виде композиции заданного состава, содержащей активирующие процесс спекания добавки (реакционноспособные бор и углерод).

Таблица 6 - Химический и фазовый составы, режимы ТФС и физико-механические свойства карбидокремниевых керамических материалов

Характеристики порошков карбида кремния, условия подготовки и режимы ТФС	Торговая марка, изготовитель			
	СибГИУ SiC (1)	СибГИУ SiC (2)	A-10 "Hermann Starck Co."	B-10 "Hermann Starck Co."
Фазовый состав	β-SiC	β-SiC	α-SiC	β-SiC
Химический состав, % масс.				
SiC	90,16	90,00	97,0	95,0
C <sub>своб.</sub>	2,70	2,69	1,0	1,9
B <sub>своб.</sub>	2,52	2,63	–	–
Si <sub>своб.</sub>	0,03	0,02	0,01	0,02
SiO <sub>2</sub>	4,51	4,60	1,88	3,02
Al	0,04	0,03	0,1	0,04
Fe	0,04	0,04	0,01	0,02
Соотношение SiO <sub>2</sub> : C в шихте, моль/моль (стехиометрическое "на карбид" 1 : 3)	1 : 3,01	1 : 2,98	1 : 2,69	1 : 3,17

Характеристики порошков карбида кремния, условия подготовки и режимы ТФС	Торговая марка, изготовитель			
	СибГИУ SiC (1)	СибГИУ SiC (2)	A-10 "Hermann Starck Co."	B-10 "Hermann Starck Co."
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	38000	37000	11000	15000
Размер* частиц, нм	67	66	700	600
Термообработка шихты T = 1073 К, P = 100 Па, τ = 1 ч	+	+	+	+
Пластифицирование шихты 5 %-ным раствором ПВС	+	+	+	+
Холодное прессование заготовок в стальной разборной прессформе P = 50 МПа	+	+	+	+
Относительная плотность до спекания	0,63	0,62	0,64	0,61
Твердофазное спекание в аргоне T = 2273 К, P = 0,1 МПа, τ = 2 ч	+	+	+	+
Относительная плотность спеченных образцов	0,95	0,96	0,86	0,87
<sup>20°С</sup> σ <sup>изг.</sup> , МПа	340	380	310	320
Примечание: * Рассчитан по величине удельной поверхности.				

С целью импортозамещения безразмольного порошка карбида кремния печного синтеза фирмы "Hermann Starck Co." марок А-10 и В-10 проведено опробование и применение нанокарбида кремния в процессах твердофазного спекания заготовок для изготовления керамических уплотнительных колец серий 156.017 и 156.073 с наружным диаметром от 16 до 30 мм и высотой от 18 до 30 мм для насосов и погружных электродвигателей, перекачивающих нефть, нефтепродукты, сжиженные углеводородные газы. При этом подтверждены технологические преимущества нанокарбида кремния и получены следующие результаты (таблица 6). Использование нанокарбида кремния позволяет исключить при подготовке шихты введение в неё органических соединений и их карбонизацию для получения равномерно распределенного реакционно-способного углерода и восстановления пленки кремнезема на карбидных наночастицах, перемешивание на валках, что упрощает и удешевляет технологию и позволяет реализовать её по следующему промышленно приемлемому варианту: термообработка порошка в вакууме при 1073 К, введение пластификатора, смешивание и прессование при давлении 50 МПа, обжиг в течении 2-х часов в аргоне при давлении 0,1 МПа при температуре 2273 К. Соблюдение технологии обеспечивает относительную плотность после формования 0,62-0,63, после спекания 0,95-0,96 и стабильную усадку 26-29 %.

#### Применение нанокарбида кремния в технологии поверхностного упрочнения сталей электровзрывным легированием

В технологии поверхностного упрочнения сталей электровзрывным легированием в качестве порошковой добавки впервые опробован нанокарбид кремния SiC (1) (таблица 1), содержащий 99,21 % масс. β-SiC, с удельной поверхностью 38000 м<sup>2</sup>/кг. Исследовалось формирование композитных поверхностных слоев на образцах инструментальной стали Х12 при электровзрыве алюминиевой фольги с внесением в зону взрыва нанокарбида кремния по технологии, описанной в [10]. Выбор этой стали обусловлен тем, что она широко используется для изготовления инструментов, предназначенных для обработки материалов давлением (штампов, пуансонов и т.п.), в связи с чем для неё важна повышенная устойчивость против истирания. Это обстоятельство и предопределило повышенный интерес исследователей к нанокарбиду кремния. Определялись фазовый состав поверхностных слоев стали после обработки, а также их свойства – микротвердость, износо- и жаростойкость.

В качестве взрываемого проводника использовали алюминиевую фольгу массой 30 мг, на которую помещали навеску нанокарбида кремния массой 7,5 мг. Обработке подвергали образцы стали размерами 25 x 20 x 5 мм. Время воздействия на поверхность составляло 100 мкс, эффективное значение поглощаемой плотности мощности – 6,0 ГВт/м<sup>2</sup>, динамическое давление, оказываемое струей на поверхность, достигало 14,2 МПа. При таком режиме воздействия глубина зоны легирования составляла около 20 мкм.

Электровзрывное легирование в высокоинтенсивном режиме плазменного воздействия на поверхность приводило наряду с оплавлением к насыщению поверхностных слоев стали продуктами взрыва алюминиевой фольги и наночастицами карбида кремния с последующей самозакалкой с образованием аустенитной структуры. Микротвердость поверхности образцов без обработки оказалась

равной  $2513 \pm 205$  МПа, а после обработки возросла в среднем в 2,8 раза. Потеря массы образцов стали в состоянии поставки при испытаниях на износостойкость составила  $27,4 \pm 7,3$  мг, а после электро-взрывной обработки –  $3,3 \pm 2,5$  мг, т.е. износостойкость увеличилась в 8 раз. Испытания на жаростойкость показали, что значения массового показателя коррозии образцов в исходном состоянии составили 2,7; 5,2 и 10,6 г/(м<sup>2</sup>·ч) при температурах 800, 850 и 900 °С соответственно. После защитной обработки были получены значения 0,3; 1,5 и 5,3 г/(м<sup>2</sup>·ч). Увеличение жаростойкости при указанных температурах испытаний составило 9; 3,5 и 2 раза, что в среднем в 2 раза выше соответствующих показателей жаростойкости этой стали после двухкомпонентного электровзрывного легирования, например, бором и гадолинием.

Таким образом, зона легирования обладает высокой микротвердостью и устойчивостью против абразивного изнашивания и высокотемпературного окисления на воздухе.

#### *Выводы*

Подтверждена высокая эффективность применения нанокарбида кремния в технологии композиционного хромирования, конструкционной керамики, поверхностного модифицирования сталей электровзрывным легированием. Хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий ресурс работы. Спеченные карбидокремниевые керамические заготовки характеризуются высокой плотностью и стабильной усадкой. Зона легирования, содержащая нанокарбид кремния, обладает высокой микротвердостью, стойкостью против абразивного износа, термоокислительной устойчивостью.

#### Библиографический список

1. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т. / В.В. Руднева; науч. ред. Г.В. Галевский. Дополнительный том : Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387с.
2. Руднева, В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. - № 4. – С. 20 – 24.
3. Галевский, Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник ГМС РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. тр. – 2003. - № 12. – С. 78 – 86.
4. Ноздрин, И.В. Особенности свойств композиционного материала никель – нанодисперсный диборид хрома / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. - № 2. – С. 46 – 48.
5. Ширяева, Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель – нанокarbonитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2014. – Т. XXII. - № 2. – С. 51 – 57.
6. Ширяева, Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. - № 2(195). – С. 100 – 108.
7. Пат. 2156838 РФ, МПК С25D15/00. Способ получения композиционных металлоалмазных покрытий / Е.В. Никитин, Л.А. Поляков, Н.А. Калугин. Комбинат "Электрохимприбор". - № 99108896/02; заявл. 21.04.99; опубл. 27.09.2000.
8. Пат. 2148109 РФ МПК С25D3/04. Способ получения термостойких хромовых покрытий / И.Г. Идрисов, В.В. Ковалев. БТИ АГТУ. - № 99102009/02; заявл. 01.02.99 : опубл. 27.04.2000.
9. Пат. № 2318083 РФ, МПК С25Д 15/00. Способ получения композиционных электрохимических покрытий на основе хрома / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Полях. - № 2006129821/02; заявл. 17.08.2006; опубл. 27.02.2008. – Бюл. 6. – 5 с.
10. Цвиркун, О.А. Упрочнение и защита поверхности стали Х12 электровзрывным легированием / О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских, В.В. Руднева, В.Ф. Горюшкин, В.Е. Громов // Журнал функциональных материалов. – 2007. – Т. 1. - № 3. – С. 117-119.

## МНОГОФАКТОРНЫЙ РЕГРЕССИОННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА КОНТАКТНОЙ СВАРКИ РЕЛЬСОВ НА МАШИНЕ K1000

Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О., Усольцев А.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

**Аннотация:** В статье описана технология сварки железнодорожных рельсов электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления на машине K1000 и производственные испытания на статический трехточечный поперечный изгиб. Проведён многофакторный корреляционного анализ технологических параметров процесса электроконтактной сварки рельсов. На основании имеющихся данных, создана математическая модель процесса контактной сварки рельсов

**Ключевые слова:** бесстыковой путь, сварное соединение, электроконтактная сварка, пульсирующее оплавление, регрессионный анализ, стрела прогиба, усилие изгиба, коэффициент детерминации, коэффициент аппроксимации.

## MULTIFACTOR REGISTRATION ANALYSIS OF THE PROCESS OF CONTACT WELDING OF RAILS ON THE K1000 MACHINE

Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Patrushev A.O., Usoltsev A.A.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia*

**Abstract:** The article describes the technology of welding railroad rails by an electrocontact method by a pulsating reflow method on a K1000 machine and production tests for a static three-point transverse bending. The multifactor correlation analysis of technological parameters of process of electrocontact welding of rails is carried out. Based on the available data, a mathematical model of the process of contact welding of rails.

**Key words:** Welded joint, electrocontact welding, pulsating reflow, regression analysis, deflection arm, bending force, determination coefficient, approximation coefficient.

Для строительства и ремонта бесстыкового железнодорожного пути разработаны различные способы сварки рельсов. Наиболее применяемыми технологиями являются: электроконтактная и алюминотермитная сварка рельсов. В Российской Федерации наибольшее распространение получил электроконтактный способ. Большую часть рельсов сваривают на стационарных рельсосварочных предприятиях и небольшую часть стыков путевыми рельсосварочными самоходными машинами [1]. В стационарных условиях на предприятии ООО «РСП-М» (РСП-29) сварку производят с помощью машин МСР 63.01, K1000, K1100.

Процесс сварки рельсов электроконтактным способом на машине K1000 разделен на несколько этапов: I этап оплавления, II этап оплавления, форсировка, осадка, гратосъем. В свою очередь каждый этап разделен еще на несколько участков: I этап оплавления состоит из 2 участков (в таблице 1 идут под номером 1 и 2), II этап оплавления состоит из 4 участков (в таблице 1 идут под номером 3, 4, 5, 6), форсировка разбивается на 2 участка (в таблице 1 идут под номером 7 и 8). Каждый этап характеризуется режимами сварки: силой тока  $I$ , А; напряжением  $U$ , В; величиной перемещения подвижной станины  $S$ , мм; давлением в системе  $P$ , атм; скоростью перемещения подвижной станины  $V$ , мм/с; длительностью этапа  $T$ , с [2].

Таблица 1 – Задаваемые параметры режима сварки на машине K1000.

№ участка	1	2	3	4	5	6	7	8
$U, В$	$U_1$	$U_2$	$U_3$	$U_4$	$U_5$	$U_6$	$U_7$	$U_8$
$S, мм$	$S_1$	$S_2$	$S_3$	$S_4$	$S_5$	$S_6$	$S_7$	$S_8$
$I_1, А$	$I_{11}$	$I_{12}$	$I_{13}$	$I_{14}$	$I_{15}$	$I_{16}$	$I_{17}$	$I_{18}$



Продолжение таблицы 1

№ участка	1	2	3	4	5	6	7	8
$I_2, A$	$I_{21}$	$I_{22}$	$I_{23}$	$I_{24}$	$I_{25}$	$I_{26}$	$I_{27}$	$I_{28}$
$I_3, A$	$I_{31}$	$I_{32}$	$I_{33}$	$I_{34}$	$I_{35}$	$I_{36}$	$I_{37}$	$I_{38}$
$V_{в}, В \cdot 10$	$V_{в1}$	$V_{в2}$	$V_{в3}$	$V_{в4}$	$V_{в5}$	$V_{в6}$	$V_{в7}$	$V_{в8}$
$V_{н}, В \cdot 10$	$V_{н1}$	$V_{н2}$	$V_{н3}$	$V_{н4}$	$V_{н5}$	$V_{н6}$	$V_{н7}$	$V_{н8}$
Осадка под током, с	$O_1$							
Осадка, мм · 10	$O$							
Проковка, с · 10	$Pr$							

Во время работы сварочной машины процесс сварки полнопрофильных рельсов контролировался с записью основных параметров в память компьютера. Данные параметры во время процесса сварки фиксировались и сохранялись в базе данных в табличном виде, и при необходимости их можно представить в графическом виде (рисунок 2).

Технология сварки рельсов на РСП включает в себя обязательную сварку контрольных образцов в начале рабочей смены. Свариваются по два образца на каждую сварочную машину, после чего проводят испытание нетермообработанных стыков на трехточечный статический изгиб согласно СТО РЖД 1.08.002-2009 «Рельсы железнодорожные, сваренные электроконтактным способом». Испытания на статический изгиб проводили на прессе типа ПМС-320.

Контрольные образцы испытываются после сварки и удаления грата в сварочной машине без дополнительной обработки стыков. При испытаниях на статический поперечный изгиб контрольный образец должен иметь длину не менее 1200 мм со сварным стыком по середине. Нагрузку прикладывали в середине пролета контрольного образца в месте сварного стыка с расстоянием между опорами 1 м (рисунок 1).

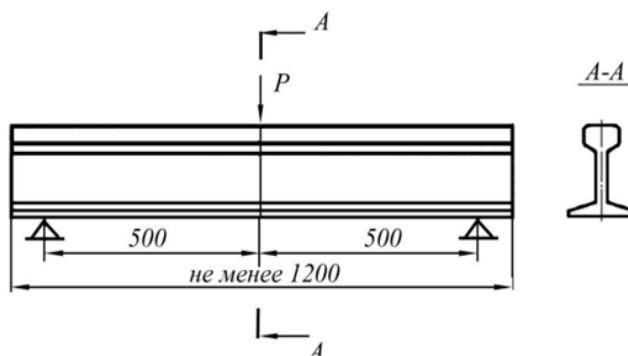


Рисунок 1 – Схема испытания на статический поперечный изгиб

Испытание одного контрольного образца производят, с приложением нагрузки на головку (растяжение в подошве), второй контрольный образец нагружают на подошву (растяжение в головке). Результатами испытания являются значения усилия, возникающего при изгибе  $R_{изг}$ , кН и значения стрелы прогиба  $f_{пр}$ , мм при которых происходит разрушение контрольного образца, либо максимальные значения данных показателей, если образец не разрушился во время испытаний. После фактические показатели сравнивают с нормативными. Если образец выдержал нормативные требования, начинается сварка рельсов в плеть. В случае если образец не выдержал нормативных требований производят повторную сварку. Если же повторные испытания так же имеют неудовлетворительный исход, предпринимаются действия по поиску причин низких показателей и корректировке технологических режимов [3, 4].

Для описания процесса контактной сварки рельсов в данной работе применяли метод статического моделирования. Для его реализации необходимо установление независимых (входных) переменных, а также выявление зависимых (выходных) параметров. Для создания математической модели процесса контактной сварки рельсов использовалась имеющаяся база данных параметров сварочных режимов и результатов испытаний сварных соединений.

В качестве входных переменных были выбраны: среднее значение тока на каждом участке  $I_{ср}$ , А; среднее значение напряжения на каждом участке  $U_{ср}$ , В; длительность осадки под током  $O_1$ , с; величина осадки  $O$ , мм; длительность проковки  $Pr$ , с; сопротивление стыка  $R$ , Ом. В качестве выходных

параметров были выбраны результаты испытаний на статический поперечный изгиб: усилия, возникающего при изгибе  $P_{изг}$ , кН и значения стрелы прогиба  $f_{пр}$ , мм.

Для каждого участка установлен соответствующий путь  $S$  (мм), при прохождении которого сварочная машина устанавливает значения  $U$ ,  $I_1$ ,  $I_2$ ,  $I_3$ ,  $V_b$ ,  $V_n$ . Из массива данных (пример представлен в графическом виде на рисунке 2) выбирались значения параметров для каждого участка ( $U_{ji}$ ,  $I_{ji}$ ) и определялось среднее значения этих параметров ( $U_{jcp}$ ,  $I_{jcp}$ ):

$$U_{jcp} = \Sigma U_{ji}/p \quad (1)$$

где:  $p$  – количество значений  $U_{ji}$  зафиксированных датчиком на данном участке;

$U_{ji}$  – значение напряжения зафиксированное датчиком в момент оплавления на  $j$ -ом участке;

$U_{jcp}$  – среднее значение тока на  $j$ -ом участке.

$$I_{jcp} = \Sigma I_{ji}/p \quad (2)$$

где:  $p$  – количество значений  $I_{ji}$  зафиксированных датчиком на данном участке;

$I_{ji}$  – значение напряжения зафиксированное датчиком в момент оплавления на  $j$ -ом участке;

$I_{jcp}$  – среднее значение тока на  $j$ -ом участке.

После обработки данных производственного контроля и параметров сварочных режимов были получены данные, которые отражают основные фактические значения сварочных режимов на машине контактной стыковой сварки К1000 и результатов испытаний сварных соединений, состоящие из 60 наблюдений.

На основе полученных производственных данных была проведена их статистическая обработка с использованием пакета STATISTICA 10.0. Оценка влияния параметров сварочных режимов на величину усилия, возникающего при изгибе  $P_{изг}$  (кН) и значение стрелы прогиба  $f_{пр}$  (мм) проводилась средствами множественного регрессионного анализа, который позволяет изучить закономерности изменения результирующего показателя в зависимости от поведения различных факторов [5,6].

Вычисление коэффициентов регрессионных уравнений производили матричным методом с использованием пакета STATISTICA 10.0. Уравнение регрессии представлено в следующем виде:

$$Y = b_0 + b_1 \cdot X_1 + b_2 \cdot X_2 + \dots + b_n \cdot X_n, \quad (3)$$

где:  $Y$  – зависимый (выходной) параметр;

$X_1, X_2, \dots, X_n$  – независимые (входные) переменные;

$b_0, b_1, b_2, \dots, b_n$  – коэффициенты регрессии.

Полученная модель описывающая процесс сварки рельсов Р65 ДТ350 на машине К1000 № 01 в условиях РСП – М (РСП – 29) имеет вид:

$$P_{изг} = 18441,49 - 2,69 I_{1cp} - 73,72 U_{1cp} - 1,06 I_{2cp} + 9,98 U_{2cp} + 3,98 I_{3cp} - 11,51 U_{3cp} + 1,64 I_{4cp} + 29,45 U_{4cp} + 1,49 I_{5cp} - 27,48 U_{5cp} + 19,8 U_{6cp} - 0,54 I_{7cp} + 5,19 U_{7cp} + 593,77 O_1 + 8,03 R; R^2 = 0,72.$$

Адекватность данных уравнений регрессии (6.1), (6.2) проверялась по показателю средней ошибки аппроксимации [11]:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m \left| \frac{Y_i - \tilde{Y}_i}{Y_i} \right| \cdot 100, \quad (4)$$

где:  $m$  – количество наблюдений;

$\tilde{Y}_i$  – вычисленное значение результирующего показателя;

$Y_i$  – фактическое значение результирующего показателя.

Для  $P_{изг}$  средняя ошибка аппроксимации равна: 4,45 %.

*Выводы:*

На основании экспериментальных данных разработана математическая модель процесса контактной сварки рельсов на машине К1000, которая позволяет оценить полноту влияния параметров технологического процесса контактной сварки рельсов на качество сварного шва.

С помощью регрессионной модели предлагается прогнозировать качество сварного шва и управлять технологическими параметрами процесса контактной сварки рельсов.

## Библиографический список

1. Козырев Н.А. Современные методы получения бесстыковых рельсов / Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков, Р.А. Шевченко, П.Е. Шишкин // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник трудов Международной научно-практической конференции 18-21 апреля 2017 года / под ред. А. Н. Смирнова. – Кемерово: КузГТУ, 2017. с 123 - 127.
2. Шевченко Р.А. Статистическая модель управления процессами контактной сварки рельсов / Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, А.О. Патрушев, П.Е. Шишкин // Вестник СибГИУ. – 2017. – № 1 (19). – с. 4 – 8.
3. Шевченко Р.А. Оптимизация технологических параметров процесса контактной стыковой сварки рельсов / Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Л.П. Бащенко, С.В. Князев // Вестник СибГИУ. – 2017. – № 1 (19). – с. 12 – 15.
4. Шевченко Р.А. Применение методов математического моделирования для оптимизации технологических параметров процесса контактной сварки рельсов / Р.А. Шевченко, П. Е. Шишкин, А. О. Патрушев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: сборник трудов Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Вып.21– ч.II – Новокузнецк: СибГИУ, 2017. – С. 229-232.

УДК 621.791:624

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

**Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Князев С.В., Чинин Н.А.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

***Аннотация:** Разработаны технологии эффективного использования отходов металлургических производств для получения сварочных флюсов. Предложено для снижения уровня загрязненности металла сварного шва оксидными неметаллическими включениями и повышения механических свойств сварного шва, вводить во флюсы на основе шлака производства углеродфторсодержащую добавку ФД-УФС.*

***Ключевые слова:** Сварка, флюсы, технология, сварной шов, микроструктура, механические свойства.*

## USE OF TECHNOGENIC WASTE OF METALLURGICAL PRODUCTION FOR RECEIVING WELDING GUMBOILS

**Kozyrev N.A., Krykov R.E., Usoltsev A.A., Knyazev S.V., Chinin N.A.**

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia*

***Abstract:** Technologies of effective use of waste of metallurgical productions are developed for receiving welding gumboils. It is offered for decrease in level of impurity of metal of a welded seam oxidic nonmetallic inclusions and increases in mechanical properties of a welded seam, to enter into gumboils on the basis of production slag the FD-UFS ugleodftorsoderzhashchy additive.*

***Key words:** Welding, gumboils, technology, welded seam, microstructure, mechanical properties.*

Созданию, исследованию и разработке новых сварочных флюсов уделяется большое внимание как в РФ, так и за рубежом [1 –3]. Предложено использование шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов [4-8], технология защищена патентами [9, 10]. В настоящей работе рассмотрена возможность эффективного использования шлака производства силикомарганца для производства сварочных флюсов.

Для изготовления флюса использовали шлак производства силикомарганца с химическим составом, приведенным в табл. 1, при этом в первой серии опытов исследовали возможность использования различного соотношения шлаковых фракций (таблица 2). Сварку под флюсами производили

встык без скоса кромок с двух сторон на образцах размером 500×75 мм толщиной 16 мм из листовой стали марки 09Г2С. Процесс проводили проволокой Св-08ГА с использованием сварочного трактора ASAW-1250 при режимах:  $I_{св} = 700$  А;  $U_{д} = 30$  В;  $V_{св} = 35$  м/ч.

Из сваренных пластин вырезали образцы и выполняли рентгеноспектральный анализ состава металла швов и металлографические исследования металла сварных швов. Химический состав сварочных флюсов приведен в таблице 3. Химический состав шлаковой корки приведен в таблице 4, химический состав металла сварных швов приведен в таблице 5.

Таблица 1 - Химический состав шлака производства силикомарганца

Содержание, %										
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	FeO	MgO	MnO	F	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P
6,91-9,62	22,85-31,70	46,46-48,16	0,27-0,81	6,48-7,92	8,01-8,43	0,28-0,76	0,26-0,36	до 0,62	0,15-0,17	0,01

Таблица 2- Фракционный и компонентный составы исследуемых флюсов

Образец	Соотношение, %, фракций, мм
1	100 % фракции 0,45 – 2,5
2	95 % фракции 0,45 – 2,5 + 5 % фракции <0,45
3	90 % фракции 0,45 – 2,5 + 10 % фракции < 0,45
4	85 % фракции 0,45 – 2,5 + 15 % фракции < 0,45
5	80 % фракции 0,45 – 2,5 + 20 % фракции < 0,45
6	70 % фракции 0,45 – 2,5 + 30 % фракции < 0,45
7	60 % фракции 0,45 – 2,5 + 40 % фракции < 0,45
8	60 % шлак силикомарганца + 40 % жидкое стекло
9	70 % шлак силикомарганца + 30 % жидкое стекло
10	80 % шлак силикомарганца + 20 % жидкое стекло
11	85 % шлак силикомарганца + 15 % жидкое стекло

Таблица 3 - Химический состав сварочных флюсов

Образец	Содержание, %									
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	FeO	MgO	MnO	F	Na <sub>2</sub> O	S	P
8	5,29	25,84	51,75	0,55	5,02	7,39	0,36	4,66	0,12	0,01
9	5,48	26,68	51,73	0,57	5,16	7,59	0,39	4,19	0,13	0,01
10	5,88	25,53	52,53	0,56	5,07	7,75	0,31	4,07	0,13	0,01
11	6,55	26,81	51,14	0,56	5,78	8,10	0,35	2,62	0,14	0,01

Таблица 4 - Химический состав шлаковых корок

Образец	Содержание, %										
	MnO	SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	F	S	P
1	7,90	46,04	23,38	6,77	10,08	2,07	0,37	0,65	0,73	0,13	0,01
2	7,87	45,58	31,82	6,62	6,77	1,35	0,26	отс.	0,32	0,11	0,01
3	7,83	44,54	23,84	6,43	9,64	3,59	0,37	0,65	0,69	0,12	0,008
4	8,09	45,91	31,15	6,60	6,79	1,39	0,27	отс.	0,29	0,11	0,01
5	7,93	45,67	23,84	6,54	9,87	2,86	0,37	0,65	0,72	0,12	0,008
6	8,16	45,74	29,39	6,22	6,93	1,99	0,26	отс.	0,36	0,12	0,01
7	8,23	45,52	29,12	6,29	6,65	1,88	0,28	отс.	0,26	0,12	0,01
8	8,19	48,79	24,42	4,82	5,14	2,45	3,64	отс.	0,35	0,09	0,01
9	8,29	49,92	26,12	5,37	5,60	2,64	3,25	отс.	0,37	0,10	0,01
10	8,16	48,25	26,32	5,22	6,02	2,17	2,12	отс.	0,33	0,12	0,01
11	8,18	48,09	27,24	5,67	6,36	1,97	1,64	отс.	0,34	0,12	0,01

Металлографические исследования проводили на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении 100. Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне сварного шва, проведенного согласно ГОСТ 1778 – 70, приведены на

рисунке 1 и в таблице 5.

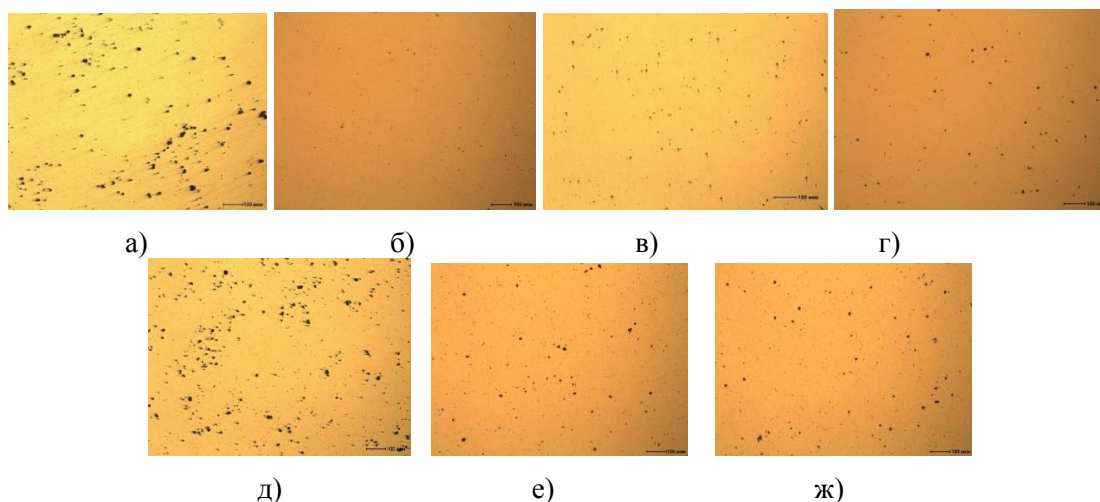


Рисунок 1 - Неметаллические включения в зоне сварных швов образцов:  
а – 1; б – 2; в – 3; г – 4; д – 5; е – 6; ж – 7

Таблица 5 - Химический состав металла сварных швов

Образец	Содержание, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Al	S	P
1	0,09	0,71	0,51	0,03	0,10	0,11	0,001	0,014	0,023	0,018	0,012
2	0,08	0,54	1,33	0,04	0,05	0,08	0,003	0,014	0,015	0,008	0,008
3	0,09	0,61	1,49	0,04	0,11	0,11	0,01	0,013	0,018	0,016	0,010
4	0,07	0,45	1,24	0,02	0,05	0,07	0,002	0,014	0,014	0,006	0,007
5	0,08	0,66	1,42	0,03	0,10	0,11	0,002	0,015	0,023	0,018	0,012
6	0,08	0,61	1,42	0,02	0,06	0,08	0,003	0,014	0,029	0,010	0,011
7	0,08	0,59	1,39	0,02	0,02	0,05	0,004	0,018	0,091	0,014	0,009
8	0,05	0,52	1,25	0,02	0,04	0,05	0,003	0,017	0,020	0,005	0,007
9	0,03	0,51	1,23	0,02	0,04	0,06	0,002	0,017	0,017	0,007	0,008
10	0,06	0,53	1,31	0,02	0,04	0,06	0,004	0,016	0,018	0,012	0,009
11	0,09	0,52	1,31	0,02	0,04	0,06	0,003	0,015	0,013	0,010	0,008

Металлографические исследования структуры металла в зоне сварных швов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 500 после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82. Микроструктуры металла сварных швов приведены на рисунке 2.

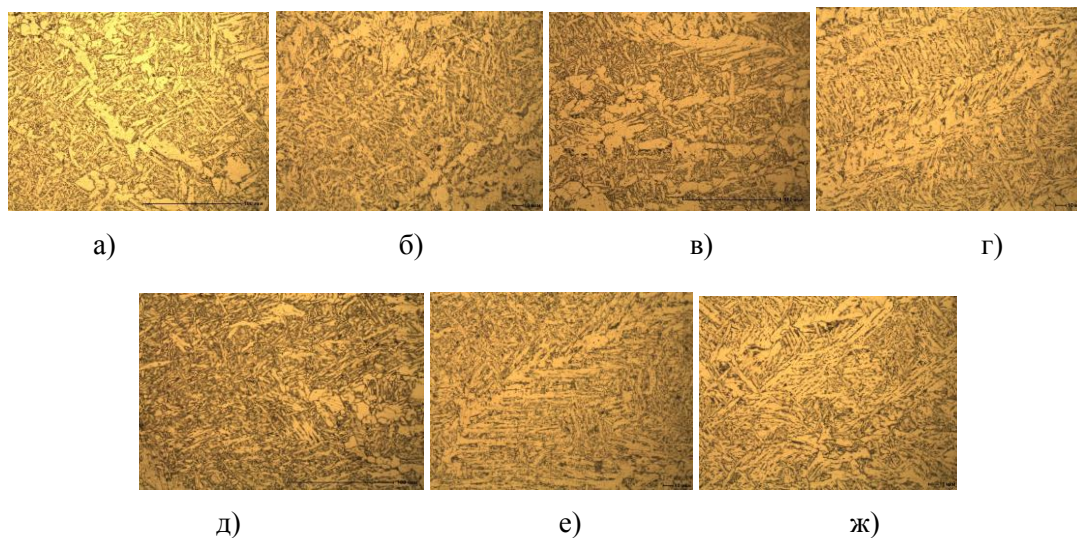


Рисунок 2 - Микроструктуры сварных швов образцов:  
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – 4; д – 5; е – 6; ж – 7

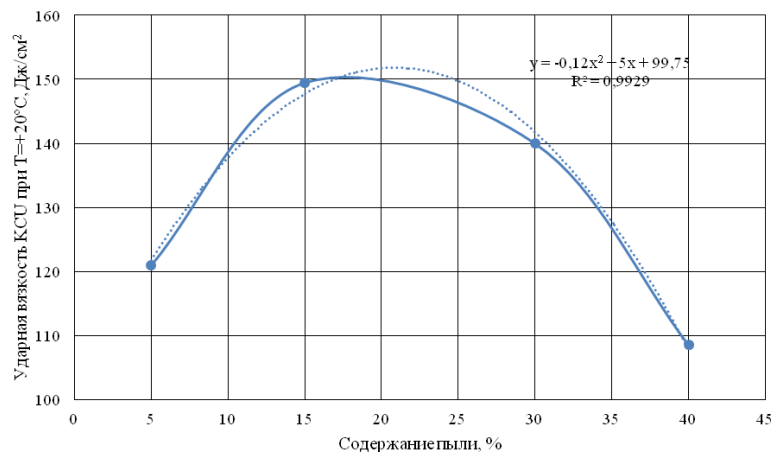


Рисунок 3 – Влияние содержания пылевидной фракции (менее 0,45мм) во флюсе на ударную вязкость

Анализ результатов механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин, позволил установить, что оптимальным содержанием пылевидной фракции менее 0,45 мм во флюсе является 20-30 %. При таком содержании пылевидной фракции менее 0,45 мм во флюсе достигается благоприятный комплекс механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин.

В структуре металла сварного шва всех проб феррит присутствует в виде неравноосных зерен, вытянутых в направлении отвода тепла. Заметен переход от равномерной феррито-перлитной структуры к структуре перлита и феррита видманштеттовой направленности. При этом в образцах не наблюдалось значительного изменения величины зерна по шкале зернистости (табл. 6, 7).

Установлено, что введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество. Разработаны технологии эффективного использования отходов металлургических производств пыли газоочистки алюминиевого производства и ковшевого шлака силикомарганца ферросплавного производства.

Таблица 6 - Неметаллические включения в зоне сварных швов

Образец	Неметаллические включения, балл		
	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные
1	4б; 3б; 4а	3б	1а
2	2б; 1б; 3а; 4а	отс.	1а; 2а
3	4б; 2б	отс.	1а; 2а
4	2б; 4б	отс.	1а; 2а
5	4б; 5б; 3б	отс.	1а; 2а
6	2б; 1б; 2а; 2,5а	отс.	1а; 2а
7	2б; 2а; 2,5а	отс.	1а; 2а
8	2б; 1б; 2а; 2,5а	отс.	1а
9	2б; 1б; 2а; 2,5а	отс.	1а
10	2б; 1б; 2а; 2,5а	отс.	1а; 2а
11	2б; 2,5а	отс.	1а; 2а

Таблица 7 - Величина зерна сварных швов по ГОСТ 5639-82

Образец	Величина зерна по шкале зернистости
1	№4, №5
2	№5, №4
3	№4, №5, №6
4	№4
5	№5, №4
6	№4
7	№4
8	№5, №4
9	№4, №5
10	№4
11	№4, №5

На основе пыли газоочистки алюминиевого производства разработана и внедрена в производство углеродфторсодержащая добавка ФД-УФС. Показана принципиальная возможность использования шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов. Предложено, для снижения уровня загрязненности металла сварного шва оксидными неметаллическими включениями и повышения механических свойств сварного шва, вводить во флюсы на основе шлака производства углеродфторсодержащую добавку ФД-УФС в количестве 2-8%.

#### Библиографический список

1. Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez, Gilma Castellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Pérez. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead // *Welding International*. 2009. Vol. 23. № 2. P. 132 – 140.
2. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O. & Pozol J.A. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO – SiO<sub>2</sub> – CaO – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – CaF<sub>2</sub> system by fusion // *Welding International*. 2007. Vol. 21. № 7. P. 502 – 511.
3. Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic–ferritic steels // *Welding International*. 2009. Vol. 23. № 10. P. 800 – 803.
4. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kozyreva O.E., Lipatova U.I., Filonov A.V. Production of Welding Fluxes Using Waste Slag Formed in Silicomanganese Smelting // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 125. P. 1 – 6: All-Russia Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions 26 – 28 November 2015, Yurga, Russia.
5. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Lipatova U.I., Kozyreva O.E. On the use of slag from silicomanganese production for welding flux manufacturing // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016. Vol. 150. P. 1 – 9.
6. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Усольцев А.А. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали на основе техногенных отходов металлургического производства.//*Заготовительное производство в машиностроении*. 2017. Т15.№ 6, с.249-254.
7. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Липатова У.И. Использование барий-стронциевого карбонатита при сварке под флюсом.// *Сварочное производство*. 2017, №6, с.11-16.
8. Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Козырева О.Е., Липатова У.И. Новые сварочные флюсы на основе шлака силикомарганца для наплавки и сварки перекрытий и оснований шахтной клетки.// *Научные технологии разработки и использования минеральных ресурсов*. 2017, №3, с.140-147.
9. Пат. 2576717 РФ, МПК8 В23 К35/362 Флюс для сварки / Крюков Н.Е., Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.А.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. № 2014122996/02(037469). Заявл. 05.06.2014, опубл. 10.03.2016. Бюл. № 7.
7. Пат. 2579412 РФ, МПК8 В23 К35/362 Флюс для сварки / Крюков Н.Е., Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.А.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. № 2014123002/02(037475). Заявл. 05.06.2014, опубл. 10.04.2016. Бюл. № 10.

УДК 543.4.001:621.791.052.08:620.179.16

## МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ С ВЫСОКОЙ СТЕПЕНЬЮ ФИЗИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ. Ч.1. ОСНОВОПОЛАГАЮЩИЕ ПРИНЦИПЫ

Апасов А.М.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского  
Томского политехнического университета,  
г. Юрга, Кемеровская область, Россия, :mchmyti@rambler.ru*

**Аннотация:** Установлено, что воздействие концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения оптического квантового генератора, жестко коллимированного в направлении ориентации свободных поверхностей, позволяет осуществлять формирование бездефектной кристаллической структуры с очень высокой степенью физической однородности на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхно-

стями с заранее заданными основными физико-химическими и механическими свойствами металла.

**Ключевые слова:** Оптическая и электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, зеренная и дислокационная структура, фазовый состав, явление акустической эмиссии, излучение оптического квантового генератора, трещиноподобный дефект, непровар.

## METHOD OF FORMING STRUCTURE THE METAL OF WELD WITH HIGH DEGREE OF PHYSICAL HOMOGENEITY. PART I. WELL FOUNDED PRINCIPLES

Apasov A.M.

*Yurga technological Institute (branch) of National research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Kemerovo Region, Russia, mchmyti@rambler.ru*

**Abstract:** It was established that the influence the optical quantum generator concentrated flows severely limited energy of the coherent radiation which was hard collimated in direction of orientation free surfaces can be form without faulty crystal structures with very high degree of physical homogeneity on the basis of regulation self-assembling mono atomic layer in field between free surfaces with beforehand to given physical, chemical and mechanical properties of metal.

**Key words:**

Optical and electron microscope, X – raying, grain and dislocation structure, phase composition, phenomenon of the acoustic emission, optical quantum generator radiation, surface defect, faulty fusion.

*Введение*

Реально достигнутый уровень совершенствования технологических процессов производства специальных сталей и сплавов особого качества позволяет в дальнейшем гарантировать эксплуатационную надежность и долговечность изделий ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях [1].

Однако, несмотря на достигнутый качественный уровень развития промышленных технологий в области специального машиностроения, техногенные катастрофы еще имеют место, а опасность аварий изделий и конструкций существует всегда [2].

Проблема разрушения, отраженная во многих монографиях и обзорах, представляет сложный комплекс научных и технических вопросов. Определенный прогресс в экспериментальной области достигнут благодаря работам В.М. Финкеля [3,4].

Тем не менее, совершенно недостаточно освещены в литературе источники зарождения, формирования и развития трещин, их ветвление, зависимость морфологии поверхности разрушения от режима роста трещин. Заслуживают внимания и такие вопросы, как торможение трещины, и в до критическом состоянии, когда это просто, и в за критическом, когда лавинное распространение хрупкой трещины превращает вопрос если не в проблемный, то безусловно в чрезвычайно сложный технически. Практически в настоящее время отсутствуют данные по разработке методов исследования источников зарождения и предотвращения разрушения изделий и, соответственно, катастроф.

Очевидная научная значимость приведенных выше направлений сочетается с тем, что понимание кинетики процесса разрушения и знание основных параметров роста трещины является уже сегодня крайне необходимым для задач конструирования и обеспечения безопасности функционирования изделий ответственного назначения.

В связи с этим очень важно уже на этапе процесса *технологического изготовления* деталей, узлов, изделий и конструкций из специальных сталей, в частности, коррозионно-стойких, жаропрочных, криогенных, мартенситных и т.д., обеспечить их особое качество. При этом следует отметить, что сварные соединения всегда были и остаются наиболее слабым звеном в общей схеме изделия и, в первую очередь, подвержены разрушению при эксплуатации [5]. Это объясняется, в большинстве случаев, физической неоднородностью металла, т.е. наличием дефектов различного структурного уровня (точечных, линейных, поверхностных, объемных) в области формирования сварного соединения, что приводит к значительному снижению его физических и механических свойств [6]. Актуальность проблемы обусловлена еще и тем, что в рамках радиографического метода контроля, в основном используемого для неразрушающего контроля металла изделий, невозможно дать 100% – ю гарантию качества сварных швов из-за его объективных недостатков согласно ГОСТ 7512-82 (п. 1.3), потому что при этом не выявляются:

– любые несплошности и включения с размером в направлении просвечивания менее удвоенной чувствительности контроля;



– непровары и трещины, плоскость раскрытия которых не совпадает с направлением просвечивания.

Поэтому проблема предотвращения разрушения изделия должна решаться, прежде всего, при формировании структуры металла сварного соединения на атомном и нано - уровне.

Более того, становится весьма очевидной потребность в разработке основных принципов метода регистрации и управления процессами зарождения источников опасных дефектов (микротрещин, непроваров) и предотвращения на самой ранней стадии их формирования. Это позволит устранить главную причину возникновения в дальнейшем на этапе эксплуатации изделия техногенной аварии или катастрофы.

#### *Постановка задачи*

Были получены многочисленные результаты проведенных теоретических и экспериментальных исследований процессов трещинообразования при сварке [7–28], возникновения непровара [28–34], определения координат дефектов [35,36] с использованием явления акустической эмиссии (АЭ), всестороннего анализа полученных данных исследования структурно-фазового состояния металла сварного соединения, а также полного устранения реальных трещиноподобных дефектов и непровара [37–50]. С учетом этого сформированы основы метода активной диагностики и предотвращения разрушения при сварке цилиндрических изделий [51–55].

В указанных работах наиболее полно изучено воздействие концентрированных потоков энергии когерентного излучения оптического квантового генератора на трещиноподобные дефекты. Методами оптической, просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и рентгеноструктурного анализа исследована структура основного металла, области проплавления по границе основного металла и имитатора трещины. Были диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура области проплавления и ее окрестностей. Установлена зависимость параметров оптического квантового генератора от глубины проплавления дефектов в сталях аустенитного класса. Экспериментально подтверждена возможность устранения (проплавления) дефектов типа микро- и макротрещин с выходом на поверхность металла.

Однако для более глубокого понимания сущности реальных процессов, протекающих при устранении источников зарождающихся микротрещин в канале сварки, необходимо изучить условия зарождения, формирования и развития дефектов (микротрещин) *при сварке и обосновать механизм их устранения* на этапах фазовых переходов и при кристаллизации металла сварного шва.

Это послужит в дальнейшем основой для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования аварий и техногенных катастроф.

#### *Теоретическое обоснование предотвращения процессов разрушения изделий*

Известно, что силы взаимодействия между атомами убывают с увеличением расстояния между ними [56]. Расстояние между атомами в кристалле можно считать порядка  $10^{-8}$  см. Толщина поверхностного слоя имеет порядок расстояния взаимодействия атомов. Можно считать, что уже на длине в  $10^{-7}$  см взаимодействием между атомами можно пренебречь. Следовательно, толщина поверхностного слоя может быть равна ( $10^{-8}$ – $10^{-7}$ ) см. Чтобы переместить внутренний атом кристалла на его поверхность, необходимо совершить определенную работу, которая переходит в потенциальную энергию атома. Из этого вытекает, что все атомы в поверхностном слое обладают большим запасом потенциальной энергии, чем внутренние атомы, и на свободной поверхности кристалла сосредотачивается избыток энергии по сравнению с энергией тех внутренних атомов, которые не перешли в пограничный слой [57].

Таким образом, структура кристалла на его свободной поверхности и непосредственно под ней оказывается искаженной. Локальное искажение является признаком запасенной энергии, точно так же, как если бы подобные искажения возникли в результате действия внешней нагрузки. Такая форма энергии наблюдается на всех свободных поверхностях кристалла. Поэтому её естественно назвать *поверхностной энергией*.

С учетом вышеизложенного следует отметить, что трещиноподобные дефекты в зависимости от природы их возникновения можно интерпретировать как две соприкасающиеся свободные поверхности, расположенные в теле кристаллов, по границе кристаллов или фаз. Следовательно, для устранения подобных дефектов необходимо реализовать межатомную связь между свободными поверхностями. В энергетическом аспекте – это процесс освобождения свободных поверхностей от поверхностной энергии в зоне контакта.

В связи с этим для реализации межатомных связей необходимо использовать концентрированные потоки энергии когерентного излучения, жестко коллимированного (пучок излучения с очень маленьким углом сходимости) в направлении распространения свободных поверхностей. Поэтому, в данном случае, всем этим требованиям наиболее полно отвечает излучение оптического квантового генератора.

При взаимодействии лазерного излучения с поверхностью металлов при определенных значениях энергии и длительности импульса могут образовываться упорядоченные структуры, в частности, сверхрешетки пор. Плотность потока энергии лазерного излучения, необходимой для плавления металла, при радиусе пятна излучения  $\sim 10^{-2}$  см составляет  $2 \cdot (10^4 - 10^5)$  Вт/см<sup>2</sup> для углеродистых и коррозионно-стойких сталей.

Металлы представляют собой трехмерную решетку из положительно заряженных ионов, которая погружена в газ свободных электронов проводимости, связанных с ионной решеткой силами электростатического притяжения. При взаимодействии с поверхностью металла лазерное излучение (концентрированные потоки с высокой плотностью энергии когерентного излучения  $\gamma$ -квантов) канализует между узлами кристаллической решетки, передавая (согласно законам классической электродинамики) энергию газу свободных электронов проводимости [58]. Эти электроны, в свою очередь, при передаче приобретенной энергии, сообщают колебательные движения атомам, находящимся в узлах кристаллической решетки металла. Данное воздействие приводит к значительному синхронно-упорядоченному росту амплитуды колебаний атомов и их *сближению* в пространстве между свободными поверхностями, имитирующими трещиноподобные дефекты, вплоть до расстояний взаимодействия орбиталей валентных электронов на свободных поверхностях. Это, в свою очередь, проявляется в повышении температуры металла [59, с. 94]. Весь процесс взаимодействия  $\gamma$ -квантов с электронами проводимости осуществляется в тонком поверхностном слое толщиной от  $10^{-6}$  до  $10^{-5}$  см.

Теория химической связи рассматривает возникновение межатомных связей в молекулах и кристаллах как результат перекрытия волновых функций или орбиталей валентных электронов [60, с. 110]. Установлено, что два валентных электрона, имеющих антипараллельные спины и находящиеся в связывающем состоянии в пространстве между ядрами, образуют сильную двухэлектронную валентную связь, имеющую в основе кулоновское притяжение соседних ядер, несущих положительный заряд к отрицательно заряженным электронам между ними. Исходным пунктом квантовой химии, необходимым для получения орбиталей валентных электронов, явилось решение волнового уравнения квантовой механики типа  $H\varphi = E\varphi$ , где  $H$  – оператор Гамильтона;  $E$  – энергия орбиталей;  $\varphi$  – орбитали валентных электронов (атомные или молекулярные) [61, с. 117]. Поиск атомных орбиталей в одноэлектронном приближении осуществляют в виде  $\varphi_{n,l,m}(r, \theta, \varphi) = R_{n,l}(r)Y_{l,m}(\theta, \varphi)$ , где  $r$  – расстояние электрона от ядра;  $\theta$  и  $\varphi$  – углы сферической системы координат;  $R_{n,l}(r)$  и  $Y_{l,m}(\theta, \varphi)$ , – радиальная и сферическая функции.

Железо, как основа стали, имеет электронную конфигурацию  $3p^6 3d^6 - 4s^2$  [60, с. 130]. При сближении атомов железа первыми перекрываются  $4s^2$ -оболочки, а далее вследствие стягивания атомов происходит перекрывание  $3d^6$ -оболочек.

Структура и полиморфизм железа обусловлены сильным взаимодействием с ядром кайносимметричных  $3d$ -электронов (в атомах, в которых атомные орбитали появляются впервые, в частности,  $1s$ ,  $2p$ ,  $3d$ ,  $4f$ ,  $5g$ , являются орбиталями новой симметрии или *кайносимметричными*) и изменением электронного состояния атомов при повышении температуры. Оно стимулирует образование и формирование основной  $3d^6$ -оболочки и коллективизацию в металлическом состоянии только двух  $4s$ -электронов.

Ниже  $911^\circ\text{C}$  атомы железа (конфигурация  $3d^6 4s^2$ ) имеют высокоспиновое состояние с четырьмя непарными  $3d$ -электронами и расщепленной парой  $3d^2$ . Перекрытие внешних сферических  $4s^2$ -оболочек до совмещения максимумов их электронной плотности ведет к сильной металлической связи коллективизированными  $4s^2$ -электронами и к стягиванию атомов. Перекрытие  $3d^6$ -оболочек из четырех протяженных неспаренных  $3d$ -орбиталей и двух расщепленных  $3d$ -орбиталей сквозь шаровые слои  $4s^2$ -оболочек ведет к образованию шести ортогональных ковалентных связей и к объемно-центрированной кубической (ОЦК) структуре  $\alpha$ -Fe. Ферромагнетизм  $\alpha$ -Fe обусловлен наличием четырех неспаренных  $3d$ -электронов.

Выше  $T_c$ , равной  $769^\circ\text{C}$ , происходит упорядочение магнитных моментов на атомах: магнитные моменты одной простой кубической подрешетки ориентируются антипараллельно моментам второй подрешетки. Это отвечает переходу от ферромагнитного к антиферромагнитному состоянию с сохранением высокоспинового состояния, характерного для  $\alpha$ -Fe и с сохранением поэтому ОЦК-структуры ( $\beta$ -Fe).

При  $911^\circ\text{C}$  атомы железа переходят в низкоспиновое состояние. Все  $3d^6$ -электроны спарены и внешних связей с соседними атомами не образуют. Связи осуществляются перекрытием только сферических  $4s^2$ -оболочек, и происходит переход ОЦК ( $\alpha$ ,  $\beta$ )  $\rightarrow$  ГЦК ( $\gamma$ ).

Преобразование  $\alpha(\beta) \rightarrow \gamma$ -Fe представляет переход от антиферромагнитного в парамагнитное состояние ( $T_n$ ), обуславливающий переход ОЦК-структуры  $\alpha(\beta)$ -Fe в ГЦК-структуру  $\gamma$ -Fe. Дальнейший переход ГЦК  $\gamma$ -Fe в ОЦК  $\delta$ -Fe при  $1394^\circ\text{C}$  есть следствие термического возбуждения и спинового расщепления  $3d^6$ -оболочек, орбитали которых, перекрываясь, ведут к образованию шести ортогональных  $\delta$ -связей. При плавлении расщепление  $3d^6$ -оболочек сохраняется и жидкое железо сохраняет

ОЦК ближний порядок  $J_6$  до 1650–1670°C, где  $\delta$ -связи разрываются и оно переходит в статистически неупорядоченную упаковку шаров. Этот переход сопровождается увеличением объема в связи с разрывом  $\delta$ -связей, и его нельзя уподоблять переходу ОЦК  $\alpha$ -,  $\beta$ -Fe в ГЦК  $\gamma$ -Fe.

Из вышеизложенного следует, что единственной физической причиной формирования конкретной упорядоченной в пространстве между свободными поверхностями, имитирующими трещиноподобные дефекты, кристаллической структуры любого элемента и его модификаций, в частности сплавов на основе железа, является **перекрывание валентных и подвалентных оболочек** его атомов. Подобная высокая концентрация электронов между ядрами соседних атомов стягивает эти атомы между свободными поверхностями и приводит к образованию сильной металлической связи.

Число, протяженность и симметрия орбиталей атомов данного конкретного элемента полностью определяют число, длину, энергию межатомных связей и их правильную ориентировку, а следовательно, *упорядоченное размещение атомов* в пространстве при воздействии концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения  $\gamma$ -квантов, жестко коллимированного в направлении распространения свободных поверхностей. Это позволяет осуществлять формирование кристаллической структуры с очень **высокой степенью физической однородности** на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхностями с заранее заданными основными физико-химическими свойствами металла. *Электронное строение диктует совершенное кристаллическое строение металла, а изменение электронного состояния атомов при изменении температуры, давления и концентрации легирующего элемента детерминирует полиморфные превращения и все последующие фазовые переходы.* Сформированная правильная геометрическая форма кристаллической решетки металла и упорядоченная система атомов является, прежде всего, следствием симметрии перекрывающихся электронных орбиталей его атомов [62, с. 131].

Это позволит, в конечном итоге, обеспечить *реальные* физические и механические свойства металла изделий, а также их конструктивную прочность, *на уровне расчетных (теоретических) значений*, которые могут быть с полной уверенностью положены в основу для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования и предотвращения аварий и техногенных катастроф.

#### *Выводы.*

На основе анализа результатов теоретического и экспериментального исследования процессов импульсной лазерной обработки металлов:

1. Определено, что воздействие концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения оптического квантового генератора, жестко коллимированного в направлении распространения свободных поверхностей, позволяет осуществлять формирование бездефектной кристаллической структуры с очень высокой степенью физической однородности на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхностями с заранее заданными основными физико-химическими и механическими свойствами металла изделий.

2. Установлена принципиальная возможность устранения (проплавления) трещиноподобных дефектов в сталях аустенитного класса с использованием импульсного излучения оптического квантового генератора. Это позволит, в конечном итоге, обеспечить *реальные* физические и механические свойства металла изделий, а также их конструктивную прочность, *на уровне расчетных (теоретических) значений*, которые могут быть с полной уверенностью положены в основу для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования и предотвращения аварий и техногенных катастроф.

#### Библиографический список

1. Современные способы производства слитков особо высокого качества // Латаш Ю.В., Матях В.Н.; Под ред. Патона Б.Е., Медовара Б.И. – Киев: Наукова думка, 1987. – 336 с.
2. Акимова Т.А. Техногенные аварии и катастрофы // Энергия: экономика, техника, экология. – 2009. – №5. – С.22-26.
3. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
4. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 360 с.
5. Апасов А.М., Козлов Э.В. Исследование структуры металла сварного соединения из коррозионно - стойкой стали // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – Т.315, №2. – С.155-161.
6. Алешин Н.П. Работы МГТУ им. Н.Э. Баумана в области неразрушающего контроля материалов и изделий // Сварочное производство. – 2003. – №1. – С.35-38.
7. А.С. 1374123 СССР, МПК G 01 N 29/04. Способ А. М. Апасова исследования трещинообразования в процессе сварки изделий из однородных металлов / А. М. Апасов. – 4064613/25-28 ; заявл. 06.05.86 ; опубл. 15.02.88, Бюл. № 6. – 4 с.
8. Апасов А. М. Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки // Дефектоско-

пия. – 1996. – № 10. – С. 24–30.

9. Apasov A. M. Analysis of failure of welded joints during welding // Russ. J. of Nondestruct. Test. – 1996. – Vol. 32, № 10. – P.757–762.

10. Апасов А. М. Связь дефектов различного структурного уровня с фазовыми переходами при сварке аустенитных сталей / А. М. Апасов, А. А. Апасов // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43, № 11. – С. 15–19.

11. Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование акустической эмиссии при сварке изделий из аустенитных сталей. – Сварочное производство, 2001. №1. – С.5-10.

12. Апасов А. М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки / А. М. Апасов // Расплавы. – 2001. – № 3. – С. 18–24.

13. Апасов А.М. Анализ параметров сигналов акустической эмиссии при разрушении высокопрочной стали // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.316. – С.32-41.

14. Apasov A.M. Theoretical and Experimental Study of Cracking Stainless Steel Arising Welding / A.M. Apasov // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 28. – Редколл.: Л.П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет – Москва – Новокузнецк, 2011 – 172 с., илл. – С. 146-154.

15. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of Faulty Fusion in Welding / A.M. Apasov, A.A. Apasov // Proceedings of The 7<sup>th</sup> International Forum on Strategic Technology IFOST 2012. – September 17-21, 2012. – Tomsk Polytechnic University, 2012. – Volume II. – P. 164-168.

16. Апасов А.М. Диагностика процесса разрушения сварных соединений при сварке / А.М. Апасов // Известия Томского политехнического университета. – 2015. – Т.326. – №3. – С.111-121.

17. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of The Destruction of Welded Joints Stainless Steel Pipes Arising Welding / A.M. Apasov // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol.770 (2015) – pp.60-65. Trans. Tech. Publications, Switzerland DOI: 10.4028 / www.scientific net / AMM.770.60.

18. Апасов А.М. Исследование разрушения сварных соединений в процессе сарки. – Международная конференция «Сварка и родственные технологии – в 21 век»: Тез. докл. \_ Киев. ИЭС им. Е.О.Патона, 1998. – С.6.

19. Апасов А.М. Моделирование разрушения сварных соединений при сварке с использованием явления акустической эмиссии. – 15 Российская научно-техническая конференция «Неразрушающий контроль и диагностика»: Тез. докл. –М.:1999. – С.114.

20. Апасов А.М. Генетическая связь дефектов различного структурного уровня сварных соединений из аустенитных сталей. – 20 Международная конференция «Релаксационные явления в твердых телах»: Тез. докл. – Воронеж, 1999. С. 204-206.

21. Апасов А.М, Апасов А.А. Исследование физической природы разрушения металла сварного соединения изделий из сталей аустенитного класса при фазовых переходах. – Труды 6 Международной научно-практической конференции СТТ 2000: Томск, ТПУ, 2000. – С.369-370.

22. Apasov A.M., Apasov A.A. Relation between defects different structure levels and phase transition during welding of stainless steels. – Book of abstracts 5 International Seminar – School «Defect structures evolution in condensed matters»: Barnaul, 2000. – p.102/

23. Apasov A.M. Mechanism of fracture of welded joints during welding. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.76-77.

24. Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование информативных параметров акустической эмиссии в процессе сварки изделий из жаростойкой стали аустенитного класса. – Труды 7 Международной научно-практической конференции «Современные техника и технологии» СТТ 2001: Томск, ТПУ, 2001, т.1. – С.310-313.

25. Apasov A.M., Apasov A.A. Studying Informative Parameters of Acoustical Emission During Welding Articles from Austenitic Heat-Resistance Steel.-Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Scientific and Practical Conference «Modern Techniques and technology МТТ 2001»: Tomsk, Russia, 2001.-P.81-84.

26. Apasov A.M. Acoustic emission diagnostics of destruction stainless steel pipes arising welding / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле: Труды I Всероссийской с международным участием научно-практической конференции. ТПУ, Томск: Изд. ТПУ, 2011. – С. 117-120.

27. Апасов А.М. Механизм формирования дефектов различного структурного уровня при сварке изделий из сталей аустенитного класса / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле Sib Test: сборник научных трудов II Всероссийской с международным участием научно-практической конференции по Инновациям в неразрушающем контроле // под ред. В.А. Клименова, Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 12-17 августа 2013. – С. 8-15. – 350 с.

28. Пат. 2212030 Российская Федерация, МПК G 01 N 29/14. Способ обнаружения непровара / А.М. Апасов, А.А. Апасов – № 2001104168/28; заявл. 13.02.01 ; опубл. 10.09.03, Бюл. № 25 (II ч.) – 14 с.
29. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.1//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №1. – С.158-162.
30. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.2//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №2. – С.120-126.
31. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.3//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №3. – С.132-135.
32. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of Faulty Fusion in Welding / A.M. Apasov, A.A. Apasov // Proceedings of The 7<sup>th</sup> International Forum on Strategic Technology IFOST 2012. – September 17-21, 2012. – Tomsk Polytechnic University, 2012. – Volume II. – P. 164-168.
33. Апасов А.М., Апасов А.А. Акустико-эмиссионная диагностика непровара в процессе сварки // Проблемы разливки и кристаллизации стали, сварки, термообработки и математическое моделирование технологических процессов: Сборник тезисов выступлений участников международной научно-практической конференции. – Москва, ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», 13-14 декабря 2012 г. – С. 50.
34. Апасов А.М., Апасов А.А. Диагностика непровара в процессе сварки / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 33 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянцев (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2014. – 186 с., ил. – С. 132-140.
35. Апасов А.М., Бридько И.И. Способ определения координат дефектов в сварных по сигналам акустической эмиссии. – Авт. свид. № 1446554. – Бюлл. изобр., 1988, № 47.-С.208-209.
36. Апасов А.М. Устройство для определения координат дефектов и сварных соединениях по сигналам акустической эмиссии. – Сварочное производство, 1997. №11. – С.54-57.
37. Апасов А. М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали // Материаловедение. – 1998. – № 3. – С. 54–56.
38. Апасов А.М. Взаимодействие концентрированных потоков лазерного излучения с трещиной в стали. – Физика и химия обработки материалов, 2000, №4. – С.34-38.
39. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса. – Изв. вузов. Черная металлургия, 2000. №10. – С.52-55.
40. Апасов А.М., Козлов Э.В., Апасов А.А. Анализ структуры сварного шва из стали 08X18H10T. – Металловедение и термическая обработка металлов, 2001 №12. – С. 19-22.
41. Апасов А.М., Козлов Э.В. Исследование структуры металла сварного соединения из коррозионно-стойкой стали//Известия Томского политехнического университета. – 2009. – № 2.– Т. 315. – С. 155-161.
42. Апасов А.М. Изучение влияния излучения оптического квантового генератора на поведение трещиноподобных дефектов в стали // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.317. – С.90-97.
43. Апасов А.М. Диагностика процесса взаимодействия потоков лазерного излучения с трещиной в стали на основе акустической эмиссии//Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.317. – С.97-100.
44. Апасов А.М. Изучение процесса влияния излучения оптического квантового генератора на степень физической однородности стали с использованием явления акустической эмиссии / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 34 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянцев (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2015. – 180 с., ил. – С. 125-146.
45. Апасов А.М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали на основе акустической эмиссии. – 15 Российская научно-техническая конференция «Неразрушающий контроль и диагностика»: Тез. докл. – М.: 1999, т.2. – С.140.
46. Апасов А.М. Исследование процесса воздействия импульсного излучения оптического квантового генератора (ОКГ) на дефекты строения аустенитных сталей. – Труды 10 Международной конференции по радиационной физике и химии неорганических материалов (РФХ-10): Томск, ТПУ, 1999. – С.74-75.
47. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса. – Труды 6 Международной

научно-технической конференции по актуальным проблемам материаловедения.: Новокузнецк, Сиб-ГИУ, 1999. – С.92.

48. Apasov A.M. Study of the process of affecting structure of austenitic steels by pulsed laser radiation. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.75.

49. Apasov A.M., Kozlov E.V. Structure of austenitic steels welds. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.75-76.

50. Апасов А.М. Исследование процесса трансформации дефектной структуры в стали под воздействием когерентного излучения оптического квантового генератора с использованием явления акустической эмиссии / А.М. Апасов // Информационные технологии неразрушающего контроля: сборник научных трудов Российской школы-конференции «Информационные технологии неразрушающего контроля» с международным участием; Томский политехнический университет. – Томск; Изд-во Томского политехнического университета, 2015. – С. 249-259.–304 с.

51. Апасов А.М. Авторское свидетельство № 237816, СССР // А.М. Апасов, В.И. Горбунов, И.И. Бридько. – МКИ 4 G 01 № 29/04. – 02.06.1986.

52. Апасов А.М. Активная диагностика разрушения и предотвращение техногенных катастроф: монография/А.М. Апасов.– Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 216 с.

53. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле: Труды I Всероссийской с международным участием научно-практической конференции Sib Test. ТПУ, Томск: Изд. ТПУ, 2011. – с. 176-182.

54. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф / А.М. Апасов // Дефектоскопия. – 2012. – №2. – С.21-31.

55. Apasov A.M. Method for preventing tecnogenic catastrophes / A.M Apasov. // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2012. – Volume 48. – Number 2. – P. 90-97. – DOI: 10.11354 / 51061830912020027.

56. Апасов А.М., Шинкевич Р.А. К вопросу о предотвращении трещинообразования в изделиях из стали. Теоретическое обоснование / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 36 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянецв (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2016. – 257 с., ил. – С. 152-162.

57. Гегузин Я.Е. Макроскопические дефекты в металлах.– М.: Металлургиздат, 1962. – 252 с.

58. Сегре Э. Экспериментальная ядерная физика. Т.1. – М.: Изд-во Иностранной литературы, 1955. – 664 с.

59. Апасов А.М. Специальная электрометаллургия: учебник / А.М. Апасов; Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета. – 2-е изд. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 286 с.

60. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович. – М.: Наука, 1988. – 296 с.

61. Порядина А.Н. К вопросу о получении особо чистых металлов нанокристаллического уровня (состояния) / А.Н. Порядина, А.М. Апасов // Изв. Том. политехн. ун-та. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 114 – 119.

62. Апасов А.М. Нанокристаллическое состояние металлов и сплавов: Учебное пособие. – Томск: Изд-во ТПУ, 2009. – 840 с.

УДК 543.4.001:621.791.052.08:620.179.16

## **МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ С ВЫСОКОЙ СТЕПЕНЬЮ ФИЗИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ. Ч.2. СИСТЕМА АКТИВНОГО ВОЗДЙСТВИЯ НА ЗАРОЖДАЮЩИЕСЯ ДЕФЕКТЫ**

**Апасов А.М.**

***Юргинский технологический иснтитут (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета,  
г. Юрга, Кемеровская область, Россия, mchmyti@rambler.ru***

***Аннотация:*** На основе впервые зарегистрированных параметров сигналов акустической эмиссии от источников зарождающегося непровара, а также процесса трещинообразования и достигнутой возможности их отдельной регистрации, разработаны метод и устройство активной

диагностики и предотвращения разрушения изделий в дальнейшем в процессе их изготовления (при сварке) в реальном масштабе времени.

**Ключевые слова:** параметры сигналов акустической эмиссии, источники зарождающихся непроваров и трещин, метод и система активного воздействия на зарождающиеся дефекты, процесс сварки, реальный масштаб времени.

## METHOD OF FORMING STRUCTURE THE METAL OF WELD WITH HIGH DEGREE OF PHYSICAL HOMOGENEITY. PART II. THE SYSTEM OF ACTIVE INFLUENCE ON ROUSING DEFECTS

Апасов А.М.

*Yurga technological Institute (branch) of National research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Kemerovo Region, Russia, mchmyti@rambler.ru*

**Abstract:** Were developed the method and facilities the active diagnostics and prevention destruction articles on the basic of for the first time registered parameters signals of acoustic emission from springs rousing lack of fusion as well as process of formation crack and reachable possibility theirs separate registration later on in process of welding by the real scale time.

**Key words:** parameters signals of acoustic emission, springs rousing lack of fusion and cracks, the method and facilities the active influence on rousing defects, process of welding, the real scale time.

*Разработка метода и функциональной схемы устройства активной диагностики*

Метод основан на приеме и разделении суммарного сигнала акустической эмиссии (АЭ), несущего информацию о дефектах, на сигналы, характеризующие источники зарождающихся непроваров и трещин. Образовавшиеся в процессе сварки зоны непроваров через систему обратной связи дополнительно проплавливают, а источники уже зарождающейся трещины в процессе сварки уничтожают мощным импульсом излучения оптического квантового генератора (ОКГ) [51-55].

Основное требование, предъявляемое к устройству активной диагностики, должно быть таким, чтобы было обеспечено согласование входа данного устройства с выходом измерителя акустических сигналов, к которому данное устройство подключается.

Выход измерителя акустических сигналов, в частности ИАС-4, соответствует триодно-транзисторной логике (ТТЛ) с нагрузочной способностью 4.

В соответствии с вышеизложенным требованием было разработано устройство, реализующее данный метод, функциональная схема которого приведена на рисунках 1-4.

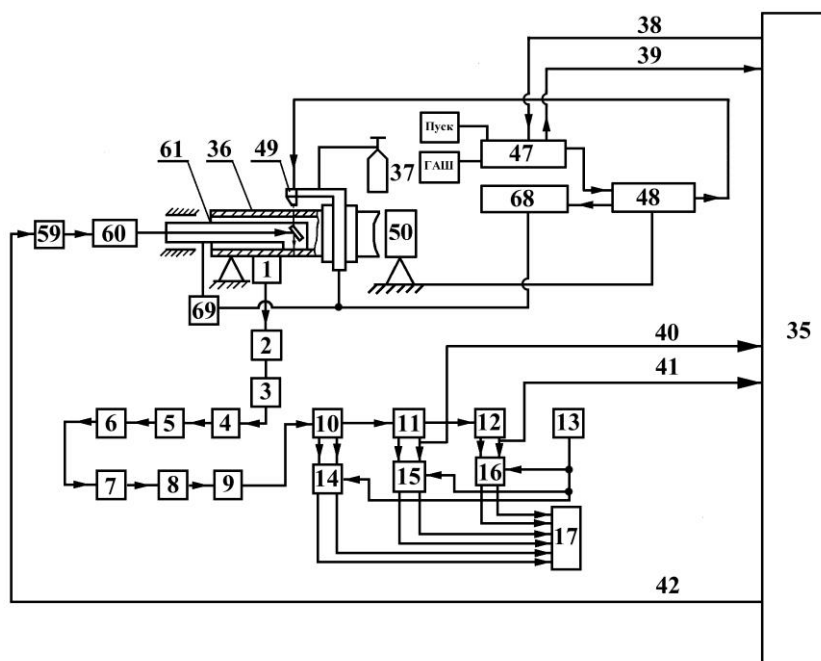


Рисунок 1 - Функциональная схема сварочного комплекса и системы активного воздействия на зарождающиеся дефекты в процессе сварки

На рисунке 1 представлена общая функциональная схема системы активного воздействия на зарождающиеся дефекты, состоящая из:

1. Системы приема и обработки информации (блоки 1–17);
2. Блока обратной связи (БОС) 35;
3. Сварочного комплекса (блоки 37, 47, 48, 49, 50, 68, 69);
4. Контролируемого трубопровода 36;
5. Системы активного воздействия на источники зарождающихся трещин (блоки 59, 60, 61).

На рисунке 2 изображена функциональная схема блока обработки и формирования импульсов (блоки 10, 11 и 12).

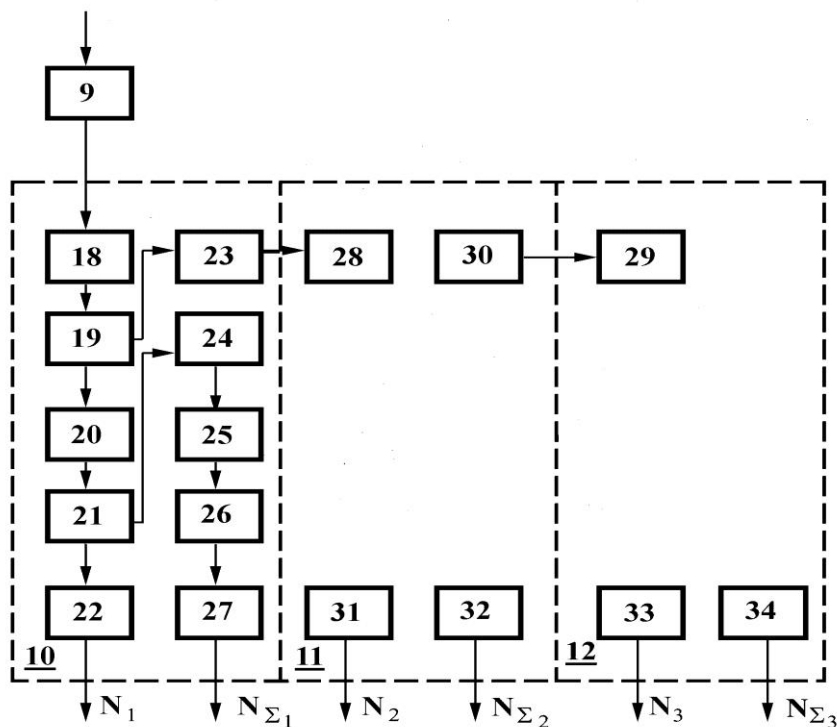


Рисунок 2 - Функциональная схема блока обработки и формирования импульсов

На рисунке 3 представлена функциональная схема блока обратной связи 35.

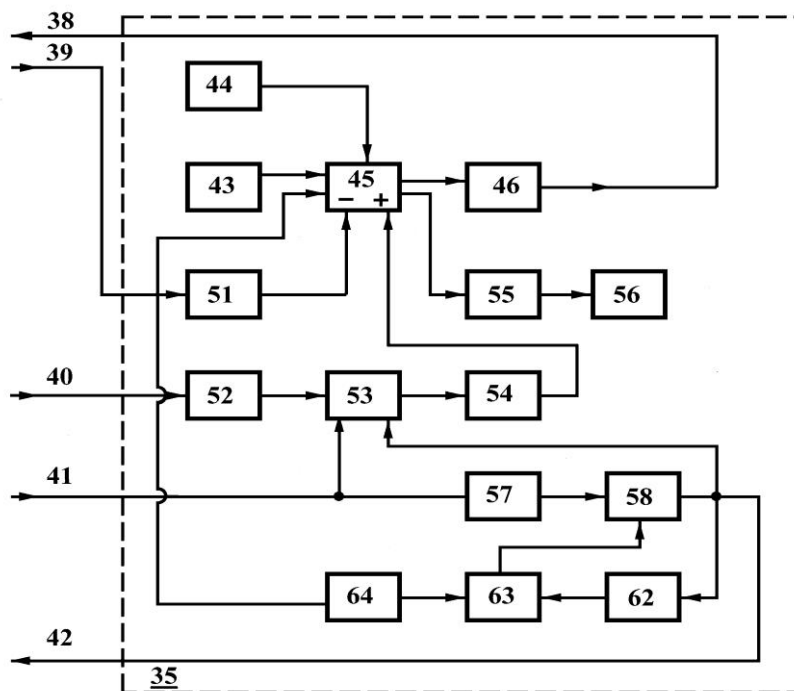


Рисунок 3 - Функциональная схема блока обратной связи



На рисунке 4 изображена функциональная схема активного воздействия на источники зарождающихся горячих трещин в процессе сварки, включающая в себя оптический квантовый генератор 60, оптическую систему 61, контролируемый трубопровод 36.

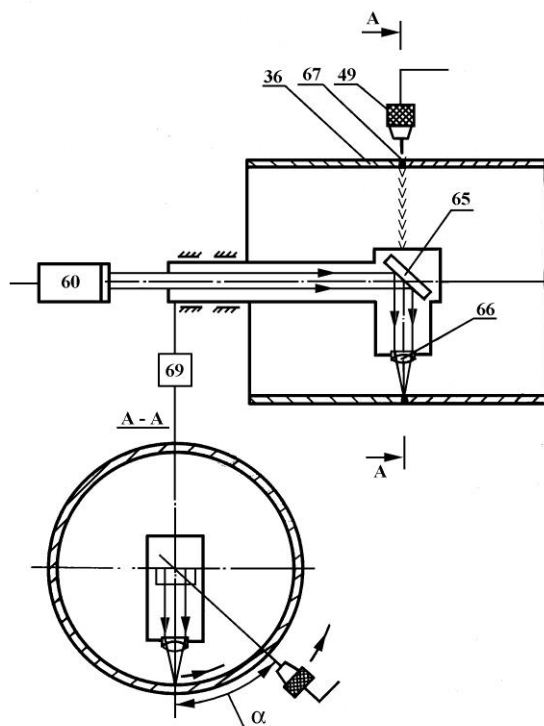


Рисунок 4 - Функциональная схема активного воздействия на источники зарождающихся горячих трещин в процессе сварки трубопроводов

#### *Описание работы устройства активной диагностики*

Устройство активной диагностики работает следующим образом. Предварительно в зону сварки подается защитный газ из баллона 37 (рисунок 1).

После запуска сварочного комплекса путем нажатия кнопки “ПУСК” на пульте управления 47 акустическая волна, возникающая в процессе сварки, воспринимается электроакустическим пьезопреобразователем 1, закрепленным на свариваемой трубе 36, преобразуется в электрический сигнал, который после предварительного усиления в предусилителе 2 подается на входной аттенюатор 3 с дискретным шагом дискриминации уровня сигнала.

С аттенюатора 3 сигнал через эмиттерный повторитель 4 поступает на фильтр верхних частот (ФВЧ) 5, служащий для устранения низкочастотных помех производственного происхождения, и усиливается в усилителе 6, охваченном отрицательной обратной связью. Далее сигнал подается на фильтр нижних частот (ФНЧ) 7 для ограничения диапазона со стороны высоких частот, т.к. это объясняется сильным затуханием акустических колебаний высокой частоты в конструкционных материалах и, следовательно, принципиальными трудностями выявления таких колебаний на практически приемлемых для реальных целей расстояний от источника АЭ. С выхода ФНЧ 7 сигнал поступает на усилитель 8, а затем на эмиттерный повторитель 9. После усиления сигнал поступает с выхода эмиттерного повторителя 9 на три канала блока обработки и формирования 10, 11 и 12 (рисунок 2), которые позволяют осуществить амплитудную дискриминацию сигнала АЭ по трем уровням (порогам) 18, 28 и 29.

Дискриминация сигнала АЭ по амплитуде на входе каждого канала при необходимости может быть осуществлена входным аттенюатором 3. При этом пороговые устройства 18, 28 и 29 всех каналов через развязывающие цепи (эмиттерные повторители) 23, 30 включены последовательно с целью динамического расширения диапазона при измерениях АЭ. Далее в канале блока обработки и формирования сигнал усиливается усилителем 19, проходит внутреннее пороговое устройство 20, ограничивающее сигнал снизу с целью отсеки шумов входных цепей и усилителей, а затем поступает на формирование суммарной АЭ 21 и одновременно через эмиттерный повторитель 24, усилитель 25 на формирователи числа импульсов АЭ 26. После формирователей 21 и 26 суммарная АЭ и число импульсов АЭ подается через ключевые каскады 22 и 27, 31–34 на три блока счёта 14, 15 и 16 (рисунок 1). Каждый блок счёта работает в паре с одним каналом обработки и формирования и осуществляет одновременно подсчёт активности АЭ и числа импульсов АЭ с преобразованием результатов в аналоговую форму, удобную для записи на самописце 17. Управление работой блоков счёта 14,

15 и 16 осуществляется импульсами, поступающими с формирователя временных интервалов 13.

Перед началом сварки необходимо подготовить к запуску БОС 35 (рисунок 3). Для этого с помощью устройства задания начальной величины сварочного тока 43 устанавливается значение начального тока сварки в десятичной системе, на выходе устройства 43 устанавливается указанная величина в двоично-десятичной системе исчисления (коде). Посредством устройства записи 44 величина тока записывается из устройства задания начальной величины сварочного тока 43 в реверсивный счетчик 45. Сигнал на выходе реверсивного счетчика 45 также выражен в двоично-десятичном коде.

Далее сигнал с выхода реверсивного счетчика 45 поступает на вход ЦАП 46. В ЦАПе 46 происходит преобразование двоично-десятичного кода с выхода реверсивного счётчика 45 в аналоговый сигнал, который по линии 38 (рисунок 1) поступает на пульт управления 47 и устанавливает значение начального тока сварки в сварочном выпрямителе 48, который поступает на сварочную горелку 49, закреплённую на сварочной головке 50.

В случае превышения величины тока сварки в выпрямителе 48 более допустимой, ток через пульт управления 47 по линии 39 поступает на вход компаратора 51 (рисунок 3), на выходе которого формируется импульс, поступающий на вычитающий вход реверсивного счётчика 45.

В результате происходит вычитание из установившегося значения сварочного тока и, следовательно, на выходе ЦАП 46 происходит автоматическое уменьшение тока до допустимой величины.

Информация, поступающая с выхода каналов 11 и 12 блока обработки и формирования на вход каналов БОС 35 (рисунок 1), может быть выбрана в виде суммарной АЭ или числа импульсов АЭ (рисунок 2). Количество каналов выбирают исходя из установленной возможности раздельной регистрации дефектов (например, непроваров, горячих трещин и т.д.), а ширину каждого канала - в соответствии с динамическим диапазоном амплитуд сигналов от анализируемых процессов, т.к. каждый канал характеризует степень потенциальной опасности дефектов.

Если сигнал, поступающий с выхода эмиттерного повторителя 9 на вход первого канала обработки и формирования 10, не превышает пороговой (эталонной) величины, устанавливаемой пороговым устройством 28 (рисунок 2) на входе второго канала блока обработки и формирования 11, то сигнал претерпевает дальнейшую обработку и формирование, поступает на блок счета 14 и далее выводится на самописец 17, а сам процесс считается бездефектным. Пороги срабатывания от сигналов АЭ, несущих информацию от возникающих непроваров и источников зарождающихся горячих трещин в процессе сварки, определяются из предварительных экспериментов.

При отклонении процесса сварки от технологического режима и возникновении ситуации «НЕПРОВАР» сигнал с выхода усилителя 19 первого канала блока обработки и формирования 10 через эмиттерный повторитель 23 открывает пороговое устройство 28 второго канала обработки и формирования 11 (рисунок 2). При этом пороговое устройство 29 третьего канала блока обработки и формирования 12, предназначенного для регистрации сигналов от источников зарождающейся трещины, не запускается, так как сигнал АЭ от возникающего непровара не превышает заданного уровня срабатывания.

В результате превышения сигнала АЭ заданного порога формирователь суммарной АЭ и числа импульсов АЭ второго канала блока обработки и формирования 11 вырабатывает нормированные по амплитуде прямоугольные импульсы напряжения, которые с выхода формирователя 11 по линии 40 (рисунок 1) проходят через устройство задержки 1 (52) и открытый ключевой каскад 53 (рисунок 3) на вход ждущего мультивибратора 1 (54). В этом случае на выходе мультивибратора 1 (54) формируется импульс, поступающий на складывающий вход реверсивного счётчика 45. В результате происходит сложение данного сигнала с кодовым значением величины первоначального заданного тока сварки в счетчике 45. На выходе ЦАП 46 устанавливается увеличенное значение сигнала сварочного тока, которое поступает по линии 38 через пульт управления 47 в выпрямитель сварочного тока 48, а увеличенный ток уже подается на сварочную горелку 49 (рисунок 1). С выхода реверсивного счетчика 45 кроме ЦАП 46 сигнал поступает на вход дешифратора 55, преобразующего двоично-десятичный код в код работы цифрового индикатора сварочного тока 56. В результате на табло цифрового индикатора 56 будет высвечиваться значение действующей в данный момент времени величины сварочного тока.

Поскольку пороговые устройства 18, 28 и 29 всех трёх каналов обработки и формирования импульсов 10, 11 и 12 включены через эмиттерные повторители 9, 23 и 30 последовательно (рисунок 2), то сигнал АЭ от источников зарождающейся горячей трещины в процессе сварки проходит через первый и второй каналы блока обработки и формирования 10 и 11, последовательно запускающая пороговые устройства 18 и 28, на вход порогового устройства 29 третьего канала блока обработки и формирования 12, в котором происходит формирование прямоугольных импульсов напряжения из-за превышения сигналом АЭ заданного уровня срабатывания порогового устройства. Поэтому им-

пульсы сигналов АЭ от источников зарождающейся горячей трещины поступают на входы обеих каналов БОС 35 как с выхода второго, так и с выхода третьего каналов блока обработки и формирования 11 и 12 (рисунок 1).

Для того, чтобы не запускался первый канал БОС 35 (канал корректировки сварочного тока из-за непровара) сигналом АЭ от источников зарождающейся горячей трещины, импульсы от последних поступают одновременно по линии 40 на устройство задержки I (52) и на вход идущего мультивибратора II (57) по линии 41 (рисунок 3), предварительно запирая ключевой каскад 53 для дальнейшего прохождения импульсов с выхода второго канала блока обработки и формирования 11. Поэтому ждущий мультивибратор I (54) не запускается и увеличение сварочного тока не происходит. Далее, импульс с выхода мультивибратора II (57) включает триггер запуска ОКГ 58, сигнал с выхода которого поступает по линии 42 через блок питания 59 на ОКГ 60 (рисунок 1). В результате возникает мощный импульс оптического излучения, которое проходя через поворотное зеркало 65 и объектив 66 оптической системы 61, уничтожает источники зарождающейся горячей трещины в сварном шве 67 свариваемой трубы 36 (рисунки 1, 4). Оптическая система 61 перемещается с помощью привода 69, запитанного вместе со сварочной головкой 50 от блока питания и управления 68 сварочной головкой (рисунок 1), внутри трубы 36, синхронного с вращением сварочной горелки 49, но с запаздыванием на угол  $\alpha$ . При этом оптическая ось системы 61 и трубы 36 совпадают. В данном случае угол  $\alpha$  между осями сварочного электрода горелки 49 и лазерного луча ОКГ 60 (рис. 4) зависит от температуры образования горячих трещин для данного материала и радиуса сварного шва 67 трубы 36.

С выхода триггера запуска ОКГ 58 сигнал также поступает через устройство задержки II (62) на устройство сброса в "0" триггера запуска ОКГ 58 и последний с задержкой переходит в нулевое состояние (рисунок 3). После сброса триггера 58 в «0» сигнал включения ОКГ 60 снимается. Сигнал включения ОКГ 60 также блокирует ключевой каскад 53 с целью исключения роста величины сварочного тока на время работы ОКГ 60. Устройство первоначального сброса в «0» 64 предназначено для сброса в «0» реверсивного счетчика 45 и триггера запуска ОКГ 58 перед включением всего блока обратной связи 35.

#### *Обсуждение результатов*

Для проверки работоспособности разработанного устройства проводилась автоматически аргодуговая сварка неплавящимся электродом стыковых соединений труб без разделки кромок из стали 08Х18Н10Т различных типоразмеров.

В процессе сварки на пониженных значениях импульсного постоянного тока от 10 до 40 ампер срабатывало пороговое устройство блока обратной связи от сигналов АЭ, свидетельствующих о возникающем непроваре. В результате автоматически увеличивался сварочный ток до 50А и сварочная головка дополнительно проплавляла зоны непроваров на 2-ом походе при увеличенном значении тока. Отсутствие непроваров было подтверждено методом рентгенографии и металлографическими исследованиями.

Кроме того, в процессе сварки инициировалось трещинообразование по методике, изложенной в [8, 9]. Методом капиллярной цветной дефектоскопии и рентгенографии констатировалось наличие трещин с раскрытием порядка 0,07 - 0,1 мм.

С целью проверки эффективности борьбы с трещинами посредством воздействия на них концентрированных потоков когерентного излучения была использована технологическая лазерная установка КВАНТ I2. При генерации оптическим квантовым генератором мощного импульса излучения, сфокусированного в зоне выхода на поверхность сварного шва трещины, в локальной области высоких температур получались тепловые потоки с высокой плотностью энергии. В результате воздействия концентрированных тепловых потоков в данной зоне произошло расплавление металла, устранение дендритов и гомогенизации межкристаллитных прослоек, измельчение зерен, а также генерация импульсных термоупругих полей сжатия, которые послужили своеобразным барьером для источников зарождающихся трещин в тех зонах, где произошло расплавление металла. При этом осуществлялась регистрация сигналов АЭ.

В литературе [37–39] представлено амплитудное распределение сигналов АЭ от воздействия лазерным лучом на металл в зависимости от числа импульсов излучения. Из анализа данного распределения следует, что амплитуда сигналов АЭ от воздействия лазерного излучения соответствует амплитудам импульсов АЭ, характеризующих процессы плавления и кристаллизации металла при сварке, что гораздо меньше значений амплитуд сигналов от источников зарождающихся трещин и возникающих непроваров.

Таким образом, различие энергетических параметров позволяет беспрепятственно проводить амплитудную селекцию сигналов АЭ от процессов плавления, кристаллизации, воздействия излучения ОКГ и трещинообразования.

Многочисленные металлографические исследования микрошлифов [37–39] полностью подтвердили эффективность применения излучения оптического квантового генератора для устранения сформировавшихся трещин, не говоря уже об источниках зарождающихся трещин.

По результатам опытной апробации разработанного устройства активной диагностики разрушения проведена корректировка технологического режима сварки цилиндрических изделий ответственного назначения, эксплуатация которых протекает в экстремальных режимах.

Появление оптических квантовых генераторов (ОКГ) создало уникальную возможность управлять внутренними процессами в твердом теле, в частности: структурными и фазовыми превращениями благодаря особым свойствам лазерного излучения (когерентность, поляризация, высокие плотности энергии), модификацией механических свойств материалов [63]. Это дополнительно подтверждает правомерность представленного выше теоретического обоснования предотвращения процессов разрушения металла в изделиях. Кроме того, в работе [64] изложены результаты экспериментального и теоретического исследования процессов импульсной лазерной обработки материалов с целью получения нано- и микро структурированной поверхности, которые также находятся в полном согласии с выработанными модельными представлениями. А именно показано, что нано- и микро размерные структуры образуются при *лазерном проплавлении* и быстрой *кристаллизации* поверхности металлов. При этом исследована кинетика процессов модификации поверхности металлов, реализуемых при рекристаллизации после воздействия лазерных импульсов ультракороткой длительности.

В настоящее время обработка ультракороткими лазерными импульсами широко используется в мире для создания 2-х и 3-х мерных микро- и нано-структур в металлах. Данные технологии важны для управления *механическими* свойствами твердых тел. В этой связи становится актуальным систематическое изучение физических механизмов взаимодействия оптического излучения с поверхностью металла, а также получение оптимальных режимов лазерного излучения (интенсивности и длительности лазерных импульсов, частоты следования, параметров сканирования лазерного пучка). Это необходимо для контролируемого микро- и нано структурирования поверхности объемных материалов.

«Прямое» нано структурирование означает, что образование поверхностных структур нано масштаба происходит без переосаждения разлетевшихся частиц. Нано-структурирование идет под действием *одного* лазерного пучка, непосредственно направленного на поверхность объемного материала. Возможно использование большого числа импульсов.

Для получения структур на поверхности материала с минимальными размерами (порядка 10 нм) следует выбирать режим воздействия ультракороткими импульсами без абляции с плотностью энергии импульса ниже порога абляции, но *выше порога плавления*, обеспечивающий процессы *сверхбыстрого* нагрева, плавления и рекристаллизации поверхности металла. Другими словами, технология создания на поверхности металла структур в *нано масштабной* области основывается на физических процессах, приводящих к затвердеванию вещества на поверхности при *сверхвысоких* скоростях охлаждения после окончания воздействия лазерными импульсами, когда расплав быстро кристаллизуется за счет теплоотвода вглубь образца. Из-за *сверхвысоких* скоростей охлаждения (109 К/сек и более) размер образующихся кристаллитов может быть сравним с *межатомным расстоянием*. При этом скорость охлаждения не должна превышать скорость кристаллизации. Многократное облучение приводит к возможности получения ансамблей нано структур от 20 до 500 нм.

Следует отметить, что сварка в мире будущего представляется нам технологическим процессом, дающим продукцию безупречного качества, лишенную каких бы то ни было дефектов. Контроль качества сварки из операции пассивной (констатация фактов) станет звеном собственно сварочного процесса. Своевременное выявление отклонения параметров режима сварки, надлежащее воздействие на него на основе обратных связей должны предотвратить самую возможность появления дефектов [65]. Это высказывание Президента НАНУ Б.Е. Патона в конце 20-го века полностью подтверждено достижениями большинства ученых в настоящее время.

*Выводы.* На основе анализа полученных результатов теоретического и экспериментального исследования:

1. Разработан метод, основанный на приеме и разделении суммарного сигнала АЭ, несущего информацию о дефектах, на сигналы АЭ, характеризующие источники зарождающихся непроваров и трещин. Образовавшиеся в процессе сварки зоны непроваров через систему обратной связи дополнительно проплавляют, а источники уже зарождающейся трещины в процессе сварки уничтожают мощным импульсом излучения оптического квантового генератора, обеспечивая при этом высокую степень физической однородности металла сварного соединения. Это позволит, в конечном итоге, обеспечить *реальные* физические и механические свойства металла изделий, а также их конструктивную прочность, *на уровне расчетных (теоретических) значений*.

2. Установлено, что амплитуда сигналов АЭ от процессов, протекающих при сварке (в том

числе и воздействие лазерного излучения на металл), существенно меньше значений амплитуд сигналов АЭ от возникающего непровара и источников зарождающейся трещины.

3. Использование разработанной технологии позволит:

- оперативно проводить контроль качества сварных швов в процессе сварки в реальном масштабе времени;
- получать бездефектные сварные соединения в результате автоматической корректировки режима в ходе процесса сварки и устранения источников зарождающейся трещины;
- использовать метод АЭ как штатный метод неразрушающего контроля сварных соединений;
- снизить трудоемкость изготовления изделий за счет исключения методов рентгенографии и ультразвукового контроля и операции устранения дефектов;
- улучшить условия труда за счет устранения вредного влияния рентгеновского излучения на организм обслуживающего персонала.

#### Библиографический список

1. Современные способы производства слитков особо высокого качества // Латаш Ю.В., Матях В.Н.; Под ред. Патона Б.Е., Медовара Б.И. – Киев: Наукова думка, 1987. – 336 с.
2. Акимова Т.А. Техногенные аварии и катастрофы // Энергия: экономика, техника, экология. – 2009. – №5. – С.22-26.
3. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
4. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 360 с.
5. Апасов А.М., Козлов Э.В. Исследование структуры металла сварного соединения из коррозионно - стойкой стали // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – Т.315, №2. – С.155-161.
6. Алешин Н.П. Работы МГТУ им. Н.Э. Баумана в области неразрушающего контроля материалов и изделий // Сварочное производство. – 2003. – №1. – С.35-38.
7. А.С. 1374123 СССР, МПК G 01 N 29/04. Способ А. М. Апасова исследования трещинообразования в процессе сварки изделий из однородных металлов / А. М. Апасов . – 4064613/25-28 ; заявл. 06.05.86 ; опубл. 15.02.88, Бюл. № 6. – 4 с.
8. Апасов А. М. Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки // Дефектоскопия. – 1996. – № 10. – С. 24–30.
9. Apasov A. M. Analysis of failure of welded joints during welding // Russ. J. of Nondestruct. Test. – 1996. – Vol. 32, № 10. – P.757–762.
10. Апасов А. М. Связь дефектов различного структурного уровня с фазовыми переходами при сварке аустенитных сталей / А. М. Апасов, А. А. Апасов // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43, № 11. – С. 15–19.
11. Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование акустической эмиссии при сварке изделий из аустенитных сталей. – Сварочное производство, 2001. №1. – С.5-10.
12. Апасов А. М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки / А. М. Апасов // Расплавы. – 2001. – № 3. – С. 18–24.
13. Апасов А.М. Анализ параметров сигналов акустической эмиссии при разрушении высокопрочной стали//Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.316. – С.32-41.
14. Apasov A.M. Theoretical and Experimental Study of Cracking Stainless Steel Arising Welding / А.М. Apasov // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 28. – Редколл.: Л.П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]:Сибирский государственный индустриальный университет – Москва – Новокузнецк, 2011 – 172 с., илл. – С. 146-154.
15. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of Faulty Fusion in Welding / А.М. Apasov, А.А. Apasov // Proceedings of The 7<sup>th</sup> International Forum on Strategic Technology IFOST 2012. – September 17-21, 2012. – Tomsk Polytechnic University, 2012. – Volume II. – P. 164-168.
16. Апасов А.М. Диагностика процесса разрушения сварных соединений при сварке / А.М. Апасов // Известия Томского политехнического университета.– 2015. – Т.326. – №3. – С.111-121.
17. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of The Destruction of Welded Joints Stainless Steel Pipes Arising Welding / А.М. Apasov // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol.770 (2015) – pp.60-65. Trans. Tech. Publications, Switzerland DOI: 10.4028 / www.scientific net / АММ.770.60.
18. Апасов А.М. Исследование разрушения сварных соединений в процессе сарки. – Международная конференция «Сварка и родственные технологии – в 21 век»: Тез. докл. \_ Киев. ИЭС им. Е.О.Патона, 1998. – С.6.
19. Апасов А.М. Моделирование разрушения сварных соединений при сварке с использова-

нием явления акустической эмиссии. – 15 Российская научно-техническая конференция «Неразрушающий контроль и диагностика»: Тез. докл. – М.: 1999. – С.114.

20. Апасов А.М. Генетическая связь дефектов различного структурного уровня сварных соединений из аустенитных сталей. – 20 Международная конференция «Релаксационные явления в твердых телах»: Тез. докл. – Воронеж, 1999. С. 204-206.

21. Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование физической природы разрушения металла сварного соединения изделий из сталей аустенитного класса при фазовых переходах. – Труды 6 Международной научно-практической конференции СТТ 2000: Томск, ТПУ, 2000. – С.369-370.

22. Apasov A.M., Apasov A.A. Relation between defects different structure levels and phase transition during welding of stainless steels. – Book of abstracts 5 International Seminar – School «Defect structures evolution in condensed matters»: Barnaul, 2000. – p.102/

23. Apasov A.M. Mechanism of fracture of welded joints during welding. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.76-77.

24. Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование информативных параметров акустической эмиссии в процессе сварки изделий из жаростойкой стали аустенитного класса. – Труды 7 Международной научно-практической конференции «Современные техника и технологии» СТТ 2001: Томск, ТПУ, 2001, т.1. – С.310-313.

25. Apasov A.M., Apasov A.A. Studying Informative Parameters of Acoustical Emission During Welding Articles from Austenitic Heat-Resistance Steel.-Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Scientific and Practical Conference «Modern Techniques and technology МТТ 2001»: Tomsk, Russia, 2001.-P.81-84.

26. Apasov A.M. Acoustic emission diagnostics of destruction stainless steel pipes arising welding / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле: Труды I Всероссийской с международным участием научно-практической конференции. ТПУ, Томск: Изд. ТПУ, 2011. – С. 117-120.

27. Апасов А.М. Механизм формирования дефектов различного структурного уровня при сварке изделий из сталей аустенитного класса / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле Sib Test: сборник научных трудов II Всероссийской с международным участием научно-практической конференции по Инновациям в неразрушающем контроле // под ред. В.А. Клименова, Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 12-17 августа 2013. – С. 8-15. – 350 с.

28. Пат. 2212030 Российская Федерация, МПК G 01 N 29/14. Способ обнаружения непровара / А. М. Апасов, А. А. Апасов – № 2001104168/28 ; заявл. 13.02.01 ; опубл. 10.09.03, Бюл. № 25 (II ч.). – 14 с.

29. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.1//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №1. – С.158-162.

30. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.2//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №2. – С.120-126.

31. Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностика непровара в процессе сварки. Ч.3//Известия ТПУ. – 2005. – Т.308. – №3. – С.132-135.

32. Apasov A.M. Acoustic Emission Diagnostics of Faulty Fusion in Welding / А.М. Apasov, А.А. Apasov // Proceedings of The 7<sup>th</sup> International Forum on Strategic Technology IFOST 2012. – September 17-21, 2012. – Tomsk Polytechnic University, 2012. – Volume II. – P. 164-168.

33. Апасов А.М., Апасов А.А. Акустико-эмиссионная диагностика непровара в процессе сварки // Проблемы разлива и кристаллизации стали, сварки, термообработки и математическое моделирование технологических процессов: Сборник тезисов выступлений участников международной научно-практической конференции. – Москва, ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», 13-14 декабря 2012 г. – С. 50.

34. Апасов А.М., Апасов А.А. Диагностика непровара в процессе сварки / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 33 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянец (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2014. – 186 с., ил. – С. 132-140.

35. Апасов А.М., Бридько И.И. Способ определения координат дефектов в сварных по сигналам акустической эмиссии. – Авт. свид. № 1446554. – Бюлл. изобр., 1988, № 47.-С.208-209.

36. Апасов А.М. Устройство для определения координат дефектов и сварных соединениях по сигналам акустической эмиссии. – Сварочное производство, 1997. №11. – С.54-57.

37. Апасов А. М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали // Материаловедение. – 1998. – № 3. – С. 54–56.

38. Апасов А.М. Взаимодействие концентрированных потоков лазерного излучения с трещиной в стали. – Физика и химия обработки материалов, 2000, №4. – С.34-38.

39. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса. – Изв. вузов. Черная металлургия, 2000. №10. – С.52-55.
40. Апасов А.М., Козлов Э.В., Апасов А.А. Анализ структуры сварного шва из стали 08X18H10T. – Металловедение и термическая обработка металлов, 2001 №12. – С. 19-22.
41. Апасов А.М., Козлов Э.В. Исследование структуры металла сварного соединения из коррозионно-стойкой стали // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – № 2.– Т. 315. – С. 155-161.
42. Апасов А.М. Изучение влияния излучения оптического квантового генератора на поведение трещиноподобных дефектов в стали // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.317. – С.90-97.
43. Апасов А.М. Диагностика процесса взаимодействия потоков лазерного излучения с трещиной в стали на основе акустической эмиссии // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – №2. – Т.317. – С.97-100.
44. Апасов А.М. Изучение процесса влияния излучения оптического квантового генератора на степень физической однородности стали с использованием явления акустической эмиссии / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 34 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянец (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2015. – 180 с., ил. – С. 125-146.
45. Апасов А.М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали на основе акустической эмиссии. – 15 Российская научно-техническая конференция «Неразрушающий контроль и диагностика»: Тез. докл. – М.: 1999, т.2. – С.140.
46. Апасов А.М. Исследование процесса воздействия импульсного излучения оптического квантового генератора (ОКГ) на дефекты строения аустенитных сталей. – Труды 10 Международной конференции по радиационной физике и химии неорганических материалов (РФХ-10): Томск, ТПУ, 1999. – С.74-75.
47. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса. – Труды 6 Международной научно-технической конференции по актуальным проблемам материаловедения.: Новокузнецк, СибГИУ, 1999. – С.92.
48. Apasov A.M. Study of the process of affecting structure of austenitic steels by pulsed laser radiation. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.75.
49. Apasov A.M., Kozlov E.V. Structure of austenitic steels welds. - International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv, 2000. – P.75-76.
50. Апасов А.М. Исследование процесса трансформации дефектной структуры в стали под воздействием когерентного излучения оптического квантового генератора с использованием явления акустической эмиссии / А.М. Апасов // Информационные технологии неразрушающего контроля: сборник научных трудов Российской школы-конференции «Информационные технологии неразрушающего контроля» с международным участием; Томский политехнический университет. – Томск; Изд-во Томского политехнического университета, 2015. – С. 249-259.–304 с.
51. Апасов А.М. Авторское свидетельство № 237816, СССР // А.М. Апасов, В.И. Горбунов, И.И. Бридько. – МКИ 4 G 01 № 29/04. – 02.06.1986.
52. Апасов А.М. Активная диагностика разрушения и предотвращение техногенных катастроф: монография/А.М. Апасов. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 216 с.
53. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле: Труды I Всероссийской с международным участием научно-практической конференции Sib Test. ТПУ, Томск: Изд. ТПУ, 2011. – с. 176-182.
54. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф / А.М. Апасов // Дефектоскопия. – 2012. – №2. – С.21-31.
55. Apasov A.M. Method for preventing tecnogenic catastrophes / A.M Apasov. // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2012. – Volume 48. – Number 2. – P. 90-97. – DOI: 10.11354 / 51061830912020027.
56. Апасов А.М., Шинкевич Р.А. К вопросу о предотвращении трещинообразования в изделиях из стали. Теоретическое обоснование / Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 36 // Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянец (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.), [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2016. – 257 с., ил. – С. 152-162.

57. Гегузин Я.Е. Макроскопические дефекты в металлах.– М.: Metallurgizdat, 1962.– 252 с.
58. Сегре Э. Экспериментальная ядерная физика. Т.1. – М.: Изд-во Иностранной литературы, 1955. – 664 с.
59. Апасов А.М. Специальная электрометаллургия: учебник / А.М. Апасов; Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета. – 2-е изд. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 286 с.
60. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович. – М.: Наука, 1988. – 296 с.
61. Порядина А.Н. К вопросу о получении особо чистых металлов нанокристаллического уровня (состояния) / А.Н. Порядина, А.М. Апасов // Изв. Том. политехн. ун-та. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 114 – 119.
62. Апасов А.М. Нанокристаллическое состояние металлов и сплавов: Учебное пособие. – Томск: Изд-во ТПУ, 2009. – 840 с.
63. Кузнецов П.М. О некоторых механизмах воздействия лазерного излучения на металлы / П.М. Кузнецов, В.А. Федоров, С.В. Васильева, Г.А. Барышев // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2010. – Т.15. – Вып. 1. – С.249-250.
64. Завестовская И.Н. Процессы нано- и микро структурирования поверхности металлов под действием излучения твердотельных лазеров с диодной накачкой / И.Н. Завестовская, В.В. Безотосный, А.П. Канавин, Н.А. Козловская, О.Н. Крохин, В.А. Олещенко, Ю.М. Попов, Е.А. Чешев // Учреждение РАН, Физический институт академии наук им. П.Н. Лебедева. – [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://olymp-nanotech2012/moomfo.ru/paperkrokhin.> (Дата обращения: 09.01.2016).
65. Патон Б. Е. Новые рубежи сварочной техники // Сварочное пр-во.– 1970.– № 4. – С. 3–6.

УДК 621.791:624

## РАЗРАБОТКА НОВЫХ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОВШЕВОГО ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА И БАРИЙ - СТРОНЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА

**Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р., Уманский А.А.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, [kozyrev\\_na@mtsp.sibsiu.ru](mailto:kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)*

***Аннотация:** Приведены результаты исследования введения барий-стронциевого карбоната различного фракционного состава во флюс на основе ковшевого электросталеплавильного шлака. Показана принципиальная возможность использования их смеси для наплавки и сварки низколегированных сталей, при этом применение барий-стронциевого карбоната позволяет снизить загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями.*

***Ключевые слова:** сварка, флюсы, технология, ковшевой электросталеплавильный шлак, барий-стронциевый карбонатит, образцы, неметаллические включения, микроструктура.*

## DEVELOPMENT OF NEW WELDING FLUXES WITH THE USE OF BUCKET ELECTROSTAIN SLAG AND BARIUM-STRONTIUM MODIFICATOR

**Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Mihno A.R., Umanskiy A.A.**

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, [kozyrev\\_na@mtsp.sibsiu.ru](mailto:kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)*

***Annotation:** The results of the study of the introduction of barium-strontium carbonatite of various fractional composition into flux based on the bucket electrostain slag are presented. The principal possibility of using their mixtures for surfacing and welding low-alloy steels is shown, while the use of barium-strontium carbonatite allows to reduce the pollution of the weld metal with nonmetallic inclusions.*

***Key words:** welding, fluxes, technology, bucket electrostain slag, barium-strontium carbonatite, samples, nonmetallic inclusions, microstructure.*

Разработке новых сварочных флюсов с использованием техногенных материалов уделяется



большое внимание как в нашей стране так и за рубежом.[1-7]. Перспективными направлениями повышения качества сварного шва является разработка и использования новых флюс добавок и применение техногенных металлургических отходов - шлаков и шламов. Большая работа проведена по использованию барий-стронциевого карбонатита в качестве флюс добавок [8-9].

В данной работе рассмотрена возможность введения барий-стронциевого карбонатита в сварочный флюс на основе ковшевого электросталеплавильного шлака, образованного при производстве рельсовых марок стали.

В серии опытов в лабораторных условиях изготавливали и исследовали различные составы сварочных флюсов. Для исследования использовали: электросталеплавильный шлак производства рельсовой стали производимой на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с химическим составом, мас. %: 1,31% FeO, 0,22% MnO, 35,19% Ca, 36,26% SiO<sub>2</sub>, 6,17% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 11,30% MgO, 0,28% Na<sub>2</sub>O, 0,11% K<sub>2</sub>O, 3,34% F, <0,12% C, 1,26% S, 0,02% P и барий-стронциевый модификатор БСК по ТУ 1717-001-75073896-2005 производства ООО «НПК Металлотехнопром» с химическим составом, мас. %: 13,0-19,0% BaO, 3,5- 7,5% SrO, 17,5-25,5% CaO, 19,8- 29,8% SiO<sub>2</sub>, 0,7- 1,1% MgO, 2,5- 3,5% K<sub>2</sub>O, 1,0- 2,0% Na<sub>2</sub>O, 1,5- 6,5% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0 - 0,4% MnO, 1,9- 3,9% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0,7- 1,1% TiO<sub>2</sub>, 16,0-20,0% CO<sub>2</sub>.

Изготовление флюс - добавки проводили по двум вариантам: 1 - смешение барий - стронциевого модификатора фракции менее 0,2 мм с жидким стеклом в соотношении 75 % и 25 % соответственно, после чего осуществляли суточную выдержку при комнатной температуре, с последующей сушкой в печи при температуре 300 °С, охлаждением, дроблением и просевом с выделением фракции 0,45-2,5 мм; 2 - в качестве добавки использовали пыль стронций – бариевого модификатора фракции менее 0,2 мм.

В качестве базового использовали флюс на основе ковшевого электросталеплавильного шлака фракции менее 0,2 мм. смешанный с жидким стеклом в соотношении 62% и 38% соответственно. После чего осуществляли суточную выдержку при комнатной температуре, с последующей сушкой в печи при температуре 300 °С, охлаждением, дроблением и просевом с выделением фракции 0,45-2,5мм.

Затем в базовый флюс (Б) вводили флюс-добавку в количестве 2, 4, 6 и 8% (Б2, Б4, Б6, Б8) и пыль стронций-бариевого карбонатита в количестве 2% и 6% (Б21, Б61). Исследуемые смеси флюс – флюс-добавка представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Соотношение флюса – флюс-добавки, %

Маркировка флюса	Количество барий - стронциевой добавки		Количество ковшевого шлака с жидким стеклом
	С жидким стеклом	пылеобразной	
Б	-	-	100 %
Б2	2%	-	98 %
Б4	4%	-	96 %
Б6	6%	-	94 %
Б8	8%	-	92 %
Б21	-	2%	98 %
Б61	-	6%	94 %

Наплавку под слоем флюса производили на образцах 300×150мм толщиной 20мм из листовой стали марки 09Г2С. Процесс проводили проволокой Св-08ГА диаметром 4 мм с использованием сварочного трактора ASAW-1250 на различных режимах. В таблице 2 приведены оптимальные режимы наплавки, позволяющие получить требуемое качество сварного валика (без пор, раковин, трещин и прочих дефектов.)

Таблица 2 - Режимы наплавки

Флюс	Режим наплавки			Погонная энергия, Дж/см <sup>2</sup>
	Сила тока, А	Напряжение, В	Скорость сварки, м/ч	
Б	650	28	28	650
Б2	680	28	28	680
Б4	680	28	28	680
Б6	680	28	30	634.6
Б8	650	28	28	650
Б21	680	28	30	634.6
Б61	680	28	28	680

Химические составы полученных флюсов, шлаковых корок, и наплавленного металла приведены в таблицах 3, 4,5 соответственно.

Таблица 3 – Химический состав флюса

Флюс	Массовая доля элементов, %															
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	BaO	SrO	TiO <sub>2</sub>
Б	0,84	0,06	35,47	44,66	4,71	5,01	1,92	0,11	0,98	0,013	0,007	0,04	отс.	0,017	0,050	0,33
Б2	1.34	0.02	33.61	44.42	4.58	5.35	5.46	0.15	0.93	0.017	0.008	0.05	2.03	0.16	0.14	0.28
Б4	1,09	0,02	33,80	43,45	4,58	4,75	5,44	0,08	0,98	0,021	0,008	0,04	1,91	0,57	0,28	0,32
Б6	1,30	<0.01	33.64	44.87	4.77	5.44	5.52	0.21	0.93	0.03	0.008	0.05	2.09	0.45	0.32	0.28
Б8	1.41	0.02	39.32	43.38	4.49	4.41	5.78	0.12	0.98	0.029	0.008	0.03	1.79	1.18	0.52	0.30
Б21	0.88	0.02	35.73	44.19	4.79	5.40	5.37	<0.01	1.00	0.013	0.007	0.04	2.11	0.028	0.064	0.29
Б61	0,88	0,08	35,17	43,62	4,65	4,92	5,12	0,10	0,94	0,014	0,008	0,06	2,17	0,049	0,085	0,29

Таблица 4 – Химический состав шлаковых корок

Флюс	Массовая доля элементов, %															
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	BaO	SrO	TiO <sub>2</sub>
Б	3,06	0,41	35,82	38,97	4,70	6,88	4,26	0,07	0,76	0,014	0,008	0,06	2,35	отс.	0,064	0,20
Б2	3,67	0,67	33,91	39,90	4,56	6,71	4,34	0,13	0,60	0,018	0,007	0,08	2,20	0,19	0,18	0,27
Б4	3,94	0,42	33,89	42,22	4,47	6,68	4,44	0,16	0,58	0,021	0,006	0,05	2,34	0,25	0,21	0,28
Б6	4,44	0,53	33,61	39,46	4,47	6,89	4,32	0,22	0,55	0,023	0,007	0,07	2,37	0,43	0,31	0,30
Б8	3,40	0,41	35,49	38,37	4,68	7,15	3,96	0,05	0,66	0,022	0,007	0,06	2,43	0,37	0,29	0,30
Б21	2,80	0,37	36,18	40,06	4,61	7,00	3,86	0,10	0,64	0,014	0,006	0,057	2,33	0,16	0,14	0,30
Б61	3,96	0,46	36,26	38,55	4,89	7,45	4,28	0,19	0,61	0,020	0,012	0,070	2,58	0,36	0,25	0,28

Таблица 5 – Химический состав наплавленного металла

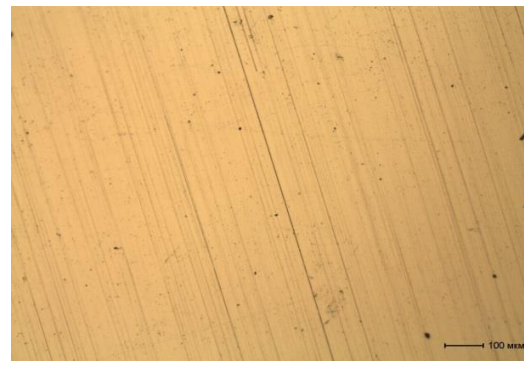
флюс	Массовая доля элементов, %															
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Nb	S	P	Ba	Sr
Б	0.10	0.16	0.61	0.04	0.11	0.18	0.001	0.005	0.007	0.01	0.018	0.004	0.023	0.007	отс.	отс.
Б2	0,07	0,12	0,57	0,04	0,12	0,18	0,001	0,005	0,003	0,007	0,016	0,005	0,028	0,011	отс.	0,013
Б4	0,07	0,14	0,60	0,05	0,11	0,16	0,001	0,007	0,009	0,008	0,016	0,008	0,022	0,006	0,073	отс.
Б6	0.10	0.18	0.50	0.05	0.14	0.15	0.001	0.012	0.006	0.017	0.018	0.005	0.046	0.013	0,0016	отс.
Б8	0.11	0.17	0.56	0.05	0.14	0.16	0.001	0.006	0.004	0.020	0.016	0.005	0.062	0.008	отс.	отс.
Б21	0,07	0,16	0,53	0,05	0,13	0,15	0,001	0,007	0,004	0,016	0,007	0,005	0,073	0,011	отс.	0,001 6
Б61	0,06	0,15	0,55	0,04	0,10	0,14	0,001	0,011	0,002	0,017	отс.	0,002	0,069	0,011	0,0004	0,002 8

Из наплавочных пластин были вырезаны образцы и выполнены: рентгеноспектральный анализ состава металла швов, металлографические исследования наплавочного металла.

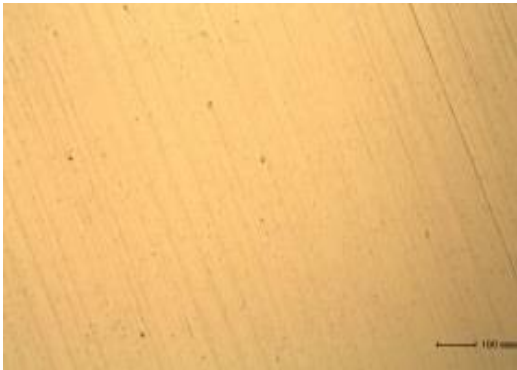
Металлографическое исследование проводилось на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении  $\times 100$ . Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне наплавленного металла, проведенного согласно ГОСТ 1778-70 приведены на рисунке 1, таблице 6.



а)



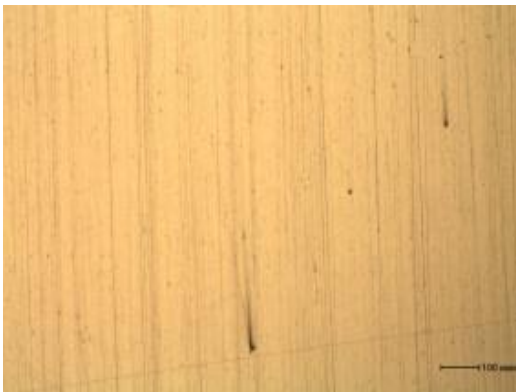
б)



в)



г)



д)



е)



ж)

Рисунок 1 - Неметаллические включения в зоне наплавленного металла: а) образец Б2; б) образец Б4; в) образец Б6; г) образец Б8; д) образец Б21; е) образец Б61; ж) образец Б

Таблица 6 – Неметаллические включения в зоне наплавленного металла

Флюс	Неметаллические включения, балл		
	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные
Б	1а; 2а; 2б	1а; 1в	4а
Б2	2а; 3а	отс	1а
Б4	2б; 4б;	отс.	2а
Б6	3а; 4а	отс.	2а
Б8	3б	отс.	2а
Б21	2б; 3б	1б	1а
Б61	2а; 3а	отс.	2а

Металлографический анализ показал, что при повышении количества флюс-добавки снижается загрязненность наплавленного металла силикатами недеформирующимися и отсутствие силикатов хрупких.

*Выводы:*

1. Показана принципиальная возможность использования ковшевого электросталеплавильного шлака и барий-стронциевого модификатора для наплавки и сварки низколегированных сталей.

2. Применение барий-стронциевого модификатора позволяет снизить загрязненность сварного шва неметаллическими включениями: силикатами недеформирующимися, оксидами точечными и силикатами хрупкими, а также повысить десульфурисуемую способность сварочных флюсов.

#### Библиографический список

1. Использование ковшевого сталеплавильного шлака при изготовлении сварочного керамического флюса/ Липатова У.И., Махин Д.И., Волосенкова Д.С.// Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении. Сб. тр. VI Всерос. научн.-практич. конференции для студентов и учащейся молодежи. Юргинский технологический институт - Томск: изд. Томского политехнического университета, 2015 – С. 105–107.

2. Использование ковшевого сталеплавильного шлака при изготовлении сварочного керамического флюса/ Якушевич Н.Ф., Козырев Н.А., Проводова А.А., Крюков Р.Е., Липатова У.И.// Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2015. – № 3 (13) – С. 3-5.

3. Новые материалы для сварки и наплавки / Козырев Н.А., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Титов Д.А., Шурупов В.М. // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество. Труды XXIX Международн. научн.-практич. конференции 15-16 декабря 2015 г. – Новокузнецк: изд. центр СибГИУ, 2015. –ч. 2. - С. 184-188.

4. Флюсы на основе ковшевого сталеплавильного шлака/ Д. И. Махин, Айматов, Н. А. Чинин, // Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении. /// Сб. тр. VII Всерос. научн.-практич. конференции для студентов и учащейся молодежи. Юргинский технологический институт - Томск: изд. Томского политехнического университета, 2016 – С. 134 – 136.

5. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding/V. V. Golovko & N. N. Potapov//Welding International.– 2011.- Volume 25. - №11. - p. 889-893.

6. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams/ Yu. S. Volobuev, O. S. Volobuev, A. G. Parkhomenko, E. I. Dobrozhehla & O. S. Klimenchuk//Welding International.– 2012.- Volume 26. - №8. - p. 649-653.

7. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components/Yu.S. Volobuev, A.V. Surkov, O.S. Volobuev, P.N. Kipiani, D.V. Shestov, N.V. Pavlov, A.I. Savchenko/ Welding International.– 2010.- Volume 24. - №4. - p. 298-300.

8. Липатова У.И. Влияние добавки барийстронциевого карбонатита во флюс на качество сварного шва. [Текст]/ У.И. Липатова, И.В. Матинин, А.А. Проводова, Д.И. Кузьменко// Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: сборник трудов Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Вып.20– ч.III – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – С. 266-271.

9. Возможность использования карбонатов в сварочных флюсах / Бурнаков М.А., Михно А.Р. // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под общ. ред. М.В. Темлянцева. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – Вып. 21. – Ч. II. Естественные и технические науки. – с. 242-245.

## ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ: ОЦЕНКА, ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОМИНИРУЮЩИХ ТЕНДЕНЦИЙ И ПЕРСПЕКТИВ

Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г.

*Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** Проведен анализ и систематизация сведений о применении карбида циркония в современной технике: в производстве твердых сплавов и изделий из них, в технологиях антиэмиссионных покрытий, поверхностного модифицирования порошковых материалов. Обозначены перспективные направления: компонента в технологиях композиционных материалов, модифицирующей фазы гальванических металлматричных композиционных покрытий, функционального компонента смачиваемых покрытий катодов алюминиевых электролизеров.

**Ключевые слова:** карбид циркония, области применения, сплавы, покрытия, перспективы.

## APPLICATION OF ZIRCONIUM CARBIDE: ASSESSMENT, DETERMINATION OF DOMINANT TRENDS AND PERSPECTIVES

Alekseeva T.I., Galievsky G.V., Rudneva V.V., Galievsky S.G.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** The analysis and systematization of information on the use of zirconium carbide in modern technology: in the production of hard alloys and products from them, in technologies of anti-emission coatings, surface modification of powder materials. Prospective directions are identified: a component in composite materials technologies, a modifying phase of galvanic metal matrix composite coatings, a functional component of wettable coatings for cathodes of aluminum electrolyzers.

**Key words:** zirconium carbide, applications, alloys, coatings, perspectives.

Приоритетные направления современного разнопрофильного машиностроения требуют материалов, способных устойчиво работать в условиях воздействия высоких температур (более 1000 К), больших нагрузок, агрессивных сред. В этой связи постоянно повышается роль и значение синтетических тугоплавких сверхтвердых соединений – карбидов, боридов, нитридов, оксидов и их композиций. Среди карбидов переходных металлов карбид циркония по сочетанию специальных свойств входит в лидирующую группу, уникально совмещая такие практически значимые свойства, как твердость, тугоплавкость, коррозионная стойкость в жидких, газовых средах и металлических расплавах, износостойкость. Проведенный ранее анализ доступной научно-технологической литературы, содержащей результаты исследования свойств и способов получения карбида циркония, подтверждает, что основные представления по этим вопросам сформированы в 60-70 годах XX столетия главным образом усилиями научной школы члена-корреспондента АН Украины Самсонова Г.В., содержат характеристики свойств и условия получения крупнозернистых порошков и компактированных образцов. Системные исследования карбида циркония в нанокристаллическом состоянии практически не проводились. Наряду с этим в научной литературе крайне ограничено представлена информация о реальных сферах применения карбида циркония в современной технике. В связи с этим целью настоящей работы является анализ наиболее технологически и экономически привлекательных направлений применения карбида циркония и обоснованное прогнозирование новых подходов к его использованию.

В технологии твердых сплавов вопросы выбора карбидной составляющей, оптимизации строения состава металлической связки подробно описаны в работе [1]. Повышение уровня эксплуатационных свойств осуществляется путем оптимизации структурного состояния твердого сплава. Основными варьируемыми параметрами являются: количество, дисперсность, твердость, модуль упругости карбидной фазы, состав и механические свойства металлического связующего, толщина прослойки связки. Уровень дисперсности порошков карбидов, получаемых, как правило, карботермическим восстановлением или синтезом из элементов, составляет в большинстве случаев несколько микрометров и повышается до 0,3-1,0 мкм при операции размола – перемешивания твердосплавной шихты. В про-

цессе размола тонкая металлическая структура карбидной составляющей претерпевает существенные изменения, о чем свидетельствует наблюдающееся обычно возрастание микронапряженности и степени аморфизации, накопление линейных и точечных дефектов, а также дефектов типа границ зерен. Подобные изменения обеспечивают спекание твердосплавных смесей в технологически приемлемых условиях с требуемым комплексом свойств.

По данным [1,2], карбид циркония положительно опробован в составе следующих твердых сплавов:

1) в составе твердых сплавов группы ТТК, обычно содержащих до 5-20 % TaC, 3-15 % TiC, 8-12 % Co, остальное WC, взамен дорогостоящего TaC; сплавы этой группы являются достаточно универсальными, т.к. применяются для обработки как углеродистых сталей, так и различных чугунов;

2) в составе твердого сплава WC – ZrC – Co группы ТК, по своим свойствам практически равнозначного сплавам WC – TiC – Co;

3) в составе твердого сплава группы БВТС COT 30 на карбонитридной основе –  $(Ti_{0,95}Zr_{0,02}Nb_{0,10}Ta_{0,09})C_{0,53}N_{0,47}$ ; сплав имеет  $\delta_{изг}$  1000 МПа, HRA 90 ед., средний размер зерна карбонитридной фазы 2-4 мкм, стойкость при резании в 4 раза выше, чем у сплава КНТ 16;

4) в составе твердого сплава группы БВТС TiC – VC – ZrC – NbC – Ni – Mo (марки Т и ТП);

5) в составе карбидохромовых твердых сплавов группы КХН10-40  $Cr_3C_2$  – Ni (Ni + Co + Fe + Mo + Cu) для частичной замены  $Cr_3C_2$ ; сплавы обладают высокой твердостью, окалиностойкостью, противостоят износу и коррозии в агрессивных расплавах и жидкостях, имеют низкую склонность к схватыванию и намагничиваемости и применяются в основном для изготовления фильер, матриц и оправок для протяжки черных и цветных металлов, пресс-форм и других износостойких деталей.

Наряду с этим следует отметить достаточно осторожное отношение специалистов к карбиду циркония как к компоненту различных твердых сплавов, что, по-видимому, обусловлено не технологичностью его получения и плохой смачиваемостью расплавами металлов группы железа, что затрудняет подбор связующего металла.

В технологии покрытий предложены способы формирования эффективных высоконадежных покрытий следующих типов:

- интерметаллического антиэмиссионного состава  $Pt_3Zr$  на сетках мощных генераторных ламп [3]. Способ изготовления антиэмиссионного покрытия на сеточных электродах из молибдена включает формирование катафорезом слоя карбида циркония толщиной порядка 10 мкм; припекание его в вакууме при температуре 1773 К; нанесение катафорезом слоя платины; припекание при температуре 1273-1573 К. В полученном таким способом композиционном покрытии антиэмиссионным слоем является платина, а карбид циркония выполняет роль диффузного барьера между платиной и керном сетки;

- абразивного состава ZrC на частицах алмазных порошков [4]. На частицы алмазного абразива, выпускаемого фирмой «Element Six», химическим осаждением из паровой фазы наносят покрытие из карбида циркония. На долю слоя карбида циркония при крупности алмазных частиц – 40 мкм приходится 0,77 %. Слой ZrC имеет толщину порядка 1 мкм. При рентгеновском структурном анализе в составе частиц обнаружены алмаз, ZrC, Zr. Алмазные порошки с карбидным покрытием широко используют для изготовления отрезного, шлифовального и сверильного инструмента;

- коррозионностойкого состава Zr – ZrC на керамических порошках. Карбид циркония применяют при осаждении металлического циркониевого покрытия на керамические порошкообразные материалы [5]. Использование ZrC обусловлено необходимостью повышения коррозионной стойкости керамического порошка.

В технологии сверхтвердых материалов внедрено в промышленных масштабах применение нанокристаллических нитридов, карбонитридов, карбидов, боронитридов переходных металлов IV – Va групп и их композиций с металлическими порошками в качестве компонентов и иницилирующих добавок при спекании материалов на основе нитрида бора и алмаза, что позволит получить ряд преимуществ [6]:

- снизить за счет высокой поверхностной активности порошков время обработки шихты при высоком давлении и высокой температуре до 30-60 с и повысить таким образом производительность и ресурс работы аппаратов высокого давления;

- увеличить благодаря высокой активирующей способности порошков, снижающей чувствительность процесса к точности выдержки давления и температуры, выход годных изделий до 75-80 %;

- увеличить твердость компактов и их износостойкость при обработке высокотвердых сталей и сплавов с HRC > 60 путем уменьшения содержания порошков в шихте до 1-3 % без снижения эффективности процесса.

- уменьшить размер кристаллов нитрида бора в компактах, что обеспечивает повышение прочности и износостойкости режущего инструмента за счет изменения характера его износа;

- создать новые композиционные сверхтвердые материалы, содержащие до 30% и более нанодисперсных компонентов, характеризующихся повышенной ударной вязкостью, химической инертностью по отношению к обрабатываемым поверхностям, модифицированными электрофизическими свойствами.

В технологии гальванических композиционных металлматричных покрытий в процессах никелирования, цинкования, хромирования внедрено применение нанокристаллических боридов и карбидов  $\text{CrB}_2$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{SiC}$  в качестве модифицирующих добавок, обеспечивающих получение высокоплотных покрытий с высоким комплексом физико-механических свойств за счёт формирования мелкозернистой структуры с низкой пористостью. Сочетание нанокристаллического состояния с направленно сформированным комплексом свойств, присущих наноборидам и нанокарбидам, обеспечивает при использовании их в качестве модифицирующей электроосаждаемую металлическую матрицу фазы устойчивое достижение целого ряда положительных эффектов [7, 8]. Низкая концентрация нанопорошка в электролите упрощает эксплуатацию гальванических ванн и снижает потери нанопорошка за счет выноса электролита с деталями. Присутствие нанопорошка в электролите повышает его производительность за счет увеличения верхнего предела катодной плотности тока. Опробование нанопорошка диборида титана взамен наноалмазов в процессе получения защитных гальванических покрытий разнопрофильного инструмента показывает, что при сопоставимых характеристиках и ресурсе работы упрочненного инструмента при замене наноалмазов достигаются следующие технологические и экономические преимущества: упрощается и ускоряется технология приготовления электролита-суспензии, в 2,5 раза возрастает скорость осаждения покрытия, в 1,5 раза возрастает коррозионная стойкость покрытий, в 4 раза снижается стоимость 1 м<sup>3</sup> электролита-суспензии. При замене 1 кг наноалмазов нанопорошком диборида титана экономическая эффективность составляет 105 тыс. руб. Экономическая эффективность определена для стоимости нанопорошков диборида титана 500, алмазов 2000 долл. США.

В технологии производства алюминия электролизом фторидного криолито-глиноземного расплава выполнен значительный объем исследований и разработано немало технических предположений по повышению срока службы катода алюминиевого электролизера путем защиты его смачиваемым алюминием покрытием. Такое покрытие должно быть химически инертным к расплавам алюминия и электролита, прочным, высокоэлектропроводным, износостойким, хорошо смачиваться алюминием. В составе функциональной основы такого покрытия принципиально могут быть использованы бориды и карбиды титана и циркония. Описанные в литературе результаты и технические решения предполагают пока применение только диборида титана. С учетом изложенного, можно предположить, что дальнейшее развитие этого направления совершенствования конструкций алюминиевых электролизеров и повышения технико-экономических показателей процесса электролитического производства алюминия могут быть связаны с расширением номенклатуры используемых материалов и повышением их доступности за счет разработки эффективных технологий производства, обеспечивающих снижение их реальной стоимости до уровня менее 100 долл. США/ кг [9].

Проведенный анализ научно-технической литературы свидетельствует о положительном технологическом опробовании карбида циркония стандартной гранулометрии в составе твердых сплавов, антиэмиссионных, абразивных и коррозионностойких покрытий и позволяет прогнозировать такие сферы его эффективного применения в наносостоянии, как производство поликристаллических сверхтвердых материалов и изделий из них, электроосаждение композиционных металлматричных покрытий в гальванотехнике, формирование защитных смачиваемых покрытий катодов электролизеров в металлургии алюминия.

#### Библиографический список

8. Панов В.С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них / В.С. Панов, А.М. Чувилин – М., «МИСиС», 2001 – 428 с.
9. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида хрома: оценка, тенденции, прогнозы / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г. В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии.: сб. научн. тр. – Москва – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2011 – В. 28 — С. 79-91.
10. Пат. 2261940 Россия, МПК C23C28/00. Способ получения интерметаллического антиэмиссионного покрытия / Ю.А. Быстров, Н.З. Ветров; заявл. 30.04.2004, опубл. 10.10.2005.
11. Пат. 2005825 Ирландия, МПК C23C14/24. Способ получения сверхтвердого абразива с покрытием / Эган Дейвид Патрик, Энгельс Иоганнес Александер, Фиш Майкл Лестер; заявл. 20.02.2008, опубл. 10.01.2010.
12. Пат. 2342349 Россия, МПК C04B41/88. Способ осаждения металлических покрытий на

керамические порошкообразные материалы / С.С. Гаврилин, В.П. Денискин; заявл. 10.08.2008, опубл. 27.12.2008.

13. Резчикова Т.В. Плазмохимические процессы получения ультрадисперсных компонентов сверхтвердых материалов на основе алмаза / Т.В. Резчикова, Б.М. Соколовский // Плазмохимические процессы в технологии нитридов: сб. науч. тр. / ИНХП АН СССР – Черногловка, 1984 – С. 142 – 164.

14. Галевский Г.В. Металломатричные защитные покрытия с наноконпонентами: формирование, свойства, применение / Г.В. Галевский, В.В. Руднев, А.К. Гарбузова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58. № 5. – С. 335-340.

8. Efimova K.A. Nickel – based Composition with Titanium Nanoboride / K.A. Efimova, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva, N.A. Kozyrev// Applied Mechanics and Materials.– Vol. 778 (2015).– Pp. 75 – 81.

9. Патент 2498880 РФ, МПК С04В35/58. Способ получения порошка диборида титана для материала смачиваемого катода алюминиевого электролизера / В.В. Иванов, С.Ю. Васильев, В.К. Лауринавичюте, А.А. Черноусов, И.А. Блохина; ФГАОУ ВПО Сибирский федеральный университет. 2012134603/02, заявл. 13.08.2012, опубл. 20.11.2013.

УДК 621.791:624

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРИЙ-СТРОНЦИЕВОГО КАРБОНАТИТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ НА ОСНОВЕ ШЛАКА ПРОИЗВОДСТВА СИЛИКОМАНГАНЦА

Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Бурнаков М.А., Михно А.Р., Федотов Е.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

**Аннотация:** Приведены результаты исследования введения барий-стронциевого карбонатита различного фракционного состава во флюс на основе шлака производства силикомарганца. Показана принципиальная возможность использования их смеси для наплавки и сварки низколегированных сталей, при этом применение барий-стронциевого карбонатита позволяет снизить загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями.

**Ключевые слова:** сварка, флюсы, технология, барий-стронциевый карбонатит, образцы, неметаллические включения, микроструктура.

## THE USING OF BARIUM-STRONTIUM CARBONATITE AT THE MANUFACTURE OF WELDING FLUXES BASED ON THE SLAG OF SILICOMANGANESE

Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Burnakov M.A. ,Mihno A.R., Fedotov E.E

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

**Annotation:** The results of the study of the introduction of barium-strontium carbonatite of various fractional composition into flux based on the slag of silicomanganese production are presented. The principal possibility of using their mixtures for surfacing and welding low-alloy steels is shown, while the use of barium-strontium carbonatite allows to reduce the pollution of the weld metal with nonmetallic inclusions.

**Key words:** Welding, fluxes, technology, barium-strontium carbonatite, samples, nonmetallic inclusions, microstructure.

Утилизация техногенных отходов металлургического производства в качестве компонентов для изготовления сварочных флюсов широко используется в РФ и за рубежом [1-8].

Одним из таких компонентов является шлак производства силикомарганца [9-10]. В данной работе рассмотрена возможность использования барий – стронциевого карбонатита в качестве добавки в сварочные флюсы на основе шлака производства силикомарганца.

В серии опытов в лабораторных условиях изготавливали и исследовали различные составы сварочных флюсов. Для исследования использовали:

Барий-стронциевый модификатор БСК по ТУ 1717-001-75073896-2005 производства ООО «НПК Металлотехнопром» с химическим составом ; 13,0-19,0% BaO, 3,5 - 7,5 % SrO, 17,5 - 25,5



% CaO, 19,8 - 29,8 % SiO<sub>2</sub>, 0,7 - 1,1 % MgO, 2,5 - 3,5 % K<sub>2</sub>O, 1,0 - 2,0 % Na<sub>2</sub>O, 1,5 - 6,5 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0 - 0,4 % MnO, 1,9 - 3,9 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0,7 - 1,1 % TiO<sub>2</sub>, 16,0-20,0 % CO<sub>2</sub>.

Шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода с химическим составом : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 6,91-9,62%, CaO 22,85-31,70 %, SiO<sub>2</sub> 46,46-48,16 %, FeO 0,27-0,81 %, MgO 6,48-7,92 %, MnO 8,01-8,43%, F 0,28-0,76%, Na<sub>2</sub>O 0,26-0,36% K<sub>2</sub>O до 0,6 2 %, S 0,15-0,17 %, P 0,01 %.

Флюс – добавку изготавливали по двум вариантам. В первом варианте путем смешения барий-стронциевого модификатора с жидким стеклом в соотношении 75% и 35% соответственно. После чего осуществляли выдержку при комнатной температуре в течении 24 часов, с последующей сушкой в печи при температуре 300 °С, охлаждением, дроблением и просевом с выделением фракции 0,45-2,5 мм., Во втором варианте использовали в качестве флюс- добавки пыль стронций – бариевого модификатора фракции менее 0,2мм.

Основой флюса был шлак производства силикомарганца, в который вводили флюс-добавку.

Шлак производства силикомарганца фракции 0,45-2,5мм смешивали с флюс-добавкой (барий-стронциевым модификатором с жидким стеклом в соотношении 75% на 25%) в количествах 2; 4 и 6 % (M2, M4, M6) и пылью стронций-бариевого карбоната в количестве 2% и 6% (M21, M61) и проводилось сравнение с флюсом изготовленном из шлака производства силикомарганца без добавок (M).

Исследуемые смеси флюс – флюс-добавка представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Соотношение флюса – флюс-добавки, %

Маркировка флюса	Количество барий-стронциевой добавки		Количество шлака производства силикомарганца
	С жидким стеклом	пылеобразной	
M	-	-	100 %
M2	2 %	-	98 %
M4	4 %	-	96 %
M6	6 %	-	94 %
M21	-	2 %	98 %
M61	-	6 %	94 %

Наплавку производили на образцах размером 300×150 мм толщиной 20 мм из листовой стали марки 09Г2С. Процесс проводили проволокой Св-08ГА диаметром 4 мм с использованием сварочного трактора АСАW-1250. Режимы наплавки, обеспечивающие высокое качество поверхности наплавленного валика представлены в таблице 2.

Химические составы флюсов, шлаковых корок, флюса и наплавленного металла приведены в таблицах 3, 4, 5 соответственно.

Таблица 2 – Режимы наплавки

Марка флюса	Режим наплавки		
	Сила тока I, А	Напряжение U, В	Скорость сварки V, м/ч
M	700	30	30
M2	700	30	30
M4	700	30	35
M6	680	28	28
M21	700	30	35
M61	680	28	28

Таблица 3 – Химический состав флюса

флюс	Массовая доля элементов, %															
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	BaO	SrO	TiO <sub>2</sub>
M	0,50	7,97	31,34	46,09	60,61	5,74	0,40	0,01	0,33	0,011	0,004	0,05	0,45	0,12	0,072	0,07
M2	1,39	7,68	31,27	46,31	6,48	5,40	10,52	0,04	0,20	0,022	0,008	0,03	0,48	0,35	0,18	0,09
M4	0,77	7,69	30,56	46,11	6,42	5,42	0,49	0,03	0,38	0,022	0,0014	0,04	0,36	0,35	0,21	0,08
M6	1,11	7,12	29,27	45,52	6,87	4,75	0,75	0,20	0,17	0,037	0,0012	0,04	0,45	0,79	0,41	0,14
M21	1,32	7,94	32,09	45,19	6,20	5,35	0,36	0,01	0,43	0,014	0,009	0,05	0,40	0,15	0,087	0,07
M61	0,33	8,02	30,97	46,38	6,71	6,01	0,29	0,01	0,18	0,013	0,009	0,03	0,42	0,16	0,092	0,07

Таблица 4 – Химический состав шлаковых корок

флюс	Массовая доля элементов, %															
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	F	BaO	SrO	TiO <sub>2</sub>
М	1,69	7,78	32,35	42,50	6,59	5,55	0,30	0,01	0,21	0,011	0,012	0,04	0,37	0,11	0,057	0,07
М2	2,07	7,54	31,91	43,63	6,52	5,92	0,31	0,01	0,16	0,012	0,006	0,10	0,45	0,19	0,098	0,08
М4	2,11	7,15	31,45	45,31	6,38	5,42	0,43	0,03	0,18	0,017	0,008	0,07	0,41	0,38	0,20	0,09
М6	1,93	7,20	31,37	44,30	7,46	5,26	0,39	0,02	0,23	0,017	0,008	0,05	0,46	0,34	0,19	0,09
М21	2,34	7,42	31,97	43,30	6,59	5,56	0,31	0,03	0,02	0,014	0,004	0,07	0,38	0,34	0,20	0,07
М61	2,21	6,95	30,26	45,55	7,06	4,99	0,33	0,13	0,17	0,017	0,011	0,04	0,38	0,64	0,39	0,11

Таблица 5 – Химический состав наплавленного металла

№ пробы	Массовая доля элементов, %															
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Nb	S	P	Ba	Sr
М	0,07	0,43	1,16	0,05	0,11	0,14	отс.	0,018	0,007	0,021	отс.	0,003	0,019	0,012	отс.	отс.
М2	0,08	0,26	0,83	0,05	0,13	0,15	отс.	0,012	0,003	0,020	0,002	0,004	0,016	0,009	0,0041	отс.
М4	0,07	0,29	0,84	0,05	0,13	0,15	отс.	0,006	0,005	0,020	отс.	0,003	0,025	0,014	отс.	отс.
М6	0,09	0,26	0,77	0,04	0,10	0,15	отс.	0,013	0,004	0,020	0,002	0,003	0,021	0,011	0,0065	отс.
М21	0,09	0,31	0,76	0,05	0,13	0,15	отс.	0,011	0,004	0,019	отс.	0,002	0,030	0,013	0,0119	отс.
М61	0,08	0,23	0,77	0,05	0,13	0,14	0,001	0,011	0,004	0,017	0,001	0,003	0,021	0,014	отс.	0,0001

Из сваренных пластин были вырезаны образцы и выполнены: рентгеноспектральный анализ состава наплавленного металла, представленный в таблице 5, металлографические исследования наплавленного металла.

Металлографическое исследование проводилось на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении  $\times 100$ . Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне наплавленного металла, проведенного согласно ГОСТ 1778-70, приведены на рисунке 1.

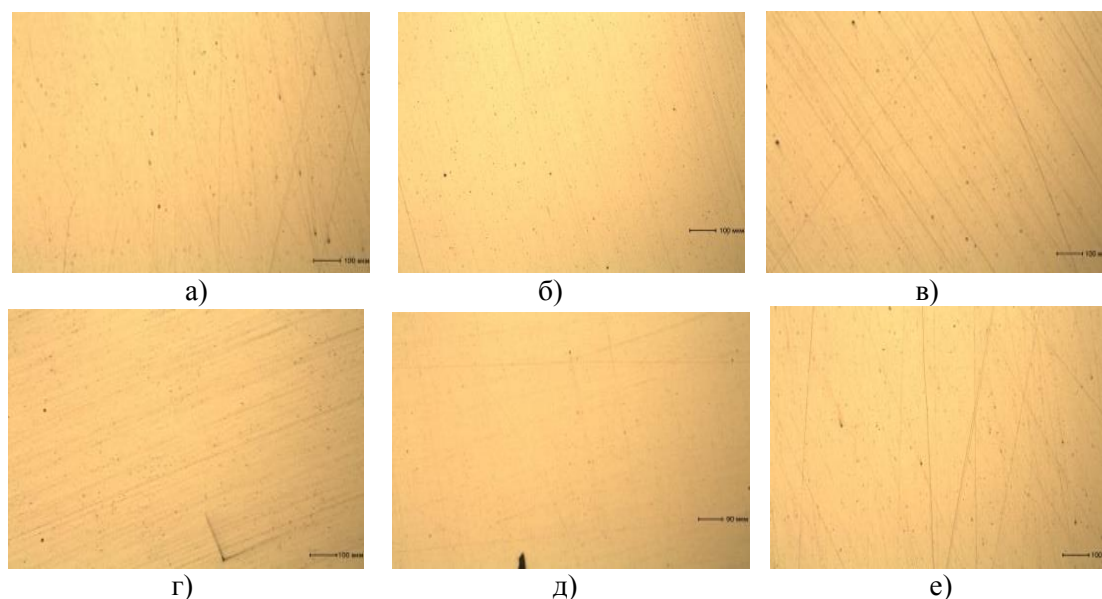


Рисунок 1 - Неметаллические включения в зоне сварных швов образцов : а) М2; б) М4 ; в) М61; г) М21 ; д) М6 ; е) М

Таблица 6 – Неметаллические включения в зоне сварных швов

Образец	Неметаллические включения, балл		
	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные
М	1а; 2а; 4б	отс.	2а
М2	3б; 2б;	отс.	1а
М4	3б; 1а	отс.	1а
М6	1а	отс.	1а
М21	3а; 4б	отс.	3а; 2а
М61	2а; 1б	отс.	1а

Исследования указывают на снижение загрязненности наплавленного металла силикатами недеформирующимися и отсутствие силикатов хрупких.

*Выводы:*

1. Показана принципиальная возможность использования барий – стронциевого карбонатита в качестве добавки в сварочные флюсы на основе шлака производства силикомарганца.

2. Использование барийстронциевого карбонатита позволяет снизить загрязненность сварного шва неметаллическими включениями: силикатами недеформирующимися, оксидами точечными и силикатами хрупкими.

#### Библиографический список

1. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties/ Amado Cruz Crespo, Rafael Quintana Puchol, Lorenzo Perdomo González, Carlos R. Gómez Pérez, Gilma Castellanos, Eduardo Díaz Cedréa & Tamara Ortíz / Welding International. – 2009.- Volume 23. - №2. - p. 120-131

2. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding/V. V. Golovko & N. N. Potapov//Welding International.– 2011.- Volume 25. - №11. - p. 889-893.

3. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead/Rafael Quintana Puchol, Jeily Rodríguez Blanco, Lorenzo Perdomo Gonzalez, Gilma Castellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Pérez//Welding International.– 2009.- Volume 23. - №2. - p. 132-140.

4. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO–SiO<sub>2</sub>–CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – CaF<sub>2</sub> system by fusion/A.C. Crespo, R.Q. Puchol, L.P. Gonzalez, L.G. Sanchez, C.R. Gomez Perez, E.D. Cedre, T.O. Mendez & J.A. Pozol//Welding International.– 2007.- Volume 21. - №7. - p. 502-511.

5. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams/ Yu. S. Volobuev, O. S. Volobuev, A. G. Parkhomenko, E. I. Dobrozhehla & O. S. Klimenchuk//Welding International.– 2012.- Volume 26. - №8. - p. 649-653.

6. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components/Yu.S. Volobuev, A.V. Surkov, O.S. Volobuev, P.N. Kipiani, D.V. Shestov, N.V. Pavlov, A.I. Savchenko/ Welding International.– 2010.- Volume 24. - №4. - p. 298-300.

7. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxes/N N Potapov, S A Kurlanov/ Welding International.– 1987.- Volume 1. - №10. - p. 951-954.

8. Determination of hydrogen in the form of moisture in basic electrode coatings and fluxing materials in metallurgical production/P L Babushkin, V Yu Persits/ Welding International.– 1991.- Volume 5. - №9. - p. 741-742.

9. Изготовление сварочных флюсов с использованием отвальных шлаков производства силикомарганца / Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.Е., Липатова У.И. // Обработка материалов: современные проблемы и пути решения: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов / Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2015. – С. 90-95.

10. О возможности использования шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов / Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Липатова У.И., Козырева О.Е. // *Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XIX научно-практической конференции: В 2 ч. Ч. 2 / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под общ. ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк: Изд.центр СибГИУ, 2015. С. 188-191.*

УДК [661.665.1 : 621.762.21] : 669.02/.09

## ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ И СОСТАВА ПРОДУКТОВ ПЛАЗМООБРАБОТКИ МИКРОПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ

**Руднева В.В., Галевский Г.В., Черновский Г.Н.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** *Исследованы условия плазмообработки микрошлифпорошка карбида кремния, фазовый и химический составы, наноуровень и механизм образования нанокристаллического карбида кремния.*

**Ключевые слова:** *карбид кремния, плазмообработка, фазовый и химический составы, нанокристаллическое состояние, механизм карбидообразования.*

# RESEARCH OF CONDITIONS AND STRUCTURE OF PLASMA PROCESSING PRODUCTS OF SILICON CARBIDE MICROPOWDER

Rudneva V.V., Galevsky G.V., Chernovsky G.N.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** Conditions of plasma processing of microsection powder silicon carbide, phase and chemical structures, nanolevel and the mechanism of formation of nanocrystal silicon carbide are investigated.

**Keywords:** silicon carbide, plasma processing, phase and chemical structures, nanocrystal state, mechanism formation of carbides.

Современное производство карбида кремния почти полностью основано на способе Ачесона. Процесс углеродотермического синтеза карбида кремния осуществляется периодическим блоком процессом в электропечах сопротивления мощностью 4,5-5,5 МВА при температурах 2500-2900 К [1, 2]. В качестве нагревателя служит коксовый керн, выкладываемый в центре печи, вокруг которого насыпается шихта из кварцевого песка и нефтекоса. Применение мелких, достаточно чистых и тщательно перемешанных материалов, медленного нагрева (6 – 7 ч.) и длительной выдержки (20 – 22 ч.) обуславливают протекание реакций, в т.ч. и твердофазного типа, в режимах, близких к равновесным. Процесс развивается в практически неподвижной массе твердых реагентов с медленным перемещением фронта реакции от керна к наружной поверхности рабочего пространства печи. За время электротермического процесса в результате протекания химических реакций образуется кристаллический карбид кремния, а также продукты неполного восстановления: аморф, сростки и силоксикон. Значительная часть шихты играет роль теплоизоляции и не претерпевает заметного изменения состава. Химический состав зерна технического карбида кремния приведен в таблице 1 [3].

Таблица 1 – Химический состав технического карбида кремния в зерне

Вид карбида кремния	Содержание компонентов, % масс.								
	SiC	Si	SiO <sub>2</sub>	C	Fe	Al	Ca	Mg	Ti
Зеленый	98,0-99,5	0,1-1,0	0,1-0,2	0,1-0,3	0,05-0,2	0,01-0,08	0,01-0,1	0,01-0,05	0,01-0,05
Черный	98,0-99,0	0,1-1,5	0,1-0,5	0,1-0,3	0,1-0,3	0,1-0,2	0,05-0,2	0,01-0,1	0,01-0,1

Отсортированный кусок карбида кремния размером менее 400 мкм направляется на производство шлифматериалов (шлифовальное зерно и шлифовальные порошки), представляющее многостадийный передел [2]. Зернистость особо тонких микрошлифпорошков обозначают по верхнему пределу размеров зерен основной фракции в соответствии с таблицей 2 [4]. Химический состав особо тонких микрошлифпорошков карбида кремния должен соответствовать требованиям таблицы 3. Порошки карбида кремния наноуровня могут быть получены плазмообработкой микрошлифпорошков.

Таблица 2 – Зернистость особо тонких микрошлифпорошков

Зернистость	M3	M2	M1
Размер зерен основной фракции, мкм	3,0 – 2,0	2,0 – 1,0	1,0 – 0,5

Таблица 3 – Химический состав особо тонких микрошлифпорошков из карбида кремния зеленого

Марка	Зернистость	Химический состав, % масс.		
		SiC	Fe	C <sub>своб.</sub>
		не менее	не более	
64С	M2	92,0	0,4	0,4
63С		90,0	0,6	0,7

Для плазмообработки выбран микрошлифпорошок КЗ 64С М5 с удельной поверхностью 4500 м<sup>2</sup>/кг, содержащий примеси азота, кислорода и железа в количестве 0,7; 3,3 и 0,5 % масс. соответственно. Микрофотография микрошлифпорошка карбида кремния зеленого представлена на рисунке 1, а дифрактограмма – на рисунке 2. На дифрактограмме имеются все основные рефлексии α-SiC<sub>II</sub> и β-SiC, что хорошо согласуется с приведенными в [5] данными о политипном составе технического карбида кремния.

При проведении исследований в качестве теплоносителя и транспортирующего газа использовался азот технической чистоты. Начальная температура азотного плазменного потока в зависимости от подводимой к плазматронам мощности составляла 3300, 5000, 5400, 5600 К. Закалка конденсированных продуктов обработки осуществлялась при температуре 2800 К путем адиабатического расширения газового потока на выходе из реактора.

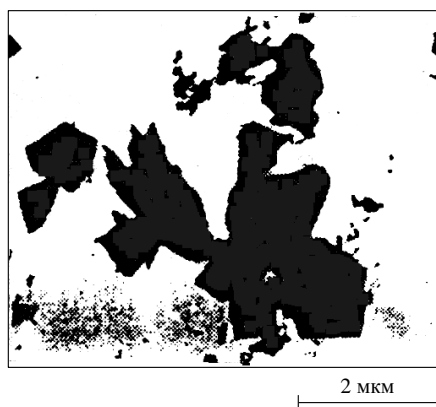


Рисунок 1 – Микрофотография микрошлифпорошка карбида кремния К3 64С М5

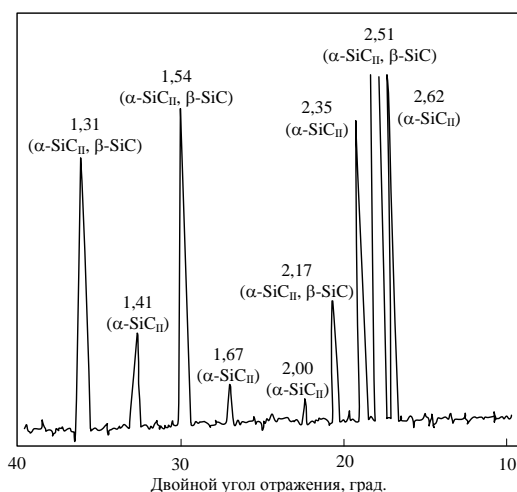


Рисунок 2 – Дифрактограмма микрошлифпорошка карбида кремния К3 64С М5

Изучалось влияние на процесс начальной температуры плазменного потока и массового расхода карбида кремния. Физико-химическая аттестация продуктов плазмообработки проводилась с использованием методик исследования нанокристаллических материалов, описанных в работах [6 – 11]. Полученные результаты приведены в таблице 4 и на рисунке 3.

Таблица 4 – Влияние начальной температуры плазменного потока на фазовый состав и дисперсность порошков карбида кремния

Начальная температура плазменного потока, К	Массовый расход, кг SiC/нм <sup>3</sup> N <sub>2</sub>	Фазовый состав, % масс.		Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг
		β-SiC	α-SiC <sub>II</sub>	
5600	0,06	95,0	5,0	30000
5400	то же	95,0	5,0	28000
5000	– " –	89,0	11,0	24000
3300	– " –	19,0	81,0	12000
5600	0,15	25,0	79,0	19000
5400	то же	23,0	77,0	18000
5000	– " –	22,0	78,0	17000
3300	– " –	15,0	85,0	13000

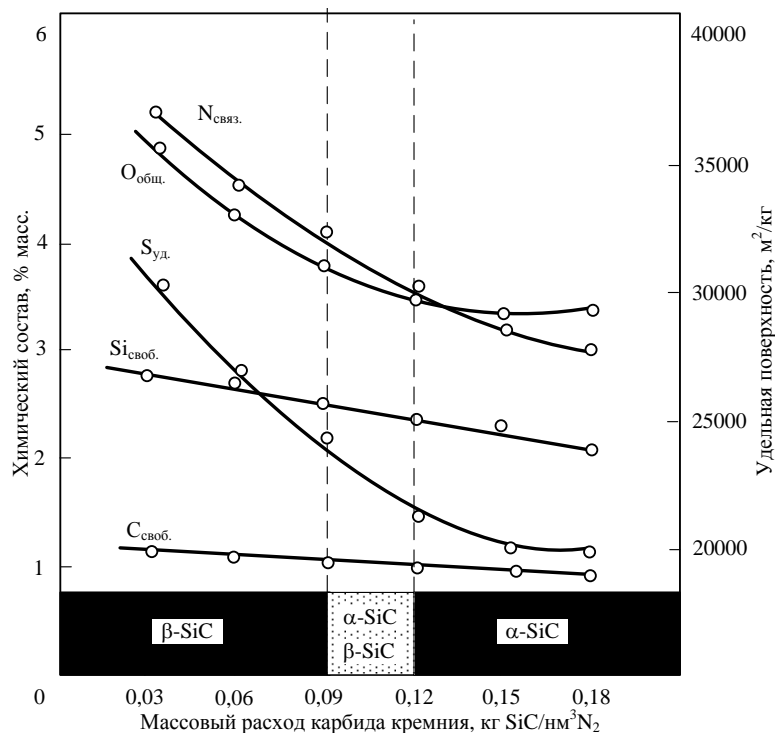


Рисунок 3 – Зависимость фазового и химического составов, удельной поверхности продуктов плазмообработки от массового расхода карбида кремния

При массовом расходе карбида кремния 0,06 кг SiC / нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub> основным продуктом является β-SiC, причем чем выше начальная температура плазменного потока, тем больше удельная поверхность, а, следовательно, и дисперсность частиц порошка. При более высоком массовом расходе карбида кремния структурное превращение α-SiC<sub>II</sub> → β-SiC не происходит. При этом дисперсность продуктов плазмообработки с возрастанием начальной температуры потока изменяется незначительно.

Влияние массового расхода карбида кремния на кристаллическую структуру, удельную поверхность и химический состав продуктов плазмообработки исследовано при начальной температуре потока 5600 К и температуре закалки 2800 К. Как видно из рисунка 3, удельная поверхность получаемого карбида кремния уменьшается с повышением массового расхода исходного микрошлифпорошка. При этом содержание кислорода в порошке изменяется от 4,9 до 3,4 % масс. (во всех случаях больше, чем в исходном, составляющем 3,0 % масс.). Содержание азота в продуктах плазмообработки при минимальном массовом расходе карбида кремния достигает 5,2 % масс. Однако рентгенофазовым анализом нитридной и оксинитридной фаз кремния не обнаружено. Это дает основание считать, что азот в карбидсодержащих продуктах плазмообработки находится в виде твердого раствора замещения. Структура образующегося карбида кремния существенно зависит от массового расхода исходного микрошлифпорошка и, следовательно, способности плазменного потока гомогенизировать процесс, т.е. перевести в паровую фазу исходное порошкообразное сырье. При малом массовом расходе (0,06-0,09 кг SiC / нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub>) при нагреве происходит преимущественно диспропорционирование карбида кремния, испарение кремния с последующей карбидизацией, что подтверждается достигаемыми при этом значениями удельной поверхности, характерными для порошков плазмометаллургического синтеза. Закономерным результатом протекающих при этих условиях в плазменном потоке процессов является преимущественное образование карбида кремния в виде β-модификации по механизму "пар – кристалл". Дифрактограмма полученного плазмообработкой при массовом расходе 0,06 кг SiC / нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub> нанодисперсного порошка карбида кремния приведена на рисунке 4. Можно видеть, что в результате плазмообработки рефлексы α-SiC<sub>II</sub> (2,62; 2,35 Å) значительно уменьшились; другие рефлексы α-SiC<sub>II</sub> (2,00; 1,67; 1,41 Å) исчезли. В то же время высота совместных рефлексов α-SiC<sub>II</sub> и β-SiC (2,51; 2,17; 1,54; 1,31 Å) осталась примерно той же. Значительное уменьшение и исчезновение рефлексов α-SiC<sub>II</sub> (2,62; 2,35; 2,00; 1,67; 1,41 Å) свидетельствует об уменьшении содержания этого поли типа в нанопорошке, что подтверждается количественным определением содержания фаз. Следовательно, нанопорошок представлен в основном β-SiC при незначительном содержании α-SiC<sub>II</sub>.

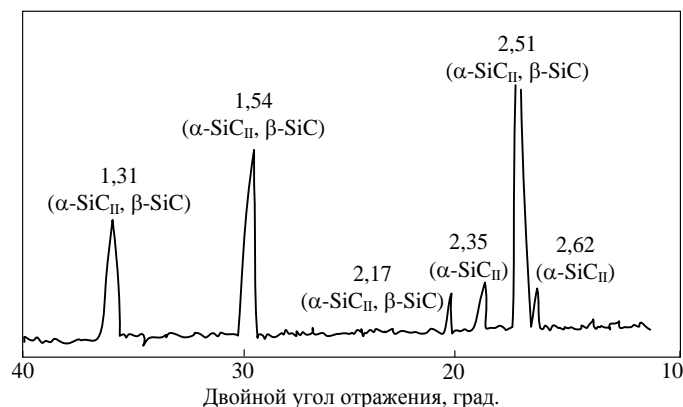


Рисунок 4 – Дифрактограмма плазмообработанного карбида кремния

При более высокой загрузке реактора (0,15-0,18 кг SiC /  $\text{nm}^3 \text{N}_2$ ) теплосодержание плазменного потока оказывается недостаточным для испарения микрошлифпорошка карбида кремния и, следовательно, осуществления структурного превращения  $\alpha\text{-SiC}_{\text{II}} \rightarrow \beta\text{-SiC}$ . В связи с этим в данном случае наиболее вероятным механизмом диспергирования становится термическое растрескивание и разрушение частиц микрошлифпорошка карбида кремния.

Таким образом установлено, что продукты плазмообработки характеризуются высокой дисперсностью (20000-30000  $\text{m}^2/\text{kg}$ ), соответствующей наноуровню. Однако полученный данным способом НДП карбида кремния содержит значительное (5-10 % масс.) количество  $\text{SiO}_2$ , обусловленное окислением продуктов кислородом и парами воды, вносимыми плазмообразующим газом. В связи с этим дальнейшие экспериментальные исследования плазмообработки микрошлифпорошка карбида кремния проводились в следующих двух направлениях:

- 1) Плазмообработка в осушенных и очищенных технологических газах.
- 2) Плазмообработка микрошлифпорошка в технологических газах, содержащих добавки углеводородов, для предотвращения окисления исходных материалов и продуктов синтеза.

При экспериментальных исследованиях начальная температура плазменного потока составляла 5600 К. Закалка продуктов синтеза осуществлялась при температуре 2800 К. Во всех экспериментах массовый расход микрошлифпорошка составлял 0,12 кг SiC на 1  $\text{nm}^3 \text{N}_2$ . Сушка и очистка плазмообразующего газа проводилась в аппарате колонного типа с хромоникелевым наполнителем и электрическим обогревом до температуры 750-850 К. Добавки углеводорода – технического пропана вводились вместе с исходным порошком в зону соударения плазменных струй в количествах, изменяющихся от половины необходимого по стехиометрии для связывания кислорода в СО до четырехкратного избытка. Результаты исследований приведены в таблице 5. Для сравнения в таблице представлены также данные, полученные при плазменной обработке микрошлифпорошка в неподготовленных технологических газах.

Таблица 5 – Влияние состава технологических газов на характеристики продуктов плазмообработки микрошлифпорошка

№	Состав технологических газов	Фазовый состав, % масс.		Химический состав, % масс.				$S_{\text{уд.}}$ , $\text{m}^2/\text{kg}$
		$\beta\text{-SiC}$	$\alpha\text{-SiC}_{\text{II}}$	$\text{Si}_{\text{своб.}}$	$\text{C}_{\text{своб.}}$	$\text{SiO}_2$	Fe	
1	$\text{N}_2+0,5\%\text{об. O}_2$	57,0	43,0	2,25	1,07	6,6	0,32	21500
2	$\text{N}_2+0,007\%\text{об. O}_2$	56,0	44,0	3,00	0,88	2,7	0,37	26000
3	$\text{N}_2+0,5\%\text{об. O}_2+$ $0,1\%\text{об. C}_3\text{H}_8$	55,0	45,0	2,05	0,82	3,8	0,29	23000
4	$\text{N}_2+0,5\%\text{об. O}_2+$ $0,44\%\text{об. C}_3\text{H}_8$	52,0	48,0	1,05	0,78	2,5	0,31	21000
5	$\text{N}_2+0,5\%\text{об. O}_2+$ $0,84\%\text{об. C}_3\text{H}_8$	59,0	41,0	1,01	0,91	2,5	0,27	19000
6	$\text{N}_2+0,5\%\text{об. O}_2+$ $1,4\%\text{об. C}_3\text{H}_8$	56,0	44,0	1,12	1,1	2,3	0,29	22000

Как видно из таблицы 5, очистка технологических газов от кислорода и паров воды и введение углеводорода в количестве от 2х-кратного избытка по стехиометрии и более приводит к значительному уменьшению окисленности продуктов (содержание 2,7 и 2,5 % масс.  $\text{SiO}_2$  в опытах № 2 и № 4-5 соответственно) по сравнению с карбидом кремния, обработанным в неподготовленных техноло-

гических газах (6,6 % масс. SiO<sub>2</sub> в опыте № 1) при сопоставимых фазовом составе и дисперсности. Микрофотография НДП карбида кремния, полученного при условиях опыта № 6, приведена на рисунке 5.

Можно видеть, что порошок содержит частицы осколочной и ограненной форм, что косвенно подтверждает двухканальный механизм диспергирования частиц исходного микрошлифпорошка: термическое растрескивание с сохранением фазы  $\alpha$ -SiC<sub>II</sub> и испарение с последующей конденсацией по схеме "пар – кристалл" с образованием  $\beta$ -SiC.

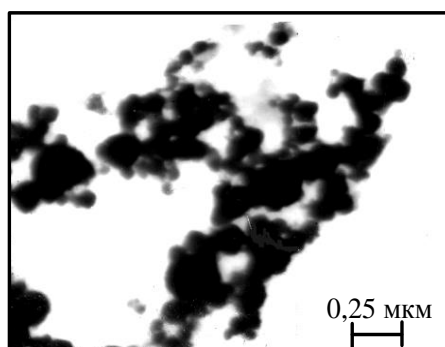


Рисунок 5 – Микрофотография плазмообработанного карбида кремния

Оптимальные значения технологических факторов и основные характеристики продукта плазмообработки, полученные при пятикратном дублировании опытов, приведены в таблице 6.

Таблица 6 – Параметры процесса плазмообработки микрошлифпорошка и основные характеристики получаемого нанодисперсного карбида кремния (мощность реактора 80 кВт)

Параметры плазменной обработки и характеристики	Значения
Состав газа – теплоносителя, % об. - азот	100
Крупность сырья, мкм - микрошлифпорошка - бора	4-5 -1*
Производительность по сырью, кг/ч	1,60
Количество восстановителя, % об. от объема газа - теплоносителя	0,44-0,84
Содержание бора в шихте, % масс.	3,00*
Начальная температура плазменного потока, К	5600
Температура закалки, К	2800
Фазовый состав	$\beta$ -SiC, $\alpha$ -SiC <sub>II</sub> , SiO <sub>2</sub> ам.
Химический состав, % масс. - основная фаза	90,00-92,00
- сопутствующие примеси	
кремний	1,00-1,15
оксиды	3,00-3,50
свободный углерод	0,90-1,0
общий бор	2,45-2,63*
летучие	2,12-2,72
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	19000-21000
Средний размер частиц, нм	100-110
Форма частиц	ограненная, осколочная
Производительность по целевому продукту, кг/ч	1,45
Примечание: * при получении карбида кремния, легированного бором	

#### Выводы.

Исследован процесс плазмообработки карбида кремния, включающий введение его микрошлифпорошка марки КЗ 64 М5 в плазменный поток азота с начальной температурой 5600 К, плазмообработку и закалку при температуре 2800 К. Установлено, что продуктом обработки является карбид кремния в нанодисперсном состоянии, фазовый состав которого зависит от массового расхода исходного микропорошка:  $\beta$ -SiC при 0,03-0,12 кг/нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub>,  $\beta$ -SiC+ $\alpha$ -SiC<sub>II</sub> при 0,12-0,15 кг/нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub>,  $\alpha$ -SiC<sub>II</sub> при 0,15 и выше кг/нм<sup>3</sup> N<sub>2</sub>. Выявлен двухканальный механизм диспергирования исходных карбидных



частиц: термическое растрескивание с сохранением фазы  $\alpha$ -SiC<sub>II</sub> и испарение с последующей конденсацией по схеме "пар – кристалл" с образованием  $\beta$ -SiC. Подтверждена возможность повышения окислительной устойчивости нанокристаллического карбида кремния при добавке в плазменный поток азота углеводородов (пропан) в количестве 0,44-0,84 % об. от объема газа – теплоносителя. Определены оптимальные значения технологических факторов и основные характеристики нанокристаллического карбида кремния: содержание основной фазы – до 92,00 % масс., кремния и свободного углерода – до 1,00 % масс., оксидов (в пересчете на SiO<sub>2</sub>) – до 3,50 % масс.; удельная поверхность 19000-21000 м<sup>2</sup>/кг; средний размер частиц 100-110 нм.

#### Библиографический список

1. Данцис Я.Б. Электротермические процессы химической технологии : учеб. пособ. для вузов / Я.Б. Данцис [и др.]. – Л. : Химия, 1984. – 464 с., ил.
2. Порада А.Н. Электротермия неорганических материалов / А.Н. Порада, М.И. Гасик. – М. : Metallurgia, 1990. – 232 с.
3. NeHudLit.Ru. Нехудожественная библиотека [Электронный ресурс] / база данных содержит сведения о математике, физике, химии и других науках. – Электрон. дан. – М., [200-]. – Режим доступа: <http://nehudlit.ru>, свободный. – Загл. с экрана. – Яз. рус., англ.
4. ОСТ 2 МТ 71-1-82. Материалы шлифовальные. Особо тонкие микрошлифпорошки. Технические условия. – Введ. 01.01.83. – М. : Минстанкопром, 1983.
5. Косолапова Т.Я. Неметаллические тугоплавкие соединения / Т.Я. Косолапова [и др.]. – М. : Metallurgia, 1985. – 224 с.
6. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель – нанокарбид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2014. - № 2. – Т. XXII. – С. 51 – 57.
7. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. - № 6. – С. 6 – 8.
8. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. трудов. - СибГИУ, Новокузнецк, 2003. – В. 12. – С. 78 – 86.
9. Галевский Г.В. Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство : оценка, тенденции, прогнозы/ Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис.– М.: Флинта: Наука, 2004.– 278 с.
10. Руднева В.В. Исследование термоокислительной устойчивости нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2007. - № 2. – С. 59 – 63.
11. Руднева В.В. Особенности электроосаждения и свойства композиционных покрытий с наноконпонентами/ В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия.– 2007.- № 3.– С. 39– 43.

УДК 519.237: 669.018.25

## ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co

Гусев А.И., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Попова М.В., Корнев Е.С.

*Сибирский государственный индустриальный университет.  
г. Новокузнецк, Россия, [kozyrev\\_na@mtsp.sibsiu.ru](mailto:kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)*

**Аннотация:** Изучено влияние введения ванадия и кобальта в шихту порошковой наплавочной проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni, используемой при наплавке узлов и деталей оборудования и механизмов, работающих при абразивно и абразивно-ударных нагрузках. В лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с использованием соответствующих порошкообразных материалов и в качестве углеродфторсодержащего материала - пыли газоочистки алюминиевого производства.

**Ключевые слова:** сварка, флюс, шлак, порошковая проволока, наплавка, микроструктура, твердость, износостойкость, многофакторный анализ.

# STUDYING THE QUALITY OF THE METAL SURFACED BY FLUX CORED WIRE SYSTEM FE-C-SI-MN-CR-MO-NI-V-CO

Gusev A.I., Kozyrev N.A., Krukov R.E., Popova M.V. Kornev E.S.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

**Annotation:** Studied the effect of the introduction of vanadium and cobalt into the charge of powder wire system Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni, used in cladding assemblies and equipment parts and mechanisms operating under abrasive and abrasive shock loads. The cored wires samples were manufactured in the laboratory conditions and using appropriate powder materials and as a carbonfluoride contained material were used the dust from gas purification of aluminum production.

**Key words:** welding, flux, slag, cored wire, surfacing, microstructure, hardness, wear resistance, multivariate analysis.

Механизмы машин горного оборудования, испытывающие абразивное и ударное изнашивание при эксплуатации, преждевременно выходят из строя. Износ их рабочих поверхностей вызывает необходимость в проведении восстановления. Поэтому разработка материалов значительно повышающих износостойкость таких деталей и использование технологии их восстановления, является важной задачей. Наиболее перспективным является использование наплавки порошковой проволокой на изнашивающиеся поверхности деталей. Для этих целей в нашей стране и за рубежом ведётся разработка и изготовление специальных наплавочных порошковых проволок. Благодаря оптимально подобранному способу легирования наплавленные покрытия обладают высокими значениями твёрдости, абразивной и ударно-абразивной износостойкости. Широкое распространение для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий получили наплавочные проволоки систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo типа А и В по классификации МИС. В настоящее время порошковые проволоки такой системы фирмы DRATEC (Германия) марки DT-SG 600 F и порошковые проволоки фирмы ESAB марок ОК Tubrodur 15.52, ОК Tubrodur 58 O/G M широко используются в нашей стране.

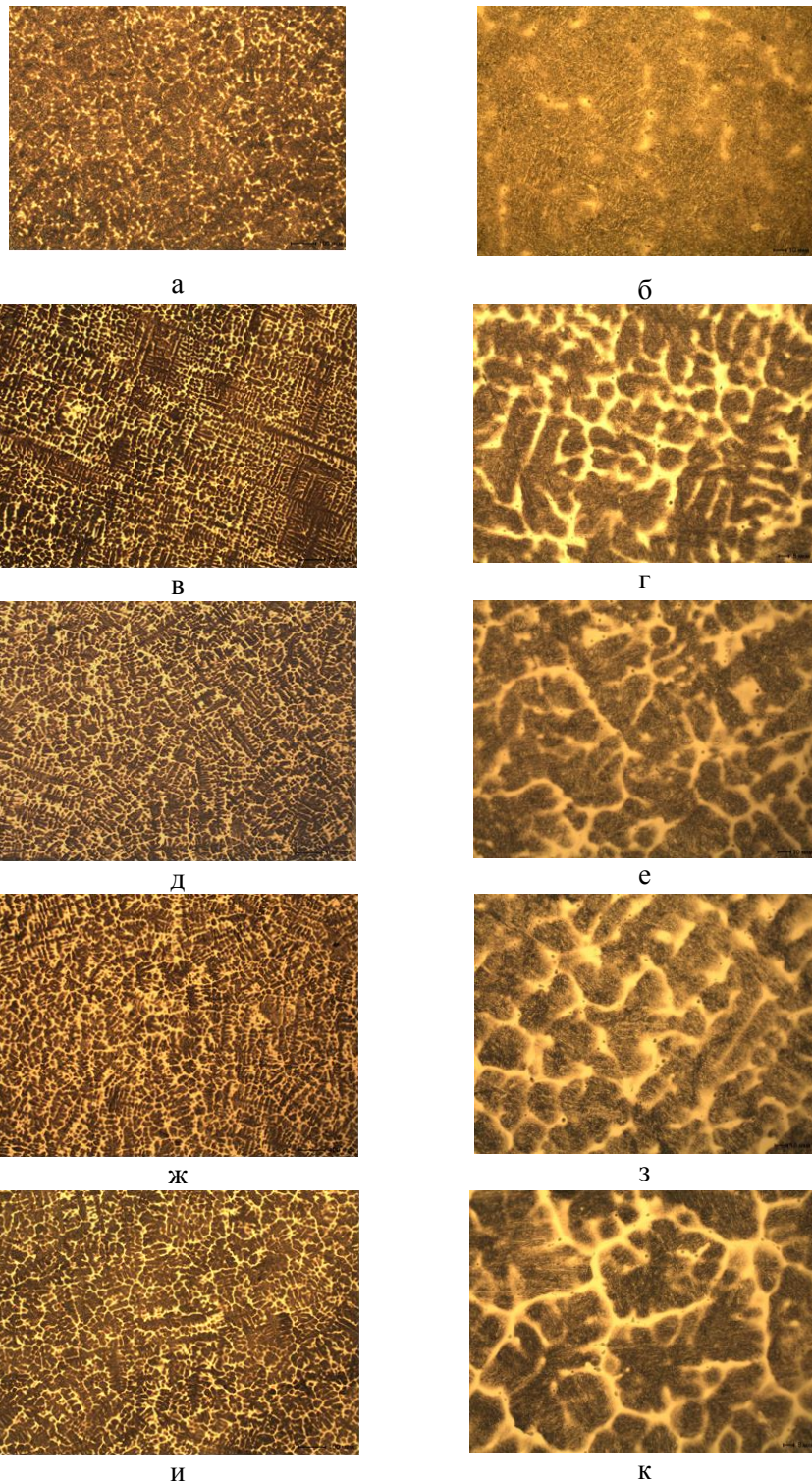
Изготовление проволоки проводилось на лабораторной машине. Диаметр изготовленной проволоки 5 мм, оболочка выполнена из ленты Ст3. В качестве наполнителя использовались соответствующие порошкообразные материалы порошок железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86, порошок ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ1415-93, порошок высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757-91, порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755-91, порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722-97, порошок ферромolibдена марки ФМо60 по ГОСТ 4759-91, порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130-94, порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721-79, причем в качестве углеродсодержащего компонента использовали пыль газоочистки алюминиевого производства, со следующим составом компонентов, мас. %:  $Al_2O_3 = 21-46,23$ ; F = 18-27;  $Na_2O = 8-15$ ;  $K_2O = 0,4-6$ ;  $CaO = 0,7-2,3$ ;  $Si_2O = 0,5-2,48$ ;  $Fe_2O_3 = 2,1-3,27$ ;  $C_{общ} = 12,5-30,2$ ;  $MnO = 0,07-0,9$ ;  $MgO = 0,06-0,9$ ; S = 0,09-0,19; P = 0,1-0,18.

Наплавку изготовленной проволокой производили под флюсом АН-26С, на пластины из стали марки Ст3 в 6 слоев (для исключения перемешивания наплавляемого металла с подложкой), при помощи сварочного трактора АСАW-1250, с режимом наплавки: I=450 А, U=30 В, V=10см/мин. Далее пластины разрезались на соответствующие образцы для испытаний. Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли по ГОСТ 10543-98 рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Химический состав наплавленных слоев с использованием порошковых проволок приведен в таблице 1. Твёрдость изучаемых образцов измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ. Испытания на износостойкость производили на машине 2070 СМТ-1. Испытания проводились на режимах: нагрузка 30 мА, частота 20 об/мин. Металлографический анализ с целью определения степени влияния изменения химического состава на параметры микроструктуры проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений  $\times 100-1000$  после травления в спиртовом растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639-82 при увеличении  $\times 100$ . Размер игл мартенсита определяли по ГОСТ 8233-56 при увеличении  $\times 1000$ . Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствии с ГОСТ 1778-70 при увеличении  $\times 100$ .

Оценка влияния химического состава порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co на степень износа и твердость наплавленного слоя проводилась средствами многофакторного корреляционного анализа.

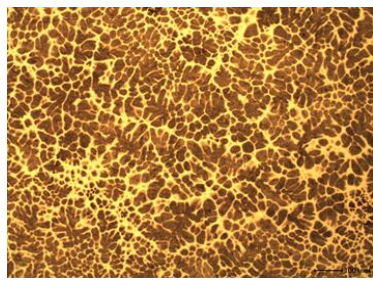
Металлографические исследования показали, что микроструктура наплавленного слоя порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co равномерная, наблюдаются тонкие ветви дендритов. Микроструктура состоит из мартенсита, формирующегося внутри границ бывшего аустенитного зерна, аустенита остаточного, присутствующего в небольшом количестве в виде отдельных островков, и тонких прослоек  $\delta$ -феррита, располагающегося по границам бывших зерен аустенита.

Установлено, что в микроструктуре образцов с содержанием углерода 0,22 – 0,55% (образцы № 1-6) наблюдается мелкоигльчатый мартенсит с размером игл до 6 мкм (балл №4). Величина бывшего зерна аустенита по шкале зернистости находится в пределах №6 – 7 (рисунок 1а, б , таблица 2).

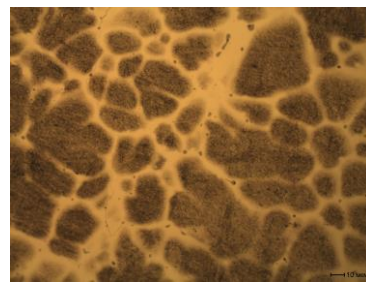


а, б - №1; в, г-№2; д, е -№3; ж, з-№4; и, к- №5

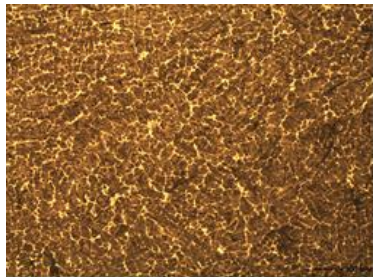
Рисунок 1а –Микроструктура исследуемых образцов, (а, в, д, ж, и  $\times 100$ ), (б, г, е, з, к  $\times 500$ )



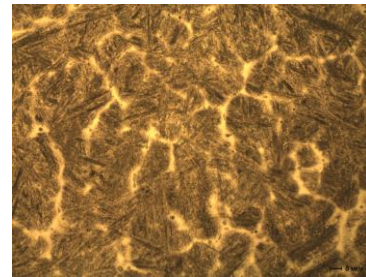
а



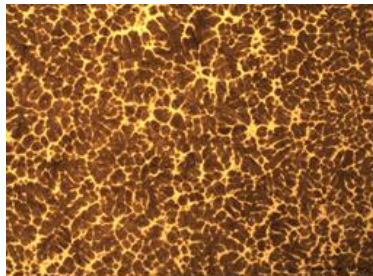
б



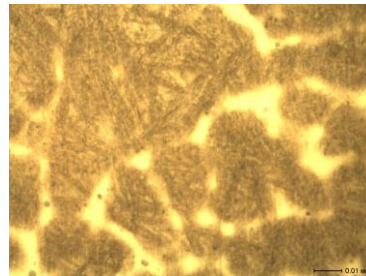
в



г



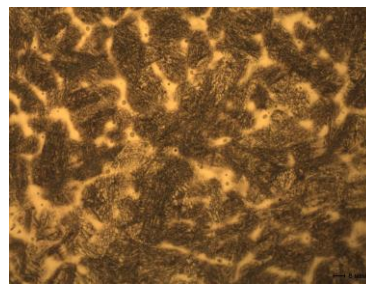
д



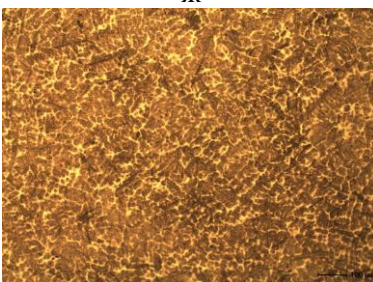
е



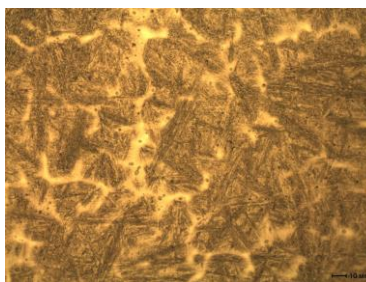
ж



з



и



к

а, б-№6; в, г-№7; д, е -№8; ж,з -№9; и, к-№10

Рисунок 1б –Микроструктура исследуемых образцов, (а, в, д, ж, и  $\times 100$ ), (б, г, е, з, к  $\times 500$ )

Таблица 1 –Химический состав, содержание водорода, износ и твердость наплавленных слоев

Но- мер об- разца	Массовая доля элементов %														[H], см <sup>3</sup> /100г	Твердость образцов, HRC	Износ образцов г/об.
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	V	Co	Al	Cu	Ti	S	P			
1	0,22	0,35	0,65	2,78	0,09	0,25	0	0,02	0,04	0,01	0,06	0,01	0,036	0,020	2,0	36	0,000040
2	0,43	0,37	0,84	7,04	0,42	0,49	0,01	0,03	0,06	0,02	0,08	0,01	0,038	0,020	2,0	56	0,000020
3	0,5	0,68	0,75	5,57	0,44	0,55	0,01	0,04	0,1	0,03	0,07	0,003	0,037	0,025	2,0	50	0,000015
4	0,55	0,81	0,7	5,59	0,6	0,58	0,01	0,03	0,11	0,07	0,07	0,005	0,044	0,023	2,4	53	0,000005
5	0,46	0,68	0,75	5,04	0,72	0,5	0,01	0,03	0,08	0,05	0,1	0,001	0,042	0,019	2,1	51	0,000071
6	0,44	0,74	0,73	5,59	0,86	0,53	0,01	0,03	0,09	0,06	0,07	0,02	0,038	0,020	2,3	52	0,000017
7	0,19	0,77	0,61	4,17	0,34	0,38	0,01	0,02	0,05	0,01	0,07	0,02	0,054	0,024	2,4	44,5	0,000071
8	0,19	0,63	0,65	4,06	0,3	0,38	0,01	0,03	0,06	0,01	0,08	0,03	0,056	0,019	1,7	43	0,000039
9	0,2	0,59	0,61	4,12	0,3	0,38	0,01	0,02	0,12	0,02	0,06	0,04	0,049	0,019	1,9	46	0,000044
10	0,2	0,64	0,6	4,03	0,3	0,39	0,01	0,03	0,2	0,01	0,08	0,03	0,058	0,021	2,0	30	0,000073

В результате уменьшения содержания углерода в наплавленном слое до 0,19-0,2% при одновременном изменении содержания хрома, никеля, молибдена и других присутствующих в его составе элементов, наблюдается укрупнение игл мартенсита и увеличение размера бывшего зерна аустенита (рисунок 1б, таблица 2).

Показано, что в микроструктуре образцов № 7-10 присутствует среднеигльчатый (балл № 5) и крупноигльчатый (балл №7) мартенсит с размером игл 8-13 мкм. Величина первичного зерна аустенита соответствует №6 (рисунок 1б, таблица 2).

В результате оценки загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями установлено присутствие оксидных неметаллических включений, в частности силикатов недеформирующихся и оксидов точечных (таблица 2).

Зависимости твердости наплавленного слоя и его износостойкости от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co, полученные в результате проведенного анализа:

- износостойкость образцов (без учета содержания водорода):  $y=0,002005 + 0,001110 \cdot C - 0,000804 \cdot Si - 0,003522 \cdot Mn + 0,000040 \cdot Cr + 0,000500 \cdot Ni + 0,000460 \cdot Mo - 0,001061 \cdot Co - 0,005525 \cdot Al + 0,003132 \cdot Cu$  (ошибка аппроксимации 0,32%);

износостойкость образцов (с учетом содержания водорода):  $y=0,000260 - 0,000695 \cdot C - 0,000973 \cdot Si - 0,000597 \cdot Mn - 0,000108 \cdot Cr + 0,000091 \cdot Ni + 0,002707 \cdot Mo - 0,000229 \cdot Co + 0,002283 \cdot Cu + 0,000075 \cdot H$  (ошибка аппроксимации 10,74%).

Таблица 2 – Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

Номер образца	Загрязненность неметаллическими включениями, балл		Величина зерна аустенита, балл	Размер игл мартенсита, мкм
	силикаты недеформирующиеся (хрупкие)	оксиды точечные		
1	2б, 1б, 2а	1а	6, 7	3-6
2	2б, 1б, 3а	1а	7	2-6
3	1б, 2б, 3а	1 а	7	2-6
4	2б, 1б, 2а, 3а	1 а	6, 7	4-6
5	1б, 2б, 3а	1 а	6, 7	3-6
6	1б, 2б, 3а	1 а	7, 6	2-6
7	1б, 2а	1 а	6	8-13
8	1б, 2б, 2а, 3а	1 а, 2а	6	8-10
9	1б, 2б, 2а, 3а	1 а, 2а	6	8-12
10	1б, 2б, 3а	1 а, 2а	6	8-11

*Выводы.*

1. Установлено, что уменьшение содержания углерода в наплавленном слое до 0,19-0,2% при одновременном изменении содержания хрома, никеля, молибдена и других присутствующих в его составе элементов, способствует укрупнению игл мартенсита и увеличению размера бывшего зерна аустенита.

2. По результатам проведенного многофакторного корреляционного анализа были определены зависимости твердости наплавленного слоя и его износостойкости от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co. Полученные зависимости могут быть использованы для прогнозирования твердости наплавленного слоя и его износостойкости при изменении химического состава наплавленного металла.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ

Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** Проведен термодинамический анализ равновесных и квазиравновесных составов многокомпонентных систем для различных технологических вариантов пиролиза углеводородов и синтеза карбида циркония. Объектами термодинамического моделирования являлись системы C-H-N, Zr-C-H-N и Zr-O-C-H-N. Образование ZrC возможно при взаимодействии паров циркония и циана при температуре ниже 4000К.

**Ключевые слова:** карбид циркония, термодинамическое моделирование, равновесные и квазиравновесные составы, многокомпонентные системы, плазмосинтез.

## THERMODYNAMIC MODELING OF PLASMA SYNTHESIS CARBIDE OF ZIRCONIUM

Alekseeva T.I., Galievsky G.V., Rudneva V.V.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** Thermodynamic analysis of equilibrium and quasi-equilibrium compositions of multicomponent systems for various technological variants of pyrolysis of hydrocarbons and synthesis of zirconium carbide is carried out. The objects of the thermodynamic modeling were the systems C-H-N, Zr-C-H-N and Zr-O-C-H-N. The formation of ZrC is possible with the interaction of vapors of zirconium and cyanide at temperatures below 4000K.

**Key words:** zirconium carbide, thermodynamic modeling, equilibrium and quasi-equilibrium compositions, multicomponent systems, plasmosynthesis.

### Цели, задачи, методика моделирования

К настоящему времени при производстве тугоплавких материалов сформировались два основных варианта технологического применения высокотемпературного нагрева: длительная термическая обработка компактированной твердой шихты заданного химического и гранулометрического состава направленной плазменной струей и быстротечный синтез в условиях турбулентного химически активного плазменного потока (т.н. плазмосинтез) [1-3]. Второй вариант наряду с интенсификацией и возможностью реализации процесса в непрерывном режиме обеспечивает получение целевых продуктов в нанодисперсном состоянии.

Для оценки технологической возможности реализации плазмосинтеза карбида циркония проведено его термодинамическое моделирование. Плазмосинтез высокотемпературных соединений имеет следующую специфику, требующую обязательного методологического учета при проведении его термодинамического моделирования:

- крайне ограниченное время пребывания дисперсного сырья в зоне испарения и реакционной смеси в зоне образования целевого продукта в потоке газа – теплоносителя с температурой 5500-2000К, составляющее несколько микро- или миллисекунд соответственно, что позволяет предположить главенствующую роль температурного фактора над временным и, следовательно, возможность достижения равновесия;

- высокую реальность образования в анализируемых условиях целевых продуктов при взаимодействиях в газовой фазе или с её участием;

- необходимость реализации плазмосинтеза в системах, состоящих из нескольких химических элементов, вводимых с перерабатываемым сырьем и плазмообразующим газом и образующих многофазные и многокомпонентные системы, предопределяет безусловное применение при проведении термодинамического моделирования компьютерных технологий;

- особая важность результатов термодинамического моделирования процессов плазмосинтеза

при отсутствии реальной возможности описания их кинетических закономерностей и механизма с достаточной достоверностью;

- прогнозный характер результатов термодинамического моделирования процессов плазмосинтеза, что позволяет рассматривать их как технологические ориентиры, требующие экспериментального подтверждения.

Термодинамическое моделирование процессов синтеза проведено с целью прогнозирования оптимальных параметров получения карбида циркония (соотношения компонентов и температуры), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазменных технологий эффективную переработку дисперсного сырья.

Объектами термодинамического моделирования являлись системы C–H–N, Zr–C–H–N и Zr–O–C–H–N, что обусловлено возможностью использования в качестве цирконийсодержащего сырья циркония и его диоксида, углеводородного сырья – метана, плазмообразующего газа – азота. Термодинамическая оценка возможности реализации процессов карбидообразования в системах Zr–C–H–N и Zr–O–C–H–N проведена впервые.

Необходимые для анализа составы газообразных и конденсированных продуктов рассчитывались «константным методом». «Константный» метод основан на совместном решении следующих уравнений.

- закона действующих масс

$$n_i = \left( \frac{P}{N} \right)^{\sum_{i=1}^q a_{ij} - 1} \prod_{j=1}^q n_j^{a_{ij}/K_i}, \quad (1)$$

$$1 \leq i \leq m - q;$$

- материального баланса

$$\sum_{i=1}^m a_{ij} n_i + \sum_{i=1}^f n_{is} = C_j, \quad (2)$$

$$1 \leq j \leq q;$$

- суммарного числа молей газовой смеси

$$\sum_{i=1}^m n_i = N, \quad (3)$$

- существования конденсированной фазы

$$K_i^S = \frac{P}{N} n_i, \quad (4)$$

$$1 \leq i \leq f;$$

- закона Дальтона

$$\sum_{j=1}^m P_j = P, \quad (5)$$

где:  $n_i$  – число молей соответствующего компонента в газовой фазе;

$n_{is}$  – число молей соответствующего компонента в конденсированной фазе;

$N$  – общее число молей всех компонентов в газовой фазе;

$m$  – число компонентов в газовой фазе;

$K_i$  – константы равновесия реакций диссоциации сложных газообразных компонентов на атомы;

$a_{ij}$  – матрица стехиометрических коэффициентов реакций диссоциации сложных веществ;

$j$  – число компонентов, которые присутствуют в конденсированной фазе;

$C_j$  – число атомов элемента  $j$  в системе, делённое на число Авогадро;

$K_i^S$  – парциальные давления насыщения над соответствующей конденсированной фазой.

Следует отметить, что для процессов плазмосинтеза можно ожидать изменения условий существования конденсированных фаз вследствие образования их в виде частиц наноразмерного уровня, т.е. с большой кривизной поверхности, для которых парциальное давление над конденсированной



фазой превышает давление насыщения над плоской поверхностью. Однако в настоящее время отсутствует единое мнение о размерном пороге (~1 или 2-10 нм) и соответствующие справочные данные. Ранее «константный» метод неоднократно успешно применялся научной школой профессора Галевского Г.В. для термодинамического моделирования высокотемпературных взаимодействий в сложных карбидо- и боридообразующих системах Si-O-C-H-N, Si-C-H-N, Cr-O-C-B-H-N, Cr-B-H-N и др., в связи с чем выбран в качестве основного для термодинамического исследования карбидообразующих систем при получении карбида циркония в условиях плазменного потока.

Температурная зависимость составов продуктов взаимодействия для исследуемых систем рассчитывалась с использованием программы компьютерного моделирования «PLASMA», дополненной в развитии встроенной базой данных, необходимых для анализа процессов получения кислород-бор-азот-углеродсодержащих соединений тугоплавких металлов. Рассматривалась область температур 2000-6000К при постоянном общем давлении в системе, равном 0,1МПа. В качестве исходных использовались константы равновесия реакций образования соединений из элементов, заимствованные из публикаций и справочников [4-8], в частности для ZrC – из [5], ZrN – из [6].

Компоненты газовой и конденсированной фаз, учитываемых в расчетах, представлены в таблице 1, а их соотношения – в таблице 2. Соотношения исходных компонентов задавались в соответствии со стехиометрией реакций образования целевых продуктов и параметрами технологического оборудования (расход плазмообразующего газа).

Таблица 1 – Составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем

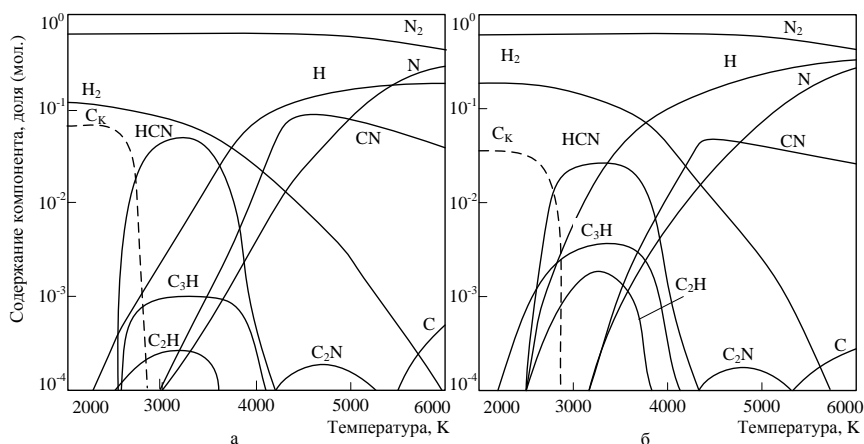
Система	Состав фаз	
	Газовой	Конденсированной
C-H-N	H, H <sup>+</sup> , H <sub>2</sub> , N, N <sub>2</sub> , NH, NH <sub>2</sub> , NH <sub>3</sub> , C, C <sup>+</sup> , C <sub>2</sub> , C <sub>3</sub> , C <sub>4</sub> , C <sub>5</sub> , CH, CH <sub>2</sub> , CH <sub>3</sub> , CH <sub>4</sub> , C <sub>2</sub> H, C <sub>3</sub> H, C <sub>4</sub> H, C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>3</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , CN, CN <sup>-1</sup> , NCN, NCC, C <sub>2</sub> N <sub>2</sub> , C <sub>4</sub> N <sub>2</sub> , HCN, HCCN, C <sub>3</sub> HN	C
Zr-C-H-N	H, H <sup>+</sup> , H <sub>2</sub> , N, N <sub>2</sub> , NH, NH <sub>2</sub> , NH <sub>3</sub> , C, C <sup>+</sup> , C <sub>2</sub> , C <sub>3</sub> , C <sub>4</sub> , C <sub>5</sub> , CH, CH <sub>2</sub> , CH <sub>3</sub> , CH <sub>4</sub> , C <sub>2</sub> H, C <sub>3</sub> H, C <sub>4</sub> H, C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>3</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , CN, CN <sup>-1</sup> , NCN, NCC, C <sub>2</sub> N <sub>2</sub> , C <sub>4</sub> N <sub>2</sub> , HCN, HCCN, C <sub>3</sub> HN, Zr, ZrH	C, Zr, ZrC, ZrN
Zr-O-C-H-N	H, H <sup>+</sup> , H <sub>2</sub> , N, N <sub>2</sub> , NH, NH <sub>2</sub> , NH <sub>3</sub> , C, C <sup>+</sup> , C <sub>2</sub> , C <sub>3</sub> , C <sub>4</sub> , C <sub>5</sub> , CH, CH <sub>2</sub> , CH <sub>3</sub> , CH <sub>4</sub> , C <sub>2</sub> H, C <sub>3</sub> H, C <sub>4</sub> H, C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>3</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , CN, CN <sup>-1</sup> , NCN, NCC, C <sub>2</sub> N <sub>2</sub> , C <sub>4</sub> N <sub>2</sub> , HCN, HCCN, C <sub>3</sub> HN, O, O <sub>2</sub> , NO, NO <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> O, CO, CO <sub>2</sub> , Zr, ZrO, ZrO <sub>2</sub>	C, Zr, ZrC, ZrN, ZrO, ZrO <sub>2</sub>

Таблица 2 – Заданные соотношения компонентов в исследуемых системах

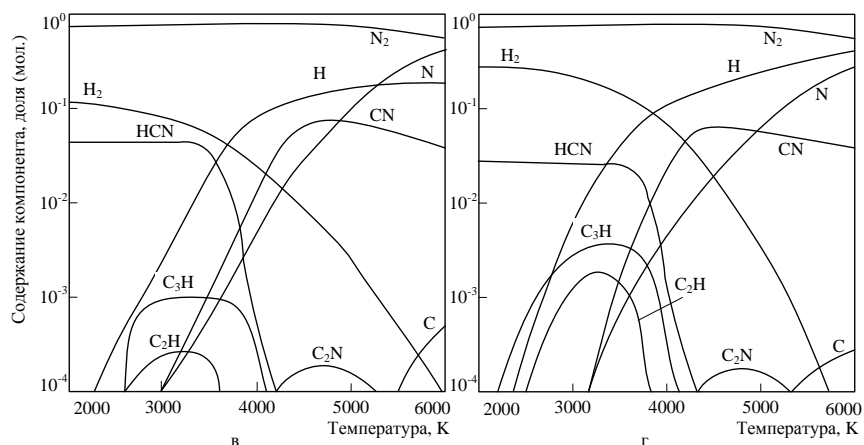
Соотношение компонентов, моль	Примечание
C:H:N=0,75:3:20	По стехиометрии для реакции CH <sub>4</sub> =C+2H <sub>2</sub> (6)
C:H:N=0,75:6:20	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (6)
Zr:C:H:N = 0,25:0,25:1:20	По стехиометрии по реакции Zr + CH <sub>4</sub> =ZrC + 2H <sub>2</sub> (7)
Zr:C:H:N = 0,25:0,375:1,5:20	150%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (7)
ZrO:C:H:N = 0,25:0,50:0,75:3:20	По стехиометрии для реакции ZrO <sub>2</sub> + 3CH <sub>4</sub> = ZrC + 2CO + 6H <sub>2</sub> (8)
Zr:O:C:H:N= 0,25:0,50:0,20:0,75:20	75%-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Zr:O:C:H:N= 0,25:0,50:0,375:1,5:20	50 %-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Zr:O:C:H:N = 0,25:0,50:0,47:1,88:20	37,5%-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Zr:O:C:H:N = 0,25:0,50:0,56:2,25:20	25%-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Zr:O:C:H:N = 0,25:0,50:0,66:2,63:20	12,5%-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)

## Термодинамика плазменного пиролиза метана

Термодинамический анализ системы С-Н-Н выполнен для получения прогнозной информации о возможном составе газовой фазы, формирующемся в результате пиролиза метана и его взаимодействия с газом - теплоносителем. Температурная зависимость равновесных и квазиравновесных составов приведена на рисунке 1.



а – С:Н:Н=0,75:3:20; б – С:Н:Н=0,75:6:20



в – С:Н:Н=0,75:3:20; г – С:Н:Н=0,75:6:20

Рисунок 1—Равновесный (а, б) и квазиравновесный (в, г) состав системы С-Н-Н в зависимости от соотношения компонентов и температуры

По результатам расчета равновесных составов системы (рисунок 1 а, б) выявлено присутствие в газовой фазе при температуре 2800 – 4200К HCN, CN, C<sub>3</sub>H, C<sub>2</sub>H, причем около 98% углерода связано в циановодород. Разложение циановодорода происходит при температуре ниже 2800К и приводит к образованию свободного углерода в конденсированном состоянии.

Результаты расчета квазиравновесных составов (рисунок 1 в, г), которые отличаются значительным расширением температурной области стабильности циановодорода (составляющей 2000 – 3800К), позволяют получить состав конечных продуктов и основные показатели процесса, соответствующие экспериментальным данным [8].

Результаты термодинамических расчетов системы Zr – С – Н – Н приведены на рисунке 2. В этой системе образование ZrC возможно по реакции



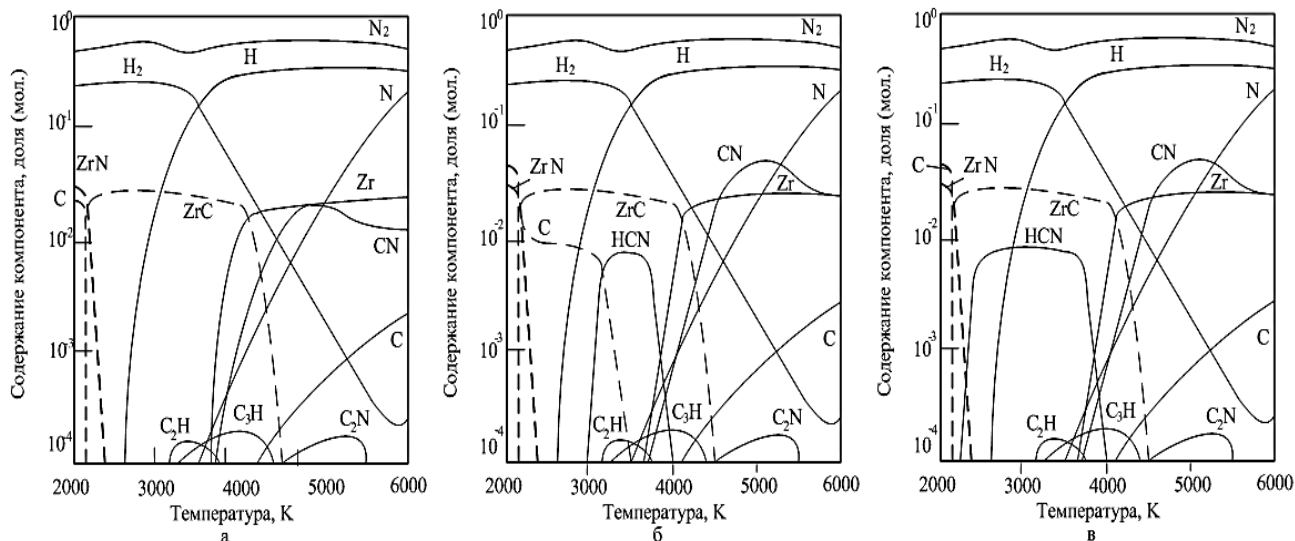
100%-ный выход ZrC достигается при стехиометрическом соотношении компонентов Zr:C в интервале температур 2300 – 4000К. При избытке карбидизатора (соотношение Zr:C=0,25:0,375) в условиях равновесия продуктом синтеза является карбид-углеродная композиция, содержащая 2,8% свободного углерода. В условиях квазиравновесия при избытке карбидизатора циановодород устойчив в области температур 2300 – 3800К, что делает возможным получение карбида, не загрязненного пиролитическим углеродом. При температуре ниже 2300К термодинамически возможным становится взаимодействие карбида с азотом по реакции



Результаты термодинамических расчетов системы  $\text{Zr} - \text{C} - \text{O} - \text{H} - \text{N}$  приведены на рисунке 3. При изменении соотношения  $\text{Zr}:\text{O}:\text{C}$  от  $0,25:0,50:0,19$  до  $0,25:0,50:0,75$  степень превращения циркония в карбид изменяется от  $0,25$  до  $1$ . Карбид циркония устойчив в интервале температур  $2300 - 4000\text{K}$ . Образование  $\text{ZrC}$  возможно по реакциям (9) – до  $98,5\%$  и (11) – до  $1,5\%$

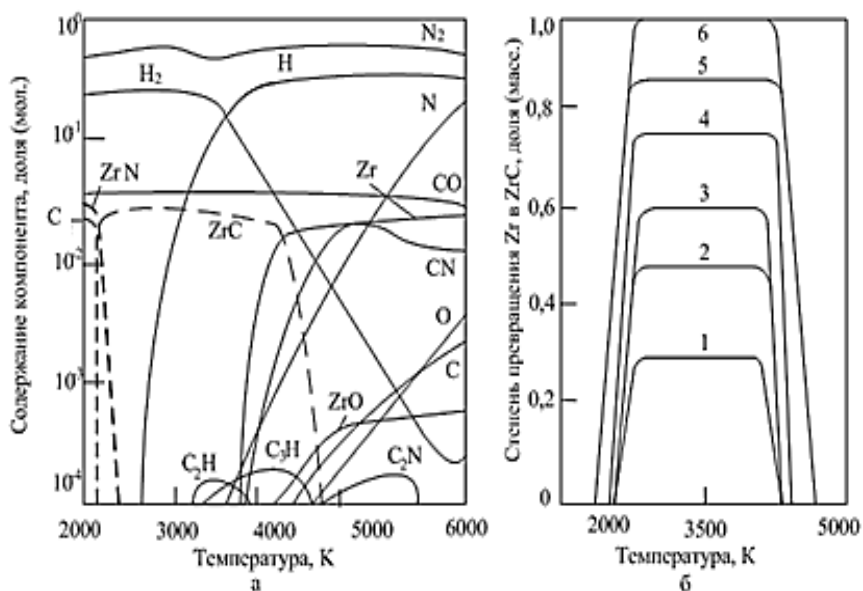


При температуре ниже  $2300\text{K}$  термодинамически возможной становится реакция (10), приводящая к образованию нитрида  $\text{ZrN}$ .



а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении  $\text{Zr}:\text{C}:\text{H}:\text{N}=0,25:0,25:1:20$ ; б) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении  $\text{Zr}:\text{C}:\text{H}:\text{N}=0,25:0,375:1,5:20$ ; в) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении  $\text{Zr}:\text{C}:\text{H}:\text{N}=0,25:0,375:1:20$

Рисунок 2 – Результаты термодинамических расчетов системы  $\text{Zr}-\text{C}-\text{H}-\text{N}$



а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении  $\text{Zr}:\text{C}:\text{O}:\text{H}:\text{N}=0,25:0,75:0,50:3:20$ ;  
б) зависимость степени превращения  $\text{Zr}$  в  $\text{ZrC}$  от соотношения  $\text{Zr}:\text{C}=0,25:0,20$  (1);  $0,25:0,375$  (2);  $0,25:0,47$  (3);  $0,25:0,56$  (4);  $0,25:0,66$  (5);  $0,25:0,75$  (6)

Рисунок 3 – Результаты термодинамических расчетов системы  $\text{Zr}-\text{C}-\text{O}-\text{H}-\text{N}$

### *Выводы.*

Проведено термодинамическое исследование равновесных и квазиравновесных составов многокомпонентных систем для пиролиза углеводородов и различных технологических вариантов получения карбида циркония.

Установлено:

- в системе C–H–N в равновесных условиях 100%-ная газификация углерода достигается в интервале температур 2800–3800К за счет образования циановодорода и углеводородных радикалов. До 98% углерода присутствует в газовой фазе в виде HCN. Квазиравновесные условия, исключающие образование конденсированного углерода, позволяют расширить температурный интервал термодинамической устойчивости циановодорода до 2300К;

- в системе системы Zr–C–H–N образование карбида циркония возможно при температуре ниже 4000К в равновесных и квазиравновесных условиях при стехиометрическом и избыточном количестве углерода; при избытке углерода при соотношении  $Zr:C = 0,25 \div 0,375$  в условиях равновесия образуется карбидуглеродная композиция, содержащая 2,8% углерода, в условиях квазиравновесия – карбид циркония;

- в системе Zr–C–O–H–N также устойчив в интервале температур 2300–4000К; при изменении соотношения Zr:O:C от 0,25:0,50:0,19 до 0,25:0,50:0,75 степень превращения циркония в карбид изменится от 0,25 до 1;

- в обеих системах образование карбида циркония термодинамически возможно по газофазным реакциям с участием паров циркония и циана, т.е. по схеме «пар-кристалл», что позволяет прогнозировать достижение его высокого выхода в реальных условиях плазмосинтеза.

### Библиографический список

1. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы. /Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля – М.: издат. Центр «Академия», 2005 – 192 с.
2. Хартманн У. Очарование нанотехнологии /Перевод с нем. Т.Н. Захаровой под ред. Л.Н. Патрикеева – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2008 – 173 с.
3. Рудской А.И. Нанотехнологии в металлургии /А.И. Рудской – СПб.: Наука, 2007 – 186 с.
4. Уикс К.Е. Термодинамические свойства 65 элементов и их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов/ К.Е. Уикс, Ф.Е. Блок. - М.: Металлургия, 1965. – 126 с.
5. Varin J. Thermochemical properties of Inorganic Substances/J. Varin, O. Knache – N – Y.: Academicpress, 1973. – 647 p.
6. JANAF Thermochemical tables. – Wash.Gov.print. off, 1966 – 1975.
7. Термодинамические и теплофизические свойства продуктов сгорания: справочник: в 3 т. / Под ред. В.П. Глушко. – М.: ВИНТИ, 1971 – 1973 гг.
8. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: справочник / А.Л. Сурис. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.

УДК 519.237: 669.018.25

## **ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ КОБАЛЬТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V**

**Осетковский И.В., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Попова М.В., Корнев Е.С.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

*Аннотация:* Изучено влияние введения кобальта в шихту порошковой наплавочной проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V, используемой при наплавке узлов и деталей оборудования и механизмов, работающих при абразивно и абразивно-ударных нагрузках. В лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с использованием соответствующих порошкообразных материалов и в качестве углеродфторсодержащего материала использовали пыль газоочистки алюминиевого производства

*Ключевые слова:* проволока, ударно-абразивный износ, наплавка, восстановление, многофакторный анализ, износостойкость, твердость, неметаллические включения, структура, зависимости.

# INFLUENCE OF THE COBALT ADDITIVE INTO THE FLUX CORED WIRE SYSTEM FE-C-SI-MN-CR-NI-MO-V ON THE MECHANIC PROPERTIES OF SURFACED METAL

Osetkovskii I.V., Kozyrev N.A., Krukov R.E., Popova M.V., Kornev E.S.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

**Annotation:** Studied the effect of the introduction of cobalt into the charge powder fused wire system Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V, used in cladding assemblies and equipment parts and mechanisms operating under abrasive and abrasive shock loads. In the laboratory conditions, the samples cored wires were manufactured using appropriate powder materials and as a carbonfluoride contained material were used the dust from gas purification of aluminum production.

**Key words:** wire, abrasive-shock wear, surfacing, recovering, multivariate analysis, wear resistance, hardness, non-metallic inclusions, dependences

Одной из наиболее эффективных технологий упрочнения и восстановления деталей является электродуговая наплавка порошковыми проволоками. Поэтому разработка материалов и использование инновационных технологий восстановления значительно повышающих износостойкость изделий является на сегодняшний день актуальной задачей. Для этих целей ведётся разработка и изготовление специальных наплавочных порошковых проволок. Благодаря оптимально подобранному химическому составу порошковых проволок, наплавленные покрытия обладают высокой твёрдостью, а также абразивной и ударно-абразивной износостойкостью. Широкое распространение для наплавки абразивно - изнашивающихся изделий получили наплавочные проволоки систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo типа А и В по классификации МИС [17]. В настоящее время такие порошковые проволоки разных зарубежных производств широко используются в нашей стране.

Изучено влияние кобальта, введенного в шихту порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V при изготовлении опытных образцов проволоки, на степень износа образцов и твердость наплавленного слоя. Изготовление проволоки проводилось на лабораторной машине. Диаметр изготовленной проволоки 5 мм, оболочка выполнена из ленты Ст3. В качестве наполнителя использовались соответствующие порошкообразные материалы порошок железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86, порошок ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ1415-93, порошок высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757-91, порошок углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755-91, порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722-97, порошок ферромolibдена марки ФМо60 по ГОСТ 4759-91, порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130-94, порошок кобальта ПК-1У по ГОСТ 9721-79, причем в качестве углеродсодержащего компонента использовали пыль газоочистки алюминиевого производства, со следующим составом компонентов, мас.%.  $Al_2O_3 = 21-46,23$ ;  $F = 18-27$ ;  $Na_2O = 8-15$ ;  $K_2O = 0,4-6$ ;  $CaO = 0,7-2,3$ ;  $Si_2O = 0,5-2,48$ ;  $Fe_2O_3 = 2,1-3,27$ ;  $C_{общ} = 12,5-30,2$ ;  $MnO = 0,07-0,9$ ;  $MgO = 0,06-0,9$ ;  $S = 0,09-0,19$ ;  $P = 0,1-0,18$ .

Измерение твердости проводилось с использованием твердомера МЕТ-УД. Осуществляли 5 измерений твердости на поверхности каждого образца. В таблице 1 представлены усредненные по пяти измерениям значения твердости наплавленного металла. Испытания на износостойкость проводили на машине 2070 СМТ – 1 следующим образом. Производили взвешивание образцов на весах, с возможностью измерения масс до  $10^{-4}$  г. После фиксирования веса образцов проводили испытание на износ вращением диска, наплавленного вольфрамовыми сплавами, по ровной поверхности наплавленного металла в течении 6 часов с режимом: нагрузка -30мА, частота вращения -20 об/мин. После испытаний на износ образцы взвешивали и определяли разницу начальной и конечной массы, а также, фиксировали количество оборотов диска установки 2070 СМТ – 1. Величина износа определялась исходя из уменьшения массы образца за один оборот диска. Результаты испытаний на износ, измерения твердости и химический анализ образцов приведены в таблице 1.

Металлографический анализ образцов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений  $\times 100 - 1000$ . В качестве реактива для травления поверхности образцов использовали спиртовой раствор азотной кислоты. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствии с ГОСТ 1778-70 при увеличении  $\times 100$ . Величину бывшего зерна аустенита определяли по ГОСТ 5639-82 при увеличении  $\times 100$ . Размер игл мартенсита определяли по ГОСТ 8233-56 при увеличении  $\times 1000$ .

Таблица 1 - Химический состав, износ и твердость наплавленного металла

Номер образца	Массовая доля элементов %								Твердость образцов HRC	Износ образцов г/об. *10 <sup>-4</sup>
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Co		
1	0,24	0,19	0,93	1,83	0,69	0,14	0,60	-	41	0,37
2	0,25	0,27	0,96	1,65	0,68	0,33	0,60	-	40	0,358
3	0,25	0,28	0,93	1,67	0,57	0,54	0,58	-	40	0,359
4	0,29	0,15	0,92	1,65	0,60	0,65	0,59	-	41	0,449
5	0,23	0,12	0,85	1,45	0,53	0,51	0,68	0,08	25	1,65
6	0,21	0,23	0,89	1,45	0,54	0,55	0,54	0,03	21	1,15
7	0,17	0,18	0,85	1,40	0,52	0,54	0,63	0,05	21	1,11
8	0,17	0,28	0,91	1,32	0,45	0,46	0,59	0,06	21	1,12

Металлографический анализ показал, что микроструктура наплавленного слоя с содержанием углерода 0,24-0,29% (образцы № 1-4) равномерная, наблюдаются тонкие ветви дендритов. Микроструктура представляет собой мелкоигльчатый и среднеигльчатый мартенсит (балл № 3-6) в бывших зернах аустенита, по границам которых располагаются тонкие прослойки δ-феррита, и небольшое количество аустенита остаточного в виде отдельных островков. Размер игл мартенсита в структуре исследуемых образцов находится в диапазоне 2-10 мкм (таблица 2, рисунок 1).

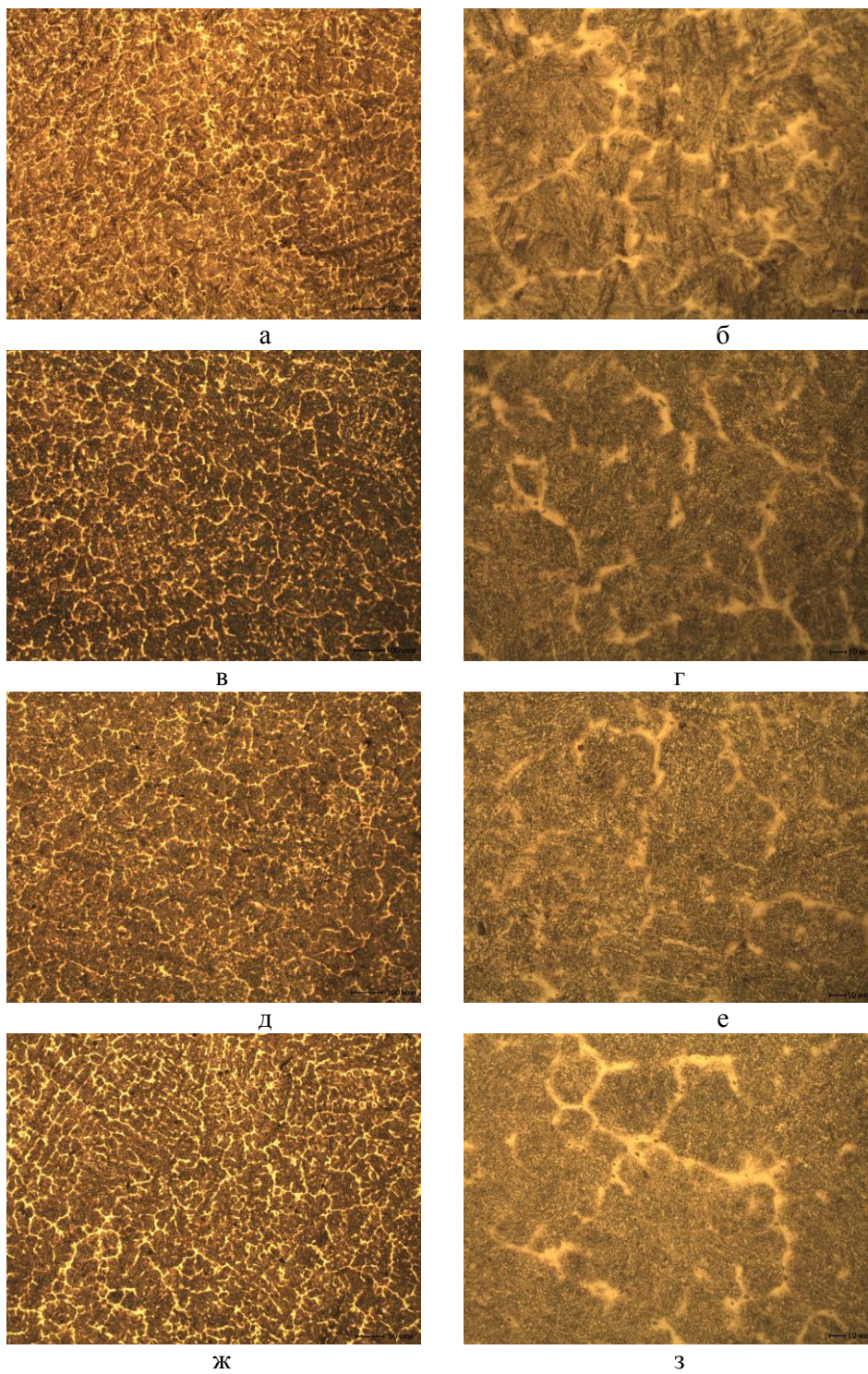
Таблица 2 – Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

Номер образца	Загрязненность неметаллическими включениями балл		Величина зерна аустенита, балл	Размер игл мартенсита, мкм
	силикаты недеформирующиеся (хрупкие)	оксиды точеные		
1	2б, 2а, 3а	1а	5, 6	7-10
2	1б, 2б, 3а	1а	5, 6	4-8
3	2б, 3а	1 а	5, 6	5-8
4	2б, 3а (1б)	1 а	6, 5	2-5
5	1б, 2б, 3а	1 а	6, 5	2-5
6	1б, 2б, 2а	1 а, 2а	6	2-4
7	1б, 2б, 3а	1 а	6	2-5
8	1б, 2б, 3а	1 а	6	2-4

В микроструктуре образца №1 присутствует среднеигльчатый мартенсит (балл № 5, 6) (рисунок 1 а, б). Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 5 и 6. (а, в, д, ж × 100), (б, г, е, з × 500)

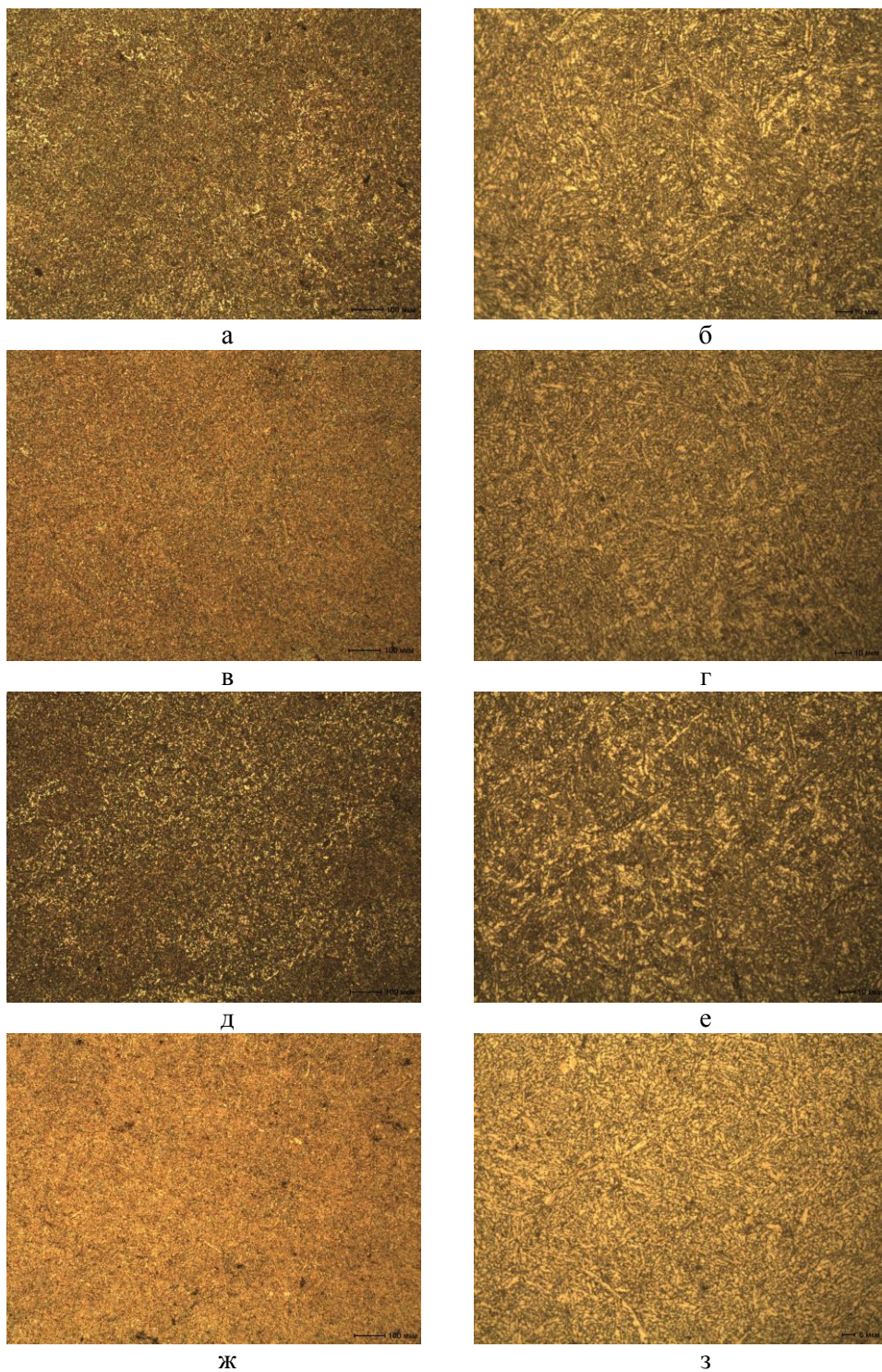
При повышении содержания никеля до 0,33 - 0,54% величина зерна аустенита остается неизменной. В микроструктуре образцов №2 и 3 также присутствует среднеигльчатый мартенсит (балл № 5), однако в некоторых ее областях наблюдается мелкоигльчатый мартенсит (балл №3) (рисунок 1 в-е, таблица 2).

Увеличение содержания никеля до 0,65 % (образец №4) значительно измельчает иглы мартенсита, а также уменьшает размер бывшего зерна аустенита. В микроструктуре образца №4 наблюдается мелкоигльчатый мартенсит (балл №3), формирующийся внутри границ бывшего аустенитного зерна, величина которого по шкале зернистости соответствует №6 и №5 (рисунок 1 ж, з, таблица 2).



а, б – образец №1; в, г – образец №2; д, е – образец №3; ж, з – образец №4

Рисунок 1 – Микроструктура наплавленного слоя порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V усовершенствованного состава, (а, в, д, ж  $\times 100$ ), (б, г, е, з  $\times 500$ )



а, б – образец №5; в, г – образец №6; д, е – образец №7; ж, з – образец №8

Рисунок 2 – Микроструктура наплавленного слоя порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V с кобальтом,

Введение в состав наплавляемой порошковой проволоки кобальта при одновременном уменьшении содержания углерода до 0,17-0,23% (образцы №5-8) обеспечивает получение равномерной структуры с мелкоигльчатым мартенситом (балл №3) в бывших зернах аустенита, остаточным аустенитом, присутствующим в небольшом количестве в виде отдельных островков, и  $\delta$ -ферритом в виде тонких прослоек по границам первичных зерен аустенита (рисунок 2). Размер игл мартенсита в структуре исследуемых образцов находится в диапазоне 2-5 мкм (таблица 2). Величина бывшего зерна аустенита соответствует №6. Таким образом, установлено, что увеличение содержания никеля до 0,65% в составе наплавляемой стали, а также введение кобальта при одновременном уменьшении содержания углерода до 0,17-0,23% способствует измельчению мартенсита и уменьшению величины



бывшего зерна аустенита. В результате изучения характера неметаллических включений наплавленного слоя порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V отмечена загрязненность его оксидными неметаллическими включениями (таблица 2). Установлено, что изменение степени легированности порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V практически не оказывает влияние на уровень загрязненности неметаллическими включениями наплавленного ею слоя.

Оценка влияния химического состава порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V на степень износа и твердость наплавленного слоя проводилась средствами многофакторного корреляционного анализа.

В результате проведенного анализа были получены следующие зависимости:

– твердость наплавленного металла при добавлении Co в систему Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V:  
 $y=156,66 \cdot C+10,92 \cdot Si-6,94 \cdot Mn-7,51 \cdot Cr-75,67 \cdot Mo-28,10 \cdot Ni+129,45 \cdot V-364,27 \cdot Co$  (ошибка аппроксимации 0,01 %);

– износостойкость наплавленного металла при добавлении Co в систему Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V:

$y=-0,000101 \cdot C+0,000052 \cdot Si-0,000126 \cdot Mn+0,000117 \cdot Cr+0,000413 \cdot Mo+0,000130 \cdot Ni-0,000583 \cdot V+0,002874 \cdot Co$  (ошибка аппроксимации 1,59 %);

*Выводы:*

1. Установлено, что увеличение содержания никеля до 0,65% в составе наплавляемой стали, а также введение кобальта при одновременном уменьшении содержания углерода до 0,17-0,23% обеспечивает измельчение игл мартенсита и уменьшение размера бывшего зерна аустенита.

2. По результатам проведенного многофакторного корреляционного анализа были определены зависимости твердости наплавленного слоя и его износостойкости от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co. Полученные зависимости могут быть использованы для прогнозирования твердости наплавленного слоя и его износостойкости при изменении химического состава наплавленного металла.

УДК 546.261

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Крутский Ю.Л.<sup>1</sup>, Непочатов Ю.К.<sup>2</sup>, Пель А.Н.<sup>1</sup>, Черкасова Н.Ю.<sup>1</sup>.

*Новосибирский Государственный Технический Университет*<sup>1</sup>

*ООО «НАНОКЕРАМИКС»*<sup>2</sup>

*г. Новосибирск, Россия, j\_krutskii@rambler.ru*

*Аннотация:* Исследован процесс получения горячим прессованием высокоплотной керамики на основе полидисперсного карбида бора со средним размером частиц 2,1 мкм. В ряде случаев применялась спекающая добавка – высокодисперсный порошок карбида хрома. Среднее значение прочности на изгиб 406 МПа, прочности на сжатие 1553 Мпа. При спекании карбида бора достигнута микротвердость на уровне 42 ГПа, а при использовании добавок карбида хрома микротвердость достигла значения 45-46 ГПа.

*Ключевые слова:* карбид бора, карбид хрома, горячее прессование, спекающая добавка, прочность на изгиб, прочность на сжатие, микротвердость

## PREPARATION OF CERAMICS BASED ON BORON CARBIDE BY HOT PRESSING

Krutskii Yu.L.<sup>1</sup>, Nepochatov Yu.K.<sup>2</sup>, Pel A.N.<sup>1</sup>, Cherkasova N.Yu.<sup>1</sup>.

*Novosibirsk State Technical University*<sup>1</sup>

*LLC "NANOCERAMICS"*<sup>2</sup>

*Novosibirsk, Russia, j\_krutskii@rambler.ru*

*Abstract:* The process of hot-pressing production of high-density ceramics based on polydisperse boron carbide with an average particle size of 2.1 microns was used. In a number of cases, a sintering additive, a highly dispersed powder of chromium carbide, was used. The average value of the bending strength is

406 MPa, the compressive strength is 1553 MPa. At sintering of boron carbide microhardness was reached at 42 GPa, and when using additives of chromium carbide the microhardness reached values of 45-46 GPa.

**Keywords:** boron carbide, chromium carbide, hot pressing, sintering additive, bending strength, compressive strength, microhardness

Карбид бора ( $B_{12}C_3$  или  $B_4C$ ) характеризуется высокими значениями температуры плавления, твердости, удельной прочности, химической инертностью по отношению к агрессивным средам [1]. Однако применение его в виде изделий сдерживается сложностью получения высокоплотной керамики [1].

Изготовление плотной керамики на основе карбида бора облегчается при использовании спекающих добавок. Ими могут служить тугоплавкие бескислородные соединения: диборид хрома  $CrB_2$  [2], диборид титана  $TiB_2$  [3], карбид хрома  $Cr_3C_2$  [4]. В [4] реакционное спекание выполнялось при разных температурах в течение одного часа в среде аргона. Плотность спеченных изделий увеличивалась с ростом содержания карбида хрома и повышением температуры спекания. При температуре 2150 °C и содержании карбида хрома в смеси 25 % масс. плотность образца достигала 95% от теоретической. Целью данной работы явилось исследование процесса спекания горячим прессованием полидисперсного карбида бора и изучение некоторых характеристик полученной керамики.

В качестве исходных материалов использовались порошок карбида бора чистотой ~ 98,5 % [5] и в ряде случаев спекающая добавка – порошок карбида хрома  $Cr_3C_2$  чистотой ~ 98,0 % [6]. На рисунке 1 приведены гистограммы карбидов бора и хрома.

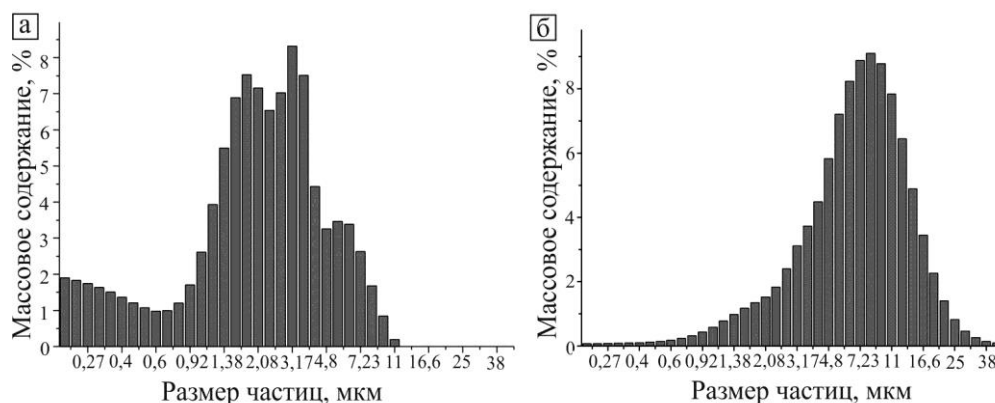


Рисунок 1 – Распределение частиц по размерам (гистограммы) образцов карбида бора (а) и карбида хрома (б)

По методике, приведенной в [7], «геометрическим» методом были определены средние размеры частиц, величины стандартных отклонений и показателей асимметричности. Эти данные приведены в таблице.

Таблица – Результаты седиментационного анализа

Образец	Средний размер частиц и агрегатов, мкм	Стандартное отклонение	Степень асимметричности
Карбид бора	2,1	2,47	-0,20
Карбид хрома	7,1	2,10	-0,18

Величины стандартного отклонения для обоих карбидов свидетельствуют о широком диапазоне распределения частиц по размерам (частицы «плохо отсортированы» или полидисперсны). По нашему мнению, это должно положительно сказываться на получении плотной керамики. Невысокие значения степени асимметричности являются доказательством симметричности кривых распределения.

Для определения значений прочности на изгиб и на сжатие из порошка карбида бора горячее прессование заготовок производилось при температуре 2100 °C, давлении 35 МПа и времени выдержки 45 минут. Были определены пористость и водопоглощение полученных образцов. Из образцов готовились заготовки для определения механических характеристик (прочности на изгиб и на сжатие). Все эти показатели определялись в соответствии с ГОСТ 24409-80. Испытания образцов на изгиб и на сжатие проводились на машинах Instron.

В другой серии экспериментов были определены значения плотности и микротвердости горячепрессованной керамики. Была изучена также ее микроструктура. Для сопоставления спеканию под-

вергался не только карбид бора, но и смеси его с добавлением, % масс.: 6 и 20 карбида хрома. Процесс горячего прессования осуществлялся в среде аргона при давлении прессования примерно 35 МПа и температуре около 1950 °С. Температура была выбрана с учетом того факта, что карбид хрома при таком ее значении плавится [1] и тем самым обеспечивает жидкофазное спекание. Выполнение микроструктурных исследований проводилось для сколов (на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50) и шлифов образцов (на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-3400N. Дополнительно на шлифах проводилось определение микротвердости. Измерения микротвердости осуществлялись в соответствии с ГОСТ 2999-75 на полуавтоматическом микротвердомере 402 MVD (Wolpert Group).

Значения пористости (0,01-0,02 %) и водопоглощения (0,01 %) спеченных образцов очень низки. Величины прочности на изгиб для испытываемых образцов составили в среднем 406 МПа, а прочности на сжатие – в среднем 1553 МПа. Эти средние значения довольно велики. Так, у карбида бора величина прочности на изгиб составила 340 МПа, а прочность на сжатие находилась в диапазоне 1100...1660 МПа [1].

При спекании образцов было установлено, что усадка образца из одного только карбида бора началась при температуре ~ 1700 °С, а образцов со спекающей добавкой – при ~ 1500 °С. Важно отметить, что по имеющимся в литературе сведениям [4], уплотнение одного только карбида бора начиналось при температуре 1800-1830 °С, а при добавлении в нему 10 масс. % карбида хрома – при 1750 °С. Наиболее вероятной причиной сравнительно низкой температуры начала усадки в данном случае является полидисперсность (широкое распределение частиц по размерам) порошков карбидов, а также высокая их дисперсность.

Значения относительной плотности образцов составили, %: № 1 – 95,0; № 2 – 96,0; № 3 – 96,5. Таким образом, использование спекающей добавки практически не влияет на этот показатель.

На рисунке 2 показаны фотографии сколов образцов.

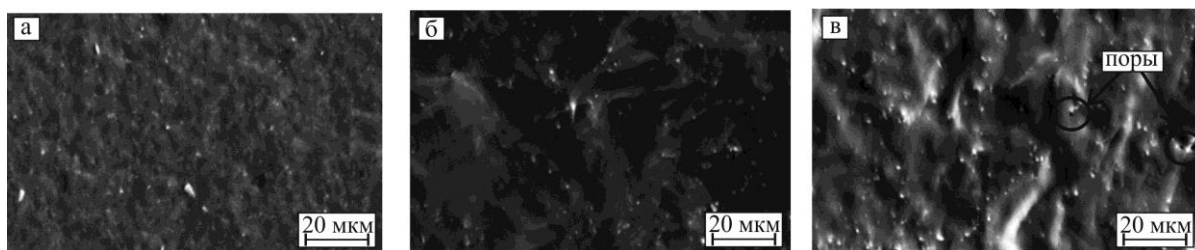


Рисунок 2 – Микрофотографии сколов: (а) образец №1 из чистого карбида бора, (б) образец №3, (в) образец №2

Анализ поверхности разрушения сколов образцов показал формирование плотной структуры, отсутствие крупных пор и несплошностей. Незначительное количество закрытых пор наблюдается в образцах, содержащий карбид хрома. Поры имеют сферическую форму и их объемная доля мала, что не оказывает отрицательного воздействия на свойства материала. При более высоком содержании карбида хрома пористость значительно уменьшается, замечено наличие литой структуры, что объясняется плавлением легирующей добавки в процессе спекания. Межзеренные границы во всех случаях почти неразличимы.

Также посредством анализа структуры образцов, было определено, что размер зерен образца № 3 (содержащего 20 % масс. карбида хрома) составляет порядка 0,5 мкм (рисунок 3). Для остальных образцов размеры зерен примерно такие же.

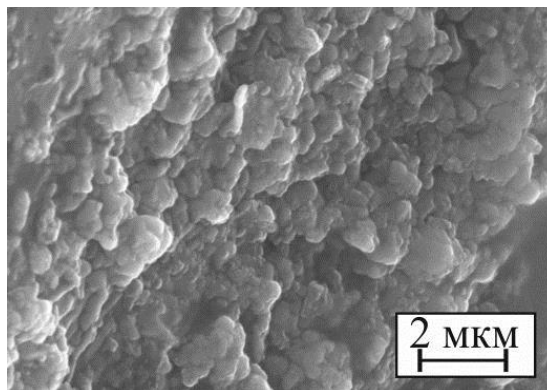


Рисунок 3 – Структура образца № 3.

Величина микротвердости образца № 1 составила  $41 \pm 3,2$  ГПа, для образца № 2 –  $46 \pm 2,8$  ГПа и для образца № 3 –  $45 \pm 2,4$  ГПа. Из полученных результатов видно, использование спекающей добавки (в данном случае полидисперсного карбида хрома) приводит к увеличению микротвердости образцов. Эти значения сравнительно велики. Для образцов из карбида бора они находятся в диапазоне 29,7...47,9 ГПа [1].

*Выводы:* Проведено исследование процесса спекания горячим прессованием полидисперсного карбида бора (в том числе и с использованием спекающей добавки – полидисперсного карбида хрома) и изучение некоторых характеристик полученной керамики. При сравнительно невысоком давлении прессования (~ 35 МПа) получены образцы с качественными характеристиками: пористость и водопоглощение не более 0,02 %; среднее значение прочности на изгиб 406 МПа; среднее значение прочности на сжатие 1553 МПа; относительная плотность 95-96 %; микротвердость на уровне 42 ГПа. При использовании спекающей добавки (карбида хрома) значение микротвердости увеличилось до 45-46 ГПа.

#### Библиографический список

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочное издание / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
2. Yamada, S. Mechanical and electrical properties of  $B_4C-CrB_2$  ceramics fabricated by liquid phase sintering / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki // *Ceramics International*. – 2003. – Vol. 29. – P. 299–304.
3. Nikzad, L. Effect of ball milling on reactive spark plasma sintering of  $B_4C-TiB_2$  composites / L. Nikzad, R. Litheri, T. Ebadzadeh, R. Orrù, G. Cao // *Ceramics International*. – 2012. – Vol. 38. – P. 6469–6480.
4. Li, X. Pressureless sintering of boron carbide with  $Cr_3C_2$  as sintering additive / X. Li, D. Jiang, J. Zhang, Q. Lin, Z. Chen, Z. Huang // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2014. – Vol. 34. – P. 1073–1081.
5. Крутский, Ю.Л. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода / Ю.Л. Крутский, А.Г. Баннов, В.В. Соколов, В.В. Шинкарев, А.В. Ухина, Е.А. Максимовский, А.Ю. Пичугин, Е.А. Соловьев, К.Д. Дюкова, Т.М. Крутская, Г.Г. Кувшинов // *Российские нанотехнологии*. – 2013. – №3-4. – С. 21–27.
6. Крутский, Ю.Л. Синтез высокодисперсного порошка высшего карбида хрома с использованием нановолокнистого углерода / Ю.Л. Крутский, К.Д. Дюкова, А.Г. Баннов, А.В. Ухина, В.В. Соколов, А.Ю. Пичугин, Т.М. Крутская, О.В. Нецкина, В. В. Самойленко // *Известия ВУЗов. Порошковая Металлургия и Функциональные Покрытия*. – 2014. – № 3. – С. 3–8.
7. Blott, S.J. Gradistat: A grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments / S.J. Blott, K. Pye // *Earth Surface Processes and Landforms*. – 2001. – V. 26. – P. 1237–1248.

УДК 621.791.01:669.27

## О ВОЗМОЖНОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ $WO_3$ ПРИ ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ

Бояринцев С.Е., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Наумчик А.Д., Усольцев А.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

*Аннотация.* Приведены результаты исследования восстановления вольфрама с использованием в качестве восстановителей алюминия, кремния и углерода из вольфрамсодержащих материалов при дуговом разряде. Показана принципиальная возможность восстановления оксидов вольфрама при наплавке порошковой проволоки.

*Ключевые слова:* сварка, вольфрам, порошковая проволока, неметаллические включения.

## ABOUT THE POSSIBILITY OF RESTORATION OF $WO_3$ IN AN ARC DISCHARGE

Boyarintsev S.E., Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Naumchik A.D., Usoltsev A.A.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

*Annotation:* The results of a study of the reduction of tungsten using aluminum, silicon and carbon as reducers from tungsten-containing materials in an arc discharge are presented. The principal possibility

of reducing tungsten oxides during the welding of a flux-cored wire is shown.

**Keywords:** welding, tungsten, flux cored wire, nonmetallic inclusions

Восстановление вольфрама непосредственно из вольфрамсодержащих оксидных материалов при дуговом разряде является актуальной задачей. Изучена возможность восстановления оксидов вольфрама различными восстановителями из порошковой проволоки при наплавке под флюсом. В опытах использовали вольфрамовый концентрат марки КШ-4 по ГОСТ 213-83 производства ОАО "Горнорудная компания "АИР" с содержанием 54% WO<sub>3</sub>. В качестве алюминиевого восстановителя использовали алюминиевую пудру АВ-88 по ГОСТ 295-79 с химическим составом мас. %, Al+Mg ≥88; Si≤4; Cu ≤3.5; Ph ≤0.3; Mg ≤3; Zn ≤3; Sn ≤0.2. В качестве кремниевого восстановителя использовали ферросилиций ФС45 по ГОСТ 1415-93 с химическим составом мас. %: С ≤0.2; Si =41-47; Mn ≤1; S ≤0.02; P ≤0.05; Cr ≤0.5; Al ≤2. В качестве углеродистого восстановителя использовали углеродфторсодержащую пыль газоочистки алюминиевого производства, мас. %: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> =21 - 43,27; F =18-27; Na<sub>2</sub>O = 8-13; K<sub>2</sub>O =0,4 - 6%, CaO= 0,7- 2,1; SiO<sub>2</sub> = 0,5-2,48; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 2,1-2,3; Собщ = 12, 5-28,2, MnO = 0,03-0,9 , MgO = 0,04-0,9 , S= 0,09-0,46, P=0,1-0,18;

Наплавку проводили под флюсом, произведенным из шлака производства силикомарганца следующего химического состава, мас. %, 6,91-9,62%, CaO 22,85-31,70 %, SiO<sub>2</sub> 46,46-48,16 %, FeO 0,27-0,81 %, MgO 6,48-7,92 %, MnO 8,01-8,43%, F 0,28-0,76%, 0,26-0,36% K<sub>2</sub>O до 0,6 2 %, S 0,15-0,17 %, P 0,01 %. Расчет порошковой проволоки проводили по стехиометрии с учетом полного восстановления оксида WO<sub>3</sub>. Изготовление проволоки производили на лабораторной установке по следующей схеме: стальная лента с помощью тянущих валков, изгибалась в U-образный профиль, завальцовывалась, заполнялась порошком, протягивалась через фильеры (калибровочное отверстие), изготовленный из твердого сплава, до получения требуемого диаметра порошковой проволоки. Полученную проволоку наматывали на барабан, сворачивая в бухту. В таком виде наплавочная проволока подавалась для наплавки на трактор ASAW 1250. Режимы наплавки I<sub>n</sub> = 430- 490 А, U<sub>d</sub> =30-32В, V<sub>n</sub> = 26-28м/ч. Количество наплавленных слоев-5. В таблице 1 приведены исследуемые составы шихт порошковых проволок. При этом извлечение вольфрама при восстановлении алюминием составило 79%, кремнием 46%, углеродом 10%. Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71.

Таблица 1 – Химический состав наплавленного металла

№ образца	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	W	Al	Nb	S	P
1	-	0,67	0,36	0,02	0,06	0,08	9,43	0,024	0,008	0,28	0,019
2	-	0,19	0,28	0,03	0,03	0,08	5,47	-	0,002	0,25	0,019
3	0,05	0,02	0,16	0,04	0,05	0,09	1.04	-	0,003	0,051	0,022

Для проведения шлифовки образцов была принята многокруговая методика шлифования, согласно ГОСТ 23505-79. Образцы из низколегированной рельсовой стали 76ХСФ полировались на шлифовальном станке FORCIPOL 2 с применением шлифовальной шкурки Mirka, после чего образцы полировались на войлочном покрытии, обрабатываемом хромосодержащим раствором 2 % в процессе полировки.

Методика травления проводилась по ГОСТ 25336-82. Травление выполнялось в 2 % растворе азотной кислоты (HNO<sub>3</sub>). Время травления 0,5 мин. Промывка в холодной проточной воде. Балл зерна (величина зерна) определяется по шкале ГОСТ 5639-82. Оценка неметаллических включений производилась согласно ГОСТ 1778-70.

Результаты исследования первого образца, восстановленного алюминием.

Величина зерна 2. В образце наблюдаются включения типа глобулярных оксидов и одиночных глобулярных оксидов (группы D и DS соответственно). Данные неметаллические включения представляют собой точечные (2-3 балла) и строчечные оксиды (1 балл) ( рисунок 1). Образец 1 был протравлен раствором HNO<sub>3</sub> 2 %. Структура образца после травления перлито-ферритная (пластинчатый перлит), (рисунок 2).

Результаты исследования второго образца, восстановленного кремнием.

Величина зерна 3-2. В образце наблюдаются включения типа глобулярных оксидов и одиночных глобулярных оксидов (группы D и DS соответственно), Данные неметаллические включения представляют собой точечные (4-5 балла) и строчечные оксиды (1 балл), рисунок 3. Результаты наблюдения второго образца после травления 2 % раствора HNO<sub>3</sub>. Образец 2 был протравлен раствором HNO<sub>3</sub>

2%. Структура данного образца перлитно-ферритная (пластинчатый перлит) ( рисунок 4).

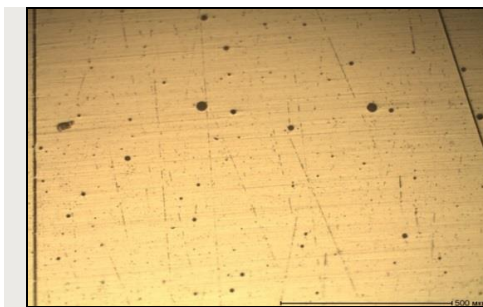


Рисунок 1 – Образец 1 без травления при увеличении x100

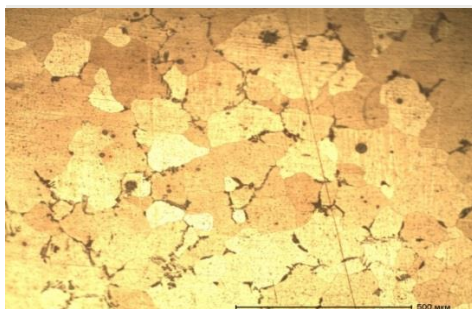


Рисунок 2 – Образец 1 после травления при увеличении x100



Рисунок 3 – Образец 2 без травления при увеличении x100

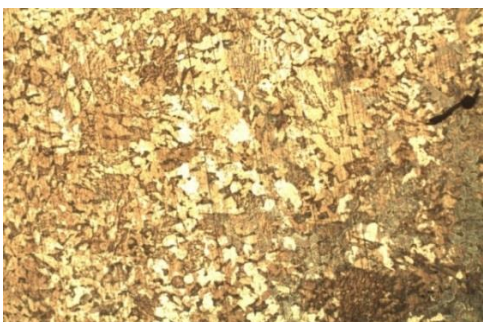


Рисунок 4 – Образец 2 после травления при увеличении x100

Результаты исследования образца, восстановленного углеродом. Величина зерна 3. В образце наблюдаются включения типа глобулярных оксидов и одиночных глобулярных оксидов (группы D и DS соответственно). Данные неметаллические включения представляют собой точечные (3-4 балла) и строчечные оксиды (1 балл), рисунок 5. Результаты наблюдений третьего образца после травления 2 % раствором  $\text{HNO}_3$ . Образец 3 был протравлен раствором  $\text{HNO}_3$  2 %. Структура данного образца перлитно-ферритная (пластинчатый перлит), рисунок 6.

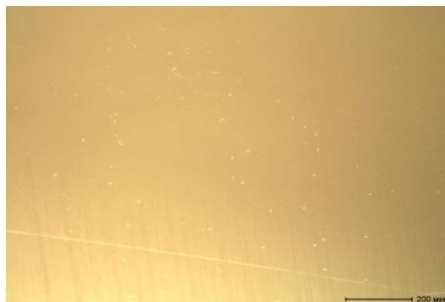


Рисунок 5 – Образец 3 без травления при увеличении x100

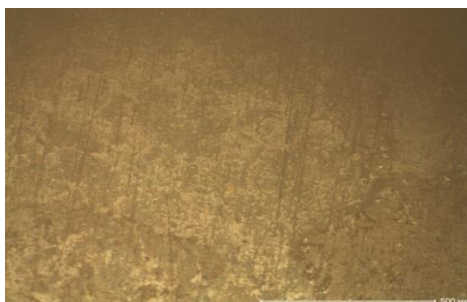


Рисунок 6 – Образец 3 после травления при увеличении x100

*Вывод:* Показана принципиальная возможность восстановления оксидов вольфрама при наплавке порошковой проволокой. При восстановлении алюминием, степень извлечения составила 79 %, кремнием 46 %, углеродом 10 %.

УДК 621.791.92 : 621.771.07

## ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ФЛЮСОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ НАПЛАВКЕ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Уманский А.А.<sup>1</sup> Козырев Н.А.<sup>1</sup>, Крюков Р.Е.<sup>1</sup>, Соколов П.Д.<sup>2</sup>, Думова Л.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет*

<sup>2</sup> *ООО «ЭлСиб»,*

*г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

*Аннотация:* Проведенными экспериментальными исследованиями показана эффективность одновременного использования шлака производства силикомарганца и флюс-добавки на основе отходов газоочистки алюминиевого производства при изготовлении сварочных флюсов для наплавки прокатных валков. В частности, отмечено снижение загрязненности неметаллическими включениями и повышение ударной вязкости до 2 раз при вводе флюс-добавки в количестве до 8 % от массы исходных шихтовых материалов.

*Ключевые слова:* наплавка, прокатные валки, сварочный флюс, техногенные отходы, неметаллические включения, ударная вязкость

## EXPERIENCE OF USE OF TECHNOGENIC MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF FLUXES USED IN THE SURFACING OF ROLLED ROLLERS

Kozyrev N.A.<sup>1</sup>, Umanskii A.A.<sup>1</sup>, Kryukov R.E.<sup>1</sup>, Sokolov P.D.<sup>2</sup>, Dumova L.V.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *«Siberian State Industrial University»*

<sup>2</sup> *«ElSiby»*

*Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru*

*Abstract:* Experimental studies have shown the efficiency of simultaneous use of slag from the pro-

duction of silicomanganese and flux additives based on aluminum waste gas purification waste in the manufacture of welding fluxes for surfacing rolling rolls. In particular, a decrease in contamination with nonmetallic inclusions and an increase in impact strength up to 2 times were noted with the introduction of a flux additive in an amount up to 8% of the weight of the initial charge materials.

**Key words:** surfacing, rolling rolls, welding flux, man-made waste, non-metallic inclusions, impact strength.

В последние годы активно внедряются технологии восстановления рабочей поверхности прокатных валков методами дуговой наплавки под флюсом. Использование наплавки позволяет значительно увеличить стойкость калибров прокатных валков, что обуславливает уменьшение удельного расхода валков на производство проката, уменьшение продолжительности простоев за счет увеличения длительности межремонтного периода, и, в конечном итоге позволяет снизить себестоимость готового проката при одновременном увеличении производительности прокатных станков. Кроме этого, повышение стойкости прокатных валков положительно сказывается на качестве готовой продукции.

Согласно имеющимся литературных и производственных данных [1-5] эффективность и качество наплавочных работ в значительной степени определяются сварочно-технологическими свойствами используемых порошковых проволок и сварочных флюсов. На основании ранее проведенных с участием авторов исследований [6, 7] разработаны новые составы порошковых проволок для наплавки прокатных валков, отличительной особенностью которых является ввод в состав исходной шихты техногенных отходов, а именно углеродфторсодержащей пыли. В рамках развития направления по совершенствованию составов наплавочных материалов с использованием техногенных отходов предложены новые сварочные флюсы [8, 9], при изготовлении которых применялся шлак производства силикомарганца следующего состава, %: 6,91-9,62  $Al_2O_3$ ; 22,85-31,70 CaO; 46,46-48,16  $SiO_2$ ; 0,27-0,81 FeO; 6,48-7,92 MgO; 8,01-8,43 MnO; 0,28-0,76 F; 0,26-0,36  $Na_2O$ ; до 0,62  $K_2O$ ; 0,15-0,17 S; 0,01 P. Следует отметить, что единичные попытки по применению шлака, образующего при производстве марганецсодержащих ферросплавов, для производства сварочных материалов также предпринимались рядом зарубежных исследователей [10].

С целью обоснования оптимального компонентного и фракционного состава флюсов проведена серия экспериментальных исследований. Варианты составов флюсов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Фракционный и компонентный составы исследуемых флюсов

Номер образца	Соотношение, %, фракций, мм
1	100 % фракции 0,45 – 2,5
2	95 % фракции 0,45 – 2,5 + 5 % фракции <0,45
3	90 % фракции 0,45 – 2,5 + 10 % фракции < 0,45
4	85 % фракции 0,45 – 2,5 + 15 % фракции < 0,45
5	80 % фракции 0,45 – 2,5 + 20 % фракции < 0,45
6	70 % фракции 0,45 – 2,5 + 30 % фракции < 0,45
7	60 % фракции 0,45 – 2,5 + 40 % фракции < 0,45
8	60 % шлак силикомарганца + 40 % жидкое стекло
9	70 % шлак силикомарганца + 30 % жидкое стекло
10	80 % шлак силикомарганца + 20 % жидкое стекло
11	85 % шлак силикомарганца + 15 % жидкое стекло

Наплавку под флюсами производили на образцах размером 500×75 мм толщиной 16 мм из стали марки 09Г2С. При этом использовали проволоку Св-08ГА, применяя сварочный трактор АСАВ-1250 при следующих режимах:  $I_{св} = 700$  А;  $U_d = 30$  В;  $V_{св} = 35$  м/ч.

Анализ результатов механических испытаний образцов, позволил установить, что максимальная ударная вязкость при температуре испытаний 20°С достигается, когда флюс содержит 15-30 % фракции менее 0,45 мм (рисунок 1).



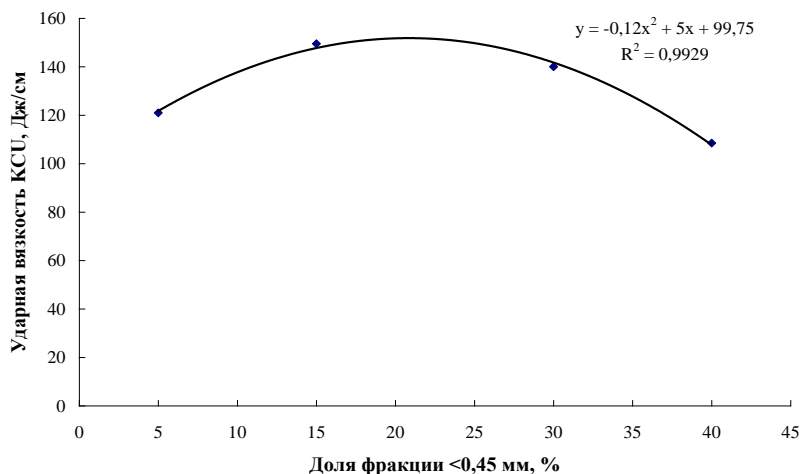


Рисунок 1 – Зависимость ударной вязкости наплавленного слоя металла от доли фракции <0,45 мм во флюсе

Проведенный с использованием оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 металлографический анализ позволил установить, что в структуре металла всех проб феррит присутствует в виде неравноосных зерен, вытянутых в направлении отвода тепла (рисунок 2).

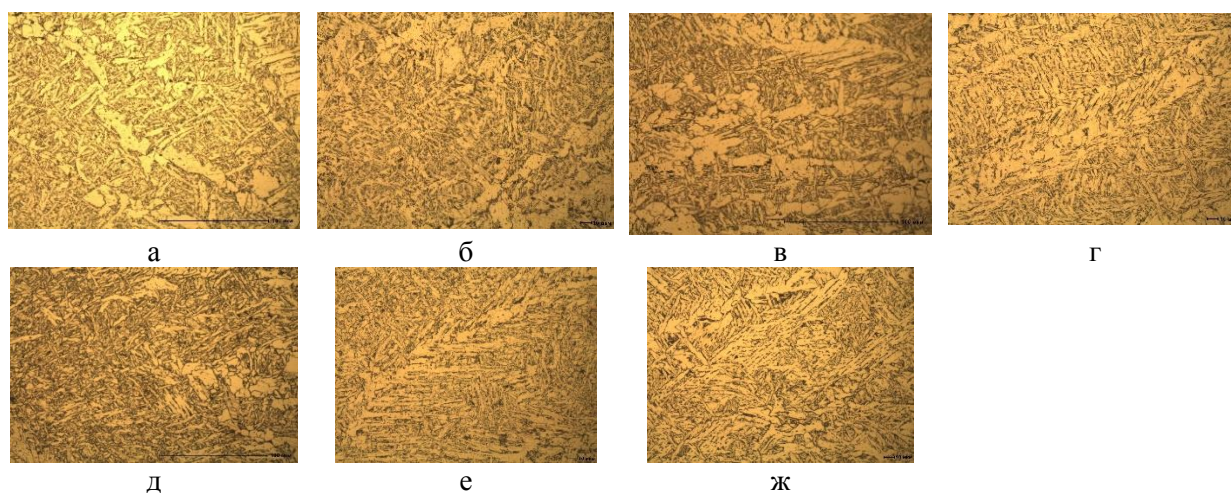


Рисунок 2 – Микроструктура наплавленного слоя образцов: а – №1; б – №2; в – №3; г – №4; д - №5; е – №6; ж – №7

При этом заметен переход от равномерной феррито-перлитной структуры к структуре перлита и феррита видманштеттовой направленности. Также следует отметить, что в образцах не наблюдалось значительного изменения величины зерна (таблица 2).

Таблица 2 – Величина зерна металла наплавленного слоя по ГОСТ 5639-82

Номер образца	Величина зерна по шкале зернистости
1	№4, №5
2	№5, №4
3	№4, №5, №6
4	№4
5	№5, №4
6	№4
7	№4
8	№5, №4
9	№4, №5
10	№4
11	№4, №5

По полученным данным оптимальное содержание жидкого стекла во флюсе с точки зрения обеспечения высоких механических свойств наплавленного слоя составляет 20-30 % (рисунки 3-5).

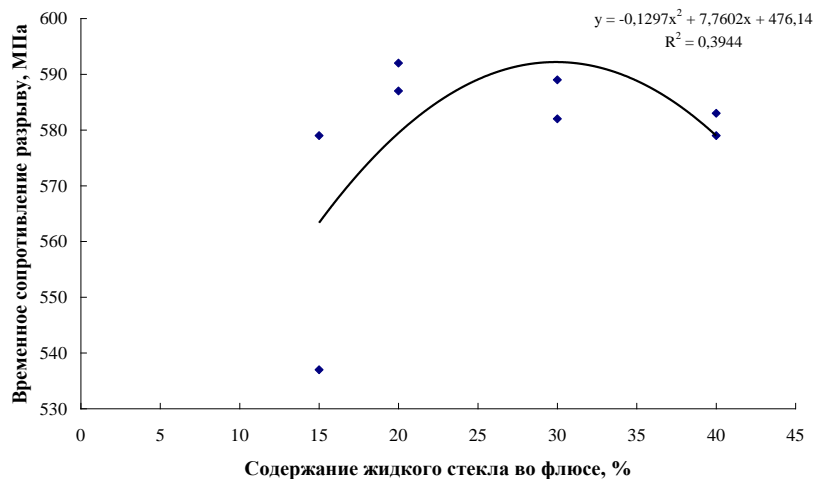


Рисунок 3 – Зависимость временного сопротивления разрыву наплавленного слоя металла от доли жидкого стекла во флюсе

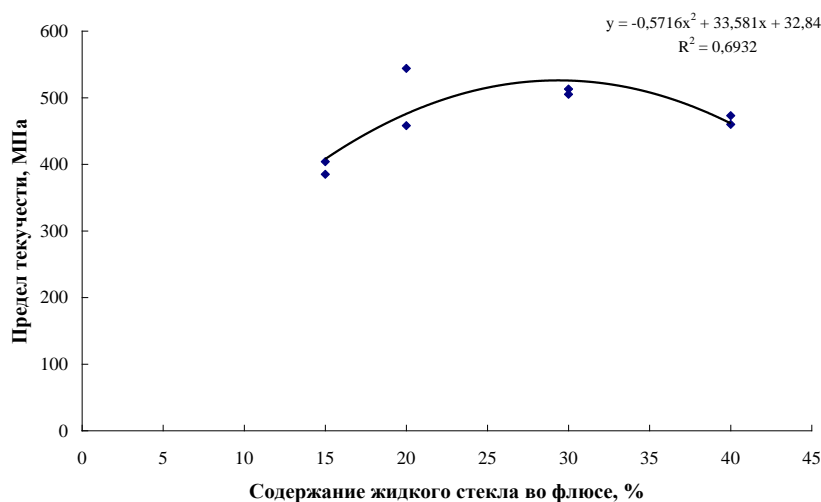


Рисунок 4 – Зависимость предела текучести наплавленного слоя металла от доли жидкого стекла во флюсе

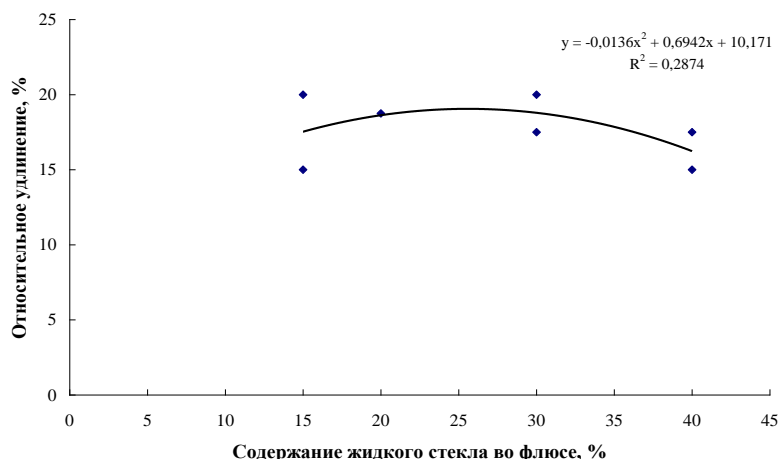


Рисунок 5 – Зависимость относительного удлинения наплавленного слоя металла от доли жидкого стекла во флюсе

Следует отметить, что значительным недостатком разработанных флюсов является повышение уровня загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями, поскольку исследуемые флюсы являются окислительными и построены на принципах кремне-марганцево-окислительно-восстановительных процессов.

С целью устранения указанного недостатка проведены исследования эффективности введения добавки марки ФД-УФС, изготовленной на основе отходов газоочистки алюминиевого производства,

в количестве 2, 4, 6 и 8 % в новый флюс.

Химический состав добавки ФД-УФС, %: 21-46  $Al_2O_3$ ; 18-27 F; 8-15  $Na_2O$ ; 0,4-6  $K_2O$ ; 0,7-2,3 CaO; 0,5-2,5  $SiO_2$ ; 2,1-3,3  $Fe_2O_3$ ; 12,5-30,2  $C_{общ}$ ; 0,07-0,9 MnO; 0,06-0,9 MgO; 0,09-0,19 S; 0,10-0,18 P. Химический состав флюсов с использованием указанной добавки приведен в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав исследуемых смесей флюсов, %

Содержание добавки ФД-УФС во флюсе, %	FeO	MnO	Ca	$SiO_2$	$Al_2O_3$	MgO	$Na_2O$	$K_2O$	S	P	ZnO	F
2	0,40	8,01	15,80	50,08	11,55	7,39	0,77	0,63	0,22	0,008	0,002	1,30
4	0,91	7,90	17,72	46,63	10,32	6,63	1,10	0,68	0,24	0,01	отс.	1,95
6	0,81	7,68	16,79	43,64	11,27	5,71	2,25	0,65	0,34	0,01	0,003	4,04
8	0,46	7,46	16,00	43,64	11,86	5,56	2,30	0,60	0,33	0,01	0,002	3,96

Результаты металлографических исследований наплавленного слоя образцов при использовании флюса с добавкой ФД-УФС (таблица 4, рисунок 6) свидетельствуют о снижении загрязненности неметаллическими включениями при увеличении доли указанной флюс-добавки в количестве до 8 %. При этом следует отметить отсутствие в структуре металла хрупких силикатов.

Таблица 4 – Неметаллические включения в наплавленном слое

Содержание добавки ФД-УФС во флюсе, %	Содержание неметаллических включений, балл	
	силикаты недеформирующиеся	оксиды точечные
2	2б, 4б, 5а	1а, 2а
4	2б, 4б	1а, 2а
6	2б, 4б, 1б	1а, 2а
8	2б	1а, 2а

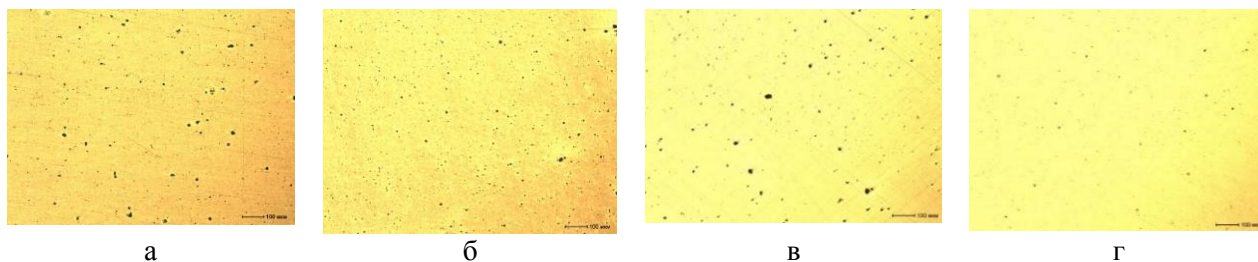


Рисунок 6 – Неметаллические включения в зоне сварного шва образцов с флюс-добавкой в количестве: 2 % (а); 4 % (б); 6 % (в); 8 % (г)

Анализ микроструктуры наплавленного слоя показал, что введение флюс-добавки марки ФД-УФС в количестве до 8% не оказывает влияния на размер и морфологию структурных составляющих (рисунок 7).

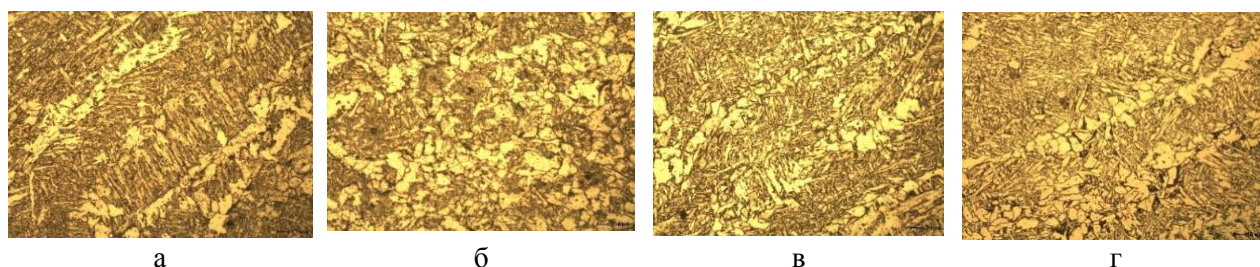


Рисунок 7 – Микроструктура сварных швов образцов с флюс-добавкой в количестве: 2 % (а); 4 % (б); 6 % (в); 8 % (г)

Исследование механических свойств образцов показало, что при увеличении количества добавки ФД-УФС с 2 % до 8 % ударная вязкость возрастала более, чем в 2 раза.

Технология наплавки валков с использованием разработанных новых флюсов прошла опытно-промышленное опробование и внедрена в производство в условиях ООО «ЭлСиб».

## Библиографический список

1. Kondratiev I.A., Ryabtsev I.A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling // The Paton Welding Journal. 2014. No. 6. pp. 95-96.
2. Golyakevich A.A., Orlov L.N., Malinov L.S., Titarenko V.I. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine // The Paton Welding Journal. 2016. No. 9. pp. 33-37.
3. Crespo A.C., Puchol R.Q., González L.P., Gómez Pérez C.R., Cas tellanos G., Díaz Cedré E. & Ortíz T. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 2. pp. 120-131.
4. Shebanits E.N., Omelyanenko N.I., Kurakin Yu.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hard-faced hot-rolling-mill rolls // Metallurgist. 2012. Vol. 56 Nos. 7-8. pp. 613-617.
5. Golyakevich A.A., Orlov L.N., Malinov L.S., Titarenko V.I. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine // The Paton Welding Journal. 2016. No. 9. pp. 33-37.
6. Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Nikitin A.G. New C-Si-Mn-Cr-V-Mo powder wires for roller surfacing // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 10. pp. 711-717.
7. Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Bashchenko L. P. Composition of C-Si-Mn-Cr-W-V powder wire and quality of surfacing // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. pp. 781-787.
8. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kozyreva O.E., Lipatova U.I., Filonov A.V. Production of Welding Fluxes Using Waste Slag Formed in Silicomanganese Smelting // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 125. pp. 1-6.
9. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Lipatova U.I., Kozyreva O.E. On the use of slag from silicomanganese production for welding flux manufacturing // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. pp. 65-73.
10. Cruz-Crespo A., Quintana-Puchol R., Perdomo González L., Gómez-Pérez C.R., García-Sánchez L.L., Ejiménez-Vielsa G., Cores-Sánchez A. Carbothermic reduction of pirolusite to obtain carbon-bearing ferromanganese and slag suited to the development of welding materials // Welding International. 2005. Vol. 19. No. 7. pp. 544-551.

УДК 625.143.48

## ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

**Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О., Усольцев А.А.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

*Аннотация:* Предложена методика технологии сварки рельсов без использования после сварочной термообработки. Проведен расчет и построена номограмма для определения необходимого времени нагрева сварного стыка железнодорожных рельсов различного сечения в зависимости от силы сварочного тока. Предложено после сварки рельсов во время охлаждения проводить квазиизотермическую выдержку путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык с поддержанием данной температуры до конца превращения. Использование квазиизотермической выдержки позволяет получить мелкодисперсную структуру сварного шва железнодорожных рельсов без дополнительной термообработки.

*Ключевые слова:* сварное соединение, пульсирующее оплавление, непрерывное оплавление, изотермическая выдержка, структура.

## SELECTING THE OPTIMAL MODES WELDING OF RAILWAY RAILS

**Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Krykov R.E., Patrushev A.O., Usoltsev A.A.**

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

*Abstract:* A technique for welding rails without using after welding heat treatment is proposed. The calculation and construction of a nomogram for determining the necessary heating time for a welded joint of

railway rails of different cross-sections, depending on the welding current strength, is carried out. It is proposed that after welding the rails during quenching, quasi-isothermal holding is carried out by passing pulses of alternating electric current through the welded joint with maintaining this temperature until the end of the transformation. The use of quasi-isothermal aging allows obtaining a fine-dispersed structure of the welded seam of rail rails without additional heat treatment.

**Key words:** welded joint, pulsating reflow, continuous reflow, isothermal aging, structure.

В статье рассматриваются современные проблемы контактной стыковой сварки железнодорожных рельсов. Показано, что при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов без дополнительной термообработки сварного шва не достигаются требуемые показатели качества. Предлагается после сварки рельсов во время охлаждения проводить квазиизотермическую выдержку в интервале температур образования мелкодисперсной структуры путем пропускания импульсов тока через сварной стык. Изложена методика расчета квазиизотермической выдержки в зависимости от силы сварочного тока и различного сечения железнодорожных рельсов.

Анализ существующих способов сварки железнодорожных рельсов показывает, что во всех случаях в сварных стыках имеется зона термического влияния (ЗТВ). При выборе конкретного способа получения сварного стыка железнодорожных рельсов необходимо стремиться к снижению ЗТВ. В настоящее время наибольшее распространение при контактной сварке рельсов получил метод пульсирующего оплавления. В зависимости от химического состава стали, выбирается технологический процесс сварки с использованием существующих методов оплавления: непрерывного или пульсирующего, определяющих линейную величину и температурные поля в ЗТВ сварного стыка [1, 2]. Выбор теплового режима основан на исключении образования структур закалки (мартенсита и бейнита), вызывающих дополнительные напряжения и трещины, которые приводят к разрушению рельсов [3]. В связи с этим [4, 5, 6] особое значение приобретает разработка таких режимов сварки для железнодорожных рельсов высокоскоростных магистралей, обеспечивающих получение высококачественных сварных стыков [7].

В данной статье приведен способ сварки железнодорожных рельсов, позволяющий использовать специальные методы оплавления. После осадки и охлаждения сварного стыка в момент достижения необходимой температуры, предлагается производить квазиизотермическую выдержку путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык. Во избежание получения структур закалки выбирается температура выдержки исходя из получения более мелкодисперсной структуры металла шва. Время выдержки определяется инкубационным периодом образования необходимой структуры и регулируется количеством импульсов тока.

В процессе охлаждения стали в аустенитном состоянии (из области высоких температур) превращение аустенита происходит только после его переохлаждения ниже эвтектоидной температуры  $A_{r1} = 727^{\circ}C$ , что объясняется изменением свободной энергии фаз и структур сплавов при нагреве и охлаждении. При низких температурах меньшим запасом свободной энергии обладает перлит по сравнению с аустенитом, поэтому при переохлаждении стали аустенит превращается в пластинчатый перлит (ферритно-цементитную смесь). Чем больше степень переохлаждения аустенита, тем мельче образуемая из него ферритно-цементитная смесь. Полученные перлитные структуры зависят от температуры. При малой степени переохлаждения аустенита в интервале температур  $727 - 650^{\circ}C$  получается перлит. При большей степени переохлаждения в интервале температур  $650-600^{\circ}C$  после превращения аустенита образуется сорбит (более мелкая, чем перлит, пластинчатая ферритно-цементитная смесь). При еще больших степенях переохлаждения в интервале температур  $600-500^{\circ}C$  получают троостит (более тонкопластинчатая ферритно-цементитная смесь по сравнению с сорбитом) [8].

Для того, чтобы судить о степени переохлаждения аустенита использовали методику расчета охлаждения сварного стыка [9]. Приняли, что при осадке ( $t = t_w$ ) нагретый металл каждого стержня на длине  $d$  удаляется. При этом за начальное распределение температуры на этапе охлаждения ( $t > t_w$ ) примем известное решение  $T(x, t_w)$  в конце нагрева. При помещении начала оси  $X$  в центр шва получили:

$$T_{(x,t)} = \frac{1}{2} \cdot (T_b - T_0) \cdot \exp\left(-\frac{v \cdot d}{a} - \frac{x^2}{4 \cdot a \cdot (t - t_w)}\right) \cdot \left[ \exp\left(\frac{[2 \cdot v \cdot (t - t_w) - x]^2}{4 \cdot a \cdot (t - t_w)}\right) \times \right. \\ \left. \times \Phi^*\left(\frac{2 \cdot v \cdot (t - t_w) - x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot (t - t_w)}}\right) + \exp\left(\frac{[2 \cdot v \cdot (t - t_w) + x]^2}{4 \cdot a \cdot (t - t_w)}\right) \cdot \Phi^*\left(\frac{2 \cdot v \cdot (t - t_w) + x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot (t - t_w)}}\right) \right], \quad (1)$$

$$\Phi^*(u) = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u \exp(x^{-2}) dx, \quad (2)$$

где:  $T(x, t)$  – функция зависимости температуры от времени и расстояния от центра шва, С;

$x$  – расстояние от источника теплоты, мм;  $v$  – скорость оплавления, мм/с;  
 $d$  – величина осадки, мм;  
 $t$  – общее время сварки и охлаждения, с;  
 $t_w$  – время сварки, с;  
 $\lambda$  – теплопроводность, Дж/(см·с·С);  
 $T_b$  – температура жидкого металла в искровом промежутке, С;  
 $T_0$  – температура окружающей среды, С;  
 $a$  – коэффициент температуропроводности, см<sup>2</sup>/с;  
 $\Phi^*(u)$  – функция ошибки.

Расчет времени подогрева провели по материалам [10]. Количество теплоты необходимое для нагрева заготовки от  $T_1$  до температуры  $T_2$  рассчитывали по формуле:

$$Q = mc(T_2 - T_1), \quad (3)$$

где:  $Q$  – количество теплоты, Дж;  
 $m$  – масса нагреваемого объема металла, кг;  
 $c$  – удельная теплоемкость металла, Дж/(кг·С);  
 $T_1$  – начальная температура металла, С;  
 $T_2$  – конечная температура металла, °С.

При этом нагрев заготовок описывается законом Джоуля–Ленца:

$$Q = I^2 R \Delta t, \quad (4)$$

где:  $I$  – ток, проходящий через заготовку, А;  $R$  – сопротивление металла заготовки, Ом;  $\Delta t$  – время прохождения тока, с.

Используя формулы (3) и (4) определили необходимое время для нагрева заготовки от температуры  $T_1$  до  $T_2$  при заданном токе  $I$ :

$$I^2 R \Delta t = mc(T_2 - T_1), \quad (5)$$

$$\Delta t = \frac{mc(T_2 - T_1)}{I^2 R}, \quad (6)$$

Массу нагреваемого объема металла вычислили по формуле:

$$m = Sl\rho, \quad (7)$$

где:  $S$  – площадь поперечного сечения образца (рельса), мм<sup>2</sup>;  
 $l$  – расстояние между электродами сварочной машины, мм;  
 $\rho$  – плотность стали, кг/мм<sup>3</sup>.

Сопротивление нагреваемого участка вычислили по формуле:

$$R = \rho_3 \frac{l}{S}, \quad (8)$$

где:  $\rho_3$  – удельное электрическое сопротивление стали, Ом·мм<sup>2</sup>/мм.

Квазиизотермическая выдержка может производиться путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык от сварочной машины на которой производилась сварка изделия.

Исходя из заданных параметров:  $T_1 = 600$  °С;  $T_2 = 650$  °С;  $c = 565$  Дж/(кг·°С);  $l = 200$  мм;  $\rho = 7,85 \cdot 10^{-6}$  кг/мм<sup>3</sup>;  $\rho_3 = 0,25$  Ом·мм<sup>2</sup>/м для определения необходимого времени нагрева сварного стыка различного сечения при температуре 600 – 650 °С проведен расчет времени подогрева при различной силе тока с использованием приведенных выше формул и построена номограмма (рисунок 1).

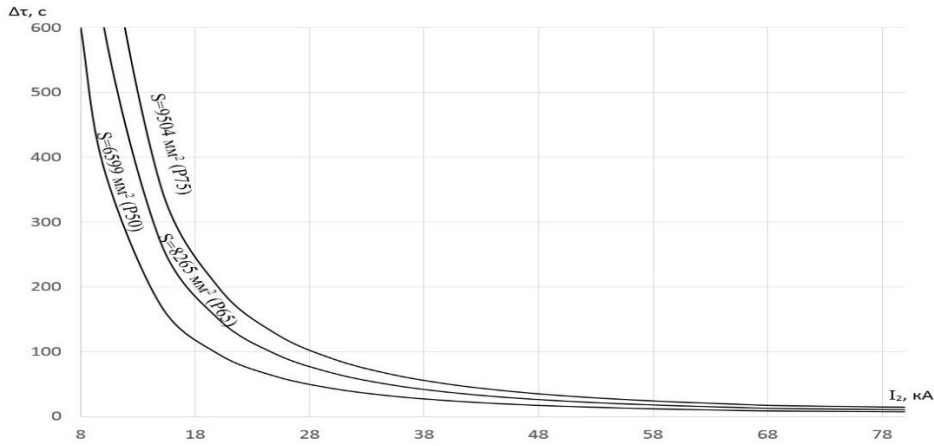


Рисунок 1 – Зависимость времени нагрева  $\Delta\tau$  ( $T_1 - T_2$ ) от силы тока на вторичной обмотке трансформатора при различной площади поперечного сечения  $S$  нагреваемых образцов

Для расчета охлаждения после подогрева при условии, что температура в некоторой степени равномерно распределилась по образцу, использовали закон теплопередачи Ньютона:

$$\frac{dQ}{d\tau} = \alpha A(T_0 - T), \quad (9)$$

где:  $\alpha$  – коэффициент теплопередачи, Вт/(мм<sup>2</sup>·С);

$A$  – площадь поверхности тела, через которую передается тепло, мм<sup>2</sup>;

$T$  – температура тела, С;

$T_0$  – температура окружающей среды, С.

Поскольку  $Q = CT$ , где  $C$  – теплоемкость тела, то дифференциальное уравнение можно записать как:

$$\frac{dT}{d\tau} = \frac{\alpha A}{c} (T_0 - T), \quad (10)$$

Решение данного уравнения имеет вид:

$$T(\tau) = T_0 + (T_2 - T_0)e^{-\left(\frac{\alpha A}{c} \tau\right)}, \quad (11)$$

где:  $T_2$  – температура тела после подогрева, С.

При расчете для условия квазиизотермической выдержки 3 импульсами длительностью каждого 0,5 секунд при  $\alpha = 100$  Вт/(м<sup>2</sup>·С);  $c = 266,76$  Дж/°С;  $A = 300$  мм<sup>2</sup>;  $T_2 = 650$  °С;  $T_0 = 20$  °С;  $l = 200$  мм;  $I = 11700$  А провели построение графиков выдержки (рисунок 2).

Проведен расчет и построена номограмма для определения необходимого времени нагрева сварного стыка железнодорожных рельсов различного сечения в зависимости от силы сварочного тока [11]. Полученные результаты расчетов легли в основу разработки новой технологии сварки рельсов без использования после сварочной термообработки.

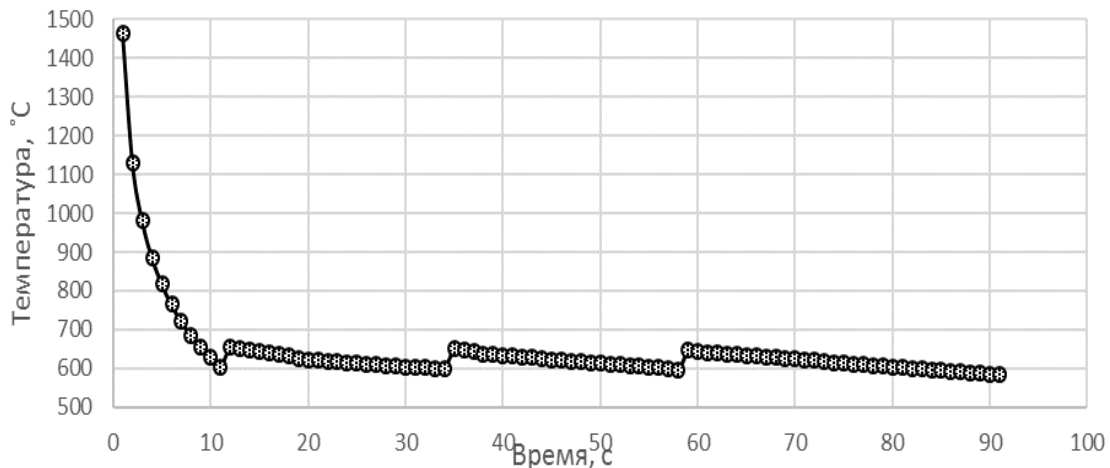


Рисунок 2 – Расчетный график квазиизотермической выдержки

Предложено после сварки рельсов во время охлаждения проводить квазиизотермическую выдержку в интервале температур образования мелкодисперсной структуры путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык с поддержанием данной температуры до конца превращения.

Показано, что использование квазиизотермической выдержки при температуре 600 – 650 °С, позволяет получить мелкодисперсную структуру сварного шва железнодорожных рельсов без дополнительной термообработки.

#### Библиографический список

1. Mitsuru F. Rail flash-butt welding technology/ F. Mitsuru, N. Hiroaki, N. Kiyoshi// JFE Technical Report. – 2015. – № 20. – P. 159 – 163.
2. Saita K. Trends in rail welding technologies and our future approach/ K. Saita, K. Karimine, M. Ueda, K. Iwano, T. Yamamoto, K. Hiroguchi // Nippon steel & sumitomo metal technical report. – 2013. – № 105. – P. 84 – 92.
3. Козырев Н.А. Железнодорожные рельсы из электростали [Текст]/ Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: ЕвразХолдинг, Новокузнецкий металлургический комбинат, 2006. – 388 с.
4. Шур Е.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов/ Е.А. Шур, В.А. Резанов// Вестник ВНИИЖТ. – 2012. – № 3. – С. 20 – 22.
5. Гаврилов В.В. Пути решения вопроса повышения эксплуатационной надежности рельсов для метрополитенов производства ЕВРАЗ ЗСМК/ В.В. Гаврилов // Метро и тоннели. – 2012. – № 1. – С. 42 – 43.
6. Шевченко Р.Е. Совершенствование технологии сварки рельсовой стали с повышенным содержанием хрома [текст]/ Р.Е. Шевченко// Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых Вып. 20 – Ч III. Естественные и технические науки/ Под общей редакцией М.В. Темлянцева; СибГИУ. – Новокузнецк, 2016. – С. 196-198.
7. Козырев Н. А. Современные методы получения бесстыковых рельсов / Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, Р. А. Шевченко, П. Е. Шишкин // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник трудов Международной научно-практической конференции 18-21 апреля 2017 года / под ред. А. Н. Смирнова. – Кемерово: КузГТУ, 2017. с 123 - 127.
8. Скугорова Л.П. Материалы для сооружения газонефтепроводов и хранилищ: уч. пособие/ Л. П. Скугорова. – М.: Недра, 1989. – 344 с.
9. Кархин В.А. Анализ термических циклов при контактной стыковой сварке стали оплавлением/ В. А. Кархин, П. Н. Хомич, Федотов Б.В., Раямяки П. // Сварочное производство. 2008. – № 1. – С. 12 – 17.
10. Данилов И.А. Общая электротехника с основами электроники: уч. пособие/ И.А. Данилов, П.М. Иванов. –М.: Высшая школа, 1998. – 752 с.
11. Шевченко Р. А. Расчет оптимальных режимов электроконтактной сварки железнодорожных рельсов / Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Шишкин П.Е., Крюков Р.Е., Усольцев А.А. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 37. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. с 175 – 180.

УДК 621.762.04

## ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА НА ОСНОВЕ ПЫЛИ ГАЗООЧИСТКИ СИЛИКОМАРГАНЦА

**Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Федотов Е.Е., Непомнящих А.С.**

*Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru*

**Аннотация:** изучена возможность изготовления порошковой проволоки с использованием пыли газоочистки производства силикомарганца и пыли газоочистки алюминиевого производства при различном соотношении компонентов. показана принципиальная возможность изготовления порошковой проволоки для наплавки, изучены качественные показатели и рассчитаны коэффициенты усвоения марганца при различных соотношениях.

**Ключевые слова:** наплавка, углеродфторсодержащая добавка, порошковая проволока, образцы, неметаллические включения, микроструктура.



# POWDER WIRE ON THE BASIS OF DUST OF GAS PURIFICATION OF SILIKOMARGANTS

Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Fedotov E.E., Nepomnyashchy A.S.

Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru

**Summary:** The possibility of manufacture of a powder wire with use of dust of gas purification of production of silikomarganets and dust of gas purification of aluminum production at various ratio of components is studied. The keyest possibility of manufacture of a powder wire for a naplavka is shown, quality indicators are studied and coefficients of digestion of manganese at various ratios are calculated.

**Keywords:** welding, uglerodftorsoderzhashhaja supplement, fcaw, samples, non-metallic inclusions, microstructure.

Утилизация отходов металлургического производства в качестве компонентов для изготовления сварочных материалов широко используется в РФ и за рубежом. В данной работе рассмотрена возможность использования пыли газоочистки алюминиевого производства и пыли газоочистки силикомарганца в качестве компонентов порошковых проволок. В опытах использовали пыль газоочистки алюминиевого производства мас. %:  $Al_2O_3 = 21-46,23$ ;  $F = 18-27$ ;  $Na_2O = 8-15$ ;  $K_2O = 0,4-6$ ;  $CaO = 0,7-2,3$ ;  $Si_2O = 0,5-2,48$ ;  $Fe_2O_3 = 2,1-3,27$ ;  $C_{общ} = 12,5-30,2$ ;  $MnO = 0,07-0,9$ ;  $MgO = 0,06-0,9$ ;  $S = 0,09-0,19$ ;  $P = 0,1-0,18$  и пыль газоочистки силикомарганца, мас. %:  $Al_2O_3 = 2,43$ ;  $Na_2O = 1,32$ ;  $K_2O = 5,56$ ;  $CaO = 6,4$ ;  $SiO_2 = 29,19$ ;  $BaO = 0,137$ ;  $MgO = 7,54$ ;  $S = 0,23$ ;  $P = 0,04$ ;  $Fe = 1,067$ ;  $Mn = 27,69$ ;  $Zn = 2,687$ ;  $Pb = 3,833$ .

Наплавку проводим под флюсом, изготовленным из шлака силикомарганца производства Западно-Сибирского металлургического завода с химическим составом:  $Al_2O_3 = 6,91-9,62\%$ ,  $CaO = 22,85-31,70\%$ ,  $SiO_2 = 46,46-48,16\%$ ,  $FeO = 0,27-0,81\%$ ,  $MgO = 6,48-7,92\%$ ,  $MnO = 8,01-8,43\%$ ,  $F = 0,28-0,76\%$ ,  $0,26-0,36\%$   $K_2O = 0,62\%$ ,  $S = 0,15-0,17\%$ ,  $P = 0,01\%$ .

Для проведения экспериментальных исследований в лабораторных условиях изготовлены образцы порошковой проволоки, составы приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Состав шихты для порошковых проволок

Образец	Пыль газоочистки силикомарганца, г	Пыль газоочистки алюминиевого производства, г
Н1	100	22,5
Н2	100	45
Н3	100	11,25
Н4	100	33,75
Н5	100	67,5
Н6	100	90

Изготовление проволоки проводили на лабораторной установке по изготовлению порошковых проволок после смешения пыли газоочистки в заявляемых пределах. Наплавку проводили под флюсом с использованием сварочного трактора ASAW – 1250. Эксперименты проводили на стальных пластинах толщиной 14-16 мм размером 100x500 мм. Получены следующие оптимальные режимы наплавки (таблица 2).

Таблица 2 - Оптимальные режимы наплавки для проволок

Маркировка	Сила тока, А	Напряжение, V	Скорость наплавки, см/мин
Н1	500	30	20
Н2	520	28	20
Н3	520	28	20
Н4	640	22	10
Н5	530	28	18
Н6	530	28	18

Выполнено металлографическое исследование. Проведены исследования химического состава шлаковых корок, химический состав наплавленного слоя металла (таблицы 3 и 4).

Таблица 3 – Химический состав шлаковых корок

Маркировка	Массовая доля элементов, %															
	FeO	MnO	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	S	P	ZnO	Cr <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	F	BaO	SrO	TiO <sub>2</sub>
H1	2,25	8,16	30,05	44,45	7,70	5,47	0,39	0,13	0,14	0,012	0,038	0,059	0,62	0,26	0,08	0,06
H2	2,75	7,52	31,62	43,12	7,56	5,33	0,30	0,09	0,15	0,011	0,012	0,053	0,47	0,12	0,05	0,08
H3	1,80	8,37	29,95	43,65	7,27	5,30	0,39	0,16	0,17	0,010	0,040	0,048	0,63	0,11	0,06	0,07
H4	1,77	8,13	30,17	43,84	7,51	5,17	0,37	0,07	0,17	0,011	0,014	0,050	0,62	0,11	0,07	0,08
H5	2,11	7,93	30,57	42,95	8,41	5,58	0,46	0,08	0,18	0,011	0,016	0,043	0,77	0,11	0,06	0,07
H6	2,11	7,75	30,30	42,47	8,47	5,42	0,46	0,05	0,17	0,011	0,011	0,036	0,83	0,11	0,06	0,07

Таблица 4 – Химический состав наплавленного слоя металла

Маркировка	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Al	Nb	S	P	
H1	0,07	0,23	0,77	0,04	0,12	0,11	0,003	0,017	отс.	0,004	0,036	0,015	
H2	0,11	0,51	1,27	0,03	0,08	0,10	0,005	0,012	0,010	0,003	0,056	0,018	
H3	0,05	0,35	1,13	0,02	0,08	0,12	0,007	0,011	0,027	0,003	0,040	0,019	
H4	0,09	0,30	0,83	0,03	0,10	0,09	0,003	0,015	отс.	0,004	0,044	0,014	
H5	0,15	0,39	0,82	0,04	0,10	0,09	0,003	0,015	0,017	0,003	0,046	0,014	
H6	0,17	0,38	0,94	0,04	0,10	0,09	0,004	0,016	0,014	0,004	0,046	0,015	

Микроструктура изучалась с помощью оптического микроскопа OLYMPUSGX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений  $\times 100$  после травления поверхности образцов в 2 %-ном растворе азотной кислоты, величину зерна определяли по ГОСТ 5639-82:

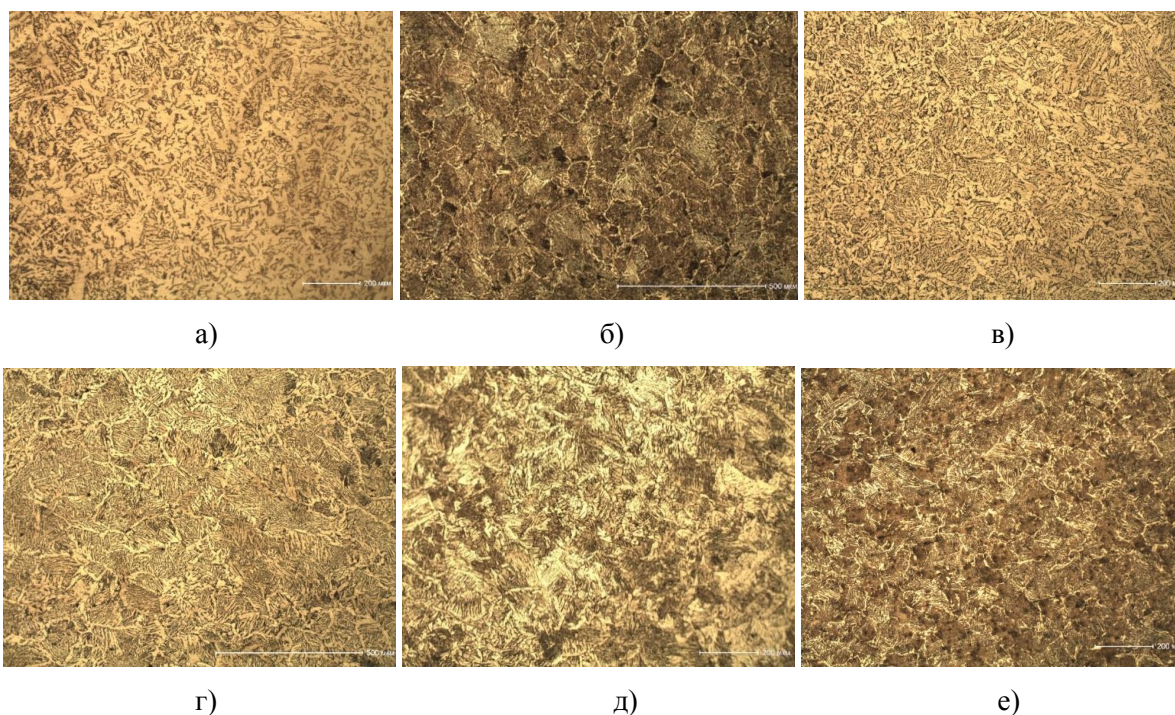


Рисунок 1 – Микроструктура после травления:  
а) H1; б) H2; в) H3; г) H4; д) H5; е) H6.

Металлографическое исследование проводилось на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении  $\times 100$ :

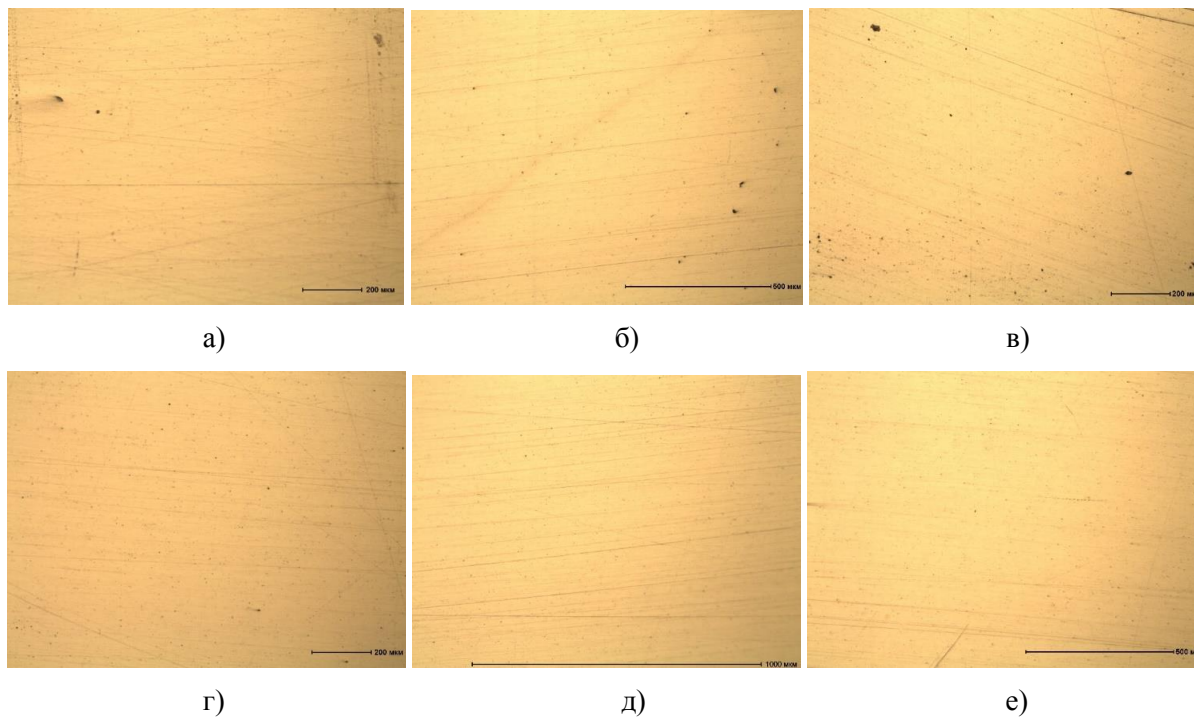


Рисунок 2 – Неметаллические включения в зоне наплавки образца марки:  
а) Н1; б) Н2; в) Н3; г) Н4; д) Н5; е) Н6.

*Выводы:* Показана принципиальная возможность изготовления порошковой проволоки для наплавки, определены оптимальные режимы наплавки для каждой из порошковых проволок, изучены качественные показатели и рассчитаны коэффициенты усвоения марганца при различных соотношениях.

# СЕКЦИЯ 4: ТЕПЛО- И МАССОПЕРЕНОС В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ И АГРЕГАТАХ. РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ, ЭКОЛОГИЯ И УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ

УДК 669.1.01:536.4

## РОЛЬ ТЕПЛОФИЗИКИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В РЕШЕНИИ ПРОБЛЕМ ЭНЕРГО- И РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЯ В МЕТАЛЛУРГИИ

Дружинин Г.М.<sup>1</sup>, Зайнуллин Л.А.<sup>1</sup>, Казяев М.Д.<sup>2</sup>, Лисиенко В.Г.<sup>2</sup>,  
Спирин Н.А.<sup>2</sup>, Швыдкий В.С.<sup>2</sup>, Ярошенко Ю.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической  
теплотехники ВНИИМТ»,*

*Екатеринбург, Россия, aip@vniimt.ru*

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург, Россия, n.a.spirin@urfu.ru*

**Аннотация:** В докладе представлены достижения Уральской школы ученых и инженеров металлургов-теплотехников в совершенствовании широкого спектра металлургических технологий, достигнутых на научной базе творческого союза двух наук – теплофизики и информатики. В последние годы математическое моделирование в сочетании с физическим позволило существенно сократить время и область поиска оптимальных решений и тем самым обеспечить более надежное проектирование и наладку тепловых режимов создаваемых технологий и оборудования. Модернизация агрегационных машин осуществлялась путем внедрения систем автоматического управления тепловыми и газодинамическими процессами и за счет оснащения машин зажигательными горнами нового типа. Эти мероприятия, наряду с интенсификацией тепло-массообменных процессов обеспечили улучшение технико-экономических и экологических показателей работы агрегационных фабрик в России и за рубежом. В последние годы разработано программное обеспечение для решения комплекса задач в области доменного производства, внедряемое в промышленную эксплуатацию на крупнейшем металлургическом предприятии России – ОАО «ММК». Проблема по переработке металлургических жидких шлаков решена созданием на заводах черной металлургии России, Украины, Индии и Китая установок, которые способны обеспечить высокую производительность по скорости слива шлака от 3 до 15 т/мин. и по годовым объемам получения гранулированного шлака – от 0,66 до 2,0 млн. т. Успешно работает и установка на предприятии «Норильский никель». Совершенствование тепловых режимов и оборудования нагревательных печей и установок различного назначения опирается на математическое моделирование теплофизических процессов, основу которого составляет созданный динамический зонально-узловой метод моделирования радиационного и сложного теплообмена. За последние годы разработаны новые конструкции печей, модернизированы сотни нагревательных печей. Организация тепловых режимов их работы привела к существенному снижению удельных расходов топлива, повышению качества нагрева металла, а при термообработке – качества готовой продукции.

**Ключевые слова:** математическое моделирование, доменное производство, агрегат, окатыши, жидкий шлак, нагревательные печи и установки, оснащение оборудованием

# THE ROLE OF THERMOPHYSICS OF METALLURGICAL PROCESSES IN SOLVING PROBLEMS OF ENERGY AND RESOURCE SAVING IN METALLURGY

Druzhinin G.M.<sup>1</sup>, Zainullin L.A.<sup>1</sup>, Kazyaev M.D.<sup>2</sup>, Lisienko V.G.<sup>2</sup>,  
Spirin N.A.<sup>2</sup>, Shvydky V.S.<sup>2</sup>, Yaroshenko Yu.G.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>JSC "Scientific-research Institute of metallurgical heat vniimt",  
Yekaterinburg, Russia, [aup@vniimt.ru](mailto:aup@vniimt.ru),  
Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin  
Yekaterinburg, Russia, [n.a.spirin@urfu.ru](mailto:n.a.spirin@urfu.ru)

**Abstract:** The article presents the achievements of the Ural scientific school of scientists and engineers metallurgists-heating engineers in improving a wide spectrum of metallurgical technology achieved on a scientific basis of the creative Union of two Sciences - physics and computer science. In recent years, mathematical modelling in combination with physical significantly reduce the time and scope of the search for optimal solutions and thereby provide more reliable design and commissioning of thermal regimes of established technologies and equipment. Modernization of sintering machines was carried out by introduction of automatic control systems of thermal and gas-dynamic processes and by equipping the cars the fiery furnaces the new type. These activities, along with the intensification of heat-mass transfer processes has improved the feasibility and environmental performance of the sinter plants in Russia and abroad. In recent years, software has been developed for the solution of complex problems in the domain of production, introduced into commercial operation at the largest metallurgical enterprise in Russia - JSC MMK. The problem of processing of metallurgical liquid slag is solved by the creation of factories of ferrous metallurgy of Russia, Ukraine, India and China plants, which are capable of providing high speed performance drain slag from 3 to 15 t/min and an annual production volume of granulated slag from 0.66 to 2.0 million tonnes. Successfully works and installation of the company "Norilsk Nickel". Improvement of thermal modes and equipment for heating furnaces and installations for various purposes is based on mathematical modeling of thermophysical processes based on the created dynamic zonal-nodal method for the simulation of radiation and complex heat transfer. In recent years, new designs of furnaces, upgraded hundreds of furnaces. The organization of thermal modes of their operation has led to a significant reduction in specific fuel consumption, improving the quality of metal heating and during heat treatment the quality of the finished product.

**Keywords:** mathematical modeling, agglomerate, pellets, blast furnaces, air heaters, the liquid slag waste, heating furnace and install, equipping.

К настоящему времени сформировалась Уральская научная школа металлургов-теплотехников (теплофизиков), которая является одной из старейших в России. В формировании и развитии научной школы активное участие принимают сотрудники ОАО «НИИ металлургической теплотехники» (ОАО «ВНИИМТ»). Творческое ядро этой школы составляют выпускники кафедры «Металлургические печи» УГТУ-УПИ и в последние годы (с 1998 г.) - кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» УрФУ. Благодаря их научному творчеству достигнуты значительные результаты в начале XXI века в области развития теории и математического моделирования теплофизических процессов, обеспечившие возможность совершенствования металлургических технологий.

*1. В области развития теории и математического моделирования теплофизических процессов*

Несмотря на информатизацию, развитие вычислительной математики и алгоритмов идентификации, банки сертифицированных (верифицированных) математических моделей остаются слабо заполненными. Это связано с большими интеллектуальными и временными затратами на создание адекватных математических моделей сложных процессов и систем. Развитие математического моделирования теплофизических процессов в металлургии обусловлено:

- широким использованием общей теории систем и системного анализа. Необходимость решения задач в различных сферах человеческой деятельности потребовала разработки приёмов, способов, подходов, которые, в конечном счёте, обеспечили создание единой технологии исследований применительно к объектам любой природы. Общая теория систем возникла как обобщение именно тех принципов и закономерностей, которые в значительной степени применимы к техническим объектам различного назначения. Металлургическая теплотехника, или, как её сейчас называют, теплофизика и является составным элементом общей теории систем [1-3];

- совершенствованием физических и математических моделей путём более полного учёта особенностей дутьевого, газодинамического, шлакового режимов, механики движения материалов, а

также реально доступной информации о работе тепловых агрегатов металлургии, что значительно расширило возможности этих моделей [3-6];

- развитием и широким использованием численных методов решения задач тепломассопереноса. Аналитические решения уравнений, описывающих сложные явления тепломассопереноса в металлургических процессах практически невозможны. Как правило, использование только численных методов и позволяет решать эти задачи. Состояние и развитие численных методов решения задач и их применение к анализу явлений тепломассопереноса представлены библиографией в учебном пособии [1];

- использованием современных технологий и программных средств разработки программного обеспечения для управления теплофизическими процессами в металлургии [2-6]. Так, для формализации математических моделей и проектирования алгоритмического обеспечения широко применяют функциональное моделирование, в основу которого положены идеи и нотации методики структурного анализа и проектирования IDEF0, а также принципы структурного системного анализа и формализации процедурно-ориентированного подхода в виде диаграмм потоков данных (Data Flow Diagram, DFD). Использование этих методов обеспечивает возможность эффективного обмена информацией по описанию и анализу модельных систем между специалистами в области теплофизики, металлургических технологий и разработчиками информационных систем.

### *2. В области подготовки железорудного сырья:*

За последние годы ОАО «ВНИИМТ» разработана и реализована в промышленности тепло-техническая схема агломерационной машины с установкой рециркуляции агломерационного газа и системой автоматического управления ею, устройством для подачи теплоносителя в слой спекаемой шихты [7] и автоматикой безопасности, способной обеспечить в рабочей зоне концентрацию СО не выше ПДК для этого газа. После реализации проекта на 4-х машинах агломерационной фабрики №2 ОАО «Челябинский металлургический комбинат» существенно были снижены такие показатели работы агломерационной машины, как удельный расход топлива - на 3,6 – 3,8 кг/т агл., содержание мелочи в выходе годного на 2,0 - 2,5 % (абс.) и выбросы пыли и СО в окружающую среду – на 26-28 %.

Не менее эффективными оказались результаты физического и математического моделирования при создании в этом НИИ способа зажигания агломерационной шихты [8] и конструкций зажигательных горнов, оснащенных системами автоматического управления тепловыми и газодинамическими режимами [9,10]. Новые конструкции зажигательных горнов обеспечивают:

- минимальный расход тепловой энергии на зажигание топлива шихты и повышение качества агломерата;

- увеличение срока эксплуатации бортов и роликов спекательных тележек при их обдуве вентиляторным воздухом и отсутствии водяных холодильников горна;

- уменьшенный объем топочного пространства, низкие потери тепла в окружающую среду за счет конструктивных особенностей свода горна.

Итоги этих исследований внедрены на 13 агломерационных машинах металлургических предприятий - «ЧМК», «Высокогорский ГОК», «Уральская сталь» (Россия), ОАО "Запорожсталь" (Украина), а также совместно с ПАО «Уралмашзавод» на ОАО «ММК» (Россия), на заводе Визакхапатнам, Бокаро (Индия) и Аксуском ферросплавном заводе (Казахстан). В результате эксплуатации этих горнов экономия условного топлива достигла 7 кг/т агломерата. С целью снижения расхода газообразного и твердого топлива, улучшения качества агломерата и повышения производительности агломашин были разработаны схемы утилизации тепла охлаждения агломерата и рециркуляции агломерационного газа, Их реализация на агломерационных фабриках ОАО "Северсталь", ОАО "Мечел" (Россия) и АООТ "ИСПАТ-Кармет" (Казахстан) подтвердили высокую эффективность этих схем.

Глубокие научные исследования по обжигу окатышей организованы и в ОАО НИИМТ-«ВНИИМТ». Сотрудниками этого НИИ научно обоснован, разработан и внедрен комплекс новых технических решений на ОКМ АО "ССГПО", позволивший увеличить производительность ОКМ на 24,6 %, уменьшить расход природного газа, более чем в 2 раза, и электроэнергии на привод тягодутьевых установок на 21,3 %, а также снизить техногенное давление на окружающую среду благодаря установке газоочисток на на путях движения потоков газа, сокращению расходов топлива и электроэнергии, что позволило приблизить показатели ее работы к уровню лучших современных обжиговых машин [11,12].

### *3. В области доменного производства*

Кафедра «Теплофизика и информатика в металлургии» [13-22] тесно связана с доменным цехом ОАО ММК. В последние годы разработано программное обеспечение для решения комплекса задач в области доменного производства, внедряемое в промышленную эксплуатацию на крупней-

шем металлургическом предприятии России - ОАО ММК. Результаты этой работы включают:

- интегрированный пакет прикладных программ автоматизированного рабочего места инженерно-технического персонала доменной печи;
- интегрированный пакет для инженерно-технического персонала доменного цеха;
- программное обеспечение для моделирования технологических процессов и аналитической оценки отчетных показателей работы доменного цеха;
- комплекс программ распознавания образов для прогноза теплового состояния технологических процессов в металлургии (на примере доменной плавки);
- пакет программ для оптимального распределения природного газа и технологического кислорода в группе печей;
- пакет программ выбора поставок сырья и оптимального состава шихт в агло-доменном производстве;
- программное обеспечение для управления объектами в металлургии во время их пуска (на примере пуска доменной печи);
- программное обеспечение для моделирования теплового, газодинамического режима доменной плавки при использовании пылеугольного топлива.

Внедрение современной информационно-моделирующей системы позволило повысить эффективность принятия решений инженерно-техническим персоналом цеха в условиях нестабильности состава и качества проплавленного железорудного сырья, топливно-энергетических ресурсов и изменений в конъюнктуре рынка. Программное обеспечение при использовании пылеугольного топлива предназначено для моделирования теплового, газодинамического режима доменной плавки и решения комплекса технологических задач.

#### *4. В области переработки жидких шлаков и расплавов*

В этом направлении развития теплофизики ОАО «ВНИИМТ» является одним из первых как в России, так и за рубежом.

Коллективу ОАО «ВНИИМТ» удалось решить на мировом уровне сложную теплофизическую проблему по переработке жидких шлаков черной и цветной металлургии, используя для этого достижения теплофизики и ее главных разделов – теплообмена и гидродинамики. Главными на этом пути были задачи распыления шлака и организация движения охлажденной шлаковой пульпы. При изучении теплообменных процессов дробления и охлаждения струи жидкого расплава водой были установлены удельные расходы воды и предельные размеры частиц шлака. Даже значительное количество чугуна, которое может быть увлечено из печи шлаком, не создает взрывоопасной обстановки: чугун под воздействием струй воды также подвергается дроблению на мелкие капли, причем каждая из них располагает незначительным запасом тепла, которое не способно вызвать парообразование взрывного характера. Изучение гидродинамических явлений, связанных с движением шлаковой пульпы, привели к разработке эрлифтной транспортной системы. Исследования в итоге обеспечили создание в комплексе оборудования доменной плавки установки для переработки шлакового расплава [23], получившей название установки припечной грануляции жидкого шлака. Эта установка обеспечивает:

- более благоприятные санитарные и гигиенические условия труда;
- относительно простое управление, возможность полной автоматизации работы установки;
- полную переработку всего шлака доменной плавки в продукт высокого качества для цементной промышленности;
- локализацию вредных парогазовых выбросов и их организованное удаление;
- нейтрализацию сернистых соединений, содержащихся в парогазовых выбросах;
- взрывобезопасное получение высококачественных гранул;
- дробление и охлаждение шлакового расплава оборотной (слабо осветленной) водой;
- эвакуацию загущенной шлаководяной пульпы надежным, абразивостойким, эрлифтным способом;
- обезвоживание шлаководяной пульпы в непрерывно действующем агрегате карусельного типа;
- подсушку гранулированного шлака за счет его физического тепла.

Анализ работы этих установок на металлургических заводах России, Украины, Индии, Китая подтвердил высокую их производительность по скорости слива шлака от 3 до 15 т/мин. и по годовым объемам переработки шлаков – от 0,66 до 2,0 млн. т. Длительной эксплуатацией установок была подтверждена их полная взрывобезопасность. Накопленный опыт грануляции жидких шлаков в черной металлургии был с успехом использован при проектировании, строительстве и эксплуатации подобной установки в цветной металлургии на ПАО ГМКЗФ «Норильский никель» [24]. В настоящее время этот коллектив является основным разработчиком подобных установок для доменных печей объемом 2000-6000 м<sup>3</sup>.

Жидкий шлак обладает высокопотенциальным физическим теплом, утилизация которого является актуальной научно-технической проблемой. В настоящее время в ОАО «ВНИИМТ» разработана и опробована технология и установка для сухой грануляции шлакового расплава, основанная на кристаллизации жидкого шлака твердым теплоносителем. Эта технология готова к внедрению на металлургических предприятиях.

#### *5. В области газо-печного хозяйства*

Особое внимание на кафедрах университета и ОАО НИИ Металлургической теплотехники «ВНИИМТ» уделяется математическому моделированию теплофизических процессов в рабочем пространстве нагревательных печей и установок различного назначения. Так, созданный динамический зонально-узловой метод моделирования радиационного и сложного высоко-температурного теплообмена продолжает успешно развиваться [25]. Осуществленное совместное УрФУ и ОАО НИИ Металлургической теплотехники «ВНИИМТ» математическое моделирование процессов нагрева труб и трубных заготовок в секционных печах Северского трубного и Первоуральского новотрубного заводов (ПНТЗ) подготовило научную основу реконструкции этих печей. На реконструированных печах достигнуто снижение удельных расходов топлива (на 15–20 %), увеличена производительности печей на 20–30 % и снижена эмиссии оксидов азота. Метод был испытан в Институте технологий газа (США) с положительным результатом [26, 27] и в настоящее время получил во всем мире широкое распространение с аббревиатурой – DFI-method (Direct Flame Impingement Heating method).

Этот перечень внедренческих работ может быть продолжен:

- на термических печах ПНТЗ внедрены прогрессивные режимы термообработки труб, непосредственное измерение температуры металла и управление газодинамикой рабочего пространства печей, а на кольцевых печах Северского трубного завода для увеличения срока их службы установлены ребристые подины [26, 28];

- продолжали развиваться методы энерго-экологического анализа процессов с определением технологических топливных чисел (ТТЧ), количества и состава выбросов вредных и парниковых газов. С использованием этих методов выполнен анализ металлургических технологий на заводах России [26];

- проанализированы коксовые и бескоксовые металлургические технологии и разработаны рекомендации по их развитию с наименьшими энерго-экологическими выбросами. В частности, проработан в деталях ЛП-процесс (процесс прямого легирования стали ванадием), элементы которого нашли применение как в нашей стране, так и за рубежом при сокращении потерь ванадия в 3–4 раза [29].

Исследования по нагреву и охлаждению металла, проводится совместно с проектными и исследовательскими организациями, что обеспечивает проектирование, и строительство тепловых агрегатов по новейшим технологиям. Активная научная деятельность сотрудников кафедры с научно-производственной компанией «УралТермоКомплекс» может быть проиллюстрирована следующими результатами:

- на заводе ОЦМ в г. Кирове построены по новым технологиям и запущены в эксплуатацию две толкательные и одна с шагающим подом методические печи для нагрева слэбов (2-5 т) из медных сплавов. Для футеровки печи использованы волокнистые блоки. Печи оснащены современными скоростными горелками и комплексной системой автоматического управления тепловым режимом [30];

- на заводе металлоконструкций (г. Кашира, Московская область) спроектирована и построена уникальная камерная термическая печь с применением современных волокнистых футеровок и скоростных рекуперативных горелок. Уникальность этой печи заключается в том, что она создана с изменяющейся геометрией рабочего пространства в зависимости от объема нагреваемой заготовки, что достигнуто за счет устройства выкатного пода, который может перемещаться на расстояние до 60 метров [31];

- на Уралмашзаводе (г. Екатеринбург) построена и введена в эксплуатацию вертикальная термическая печь для обработки длинномерных крупногабаритных изделий машиностроения переменного поперечного сечения (роторы турбин, валки прокатных станов). Эта печь футерована современными блочными керамоволокнистыми материалами. На печи установлены скоростные рекуперативные горелки. Контроль и управление тепловыми режимами термической обработки металлоизделий полностью обеспечивается комплексной автоматизированной системой. В тепловом режиме работы печи реализована новая более совершенная технология охлаждения изделий после их нагрева в печи до технологически заданных температур. Охлаждение металла производят с помощью воздуха, поступающего от вентилятора в печь через рекуперативные горелки. В результате работы системы охлаждения при непрерывном снижении температуры металла и соответственно воздуха обеспечивается «мягкое» охлаждение изделия и исключается возможность образования в них термических напряжений, способных вызвать появление трещин [32].

Широкого внедрения комплексных систем автоматического управления тепловыми режимами печей удалось достичь за счет разработки математических моделей для каждой технологии нагрева



металлоизделия и в случае необходимости – его охлаждения, благодаря чему осуществили организацию технологических процессов нагрева металл без участия человека. Реализованные на всех агрегатах новые тепловые режимы привели к значительному снижению удельных расходов газа (до 50 %) и сокращению выбросов парниковых газов, среди которых наибольшую опасность представляют загрязнители атмосферы – CO, NO, N<sub>2</sub>O, NO<sub>2</sub>, SO<sub>2</sub> и др.

Не менее успешной является деятельность творческих коллективов ОАО «ВНИИМТ» и УрФУ, связанная с разработкой комплекса мероприятий по модернизации металлургических печей различного назначения. Основными из них являются: выбор регенеративной или рекуперативной системы отопления с соответствующими горелочными устройствами, определение оптимального числа зон теплового регулирования, применение для футеровки керамоволокнистых материалов, оптимизация размеров рабочего пространства (в основном, высота свода), контроль состава продуктов горения по зонам и в боровых, автоматизация систем управления на базе программируемых контроллеров, моделирование и расчетный анализ для разработки и внедрения рациональных температурно-тепловых режимов работы печей. При термообработке металлов достаточно часто печи, использующие электрическую энергию. Наряду с преимуществами, технико-экономические показатели работы таких печей выделяются по более высоким расходам энергии. Себестоимость электронагрева в 1,5-2 раза, а капитальные затраты в 7-8 раз выше в сравнении с нагревом металла в печах, отапливаемых природным газом. Институт накопил опыт перевода печей с электрического обогрева на газовый.

Научно-исследовательский институт ОАО «ВНИИМТ» значительное внимание уделяет изучению теплофизических процессов горения газообразных видов топлива. Достижения в этом направлении используются для разработки и сертификации различных видов газогорелочных устройств, как по видам газообразного топлива, так и по области их применения. Созданная в институте рекуперативная горелка обеспечивает температуру греющих газов в печи на уровне 1000-1050°C и превосходит по основным показателям работы (температуре подогрева воздуха и расходу воздуха на отсос дымовых газов) известные зарубежные аналоги [33,34]. Сотрудниками этого института разработано и освоено производство малогабаритных регенеративных горелочных устройств, используемых в печах различного назначения. Первая отечественная камерная печь, на которой были установлены эти горелки, была сооружена на заводе в Верхней Салде (ВСМПО) в 2000 г. Процесс управления работой горелок полностью автоматизирован. Экономия топлива (природного газа) при этом составила 55 %. Всего выполнены и реализованы более 10 проектов реконструкции печей различного назначения.

Роль достижений теплофизики в создании новых технологий и устройств в области термической обработки изделий из металлов и сплавов трудно переоценить. Особенно это связано с необходимостью подвергать термической обработке изделия разной термической массивности, формы, добываясь при этом получение высоких механических свойств. Традиционные способы объемной закалки изделий в водяных, масляных, селитровых и щелочных баках не способны обеспечить для них требуемые заказчиком показатели прочности, структуры и т.п. Новые технологии ОАО «ВНИИМТ» регулируемого высокоскоростного водо-воздушного охлаждения опираются на закономерности изменения температурного поля на поверхности изделия (конвективный теплообмен) и внутри его (теплообмен теплопроводностью). Таким образом, контролируются температурные напряжения в изделии. Управление скоростями охлаждения различных элементов изделия в широком диапазоне температур осуществляется изменением плотности водо-воздушного орошения, которую можно менять в цикле термообработки, не допуская развития нежелательных явлений (по механическим свойствам, структуре и пр.). Активная работа по разработке и внедрению технологий водо-воздушного охлаждения проводится металлургами-теплотехниками ОАО «ВНИИМТ» в содружестве с работниками заводов и кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» УрФУ [35]. Водо-воздушные технологии с успехом внедрены при термообработке различных видов проката – железнодорожных колес, рельсовых накладок и подкладок, листа из различных сплавов, труб, подшипниковых колец из стали ШХ-15, изделий машиностроения. Технология упрочнения листовой стали на стане 5000 «Северсталь» не имеет аналогов в мировой практике. Термообработка по такой технологии рельсовых подкладок позволяет увеличить прочностные характеристики в 3 раза, твердость – в 1,2-2,5 раза, длительность эксплуатации на железнодорожных путях – 2-5 раз. Столь значительные успехи обусловлены тем, что возможность теплофизики водо-воздушного охлаждения использованы на все 100 %. Оно обеспечивает значительное снижение себестоимости термообработки за счет отказа от масла, селитры и моечных агрегатов.

ОАО «ВНИИМТ» и кафедра «Теплофизика и информатика в металлургии» УрФУ активно сотрудничают в развитии теплофизики металлургических технологий и в других областях металлургии, что проявляется либо в разработке новых технологий, либо в существенном совершенствовании традиционных, а именно:

- в технологиях сушки измельченных сырьевых материалов достигнуты значительные успехи. Например, технология сушки сыпучих материалов с использованием твердого теплоносителя позволяет сократить время сушки от 10 до 20 раз, что обеспечивает компактность оборудования также до 10 раз [36];
- новая технология металлизации железорудного концентрата и руды в измельченном состоянии с использованием электрической дуги обладает преимуществами перед известными технологиями благодаря компактности, исключению операций окомкования и обжига окатышей, а также разделению металла и шлака [37];
- новые технологии сушки футеровки чугуновозных, сталеразливочных и других типов ковшей и стенды для реализации таких технологий разработаны на основе теплофизического анализа процессов нагрева и охлаждения футеровки. Благодаря научному подходу к решению проблемы стойкости футеровки достигнуто двух – трехкратное увеличение срока службы ковшей при 5-10 кратном снижении расхода топлива [38];
- усовершенствованы установки металлизации окатышей по технологии «Мидрекс» на Оскольском электрометаллургическом комбинате. В результате модернизации увеличена их производительность от 15 до 50 % и снижен расход природного газа на 5-7 % [39];
- технология и установка для переработки замасленной окалины реализована на Синарском трубном заводе. Получаемый продукт по своей
- себестоимости в 2-2,5 меньше себестоимости рудного концентрата без учета положительного экологического эффекта [40].

*Выводы.* Область теплофизики, охватывающая технологии черной и цветной металлургии, активно развивается в направлениях:

- математического моделирования характерных для металлургии тепловых и массообменных процессов с учетом особенностей движения газа и материалов;
- физического моделирования процессов металлургических технологий для определения необходимых параметров, используемых при математическом моделировании, как при разработке математических моделей, так и при их адаптации в ходе исследований промышленных технологий;
- изучения развития процессов различных металлургических технологий, что необходимо для более глубокого их понимания;
- анализа металлургических технологий с позиций энергоэффективности, ресурсосбережения и снижения техногенного давления на окружающую природную среду;
- разработки мероприятий по совершенствованию металлургических технологий и оборудования, обеспечивающих улучшение технико-экономических и экологических показателей после их внедрения в производство;
- создания научной базы для разработки систем управления технологическими процессами.

#### Библиографический список

1. Элементы теории систем и численные методы моделирования процессов тепломассопереноса / В.С. Швыдкий, Н.А. Спирин, М.Г. Ладыгичев, Ю.Г. Ярошенко, Я.М. Гордон. – М.: «Интермет-Инжиниринг», 1999.– 520 с.
2. Информационные системы в металлургии / Н.А. Спирин, Ю.В. Ипатов, В.И. Лобанов [и др.]; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001. – 617 с.
3. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев [и др.]; под ред. Н.А. Спирина.– Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2014. – 558 с.
4. Steady heat transfer in melt-irrigated blast-furnace zone / Yu.G. Yaroshenko, V.S. Shvydkii, N.A. Spirin, V.V. Lavrov // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No 2. Pp. 88-92.
5. Mathematical model of layered metallurgical furnaces and units / V.S. Shvydkiy, N.A. Spirin, V.V. Lavrov. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Volume 150 (2016). P. 012013.
6. Principles of the development and introduction of an automated process control system for blast-furnace smelting at the Magnitogorsk metallurgical combine / V.Y. Rybolovlev, A.V. Krasnobaev, N.A. Spirin, V.V. Lavrov // Metallurgist. 2015. Vol. 59. No. 7. Pp. 653-658.
7. Пат. 2432538 РФ. Устройство для подачи теплоносителя в слой спекаемой шихты на агломерационной машине / Л.К. Герасимов, Г.М. Дружинин, В.А. Чистополов и др.; опубл. 27.10.2011. Бюл. №30.
8. Пат. 2275435 РФ. Способ зажигания агломерационной шихты, перемещающейся на спекательных тележках. Л.К. Герасимов, Г.М. Дружинин, В.А. Чистополов и др.; опубл. 27.04.2006. Бюл. №12.
9. Разработка и внедрение нового зажигательного горна для агломерационных машин / А.А. Винтовкин, В.А. Чистополов, А.В. Чистополов, В.В. Деньгуб // Сталь. 2015. №3. – С. 6-8.
10. Опыт разработки и освоения зажигательных горнов агломерационных машин / Л.К. Герасимов, Г.М. Дружинин, И.М. Хамматов, Н.А. Спирин, В.А. Чистополов // Сталь. 2010. №3. – С. 12-14.

11. Буткарев А.А. Исследование и совершенствование процесса управления термообработкой окатышей на обжиговых конвейерных машинах // *Сталь*. 2011. № 5. – С. 4.
12. Оптимизация работы тракта эксгаустера обжиговой машины ОК-108 АО ССГПО для увеличения производства окатышей / А.А. Буткарев, А.П. Буткарев, В.Н. Ащеулов, П.А. Жомирук, Ю.П. Лазебная // *Сталь*. 2015. № 3. – С. 12-15.
13. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спириин, В.Л. Терентьев, Л.Ю. Гилева, В.Ю. Рыболовлев, И.Е. Косаченко, В.В. Лавров, А.В. Терентьев; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2005. – 301 с.
14. Оптимизация и идентификация технологических процессов в металлургии / Н.А. Спириин, В.В. Лавров, С.И. Паршаков; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2006. – 307 с.
15. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки / Н.А. Спириин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев, А.В. Краснобаев, О.П. Онорин, И.Е. Косаченко; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 465 с.
16. Automated information system for analysis and prediction of production situations in blast furnace plant / V.V. Lavrov, N.A. Spirin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. V. 150. P. 012010.
17. Information modeling system for blast furnace control / N.A. Spirin, L.Y. Gileva, V.V. Lavrov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. V. 150. P. 012011.
18. Mathematical model and software for control of commissioning blast furnace / N.A. Spirin, O.P. Onorin, K.A. Shchipanov, V.V. Lavrov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. V. 150. P. 012012.
19. Use of contemporary information technology for analyzing the blast furnace process / N.A. Spirin, V.V. Lavrov, V.Y. Rybolovlev, A.V. Krasnoabaev, A.V. Pavlov // *Metallurgist*. 2016. V. 1. Pp. 1-7.
20. Software for the raw-materials management system in blast-furnace smelting / N.A. Spirin, V.V. Lavrov, A.S. Istomin, A.A. Burykin, K.A. Shchipanov, I.E. Kosachenko, O.P. Onorin // *Metallurgist*. 2015. V. 59, No. 1-2. Pp. 104-112.
21. Software for the selection of blast-furnace batch / K.A. Shchipanov, N.A. Spirin, A.A. Burykin, I.E. Kosachenko, O.P. Onorin // *Steel in Translation*. 2015. V. 45. No. 2. Pp. 125-129.
22. Assessing the shape of the viscoplastic iron-ore zone in a blast furnace / O.P. Onorin, N.A. Spirin, V.V. Lavrov, I.E. Kosachenko, V.Y. Rybolovlev // *Steel In Translation*. 2013. Vol. 43. No. 6. Pp. 335-340.
23. Пат. №101445. Установка для переработки шлакового расплава / Л.А. Зайнуллин, А.Б. Бычков, Г.И. Чеченин, В.Г. Грезнев. Опубл. 20.01.2011. Бюл. 2.
24. Зайнуллин Л.А., Сухобаевский Ю.Я., Давыдов А.А. Использование установки припечной грануляции шлаков в цветной металлургии // *Сталь*. 2000. № 3. – С. 18-20.
25. Лисиенко В.Г. Совершенствование и повышение эффективности энерготехнологий и производств. Интегрированный энерго-экологический анализ. Т.1. – М.: Теплотехник, 2010. – 688 с.
26. Лисиенко В.Г. Совершенствование и повышение эффективности энерготехнологий и производств. Анализ режимных параметров и конструкций в энерготехнологиях. Т.2. Кн.2. Ч. 1. – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – 560 с.
27. Lisienko V.G., Lapteva A.V. Energy-ecological analysis and assesment of developed metallurgical technologies // 4th European Congress "Economics and Management of Energy in Industry" Portugal. Porto, Report 4, 2007. – P. 7.
28. Лисиенко В.Г., Шлеймович Е.М., Ладыгичев М.Г. [и др.]. Температура: теория, практика, эксперимент. Справ. изд. в 3-х томах. Т.1, Кн.1. Методы контроля температуры; под ред. В.Г. Лисиенко. – М.: Теплотехник, 2010. – 549 с.
29. Лисиенко В.Г., Соловьева Н.В., Трофимова О.Г. Альтернативная металлургия: проблема легирования, модельные оценки эффективности / Под ред. В.Г. Лисиенко. – М.: Теплотехник, 2007. – 440 с.
30. Модернизация проходной печи для нагрева медных слэбов под пластическую деформацию / М.Д. Казяев, А.М. Вохмяков, Д.М. Казяев, А.И. Ряпосов, Д.И. Спитченко // *Цветные металлы*. 2011. №4. – С. 85-89.
31. Вохмяков А.М., Казяев М.Д., Казяев Д.М. / Камерная печь с разделяющимся рабочим пространством // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2013. № 9. – С. 30-33.
32. Комплексная модернизация нагревательных печей / А.М. Вохмяков, М.Д. Казяев, Д.М. Казяев, Б.Н. Арсеев, А.И. Ряпосов // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2009. № 12. – С. 56-59.
33. Основы методологии модернизации конструкций и режимов работы нагревательных и термических печей / Г.М. Дружинин, М.Р. Барташ, В.А. Леонтьев, А.П. Мартынов // *Сб. докладов НТК «Металлургическая теплотехника как основа энерго- и ресурсосбережения в металлургии»*. – Екатеринбург: ОАО «ВНИИМТ». 2010. – С. 44-49.

34. Новая скоростная рекуперативная газовая горелка для прямого нагрева металла в промышленных печах / М.Р. Барташ, Г.М. Дружинин, Н.Б. Лошкарёв, А.Б. Попов // Сталь. 2010. № 3. – С. 125-127.
35. Разработка нового способа термического упрочнения для решения экологических задач металлургического производства / Ю.Г. Ярошенко, Ю.И. Липунов, М.В. Захарченко, К.Ю. Эйсмондт, Е.В. Некрасова // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 4. – С. 221-225.
36. Сушка угля твердым теплоносителем / Л.А. Зайнуллин, В.Г. Карелин, Д.А. Артов, А.Ю. Епишин, Н.А. Спирин // Металлург. № 9. 2016. – С. 23-25.
37. Высокотемпературное углетермическое восстановление сидеритовых руд в электрической дуге / Л.А. Зайнуллин, А.Ю. Епишин, Д.А. Артов, В.Г. Карелин, Н.А. Спирин // Металлург. 2016. №11. – С. 31-34.
38. Опыт модернизации стенов сушки футеровки чугуновозных ковшей / В.Т. Рязанов, В.А. Хохлов, С.С. Шульгин, Ю.М. Оганесян // Сталь. 2015. № 3. – С. 39-41.
39. Опыт проведения модернизации установок металлизации по технологии «Мидрекс» на Оскольском электрометаллургическом комбинате / Д.В. Мехряков, В.Г. Грезнев, И.В. Малей, С.В. Петров, М.Я. Фахрутдинов // Сталь. 2015. № 3. – С. 25-27.
40. Роторно-вихревые установки для тепловой обработки шихтовых материалов металлургического передела / Е.Г. Подковыркин, Н.Г. Коршунова, А.В. Баков, В.Л. Советкин, В.И. Матюхин // Сталь. 2015. № 3. – С. 98-99.

УДК 536.2:536.6

## СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К ДИАГНОСТИКЕ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАБОТЫ ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНЫХ АГРЕГАТОВ НА УЧАСТКЕ МНЛЗ – НАГРЕВАТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО

Бирюков А.Б.<sup>1</sup>, Иванова А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Донецкий национальный технический университет*

<sup>2</sup>*ГУ «Институт прикладной математики и механики»*

*г. Донецк, ДНР, birukov.ttf@gmail.com, ivanova.iamm@mail.ru*

***Аннотация:** Рассмотрена задача разработки научного инструментария, позволяющего прогнозировать тепловое состояние заготовки во время ее пребывания во всех элементах литейно-прокатного агрегата, начиная от кристаллизатора машины непрерывного литья заготовок до выгрузки из печи. Предложено решение задачи при помощи прогнозной математической модели температурного состояния поперечного сечения заготовки. Введено понятие эффективности использования тепла разливаемого металла.*

***Ключевые слова:** литейно-прокатный агрегат, диагностика тепло-технических параметров, эффективность использования тепла, поле температур, математическая модель.*

## MODERN APPROACHES TO DIAGNOSTIC OF THERMAL-TECHNICAL PARAMETERS OF CASTING AND ROLLING MACHINE WORK ON THE AREA OF CCM – HEATING DEVICE

Biryukov A.B.<sup>1</sup>, Ivanova A.A.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Donetsk national technical university*

<sup>2</sup>*SI «Institute of Applied Mathematics and Mechanics»*

*Donetsk, DPR, birukov.ttf@gmail.com, ivanova.iamm@mail.ru*

***Abstract:** The problem of developing a scientific toolkit allowing to predict the thermal state of the ingot during its stay in all elements of the casting and rolling machine, between the crystallizer of the continuous casting machine and exit from the furnace, is considered. A solution of the problem is proposed with the help of a predictive mathematical model of the temperature state of the cross section of the ingot. The concept of the heat utilization efficiency of a casting metal is introduced.*

***Key words:** casting-rolling machine, diagnostics of thermal-technical parameters, heat utili-*

*Введение.* В настоящее время на большинстве металлургических производств непрерывный слиток, выйдя из машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), охлаждается на холодильнике, а только затем транспортируется в прокатные цеха, где вновь подвергается нагреву перед обработкой давлением. При таком способе имеют место значительные потери тепла. Для решения задачи использования внутреннего тепла непрерывнолитой заготовки непосредственно после разливки различными исследователями была предложена технология прямой прокатки, или другими словами совмещения процесса непрерывного литья и прокатки [1]. Собранные таким образом в единый комплекс машины известны под названием литейно-прокатные агрегаты (ЛПА) или литейно-прокатные модули (ЛПМ).

Достаточно широкое распространение ЛПА получили в цветной металлургии. В настоящее время ЛПА успешно разрабатываются несколькими ведущими машиностроительными фирмами мира. Лидером в создании ЛПА (по объему разработок и количеству реализованных агрегатов) является фирма «SMS-Demag».

Совмещение разливки с прокаткой позволяет значительно сократить расход энергии на получение единицы готового проката, однако при этом возникает ряд проблем. Одна из основных связана с невозможностью инспекции поверхности заготовок после МНЛЗ на предмет наличия трещин, как это имеет место в разомкнутом технологическом цикле. Поэтому здесь к температурно-скоростным режимам непрерывной разливки предъявляются повышенные требования – необходимо исключить трещинообразование [2 – 4]. Также серьезной проблемой является выбор параметров тепловой обработки металла в печи для качественной синхронизации работы МНЛЗ и прокатного оборудования. Поэтому важной задачей является наличие научно-практического инструмента для высокоточной диагностики состояния заготовки после МНЛЗ и соответственно количества тепла, которое необходимо подвести для её догрева перед обработкой давлением.

После выхода заготовки из МНЛЗ необходимо таким образом провести её тепловую обработку, чтобы среднemasсовая температура заготовки и перепад температуры по её толщине (объёму) соответствовали требованиям прокатного оборудования. В некоторых случаях эта задача может быть выполнена при помощи одного агрегата для тепловой обработки, но, как правило, речь идет о нескольких агрегатах. Комплекс оборудования для тепловой обработки ЛПА на участке совмещения между МНЛЗ и прокатным станом может состоять из подогревательной и термостатирующей печей (для нагрева до необходимой температуры и выравнивания температуры по её длине и сечению), а также подвижных термостатических печей для доставки заготовок на прокатный стан [5, 6].

В производственных условиях зачастую имеют место существенные вариации многих значений технологических факторов, приводящих к отклонению процессов, протекающих в ЛПА, от нормы. Изменения теплового режима может привести к созданию условий, приводящих к образованию дефектов заготовок и даже аварийным ситуациям. Поэтому крайне важной задачей является проведение оперативной диагностики теплотехнических процессов, протекающих в ЛПА.

*Оценка эффективности использования ЛПА.* Для оценки эффективности использования ЛПА по сравнению с разомкнутым технологическим циклом и для сравнения тепловой работы различных ЛПА в [6] предложено ввести понятие эффективности использования тепла разливаемого металла:

$$\eta_{эф} = \frac{Q_{х.п.} - Q_{ЛПМ}}{Q_{х.п.}},$$

где  $Q_{х.п.}$  – теплота, затрачиваемая на нагрев металла под прокатку при холодном посаде, Дж/кг;

$Q_{ЛПМ}$  – теплота, затрачиваемая на нагрев металла под прокатку с учётом использования тепла разливаемого металла (горячий посад или прямая прокатка), Дж/кг.

Крайними значениями эффективности использования тепла разливаемого металла являются «0» и «1», причём первое значение соответствует полному отсутствию использования тепла разливаемого металла и холодному посаду, а второе – прямой прокатке без промежуточного нагрева. Использование предложенного показателя позволяет сравнивать между собой эффективность работы различных ЛПА или одного и того же ЛПА при разных режимах работы.

Таким образом, экономия тепла ( $\Delta Q$ , Вт) при использовании ЛПА по сравнению с разомкнутой схемой и холодным посадом составляет:

$$\Delta Q = Q_{xn} \cdot \eta_{эф} \cdot a \cdot b \cdot v \cdot \rho,$$

где:  $a$ ,  $b$  – ширина и высота заготовки в поперечном сечении, м;

$\rho$  – плотность материала заготовки, кг/м<sup>3</sup>;

$v$  – скорость разливки, м/с.

Максимальная экономия будет достигнута при значении  $\eta_{эф}$ , равном единице. Однако на практике существуют объективные причины, которые не позволяют реализовывать прямую прокатку без всякого промежуточного подогрева:

- реальные теплосодержание металла и его среднемассовая температура могут быть недостаточны для того, чтобы начинать прокатку и иметь достаточный запас тепла для её завершения;
- перепад температуры внутри заготовки может достигать значений недопустимых для прокатки;
- непрерывнолитые заготовки могут иметь дефекты, которые не позволяют получать прокатную продукцию заданного качества, что определяет необходимость осмотра заготовок и в случае, когда это возможно, устранения дефектов путем горячего ремонта.

Для наиболее эффективной синхронизации работы ЛПМ и достижения максимально возможной степени использования тепла заготовок для существующих и проектируемых комплексов помимо надёжной и бездефектной работы отдельных технологических элементов необходимо иметь научный инструментарий для описания и изучения различных процессов в рамках ЛПА.

*Определение температурного состояния заготовки.* Задача определения температурного состояния заготовки в [5-7] решается для условно выбранного поперечного расчётного сечения, которое движется вдоль технологической оси ЛПА со скоростью перемещения материала.

Математическая модель базируется на решении дифференциального уравнения нестационарной теплопроводности в двухмерной постановке в декартовой прямоугольной системе координат:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\lambda}{\rho c_{эф}} \cdot \left( \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2} \right),$$

где  $y, z$  – координаты, отсчитываемые вдоль осей симметрии поперечного сечения заготовки, м.

Граничные условия третьего рода задаются соответственно положению расчётного сечения, которое определяется по значениям скорости движения заготовки в предыдущие моменты времени в пределах характерных участков (кристаллизатор, зона вторичного охлаждения, зона свободного охлаждения, транспорт к печи, печь, выдача из печи).

Величина среднемассовой энтальпии определяется для каждого временного шага в рамках математической модели по следующим зависимостям. Энтальпия произвольного элементарного объёма металла определяется как

$$i = \begin{cases} Q_{кр} + T_c \cdot c_{тм}(T_c) + (t - T_{л}) \cdot c_{жм}(t) & \text{при } t \geq T_{л} \\ t \cdot c_{тм}(t) & \text{при } t \leq T_c \\ c_{тм}(T_c) + Q_{кр} \cdot \left( 1 - \frac{T_{л} - t}{T_{л} - T_c} \right) & \text{при } T_c < t < T_{л} \end{cases},$$

где:  $c_{тм}, c_{жм}$  – удельные массовые теплоёмкости твёрдого и жидкого металла соответственно, Дж/(кг·К);

$Q_{кр}$  – теплота кристаллизации, Дж/кг.

Тогда среднемассовая энтальпия в зависимости от геометрических условий определяется следующим образом:

- для одномерной задачи и прямоугольной системы координат (моделирование температурного поля сляба)

$$i_{см} = \frac{\sum_{j=2}^{n-1} i_j}{n-2};$$

- для двухмерной задачи и прямоугольной системы координат (моделирование температурного поля сортовой заготовки, либо прецизионное моделирование температурного поля сляба)

$$i_{cm} = \frac{\sum_{j=2}^{n-1} \sum_{k=2}^{m-1} i_{j,k}}{(n-2) \cdot (m-2)};$$

– для одномерной задачи и полярной системы координат

$$i_{cm} = \frac{\sum_{j=2}^{l-1} (i_j \cdot (R_{j+1} - R_j))}{R},$$

где:  $n$ ,  $m$ ,  $l$  – число узлов сетки по толщине, ширине и радиусу заготовки соответственно.

Пример расчёта температурного состояния заготовки сечением 100x100 мм в течение периода её формирования на МНЛЗ и усреднения температурного поля в печи приведён на рисунке 1.

Использование величины среднемассовой энтальпии позволяет путем простых выражений определять количества тепла, требуемые для доведения теплового состояния заготовок от исходного состояния до заданного:

– для движущегося потока материала (Вт):  $Q = a \cdot b \cdot v \cdot \rho \cdot (i_{cm2} - i_{cm1})$ ;

– для отдельной заготовки (Дж):  $Q = a \cdot b \cdot L \cdot \rho \cdot (i_{cm2} - i_{cm1})$ ,

где:  $i_{cm1}$ ,  $i_{cm2}$  – среднемассовые энтальпии металла в исходном и заданном состояниях, Дж/кг;

$L$  – длина заготовки, м.

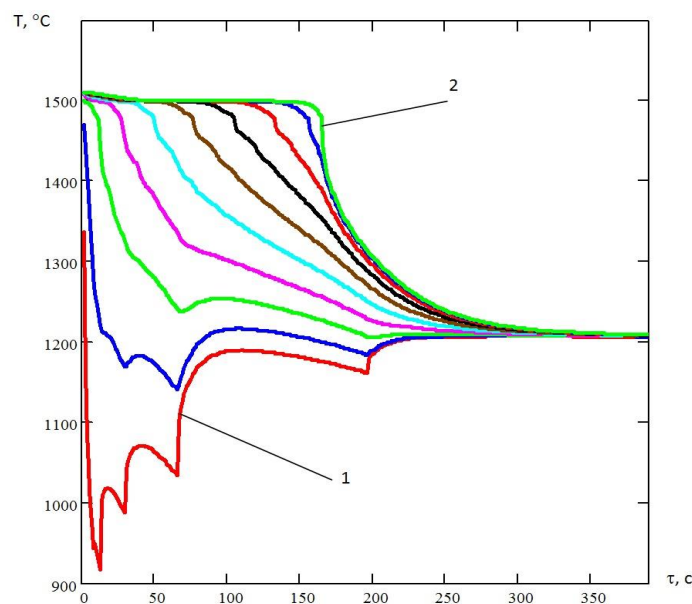


Рисунок 1 – Изменение температурного состояния заготовки в пределах МНЛЗ для случая разливки заготовки сечением 100x100 мм со скоростью 6.7 м/мин и последующего усреднения температурного поля (1 – поверхность заготовки, 2 – середина; остальные линии соответствуют слоям, лежащим через каждые 11,1 мм)

Предложенный инструментарий решает следующие задачи:

1. Определение необходимого теплосодержания заготовки после МНЛЗ для прямой прокатки без догрева (в случае если это допускается по технологическим соображениям: непрерывнолитая заготовка заведомо не имеет дефектов, которые вызовут отбраковку прокатной продукции, поэтому осмотр и ремонт не нужны).

2. Определение рационального времени выравнивания температурного поля заготовок, обладающих после МНЛЗ достаточным запасом тепла для прокатки, на основе анализа результатов численных экспериментов.

3. Определение общего количества тепла (тепловой мощности), которое необходимо подвести к металлу для догрева заготовок, не обладающих достаточным запасом тепла.

4. Определение средней плотности теплового потока, который необходимо подводить в печ-

ном агрегате для догрева материала, при условии реализации этой операции в течение заданного промежутка времени  $\tau_n$ .

5. Выбор температуры печи, которая позволит достичь заданную среднюю плотность теплового потока на поверхность материала.

6. Анализ теплового состояния металла заготовок после нагрева на предмет приемлемости полученного значения теплового перепада.

*Выводы.* Для оценки эффективности использования ЛПА по сравнению с разомкнутым технологическим циклом и для сравнения тепловой работы различных ЛПА предложено ввести понятие эффективности использования тепла разливаемого металла. Обоснована необходимость разработки научного инструментария, позволяющего прогнозировать тепловое состояние каждой заготовки во время её пребывания во всех элементах ЛПА, начиная от кристаллизатора МНЛЗ до выдачи из печи. Обосновано, что эта задача может решаться при помощи прогнозной математической модели, в которой рассматривается температурное состояние поперечного сечения заготовки, а перемещение между различными элементами ЛПА учитывается за счет смены граничных условий. Предложено использование понятия среднemasсовой энтальпии поперечного сечения заготовки и разработаны приёмы решения ряда важных задач с её использованием, таких как определение необходимого теплосодержания заготовки после МНЛЗ для прямой прокатки без догрева, определение рационального времени выравнивания температурного поля заготовок, обладающих после МНЛЗ достаточным запасом тепла для прокатки, а также определение общего количества тепла (тепловой мощности), которое необходимо подвести к металлу для догрева заготовок, не обладающих достаточным запасом тепла.

#### Библиографический список

1. Коновалов Ю.В. *Металлургия: учебное пособие: в 3 кн. К. 2 / Ю.В. Коновалов, А.А. Минаев.* – Донецк: ГБУЗ «ДонНТУ», 2012. – 496 с.
2. Лисин В.С., Скороходов А.Н. *Оптимизация совмещенных литейно-прокатных процессов.* М.: Высш. шк., 1996, 280с.
3. Stetina, J. et al, *Minimization of surface defects by increasing the surface temperature during the straightening of a continuously cast slab, Materiali in Tehnologije (2013, Volume 47), pp. 311-316.*
4. Mauder, T., Novotny, J., *Two mathematical approaches for optimal control of the continuous slab casting process, 16th International conference on soft computing Mendel 2010, pp. 395-400.*
5. Бирюков А.Б., Иванова А.А. *Современные подходы к математическому моделированию теплотехнических процессов в литейно-прокатных модулях на участке МНЛЗ – нагревательное устройство. // "Бюллетень научно-технической и экономической информации "Черная металлургия". 2015. №7 (1387). С.50 – 55.*
6. Бирюков А.Б. *Теплотехника непрерывной разливки стали и тепловой обработки заготовок / А.Б. Бирюков.* – Saarbrücken: LAMBERT Academic Publishing, 2015. – 444 с.
7. Бирюков А.Б. *Тепловые аспекты реализации совмещенных процессов разливки-прокатки. // Математическое моделирование. №1, 2012, С. 45 – 49.*

УДК: 669.2/.8.046.4

## ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ШАХТНЫХ ПЕЧЕЙ ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Матюхин В.И., Ярошенко Ю.Г., Матюхин О.В., Журавлев С.Я.**

*Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия, matyhin53@mail.ru, yury-y@planet-a.ru,  
o.v.matiukhin@urfu.ru*

*Аннотация:* На основании экспериментальных данных исследований тепловой и газодинамической работы шахтных плавильных печей цветной металлургии установлены основные закономерности их развития по сечению агрегата. Предложено изменять неравномерность условий тепловой обработки исходных материалов путем улучшения равномерности распределения газов за счет оптимизации фурменной подачи воздушного дутья и материалов с использованием распределительных устройств. Показана эффективность применения данной технологии.

**Ключевые слова:** тепловая работа, шахтные плавильные печи, дутье, фурменная подача.



## PROSPECTS OF USING MINE METALS OF MINE METALS

Matyukhin V.I., Yaroshenko Yu.G., Matyukhin O.V.

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin  
Ekaterinburg, Russia matyhin53@mail.ru, yury-y@planet-a.ru, o.v.matiukhin@urfu.ru*

**Abstract:** *Based on the experimental data on the thermal and gas dynamic work of the mine melting furnaces of non-ferrous metallurgy, the main regularities of their development along the aggregate section have been established. It was proposed to change the unevenness of the heat treatment conditions of the raw materials by improving the uniformity of gas distribution by optimizing the tuyere supply of air blast and materials using switchgears. The effectiveness of this technology is shown.*

**Keywords:** *thermal work, mine melting furnaces, blowing, tuyeres feed.*

В настоящее время шахтные печи являются одними из самых распространенных и освоенных плавильных агрегатов цветной металлургии благодаря возможности обеспечения заданной удельной производительности (по расплаву до 100...150т/м<sup>2</sup>сутки), высокой степени использования тепла (до 60...70 %), относительной простотой управления тепловым и газодинамическим режимами, низким уровнем эксплуатационных затрат и слабой зависимостью их технико-экономических показателей от вида сырья. Таким образом, шахтные печи являются вполне конкурентоспособными, а в ряде случаев и единственными, обеспечивающим высокие технико-экономические показатели процесса плавки в сравнении с другими агрегатами. Однако на большинстве крупных металлургических предприятиях технико-экономические показатели процесса шахтной плавки остаются низкими. Это связано в основном с отсутствием сведений о реальном влиянии конструктивных особенностей плавильных агрегатов и их параметров на организацию и эффективность температурных и газодинамических режимов.

Теория тепломассообмена в плотном слое [1,2] позволила сформулировать основные принципы создания эффективных шахтных агрегатов, работающих на твердом, комбинированном и газообразном топливе.

Исследования существующего состояния тепловой и газодинамической работы шахтных печей ряда предприятий цветной металлургии (Медногорского медносерного комбината, «ППМ» ОАО «Уралэлектромедь», ЗАО «Карабашмедь») показывают, что, несмотря на различие в сырье и режимах плавки можно выделить ряд общих характерных особенностей развития плавильных процессов.

Используя аналогию температурных и скоростных полей газового потока в плотном продуваемом слое [3] (рисунок 1) было установлено, что степень равномерности распределения кислородно-воздушного дутья по сечению печи зависит от его параметров (расхода, давления, температуры), способа подачи (конструкции распределительного коллектора и фурм, количества фурм, их диаметра, пространственной ориентации по отношению к слою), распределения топлива по высоте и сечению слоя, гидродинамики удаления расплава.

При этом в поперечном сечении шахтной печи со стороны подачи дутья можно выделить три характерные области. При использовании кольцевой раздачи воздушного потока по фурмам происходит первоначально равномерное распределение его по периметру агрегата. Глубина проникновения воздушных струй в слой определяется их начальной кинетической энергией. При существующих размерах фурм диаметром 150...200мм и более при максимально возможном для реальных условий расходе воздуха воздушная струя имеет среднюю скорость на входе в слой 10...15м/с и обладает кинетической энергией не выше 150...170Вт, что обеспечивает глубину ее проникновения в слой в горизонтальном направлении на расстояние не более 3...5 диаметров кусков шихты. Этой же протяженностью с периферии агрегата ограничивается протяженность окислительной зоны, в которой происходит интенсивное горение твердого топлива с выделением наибольшего количества тепла. В центральной же части печи происходит восстановление углекислоты углеродом топлива с образованием монооксида углерода. В этой же части агрегата наблюдается ярко выраженное периферийное движение газов с образованием по центру агрегата слабопродуваемой зоны.

Ближе к летке в поперечном направлении шахты формируется область повышенной газопроницаемости слоя вследствие фильтрационного разрыхляющего эффекта движущегося расплава из верхних горизонтов к выпускному отверстию. Однако наличие разрыхляющего конуса шихты с невысоким аэродинамическим сопротивлением приводит к созданию условий для фонтанирования мелкодисперсных материалов в этой области и непроизводительными потерями дутья, что подтверждается визуальными наблюдениями.

Область плавильного пространства, наиболее удаленная от места подвода воздушного дутья к

агрегату, испытывает недостаток дутья, что проявляется в снижении уровня температур слоя на уровне засыпи. Из практики работы передовых предприятий известно, что рациональный расход воздушного дутья в шахтной печи составляет  $120...160\text{ м}^3/(\text{м}^2\text{мин.})$ . В условиях работы исследованных печей эта величина не превышает  $35...40\text{ м}^3/(\text{м}^2\text{мин.})$ . При недостатке воздуха из-за низких температур развиваются процессы химического недожога, что снижает и эффективность использования топлива, и производительность печи.

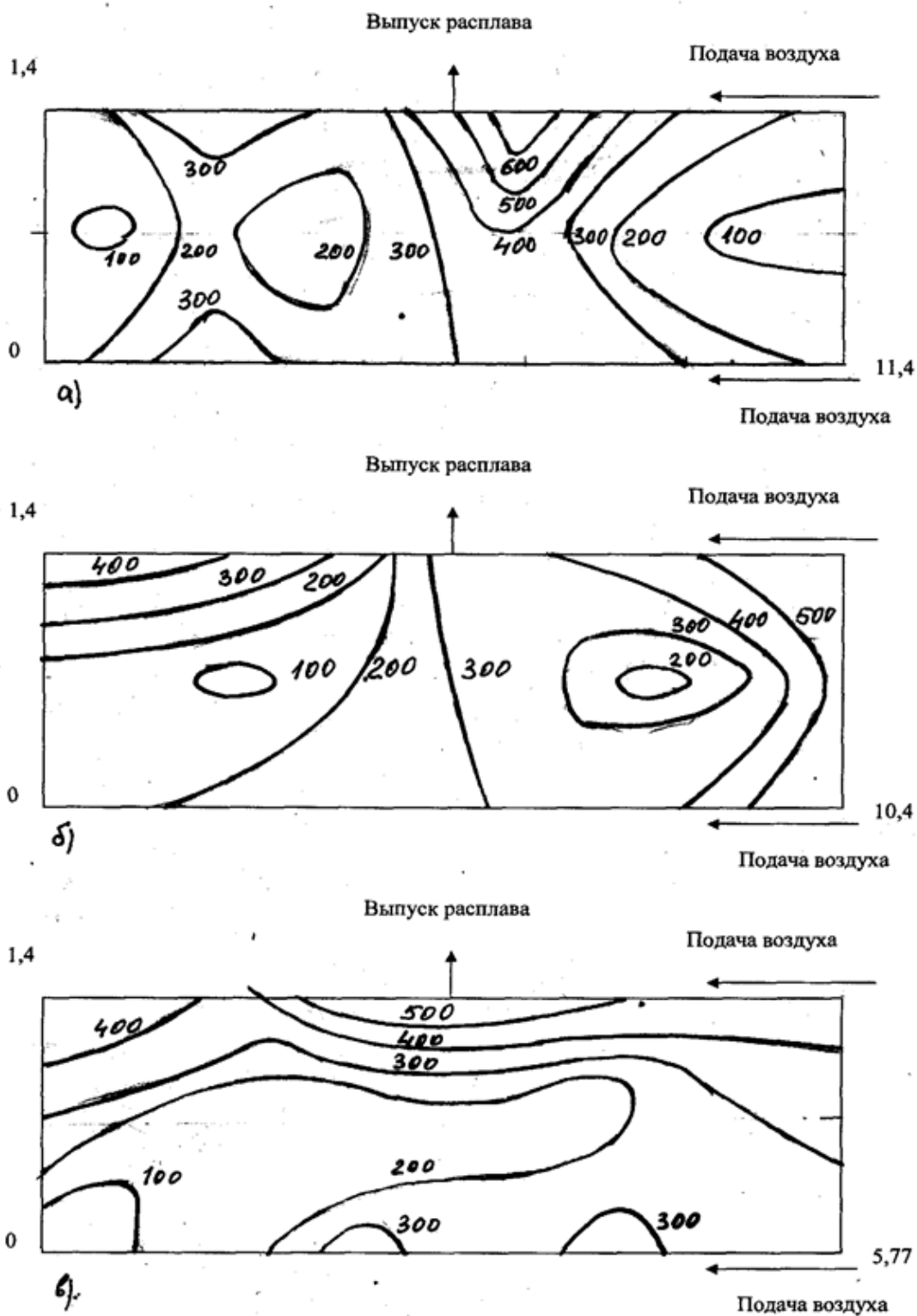


Рисунок 1 - Изменение температуры слоя шихты в шахтных печах на уровне засыпи (цифры у кривых, °С): а) – ЗАО «Карабашмедь»; б) – ОАО «Медногорскиймедносерный комбинат»; в) – ППМ ОАО "Уралэлектромедь". Цифрынаполях – размеры печина уровне засыпи, м

При этом также происходит формирование периферийного хода газов с образованием расширенной слабопродуваемой области по центру печи. Отсутствие дутьевых фурм на торцевой стене ухудшает снабжение воздухом части агрегата, расположенного вблизи нее.

Одним из наиболее оперативных и эффективных способов управления процессом горения твердого топлива в слое и плавления шихты является равномерное распределение воздушного дутья по сечению агрегата, которое достигается при учете аэродинамического сопротивления сети. Это сопротивление включает в себя сопротивление системы внешних газопроводов распределения воздуха по агрегату, а также системы отвода газообразных продуктов плавки.

Существенная неравномерность распределения воздушного дутья по фурмам связана с неправильно выбранными соотношениями размеров распределительных элементов и обусловлена, в первую очередь, возрастанием гидравлического сопротивления воздушной сети от ввода в распределительный коллектор к наиболее удаленной его части. Согласно [4], при кольцевой раздаче воздушного дутья по фурмам для наиболее равномерного его распределения необходимо обеспечивать суммарную площадь поперечного сечения распределительного коллектора равной не менее утроенной площади всех питающихся из него фурм. В реальных же условиях работы шахтных плавильных печей цветной металлургии этот показатель колеблется в пределах 0,44...0,94. При таком геометрическом соотношении коллектора и воздушной сети удельный расход воздуха по длинной стороне печи изменяется с 36...40 м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>мин) у места подачи воздушного дутья до 5...7 м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>мин) в наиболее удаленной части агрегата.

Неравномерность температурного поля по сечению агрегата определяется не только распределением воздушного дутья, но и распределением шихтовых компонентов, в особенности основного источника тепла - кокса. Уникальность исходного сырья цветной металлургии состоит в наличии в нем сульфидов металлов, способных окисляться кислородом воздушного дутья со значительным тепловым эффектом. Поэтому вопросы равномерного распределения кокса как источника тепловой энергии в слое шахтных печей стоят не особенно остро. Тем не менее, при дискретной подаче твердого топлива его распределение в массе рудных компонентов будет определяться способом загрузки и формированием уровня засыпи в соответствии с углами естественного откоса загружаемых материалов.

Наиболее равномерное распределение твердого топлива осуществляется при подаче шихтовых материалов через промежуточное загрузочное устройство конусного типа, устанавливаемого по центру шахты. Образующийся при этом конус загруженной шихты распределяет ее крупные куски по периферии, а мелкие – ближе к центру. Чередуя порции исходных компонентов с учетом их гранулометрического состава, имеющих различные углы естественного откоса, можно создавать условия для равномерного распределения топлива по горизонтальному сечению шахты [5]. Это благоприятствует выравниванию гидравлического сопротивления слоя и предотвращает образование в нем продувов.

Распространенная боковая подача сырых материалов в шахтную печь сопровождается их неравномерным распределением на уровне засыпи. Более крупные куски топлива и рудных составляющих сосредотачиваются на противоположной стороне от завалочного окна. Это создает условия для повышенной газопроницаемости слоя вдоль периферийной части агрегата и, в конечном итоге, увеличивает интенсивность процесса плавления в нем. Для улучшения распределения исходных материалов на колошнике и уменьшения последствий развития этих явлений используют механическое разбиение загрузочного конуса на два или более с применением специальных отражающих устройств (пластина, конус и др.). Двухсторонняя загрузка шихты без этих устройств не обеспечивает создание равномерных условий для плавления шихты, а в ряде случаев усиливает неравномерность распределения твердого топлива.

Условия теплообмена по высоте слоя определяются соотношением теплоемкости потока шихты ( $W_{ш} = G_{ш} C_{ш}$ , где  $G_{ш}$  – массовый расход шихты, кг/ч;  $C_{ш}$  – его кажущаяся теплоемкость, кДж/(кг·град)) и теплоемкости потока газов ( $W_{г} = V_{г} C_{г}$ , где  $V_{г}$  – расход газа, м<sup>3</sup>/ч;  $C_{г}$  – его теплоемкость, кДж/(м<sup>3</sup>·град) [1]. В реальных условиях работы шахтных печей при рациональной высоте слоя загруженной шихты на уровне засыпи наблюдается, как правило, превышение значений  $W_{ш}$  над  $W_{г}$  ( $\frac{W_{ш}}{W_{г}} = 1,2...1,35$ ), что обеспечивает относительно холодное состояние верхней части слоя и низкую температуру отходящих газов (250...300°C). В процессе работы агрегата высота слоя постепенно уменьшается с понижением его аэродинамического сопротивления. Это сопровождается увеличением скорости фильтрации газов и величины пылевыноса, а также изменением условий теплообмена при  $\frac{W_{ш}}{W_{г}}$  меньшим единицы. Тогда по всей высоте слоя шихта постепенно разогревается, а газы удаляются с избыточной температурой до 600...1150°C, что увеличивает тепловые потери с отходящими газами и снижает эффективность использования топлива. При этом наблюдается также последовательное увеличение пылевыноса из слоя. Практические данные показывают, что этот переход проис-

ходит при снижении уровня засыпи материалов около 1м. Поэтому в процессе эксплуатации шахтных печей следует ограничивать колебания уровня слоя, поддерживая его максимальную высоту.

При достаточном общем количестве подаваемого воздуха (до 30000м<sup>3</sup>/ч) расширение окислительной зоны за счет сокращения расположенной выше восстановительной зоны можно достичь, организовав подачу дутья через дополнительные ряды фурм, располагаемых над основными.

Второй ряд, а иногда и третий, следует устанавливать на горизонте начала формирования восстановительной зоны.

Условия развития процесса горения твердого топлива в шахтной печи определяются также количеством, расположением и конструкцией устройств ввода дутья. Исходя из результатов расчетных и экспериментальных исследований [3], общее количество фурм –  $n$ , в ряду для шахтных печей без рециркуляции может быть определено по выражению

$$n = P / 0,5,$$

где:  $P$  – периметр внутренней части агрегата на уровне фурм.

Воздушные фурмы должны располагаться наклонными под углом 17...25 градусов к горизонту, а их диаметр выбирается, исходя из рациональных значений скорости выхода газов в слой заданной высоты.

При двух- и трехрядном расположении фурм наблюдается снижение уровня содержания монооксида углерода в отходящих газах в среднем до 2...3 %. Благодаря подаче дутья в верхние ряды фурм удается создать условия для дожигания COв верхней части слоя и обеспечить дополнительный подогрев опускающейся шихты. Кроме того, такая система подачи дутья способствует увеличению протяженности технологических зон плавления и перегрева расплава, что, в свою очередь, приводит к повышению его конечной температуры. При правильно подобранном соотношении расходов дутья для каждого горизонта можно добиться снижения расхода топлива на процесс до 10...15%, увеличения производительности агрегата на 15...20% при повышении уровня перегрева расплава на 30...50 градусов.

Технико-экономические показатели шахтной плавки могут быть существенно улучшены за счет рационализации профиля шахты, ее размеров (ширина, длина, высота слоя) и совершенствования системы удаления расплава. Более равномерное распределение воздушного дутья по сечению печи достигается при организации пережима на границе нижней части шахты и горна. Уменьшение поперечного сечения горна в районе расположения фурм основного ряда по отношению к размеру шахты основной высоты до 0,85 позволяет также снизить объем холостой колоши, что положительно отражается на экономичности плавки.

В стремлении достичь равномерности газодинамических и температурных полей в поперечном сечении шахтных печей цветной металлургии совершенно не используется способ рациональной организации отвода газообразных продуктов плавки. С этой целью возможно изменение траектории движения газов в слое по высоте агрегата при принудительном удалении части газов (до 15 %) из верхней центральной области столба шихты. Результаты испытаний его на ряде промышленных агрегатов показали реальные возможности этого способа, что выражалось в увеличении производительности агрегата на 10...15 % при снижении общего расхода топлива на 10...12 %.

Для успешного ведения шахтной плавки важно иметь кокс с малой реакционной способностью. Поскольку скорость восстановления диоксида углерода в восстановительной зоне зависит в числе прочих факторов и от размеров кусков твердого топлива, то желательно их связывать с параметрами печи.

Протяженность окислительной зоны в шахтной печи и температуру горения кокса можно увеличить не только за счет повышения скорости газов в межкусковом пространстве и размывании, таким образом, пограничного слоя. Аналогичное воздействие вызывает использование энергии акустического поля, формируемого непосредственно в слое. Образование акустического поля осуществляется при помощи генератора звуковых колебаний и волновода, устанавливаемых на воздушных фурмах основного ряда. В ходе экспериментов было установлено, что при определенных параметрах такого поля в продуваемом слое кусковых материалов происходит разрушение пограничного слоя в межкусковом пространстве. Проверка способа воздействия акустического поля на развитие тепло-массообменных процессов на промышленных слоевых агрегатах (минераловатные и чугунолитейные вагранки, конвейерные агломерационные и обжиговые машины) полностью подтверждают данные лабораторных исследований. Прежде всего, было установлено уменьшение гидравлического со-

противления обрабатываемого слоя на 15...40 %, увеличение скорости и глубины протекания ряда технологических процессов на 20...25 %, повышение производительности на 15...20 %. Возникающее при этом снижение гидравлического сопротивления нагреваемого слоя позволяет уменьшить энергетические затраты на процесс в целом на 5...10 %. При этом в шахтных печах цветной металлургии следует ожидать повышение эффективности развития основных реакций в зонах плавления и перегрева расплава.

Подогрев воздуха в отдельно стоящих подогревателях позволяет увеличить температуру газов непосредственно в зоне горения твердого топлива, что способствует более полному протеканию основных химических реакций в слое, несмотря на интенсификацию эндотермических процессов восстановления диоксида углерода. Эффективность применения подогретого воздуха заметно возрастает при температуре вдуваемого воздуха выше 350...400 °С.

Практические данные показывают, что каждые 100 °С повышения температуры дутья способны повысить температуру перегрева расплава на 15...25 °С и понизить расход кокса на 5...10 %. Однако отмеченный уровень показателей печи в существенной степени зависят от уровня организации ее тепловой и газодинамической работы.

При обогащении дутья кислородом происходит уменьшение объема газов на единицу сгоревшего топлива, что снижает тепловые потери с продуктами горения и, как следствие, повышает температуры в зоне горения. Наиболее эффективно использование кислорода проявляется при обогащении им дутья на 3...4 %. Несмотря на техническое преимущество этого способа воздействия на конечную температуру расплава, его внедрение сдерживается из-за цен на технический кислород.

Использование природного газа для отопления шахтных печей может быть реализовано либо при сжигании его в выносных горелочных устройствах, установленных по периферии кожуха агрегата, либо подачей природного газа непосредственно в слой шихты.

Применение первого способа ограничивается стойкостью выносных горелочных устройств. С другой стороны, при реализации такого способа в шахтных печах развивается периферийный ход газов, который сопровождается расширением зоны восстановления диоксида углерода, что снижает эффективность использования кокса.

Сжигание природного газа непосредственно в коксовой насадке шахтной печи предполагает предварительное образование газовой смеси перед поступлением в слой с коэффициентом избытка воздуха более 3,0. Зажигание такой смеси не происходит даже при наличии источника открытого пламени из-за того, что концентрация метана в ней находится ниже нижнего предела воспламенения природного газа. Сжигание в слое холодной газовой смеси с повышенным значением коэффициента расхода воздуха можно осуществить, если обеспечить ее предварительный подогрев. Такой подогрев может быть обеспечен при прохождении газовой смеси через слой разогретый шихты. В этих условиях смесь может быть нагрета до температур 250...300°С и выше. Приобретенное таким образом физическое тепло газовой смеси способствует образованию вблизи фурм высокотемпературной зоны горения природного газа с температурой 1100...1150°С.

Такой способ формирования температурного поля в шахтных печах позволяет уменьшить протяженность восстановительной зоны и повысить эффективность плавки. При организации сжигания природного газа в таком режиме удельный расход кокса может быть снижен до 30 % при сохранении качественных показателей плавки исходного сырья. При этом степень перегрева расплава даже несколько повышается.

Таким образом, несмотря на значительный срок эксплуатации шахтных печей в процессах цветной металлургии, они имеют существенные резервы улучшения своих технико-экономических показателей за счет совершенствования их тепловой и газодинамической работы, а также внедрения новых, эффективных и малозатратных технологий. Главной же причиной, из-за которой сдерживается внедрение подобных способов, следует считать консерватизм технологов, не стремящихся обременять себя заботами, связанными с внедрением новых процессов.

#### Библиографический список

1. Китаев Б.И. Теплообмен в шахтных печах. Свердловск-Москва: Металлургиздат, 1945, 152 с., с ил.
2. Глинков М.А., Глинков Г.М. Общая теория тепловой работы печей. Учебник для вузов.-2-ое изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1990. 232с.
3. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. М.: Металлургия, 1989. 120 с.
4. Механика жидкости и газа: Учебное пособие для вузов/ Под ред. В.С.Швыдкого. – М.:

ИКЦ «Академкнига», 2003. – 464с.

5. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки./ Н.А.Спирин, Ю.Н.Овчинников, В.С.Швыдкий, Ю.Г.Ярошенко. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 1995. – 243с.

6. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1982.- 239с.

УДК 622.788.001

## КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА АГЛОМЕРАТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДАННЫХ О МАКСИМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ УХОДЯЩИХ ГАЗОВ

Петрышев А.Ю., Колясников А.Ю., Лопатин А.С., Клейн В.И., Берсенеv И.С.

*ООО «Научно-производственное внедренческое предприятие «ТОРЭКС»,  
г.Екатеринбург, Россия, bersenev-ivan@rambler.ru*

**Аннотация:** Показано, что повышение максимальной температуры (теплосодержания) уходящих газов по длине агломашин косвенно свидетельствует о повышении доли расплава в спеке и повышении его прочности. Следствием снижения температуры газов в последних вакуум-камерах агломашин (максимальной температуры газов при спекании) может являться ухудшение прочности агломерата, поэтому при снижении значения температуры в последних вакуум-камерах агломашин ниже определенного (выявленного экспериментально) уровня следует принимать корректирующие меры, например, увеличить расход твердого топлива.

**Ключевые слова:** агломерат, температура, вакуум-камера, качество, прочность, барабанная проба.

## CONTROL OF THE SINTER QUALITY BASED ON THE MAXIMUM TEMPERATURE OF THE OFF-GASES

Petryshev A.J., Kolyasnikov A.J., Lopatin A.S., Klein V.I., Bersenev I.S.

*NPVP TOREX OOO, Ekaterinburg, Russia, bersenev-ivan@rambler.ru*

**Abstract:** This article shows that a max temperature increase (heat content) of off-gas along the length of sintering machine could imply an increase of melt proportion in the sinter and its strength improvement. Deterioration of the sinter strength might occur due to a gas temperature reduction in the last windboxes of the sintering machine (max gas temperature during sintering). Therefore, the corrective actions have to be taken (e.g. consumption of a solid fuel might be increased) in case of temperature value drop in the last windboxes below a specified level (determined by test).

**Keywords:** temperature, sinter, windbox, quality, strength, drum sample.

Агломерат является наиболее распространенным видом доменного сырья, а на большинстве предприятий Европы и Азии – доминирующим рудным компонентом [1, с.34]. Поэтому задача повышения его качества остается актуальной задачей. Одной из проблем управления качеством продукции на аглофабриках является значительный временной интервал между моментом начала процесса спекания и получением информации о качестве продукции: химическом составе, значения барабанной пробы, содержания мелких фракций. Этот временной промежуток между изменением дозировки твердого топлива и оценкой качества агломерата может достигать 2 и более часов, что существенно снижает оперативность принятия решений по управлению качеством. В условиях действующего производства управление качеством агломерата производится за счет организации рационального теплового режима спекания – корректировкой расхода твердого топлива, скорости агломерационной машины или высоты слоя, параметров работы эксгаустера [2, С.552].

Таблица 1 – Результаты лабораторный спеканий

Наименование параметра		Номер опыта									
		№1	№2	№3	№4	№5	№6	№7	№8	№9	№10
Состав шихты	Руда	10,85	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Железорудный концентрат	32,95	45,34	44,92	44,92	42,9	48,2	48,2	48,2	48,2	48,2
	Отсев агломерата и окатышей	5,24	5,46	5,41	5,41	5,42	5,32	5,32	5,32	5,32	5,32
	Колошниковая пыль	0,68	0,71	0,70	0,70	0,70	0,70	0,70	0,70	0,70	0,70
	Известняк	10,48	3,85	8,91	7,00	7,00	7,00	7,00	7,00	7,00	7,00
	Окалина	1,23	1,86	1,85	1,85	1,25	1,85	1,85	1,85	1,85	1,85
	Известь	1,42	5,78	8,73	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18
	Сидерит	3,08	3,21	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18	3,18
	Коксовая мелочь	4,07	3,79	3,75	3,73	3,63	3,57	3,33	3,33	3,33	3,33
	Возврат	30	30	30	30	30	27	27	27	27	27
Влажность, %		9,36	6,47	5,28	6,20	5,57	6,54	6,16	6,72	6,72	6,66
Барабанная проба +5 мм, %		63,67	65,33	63,00	67	65,80	72,67	68,70	69,60	66,56	64,67
Барабанная проба -0,5 мм, %		6,00	5,33	5,33	4,37	5,03	6,00	5,30	5,40	6,35	7,00
Максимальная температура уходящих газов, °С		398	443	349	396	380	485	463	469	469	485
Высота слоя, мм		350	310	350	350	380	450	400	450	480	450
Высота постели, мм		20	20	20	20	20	40	40	60	60	60
Усп, мм/мин		14,74	17,55	15,91	13,78	11,87	19,36	21,30	25,97	25,97	24,30
Удельная производительность, т/м <sup>2</sup> *ч		0,948	1,245	1,150	1,069	0,887	1,509	1,567	1,845	1,738	1,694

Таблица 2 – Результаты лабораторных спеканий [3]

Показатель	Номер опыта					
	1	2	3	4	5	6
Барабанная проба на удар (+5мм), %	63,1	64,4	65,0	63,9	64,0	62,4
Барабанная проба на истирание(-5мм), %	7,5	7,8	7,9	8,9	7,9	7,8
Удельная производительность т/(м <sup>2</sup> ×ч)	1,18	0,96	1,16	1,01	1,29	1,06
Максимальная температура уходящих газов, °С	415	430	425	411	430	405

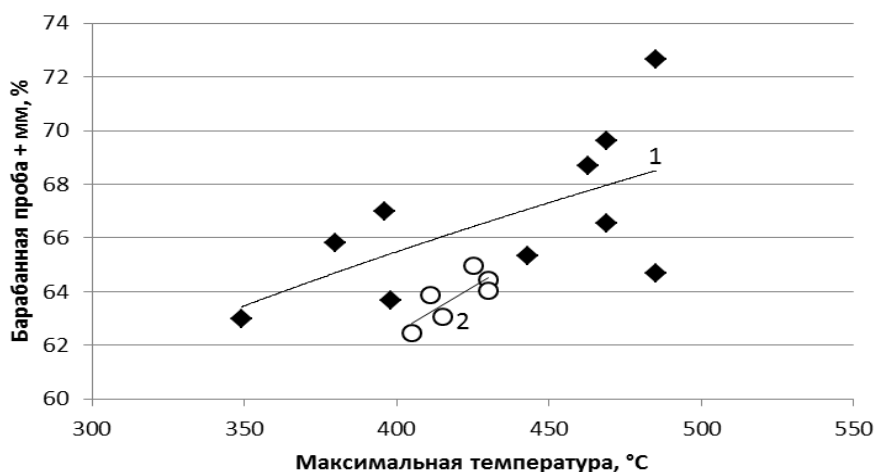


Рисунок 1 – Зависимость значения барабанной пробы от максимальной температуры уходящих газов (1, 2 – данные таблицы 1 и 2, соответственно)

Одним из наиболее важных контролируемых параметров работы агломашины является температура в последних двух вакуум-камерах, на основании которой определяется место окончания процесса спекания. При этом, влияние значения максимальной температуры на качество агломерата в литературе не анализируется. Целью настоящей работы является попытка восполнить этот пробел, а именно определить возможность использования значения температуры в последних вакуум-камерах для прогнозирования изменения качества агломерата. В качестве методологии исследования был выбран статистический анализ с использованием методов линейной регрессии в программном пакете MS Excel.

В качестве исходных данных для исследования были выбраны данные лабораторных исследований авторов настоящей работы (таблица 1) и опубликованные в работе [3] – таблица 2. Зависимость прочности агломерата (по показателю барабанной пробы +5 мм) приведена на рисунке 1. Состав шихты и параметры работы аглоустановки в проведенных экспериментах варьировались в широких пределах.

Анализ полученных данных свидетельствует о повышении качества агломерата при повышении максимальной температуры уходящих газов (что соответствует значению температуры в последней вакуум-камере агломашины). Причиной такой закономерности может служить то, что прочность агломерата в существенной степени зависит от температурно-временных условий спекания в слое агломерата, при этом повышение времени пребывания спека в высокотемпературной зоне (где происходит горение твердого топлива, плавление, кристаллизация) способствует увеличению доли расплава и повышению прочности спека [4]. Максимальная температура уходящих газов характеризует предельное количество тепла, которое может передать спек воздуху в верхней ступени теплообмена, и как показывают результаты исследований Ю.А.Фролова [5], лимитируется, в основном, продолжительностью пребывания воздуха в спеке. На заключительной стадии спекания существенная доля тепла спека, передаваемая уходящим газам, представляет собой скрытую теплоту кристаллизации расплава нижних горизонтов [6, С.218-219]. Таким образом, повышение максимальной температуры (теплосодержания) уходящих газов по длине агломашины косвенно свидетельствует о повышении доли расплава в спеке и повышении его прочности (при неизменности состава шихты, скорости



фильтрации газа и проч.). Снижение же максимальной температуры может указывать на недостаток тепла для спекания, и требует корректировки расхода твердого топлива в шихту.

Для оценки адекватности полученных данных фактическим условиям работы агломашин были проанализированы экспериментальные данные о работе агломашин №1 аглоцеха Качканарского ГОКа в период с января по июнь 2014 года (рисунок 2). На графике приведена зависимость барабанной пробы +5 мм от температуры газов в 19-й вакуум-камере. Пробы отобраны с конвейерного тракта после охладителя, и испытаны в идентичных условиях в соответствии с методикой ГОСТ 13157-77. Представленные данные подтверждают наличие связи между качеством агломерата и значением температуры в последней вакуум-камере. Как видно из графика, несмотря на наличие тенденции повышения качества агломерата по мере роста температуры газа в 19 вакуум-камере, дисперсия экспериментальных точек значительна. Поэтому для оценки возможности использования данного параметра при управлении агломашинной требуется продолжение исследований с целью определения оптимального значения температуры в последней вакуум-камере и связи этого параметра с условиями спекания. Такие исследования планируются авторами в ближайшем будущем.

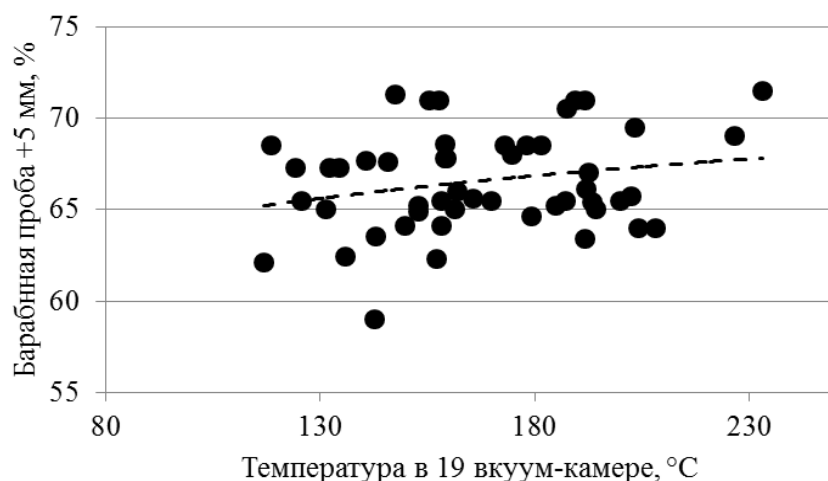


Рисунок 2 – Барабанной пробы +5 мм от температуры в 19 вакуум-камере

Таким образом, повышение максимальной температуры (теплосодержания) уходящих газов по длине агломашин косвенно свидетельствует о повышении доли расплава в спеке и повышении его прочности (при неизменности состава шихты, скорости фильтрации газа и проч.). Следствием снижения температуры газов в последних вакуум-камерах агломашин (максимальной температуры газов при спекании) может являться ухудшение прочности агломерата, поэтому при снижении значения температуры в последних вакуум-камерах агломашин ниже определенного (выявленного экспериментально) уровня следует принимать корректирующие меры, например, увеличить расход твердого топлива. Исследование возможности использования представленных в настоящей работе закономерностей для управления агломерационным производством составляет цель дальнейших исследований авторов.

#### Библиографический список

1. Современный доменный процесс. Введение / М.Геедерс, Р.Ченьо, И.Курунов, О.Лингарди, Д.Риккетс. М.: Metallurgizdat, 2016. 280 с.
2. Фролов Ю.А. Агломерация. Технология. Теплотехника. Управление. Экология. М.: Metallurgizdat, 2016. 672 с.
3. Изменения параметров процесса спекания железорудного агломерата при использовании доломита в производстве ОАО «Уральская Сталь» / И.С.Берсенев, Н.А.Майстренко, А.Ю.Петрышев, Ю.А.Чесноков // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации, 2016, №3 (1395), с.52-57
4. Каплун Л.И. Анализ процессов формирования агломерата и совершенствование технологии его производства / автореферат дисс.докт.техн.наук, Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2000 г., 50с.
5. Теплотехнические аспекты процесса агломерации / Ю.А.Фролов // Сталь, №12, 2003, с.2-11
6. Теплотехника процессов агломерации / В.И.Клейн, Б.А.Боковиков, С.Н.Евстюгин, А.А.Кутузов, И.С.Берсенев / Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2013, 267с.

## ОПТИМИЗАЦИЯ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ

Рошчупкина Е.Ю., Кожухова В.И., Кожухов А.А., Бондарчук А.А.

*Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова (филиал)  
НИТУ «МИСиС»,  
г. Старый Оскол, Россия, koshuhov@yandex.ru*

**Аннотация:** На основе проведенных исследований предложен оптимальный энерготехнологический режим, позволяющий повысить технико-экономические показатели выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах, а именно снизить удельный расход электроэнергии на 1% и увеличить выход жидкого металла на 0,7% за счет изменения графика ввода кокса и кислорода по ходу плавки.

**Ключевые слова:** дуговая сталеплавильная печь, энерготехнологический режим, металлуро

## OPTIMIZATION OF THE POWER TECHNOLOGICAL MODE SMELTING BECAME IN ARC STEEL-SMELTING FURNACES

Roshchupkina E.Yu., Kozhukhov V.I., Kozhukhov A.A., Bondarchuk A.A.

*Stary Oskol institute of technology of A. A. Ugarov (branch) of NITU "MISIS",  
Stary Oskol, Russia, koshuhov@yandex.ru*

**Summary:** On the basis of the conducted researches the optimum power technological mode allowing to raise technical and economic indicators of smelting of steel in arc steel-smelting furnaces, namely to cut a specific consumption of the electric power on 1% and to increase an exit of liquid metal to 0,7% due to change of the schedule of input of coke and oxygen on the melting course is offered.

**Keywords:** arc steel-smelting furnace, power technological mode, DRI, HBI.

Дуговые сталеплавильные печи (ДСП) получают все большее распространение для выплавки различных марок сталей, о чем свидетельствует постоянный рост доли стали выплавляемой в этих печах [1]. Это объясняется возможностью использования при выплавке стали современных шихтовых материалов (металлизированные окатыши, горячебрикетированное железо), что позволяет получать высококачественные стали с низким содержанием вредных примесей [2]. В настоящее время, разработано большое количество мероприятий направленных на повышение технико-экономических показателей плавки стали в ДСП (донная продувка, использование топливно-кислородных горелок и др.) [3-5]. Несмотря на это существуют резервы повышения эффективности электроплавки стали за счет оптимизации энерготехнологического режима плавки стали в дуговых печах.

Получение стали с использованием в качестве шихтовых материалов (металлизированных окатышей, горячебрикетированного железа) предусматривает либо их непрерывную загрузку в печь, либо загрузку их в завалку. Наиболее совершенной технологией переплава металлизированных окатышей является их непрерывная загрузка в печь по ходу плавки, а горячебрикетированное железо обычно используют в металлозавалке. Особенности технологии электроплавки стали на данной металлошихте заключаются в следующем на первом этапе работы электропечи осуществляют завалку стального лома (25 %) и горячебрикетированного железа (5 %) и производят присадку коксика через отверстие в своде (до 600 кг). После этого начинают процесс расплавления металлошихты, по мере образования жидкой ванны начинают непрерывную загрузку металлизированных окатышей с одновременной продувкой ванны кислородом через газокислородные модули и вдуванием углеродсодержащих материалов (УСМ) по заданной программе (таблица 1). Перед выпуском металла из печи производят раскисление металла и шлака путем присадки коксика через отверстие в своде и вдуванием УСМ при помощи газокислородного модуля (таблица 2).

Таблица 1 - Режим работы газокислородных горелок в период расплавления до образования жидкой ванны по традиционной технологии

Расход электроэнергии, МВт·час	До 7	От 7 до 9	От 9 до 12	От 12 до 16	От 16 до 20	От 20 <sup>1</sup>
Расход кислорода, м <sup>3</sup>	450	700	1200	2000	2000	2000
Расход углерода, кг/мин	0	0	0	15	15	15

Таблица 2 - Режим работы газокислородных горелок в конце плавки по традиционной технологии.

Процент загрузки ДСП, % <sup>2</sup>	От 90 до 95	От 95 до 98	От 98 до 100
Расход кислорода, м <sup>3</sup>	2000	2000	700
Расход углерода, кг/мин	15	15	15

Анализ данной технологии позволяет сказать, что присадка коксика через отверстие в своде печи в начале процесса плавания может приводить к его частичному сгоранию и уносу через газоочистку, а раскисление металла и шлака перед выпуском из печи может привести к сильному газо-пламя выделению и ухудшению тепловой работы водоохлаждаемых панелей свода печи. Перечисленные факторы приводят к снижению эффективности электроплавки стали. Все это говорит о необходимости корректировки энерготехнологического режима плавки стали.

С целью устранения выше перечисленных факторов были проведены исследования, направленные на оптимизацию энерготехнологического режима электроплавки стали путем изменения следующих параметров:

- количества кокса в завалку;
- количества УСМ вводимого через горелки;
- времени начала вдувания УСМ;
- количества продуваемого кислорода и т.п.

На основании проведенных исследований для снижения уноса и сгорания коксика в начале периода расплавления, необходимо отдачу коксика через свод печи производить порциями совместно с металлизированными окатышами, при этом осуществлять вдувание дополнительного количества УСМ через газокислородный модуль (табл. 3). Это позволяет существенно увеличить степень усвоения коксика и снизить величину его уноса в газоочистку, так как в данный момент металлозавалка уже частично расплавлена и подаваемый коксик будет попадать непосредственно в расплав. Снизить сильное газо-пламя выделение в процессе присадки коксика через отверстие в своде печи для раскисления стали и шлака перед ее выпуском можно за счет снижения расхода вдуваемого кислорода и увеличения расхода, вдуваемого УСМ непосредственно перед выпуском стали (табл. 4). При этом недостаток коксика (подаваемый через свод печи) будем компенсирован свободным углеродом металлизированных окатышей. Кроме того, предложенный режим позволит сократить продолжительность плавки за счет сокращения времени необходимого для отведения «труботочки» перед выпуском металла по которой подаются сыпучие материалы, в том числе и коксик (около 2 минут).

Таблица 3 - Режим работы газокислородных горелок в период расплавления до образования жидкой ванны по предлагаемой технологии.

Расход электроэнергии, МВт·час	До 7	От 7 до 9	От 9 до 12	От 12 до 16	От 16 до 20	От 20*
Расход кислорода, м <sup>3</sup>	450	700	1200	2000	2000	2000
Расход углерода, кг/мин	0	0	0	40	40	16

<sup>1</sup> По данному режиму печь работает до загрузки металлошихты 95% от планируемой.

<sup>2</sup> Процент загрузки приводится в связи с выплавкой сталей различного химического состава, количества металлошихты, а также различной температурой выпуска стали.

Таблица 4 - Режим работы газокислородных горелок в конце плавки по предлагаемой технологии.

Процент загрузки ДСП, %*	От 90 до 95	От 95 до 98	От 98 до 100
Расход кислорода, м <sup>3</sup>	2000	1200	700
Расход углерода, кг/мин	16	16	16

По результатам проведенных исследований можно сказать, что предложенный энерготехнологический режим позволит повысить технико-экономические показатели выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах, а именно снизить удельный расход электроэнергии на 1% и увеличить выход жидкого металла на 0,7 %.

#### Библиографический список

1. Стомахин А.Я., Шалимов А.Г. О работе IX Международного конгресса сталеплавильщиков. // «Электрометаллургия», № 2, 2007г., с. 37 – 39.
2. Шалимов А.Г., Трахимович В.И. Использование железа прямого восстановления при выплавке стали – М.: Metallurgy, 1982г., 248с.
3. Лопухов Г.А. // Эволюция сталеплавильного производства к 2010 году. Электросталь. № 5, 2002г. с. 2-3.
4. Гейхман М.В., Кузнецов Л.Н. Совершенствование выплавки электростали с использованием металлизированного сырья при дуговом разогреве Бюл. «Черметинформация», 1982г., 30с.
5. Милович Р., Некрасов В.М., Дюбанов В.Г. // Инжекционные технологии и возможность их внедрения в производство. // «Электрометаллургия», №6, 2002г., с. 2 – 14.

УДК 621.783.24 (075)

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Михайличенко Т.А., Сюсюкин А.Ю., Гальчун А.Г.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия  
АО «ЕВРАЗ ЗСМК»,  
Новокузнецк, Россия, archimih@mail.ru*

**Аннотация:** Разработаны мероприятия по снижению расхода топлива на нагревательных печах шаропрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на основе аналитического обзора современных технических решений по экономии топлива в нагревательных устройствах черной металлургии. Проведены теплотехнические расчеты, подтверждающие эффективность предлагаемых мероприятий.

**Ключевые слова:** шаропрокатный стан, камерная печь с шагающими балками, секционная роликовая печь, расход топлива, кладка печи, волокнистая теплоизоляция, опорные трубы, металлический петлевой рекуператор, оребренный пластинчатый теплообменник, тепловой баланс.

## IMPROVING THE EFFICIENCY OF HEATING FURNACES OF METALLURGICAL PRODUCTION

Mihaylichenko T.A., Syusyukin A.J., Galchun A.G.

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia  
JSC «EVRAZ ZSMK»,  
Novokuznetsk, Russia, archimih@mail.ru*

**Annotation:** Activities to reduce fuel consumption of reheating furnaces of ball-rolling plant «EVRAZ ZSMK» has been developed. The research was based on an analytical review of modern technical solutions for fuel savings in heating devices of the steel industry. Heat engineering calculations confirm the efficiency of the proposed activities.

**Keywords:** ball-rolling mill, chamber furnace with walking beams, sectional roller furnace, fuel consumption, furnace masonry, fibrous insulation, pipes, metal loop heat exchanger, finned heat exchanger, heat balance.

Актуальность выбранной темы исследования определяется сложным экономическим положением в металлургической отрасли, особенно в последние годы. Повышение цен на топливо и энергоносители, проблемы с рынками сбыта и многое другое заставляют потребителей и производителей печного оборудования и теплотехников принимать решительные меры, направленные на экономию энергоресурсов в нагревательных печах.

Целью настоящей работы является разработка мероприятий по снижению расхода топлива на нагревательных печах шаропрокатного цеха (ШПЦ) АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Для достижения этой цели были поставлены следующие задачи:

1. Изучить возможности и перспективы снижения расхода топлива на нагревательных печах конкретного производственного участка.

2. Проанализировать тепловые балансы печей шаропрокатных станов (ШПС-1 и ШПС-2) ШПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

3. Рассмотреть возможность и целесообразность применения эффективных огнеупорных и теплоизоляционных материалов в кладке свода и стен, а также теплоизоляции на опорных водоохлаждаемых трубах.

4. Выбрать и рассчитать рекуператор для печи ШПС-2.

Шаропрокатное производство на АО "ЕВРАЗ ЗСМК" оборудовано двумя шаропрокатными станами общей производительностью до 120 тысяч тонн в год. Объектами исследования в данной работе были две печи.

**Секционная роликовая печь** с торцевой посадкой и торцевой выдачей заготовок расположена на печном участке шаропрокатного стана №1 (ШПС-1) [1].

В печи производится нагрев под прокатку заготовок круглого сечения диаметром 40, 60, 80 мм из углеродистых, низколегированных и легированных конструкционных марок сталей. Транспортировка заготовок в печи осуществляется по печному рольгангу. Печи отапливаются природным газом с теплотой сгорания  $34769 \text{ кДж/м}^3 \pm 840 \text{ кДж/м}^3$ . Газ сжигается в газовых плоскопламенных горелках типа ППГК-140М [2]. Максимальный расход газа на печь равен  $1300 \text{ м}^3/\text{час}$ . Рабочий расход газа составляет  $1000\text{-}1100 \text{ м}^3/\text{час}$ .

**Камерная печь с шагающими балками** с торцевой посадкой и выдачей заготовок расположена на печном участке шаропрокатного стана №2 (ШПС -2). В печи производится нагрев под прокатку заготовок из углеродистых марок сталей. Печи отапливаются природным газом с теплотой сгорания  $34769 \text{ кДж/м}^3 \pm 840 \text{ кДж/м}^3$ , который сжигается в газовых плоскопламенных горелках ГР-1500П. Рабочий расход газа составляет  $950\text{-}1100 \text{ м}^3/\text{час}$  [3].

Печь ШПС -2 является печью периодического действия. Коэффициент полезного действия (КПД) действующей печи составляет 21,79 %, а коэффициент использования топлива (КИТ) - 56,96 % [3].

Балансовые испытания проводятся с периодичностью один раз в 3 года или до и после капитального ремонта печей. Капитальный ремонт нагревательных печей прокатного производства проводится один раз в 2 года.

Целью испытаний печи является:

- получение статистических данных по работе нагревательной печи;
- анализ полученных данных, сравнение с проектными данными и результатами последних испытаний, установление причин отклонения от последних;
- определение основных технико-экономических показателей работы печи: производительность, КПД, КИТ, расход условного топлива, расход топлива на нагрев металла до и после капитального ремонта печи, оценка эффективности проведения ремонта и др.;
- определение основных статей прихода и расхода тепла;
- разработка мероприятий по дальнейшему улучшению показателей работы печей и их оценка после внедрения.

Тепловой баланс печи выражается уравнением, связывающим статьи прихода и расхода тепла. Кроме того, что на базе теплового баланса определяются основные теплотехнические показатели печи, на действующих предприятиях его можно рассматривать как инструмент анализа и совершенствования работы печи.

Анализ теплового баланса печи ШПС-1 проводился на основе данных, представленных в таблице 1.

Тепловой баланс этой печи составлялся в 2008 и 2011 годах. На печи предусмотрена утилизация тепла (металлический петлевой рекуператор). Из таблицы 1 видно, что физическое тепло воздуха

уменьшилось с 11,95 до 8,68 %, что должно было привести к увеличению потерь тепла с уходящими газами ( $Q_{\text{г}}$ ), но на самом деле потери тепла с уходящими газами уменьшились:

- в 2008 году 42,51 %;
- в 2011 году 40,11 %.

Потери тепла с охлаждающей водой уменьшились с 38,05 до 35,39 %, что было связано с изменением температурного режима пятой зоны печи и заменой роликов.

Кроме того, по сравнению с 2008 годом увеличились потери тепла через кладку печи на 2 %, что свидетельствует о значительном износе футеровки.

Таблица 1– Тепловой баланс печи ШПС-1

Статьи баланса	2008 год	2011 год
	%	%
Приход тепла:		
Химическое тепло топлива ( $Q_{\text{т}}$ )	87,58	90,92
Физическое тепло воздуха ( $Q_{\text{в}}$ )	11,95	8,68
Окисление металла ( $Q_{\text{о}}$ )	0,47	0,40
ИТОГО:	100	100
Расход тепла:		
Тепло нагретого металла ( $Q_{\text{н}}$ )	11,31	9,58
Потери тепла с охлаждающей водой ( $Q_{\text{о.в}}$ )	38,05	35,39
Потери тепла излучением ( $Q_{\text{л}}$ )	0,55	0,98
Потери тепла через кладку ( $Q_{\text{к}}$ )	5,25	7,28
Потери тепла через кладку ( $Q_{\text{к}}$ )	42,51	40,10
Потери тепла с уходящими газами ( $Q_{\text{г}}$ )	0,14	0,12
Потери тепла с окалиной ( $Q_{\text{о.к}}$ )	2,19	6,55
Неучтенные потери ( $Q_{\text{н.у}}$ )		
ИТОГО:	100	100

Для увеличения производительности печи рассматривается вопрос о замене двухручьевых роликов на трехручьевые, что позволит увеличить садку печи, улучшить эффективность использования топлива за счет увеличения расходной статьи теплового баланса на нагрев металла, при этом КПД печи увеличится.

С целью снижения потерь тепла с охлаждающей водой предлагаются следующие мероприятия:

- в низкотемпературных зонах печи заменить стальные водоохлаждаемые ролики на цельные ролики из жароупорного чугуна;
- использовать изоляцию роликов.

Аналогично можно проанализировать тепловой баланс печи ШПС-2 (таблица 2).

Таблица 2– Тепловой баланс печи ШПС-2

Статьи баланса	2005 год	2008 год	2011 год
	%	%	%
Приход тепла:			
Химическое тепло топлива ( $Q_{\text{т}}$ )	98,02	98,26	98,51
Окисление металла ( $Q_{\text{о}}$ )	1,98	1,74	1,49
ИТОГО:	100	100	100
Расход тепла:			
Тепло нагретого металла ( $Q_{\text{н}}$ )	25,86	21,04	17,88
Потери тепла с охлаждающей водой ( $Q_{\text{о.в}}$ )	30,87	32,33	37,26
Потери тепла излучением ( $Q_{\text{л}}$ )	0,20	0,19	0,20
Потери тепла через кладку ( $Q_{\text{к}}$ )	1,68	2,59	2,46
Потери тепла с уходящими газами ( $Q_{\text{г}}$ )	39,09	41,55	39,75
Потери тепла с окалиной ( $Q_{\text{о.к}}$ )	0,65	0,54	0,45
Неучтенные потери ( $Q_{\text{н.у}}$ )	1,65	1,76	2,00
ИТОГО:	100	100	100

Данная печь является печью периодического действия, нагрев в которой осуществляется по

циклу « посадка – нагрев – выдача», поэтому балансовые испытания проводились на протяжении одного цикла работы от момента посадки первой заготовки до момента выдачи [3].

В период испытаний измеряли:

- параметры нагреваемого металла;
- параметры теплоносителей (вода, газ, воздух);
- параметры печи в период работы (температура деталей конструкции печи).

Тепловой баланс данной печи составлялся в 2005, 2008 и 2011 годах. На этой печи не предусмотрена утилизация тепла.

Расчет теплового баланса и сравнение его со средними показателями работы печей такого же типа позволяет сделать вывод, что анализируемая печь имеет высокие потери тепла с охлаждающей водой, теплопроводностью через кладку и с уходящими продуктами сгорания. Высокие потери тепла этих статей теплового баланса, в свою очередь, ведут к увеличению расхода топлива, снижению КПД и КИТ печи.

В исследуемый период увеличились потери тепла с охлаждаемой водой:

- в 2005 году – 30,87 %;
- в 2008 году – 32,33 %;
- в 2011 году – 37,26 %, что должно было снизить КПД – это и наблюдается в тепловом балансе печи.

КПД печи снижался и составлял:

- в 2005 году – 25,86 %;
- в 2008 году – 21,04 %;
- в 2011 году – 17,88 %.

Потери тепла через кладку изменяются незначительно, поэтому на КПД существенно не повлияли.

Потери тепла с продуктами сгорания изменялись так:

- в 2005 году – 39,09 %;
- в 2008 году – 41,55 %;
- в 2011 году – 39,75 %.

Приведенные выше данные приводят к выводу о том, что имеет смысл подумать об утилизации тепла на этой печи, но в данном случае речь может идти о рекуператоре, а не о рекуперативной горелке, т.к. они дороже и их устанавливают обычно не при реконструкции, а при проектировании новой печи.

Что же касается потери тепла с охлаждаемой водой, то здесь, по-видимому, следует предусмотреть хорошую современную изоляцию водоохлаждаемых балок печи.

Для повышения эффективности работы печи с шагающими балками ШПС-2 предлагается осуществить ряд мероприятий:

- Применить эффективные огнеупорные и теплоизоляционные материалы в кладке свода и стен.
- Применить волокнистую изоляцию на опорных трубах.
- Установить теплоутилизирующее устройство – рекуператор.

Для футеровки нагревательных печей в настоящее время широко применяются жароупорные бетоны, пластичные и набивные массы, волокнистые и легковесные огнеупоры. Эффективно выполнение подвесного свода из жароупорного бетона. Проанализировав актуальную в настоящее время информацию по этому вопросу, можно сделать вывод, что применение таких материалов снизит расход топлива примерно на 3-5 %.

Статья потерь тепла с охлаждающей водой в тепловом балансе является наиболее существенной, и, как показывает опыт эксплуатации печей в других цехах, наилучшие результаты дает двухслойная изоляция с наружным слоем из жароупорного бетона и внутренним – из керамического материала. Так, на печи с шагающими балками рельсобалочного цеха и на нагревательной печи стана 250 сортопрокатного цеха при применении аналогичной изоляции балок потери тепла с водой не превышают 10 %. Уменьшение потерь тепла на водоохлаждаемых элементах печи ШПС-2 при применении изоляции может составить примерно 10-15 %. Кроме того, применение современных огнеупорных и изоляционных материалов на водоохлаждаемых элементах печей, таких как опорные и шагающие балки, увеличивает их срок службы минимум в два раза, что в свою очередь снижает затраты на ремонт тепловых агрегатов.

Нагревательные печи, как правило, оборудуются рекуператорами – теплообменниками непрерывного действия, в которых за счет тепла уходящего дыма подогревается воздух (реже газ) для горения [4].

Исходными данными для выбора и расчета рекуператора являются требуемая температура подогрева воздуха, температура уходящего дыма и конкретные условия работы рекуператора. Для рассматри-

ваемой нами печи уместно использование металлического трубчатого петлевого рекуператора [5,6].

В работе был сделан расчет и анализ теплового баланса после установки рекуператора [7]. Тепловой баланс печи ШПС-2 до и после установки металлического петлевого трубчатого рекуператора представлен в таблице 3.

Таблица 3 – Тепловой баланс печи ШПС-2 до и после установки рекуператора

Статьи баланса	Без рекуператора	С рекуператором
	%	%
Приход тепла:		
Химическое тепло топлива ( )	98,26	88,30
Окисление металла ( )	1,74	2,00
Физическое тепло воздуха ( )	0	9,70
ИТОГО:	100	100
Расход тепла:		
Тепло нагретого металла ( $Q_m$ )	21,04	24,70
Потери тепла с охлаждающей водой ( )	32,33	37,90
Потери тепла излучением ( )	0,19	0,20
Потери тепла через кладку ( )	2,59	3,00
Потери тепла с уходящими газами ( )	41,55	31,50
Потери тепла с окалиной ( )	0,54	0,60
Неучтенные потери ( )	1,76	2,10
ИТОГО:	100	100

В результате количественного перераспределения потерь тепла по статьям теплового баланса коэффициент полезного действия печи (КПД) увеличился и составил 27,9 %, а коэффициент использования топлива составил 64,4 %.

Таким образом, можно сделать вывод, что после установки рекуператора на печь ШПС-2 КПД повысился на 6,1 %, КИТ – на 7,4 % (сравнение с данными 2008г.).

Обзор последних достижений в области утилизации тепла в черной металлургии показал, что в настоящее время альтернативой металлическому рекуператору являются отечественные оребренные пластинчатые теплообменники (ОПТ), характеристики которых превышают практически все показатели зарубежных аналогов. Особенностью и специфичностью рекуператоров ОПТ является фактор равномерного распределения входящих потоков (как по дымовой, так и по воздушной сторонам). Был сделан сравнительный анализ трубчатого рекуператора и ОПТ, из которого можно сделать вывод, что самый главный плюс рекуператора ОПТ по сравнению с металлическим рекуператором - это низкие масса и объем конструкции. Еще одним важным преимуществом ОПТ является достаточно низкая цена.

Основные результаты, следующие:

- проанализированы возможные пути экономии топлива при действующей технологии нагрева,
- обоснованы и выбраны для модернизации конструктивные элементы (волоконистая изоляция на опорных трубах, более эффективные огнеупорные и теплоизоляционные материалы в кладке стен и свода, теплоутилизирующее устройство),
- представлено расчетное подтверждение эффективности установки рекуператора, а именно, на базе составления теплового баланса показано повышение основных технико-экономических показателей работы печи (КПД, КИТ, расхода топлива).

#### Библиографический список

1. Роликовая печь ШПС-1: технический паспорт / Ф.И. Медведев, Е.А. Нюняев, Е.А. Колотов; ОАО "Новокузнецкий металлургический комбинат". – Новокузнецк: 2004. – 23 с.
2. Современные горелочные устройства (конструкции и технические характеристики): справ.издание / А.А. Винтовкин [и др.] – М.: Машиностроение – 1, 2001. – 496 с.
3. Проведение тепловых испытаний печи с шагающими балками ШПС-2: отчет/ Е.А. Колотов, Е.В. Могильный, А.Ю. Сюсюкин; ОАО "ЕВРАЗ ЗСМК" - Новокузнецк: 2008. – 22 с.
4. Теплотехника металлургического производства. В 2т. Т.2: Конструкция и работа печей: учебное пособие для вузов / В.А. Кривандин, В.В. Белоусов, Г.С. Сборщиков [и др.] – М.: МИСИС, 2001. – 736 с.



5. Рекуператоры для промышленных печей : учеб. пособие / В.М. Павловец; Сиб. гос. индустр. ун-т. - Новокузнецк :Изд. центр СибГИУ, 2012. – 218 с.

6. Расчеты камерных печей: учебник / В.В Стерлигов, Т.А Михайличенко; Сиб. гос. индустр. ун-т. - Новокузнецк: СИБГИУ, 2010. – 110 с.

7. Гальчун А.Г., Михайличенко Т.А., Сюсюкин А.Ю. Снижение расхода топлива на нагревательных печах АО «ЕВРАЗ ЗСМК» // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всеросс. науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых / Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – Вып.21. – Ч.П2. Metallургические процессы, технологии, материалы и оборудование. – С.170-172.

УДК 662.741.34

## **ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКИ ПОДГОТОВЛЕННОЙ УГОЛЬНОЙ ШИХТЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДОМЕННОГО КОКСА**

**Прошунин Ю.Е., Школлер М.Б.**

*Общество с ограниченной ответственностью "Энергоресурс",  
г. Новокузнецк, Россия, proshunin\_ue@mail.ru  
Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, shkoller@mail.ru.*

***Аннотация:** В докладе рассмотрена историческая ретроспектива развития технологии термической подготовки угольной шихты перед коксованием. Приведена информация о создании на основе обобщения передового мирового опыта на Западно-Сибирском металлургическом комбинате (г. Новокузнецк) опытно-промышленной и промышленной установок (коксовые батареи 1 и 7). На основе результатов исследований показаны эффективность и перспективность процесса термической подготовки угольной шихты.*

***Ключевые слова:** Угольная шихта, термическая подготовка, доменный кокс, качество, эффективность.*

## **ABOUT THE EFFECTIVENESS OF THERMALLY PREPARED COAL CHARGE FOR THE PRODUCTION OF BLAST FURNACE COKE**

**Proshunin Y.E., Shkoller M.B.**

*The limited liability company «Energoresurs»,  
Novokuznetsk, Russia, proshunin\_ue@mail.ru  
Siberian state industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, shkoller@mail.ru*

***Abstract:** The article describes the historical retrospective of the development of technology thermal preparation of coal charge before coking. Provides information on the establishment on the basis of generalization of world experience in the West Siberian metallurgical plant (Novokuznetsk), the pilot and industrial facilities (coke oven batteries 1 and 7). Based on the results of studies have shown the efficacy and promising process of thermal preparation of coal charge.*

***Keywords:** coal charge, thermal preparation, blast-furnace coke, quality, efficiency.*

Получение чугуна невозможно без наличия качественного, отвечающего жестким современным требованиям кокса, выполняющего тройную функцию в доменной печи: источника тепла, восстановителя и разрыхлителя. Причем снижение расхода кокса от нормальных 500 кг/т чугуна за счет вдвухания пылеугольного топлива выдвигает еще более жесткие требования к качеству каменноугольного кокса [1].

Повышению качества кокса препятствует состояние сырьевой базы российской коксохимии, не позволяющее производить кокс, качество которого соответствовало бы международному уровню и потребностям доменного производства из-за дефицита отдельных марок коксующихся углей и, самое

главное, значительного произвола в формировании сырьевых баз фабрик, обогащающих коксующиеся угли. В связи с изложенным выше, в разряд первоочередных встают задачи внедрения современных технологий подготовки угольной шихты для коксования.

Одним из самых перспективных процессов, по мнению авторов доклада, является термическая подготовка угольной шихты перед коксованием. Этот процесс получил широкое распространение в мире в 70-80-х годах XX века. Так, в 1981 году функционировало 19 установок в США, ФРГ, Великобритании, Франции, Швеции, Японии, ЮАР и Зимбабве [2].

Как правило, для нагрева угольной шихты использовались реакторы кипящего слоя или трубы сушилки. Производительность агрегатов по влажной шихте составляла 36-100 тонн в час. Для загрузки термически подготовленной угольной шихты (ТПШ) в камеры коксовых батарей использовались следующие технологии: "Коултек" (США) (наиболее широко распространена - используется в 10 установках), "Прекарбон" (ФРГ) и "Отто-Симкар" (Великобритания). В первых двух технологиях предусмотрена передача термически подготовленной шихты (ТПШ) в камеры коксовых печей при помощи специальных устройств, расположенных на верху коксовых батарей: по трубам посредством перегретого водяного пара ("Коултек") и скребковым конвейером ("Прекарбон"), в третьей – используется углезагрузочная машина (УЗМ) с автономной системой отсоса (АСО).

Во второй половине 70-х годов XX века в СССР в комплексе коксовой батареи №1 ЗСМК (г. Новокузнецк) была сооружена опытно-промышленная установка термической подготовки шихты в "кипящем слое" производительностью 30-50 т/ч. Для загрузки ТПШ был использован двухбункерная УЗМ с автономной системой очистки и дожигания газов загрузки. Опытно-промышленные коксования осуществлялись на печах объемом 30 м<sup>3</sup> с высотой и шириной камер 5 м и 450 мм соответственно.

В результате исследовательских работ, выполненных Восточным углехимическим научно-исследовательским институтом (ВУХИН) (г.г. Екатеринбург, Новокузнецк) получены следующие основные результаты: отработана технология получения ТПШ с температурой 130-150 °С с влажностью 0,5-1,0 %, достигнута стабильность процесса загрузки шихты и работы системы АСО, впервые установлены закономерности распределения объемной плотности ТПШ в камере коксовой печи при загрузке ее через один бункер УЗМ, показано, что в среднем насыпная плотность ТПШ на 20 % превышает соответствующий показатель для влажной шихты, а производительность коксовых батарей может возрасти на 40 % при снижении расхода тепла на 10-12 %; впервые установлено, что давление распираания коксуемой загрузки ТПШ примерно в два раза больше, чем влажной шихты, впервые установлено, что температура поверхности стены камер при загрузке ТПШ падает на 30-40 °С ниже, чем при загрузке влажной шихты.

На основе анализа и обобщения отечественного и зарубежного опыта в 1985г. по исходным данным ВУХИНа и Украинского углехимического научно-исследовательского института (Харьков) и проекту Гипрококса (Харьков) была сооружена и принята в эксплуатацию первая в СССР промышленная установка термической подготовки шихты (УТПШ) и загрузки ее коксовые печи в комплексе с коксовой батареей № 7 Западно-Сибирского металлургического комбината. Установка была оснащена четырьмя трубами-сушилками производительностью 120 т/ч по исходной угольной шихте каждая (диаметр 1100 мм, рабочая длина 32 м). Для загрузки ТПШ был использован однобункерная УЗМ с АСО, очистки и дожигания газов загрузки. Промышленные коксования осуществлялись на печах объемом 41,6 м<sup>3</sup> с высотой и шириной камер 7 м и 410 мм соответственно.

В ходе пуско-наладочных работ возник ряд серьезных проблем, связанных с проектными недоработками, отсутствием опыта освоения подобных установок и дискретным режимом работы технологических агрегатов. Последнее было вызвано неудовлетворительным состоянием кладки коксовой батареи №7, что привело к невозможности выделения для коксования ТПШ участка более, чем из 4-8 печей (продолжительность работы агрегата нагрева шихты составила не более двух-трех часов в сутки). Были предложены, испытаны и успешно внедрены технические и технологические мероприятия позволившие в ходе освоения УТПШ устранить вышеуказанные проблемы [3]. Всего в течение 1985-87 г.г. получено 476,6 тыс. тонн ТПШ, загружено 13500 печей, из них 5276 с АСО и 880 с дожиганием газов загрузки.

На основании значительного массива промышленных данных (более 400 проб влажной и термообработанной шихт) было проанализировано изменение свойств угольной шихты ЗСМК под воздействием различных факторов при термической подготовке в трубах-сушилках большой единичной мощности. В таблице приведены средние значения показателей качества угольной шихты [4].

С ростом температуры наблюдалось некоторое снижение содержания класса >6 мм (с 7,6 до 6,8 %) и увеличение мелких частиц, что, по-видимому, объясняется падением структурной прочности угольных частиц с ростом температуры нагрева. Следует отметить, что начальная температура теплоносителя при этом не изменялась и повышение температуры нагрева происходило за счет сниже-

ния нагрузки по исходной шихте.

Таблица – Изменение свойств угольной шихты в процессе термической подготовки (средние данные за 1986-87 г.г.)

Температура тпш, °С	W <sub>t</sub> <sup>f</sup>	Теханализ, %		Пласт. показат., мм		Гранулометрический состав (%) по классам, мм				Сод. класса - 3мм	Нас. пл. кг/м <sup>3</sup>
		A <sup>d</sup>	V <sup>daf</sup>	x	y	+6	3-6	0,5-3	-0,5		
Исх.	6,8	8,0	27,8	33,2	14,9	7,8	14,2	47,6	30,4	78,0	759
135	0,56	8,4	27,0	32,4	14,4	7,6	11,9	46,6	33,5	80,1	859
180	0,30	8,7	26,9	33,9	14,2	6,8	10,3	46,7	36,2	82,9	849

Основные показатели качества шихты (зольность, выход летучих веществ, спекаемость) изменялись в основном так же, как и в более ранних опытах, и степень их изменения зависела главным образом от температуры обработки. Насыпная плотность сухой шихты была значительно большей (примерно на 13 %), чем влажной, причем наибольшего значения (859 кг/м<sup>3</sup>) достигали при 135 °С. Дальнейшее повышение температуры обработки (до 180 °С) приводило к ее уменьшению (849 кг/м<sup>3</sup>), что может быть объяснено некоторым увеличением содержания пылевидных классов [4].

Полученные данные достаточно хорошо согласуются с результатами предыдущих исследований, когда максимальных значений насыпной плотности термически подготовленных шихт достигали в интервале 130-150 °С.

Некоторое изменение качественных характеристик шихты в процессе ее термической подготовки (уменьшение выхода летучих веществ и толщины пластического слоя, а также прирост содержания класса < 0,5 мм) не привело, однако, к отрицательным последствиям (с точки зрения качества кокса). При этом наряду с ростом производительности коксовых батарей (на 30-40%) существенно улучшалась прочность металлургического кокса: на 4-5% (абс.) по показателю M<sub>25</sub> и на 2% по M<sub>10</sub>.

В результате исследований и разработок загрузки нагретой шихты в промышленные камеры коксования установлено следующее.

Определено, что для обеспечения полной организованной эвакуации газов загрузки, достижения равномерного распределения шихты по длине камеры при значении ее насыпной плотности 850-860 кг/м<sup>3</sup> средняя скорость подачи ТПШ должна составлять около 250 кг/с. Установлены оптимальные параметры работы аппаратов системы отсоса и очистки, отработаны узлы и механизмы УЗМ в условиях непрерывной эксплуатации. Показано, что способ утилизации газов загрузки путем их обеспыливания и передачи в основной газосборник имеет преимущество перед методом термического обезвреживания вследствие упрощения конструкции и снижения массы УЗМ, возможности использования химического потенциала газов загрузки и отсутствия вредных выбросов.

В результате комплекса исследований, проведенных в лабораторных, опытно-промышленных и промышленных условиях, изучены особенности коксования ТПШ. В частности, установлено, что при использовании однобункерной углезагрузочной машины в средней части коксовой камеры формируется зона повышенной плотности шихты при среднем значении по камере 850-860 кг/м<sup>3</sup>. Соответственно изменению плотности шихты вертикальная усадка коксового пирога уменьшилась в два раза, а отход коксового пирога от стен камеры коксования уменьшился на 1-2 мм.

На основе экспериментальных данных и расчетов, проведенных на математической модели теплопереноса, выбран температурный режим коксования, обеспечивающий эксплуатацию батареи №7 ЗСМК в соответствии с ПТЭ-85 при различных оборотах печей в интервале 11-15 часов.

Показано, что максимальное давление газа в камере коксования и давление расpirания при коксовании ТПШ в два раза выше, чем для влажной шихты. В связи с этим для увеличения срока службы огнеупорной кладки требуется изменение конструкции коксовых батарей, а также выбор оптимального состава шихты и режима коксования. Установлено, что при применении ТПШ значительно улучшается качество кокса. Наилучшие показатели достигаются при температуре термической подготовки 130-140 °С и периоде коксования 12,5-14,5 часов. Впервые в отечественной практике проведены промышленные доменные плавки на коксе из ТПШ, в ходе которых достигнуто существенное улучшение показателей работы доменной печи.

Произведена дистилляция смолы, отобранной в промышленных условиях при коксовании ТПШ. На основании полученных результатов разработаны рекомендации по переработке смолы ТПШ и получению кондиционной продукции.

При проведении комплексной экологической оценки УТПШ установлены причины образования и источники выделения пыли и вредных химических компонентов. Выполненные исследования

позволили рекомендовать ряд технологических приемов и специальных мероприятий, что привело к сокращению выбросов до предельно допустимых норм.

В ходе освоения УТПШ проделан огромный объем исследований, уточнены физико-химические и физико-механические свойства ТПШ, найдены новые технологические закономерности процессов загрузки и коксования угольных шихт, позволившие сформулировать и испытать не имеющие аналогов в мировой практике технические решения, обеспечивающие надежную и бесперебойную работу оборудования, предложены принципиально новые направления получения и использования получаемых материалов ТПШ.

ВУХИНОм разработан уникальный, не имеющий аналогов в мире совмещенный процесс термической подготовки шихты и тушения кокса, характеризующийся высокими технико-экономическими показателями, достигнутыми за счет использования для предварительного нагрева шихты физического тепла кокса, выдаваемого из коксовых печей, с одновременным тушением кокса.

Интересной представляется предложенная ВУХИНОм возможность строительства фабрик термической подготовки угольной шихты с последующей раздачей ее пневмотранспортом по нескольким коксовым батареям [5]. Для развития данного направления на ЗСМК была сооружена и успешно испытана опытно-промышленная система пневмотранспорта ТПШ. Нагретая шихта передавалась с УТПШ на верх угольной башни № 3. Общая длина трассы примерно 500 м, перепад высот около 40 м.

Перспективным является коксование угольных смесей с промежуточной влажностью 5-6%, что имеет свои преимущества: стабильность технологических свойств, повышение качества кокса и производительности коксовых батарей, а также возможность применения отработанных методов загрузки печей. Получение таких шихт возможно двумя путями: предварительным подсушиванием с использованием утилизированного тепла первичного коксового и дымового газов, либо смешением влажной и ТПШ в определенных соотношениях [6].

Отсутствие широкого распространения технологии термической подготовки угольной шихты для коксования, по нашему мнению, связано, во-первых, с возникшей мировой политико-экономической ситуацией. Прекращение функционирования установок получения ТПШ в США обусловлено, прежде всего, повсеместным закрытием металлургических предприятий в связи с выносом производства в Китай.

Во-вторых, с технической сложностью реализации процесса, обусловленной тем, что новый процесс пытались привязать к традиционным коксовым батареям. В настоящее время к этому процессу повсеместно возвращаются на новом уровне: теперь технология коксования и соответствующие агрегаты готовятся с учетом особенностей ТПШ.

Так, термическая подготовка угольной шихты явилась основой для самой перспективной Европейской технологии: использования единичного камерного реактора большого объема (150 м<sup>3</sup>) «Джумбо – реактора» [7]. На заводе «Проспер» (Германия) эксплуатировался демонстрационный реактор, представляющий собой единичную горизонтальную камеру для слоевого коксования полезным объемом 150 м<sup>3</sup>. Высота, длина и ширина его составляют 10 м, 20 м и 850 мм соответственно. Угольная шихта, предварительно подогретая до 180 °С, загружается в реактор цепным транспортером. Величина загрузки – 100 тонн, период коксования – 24 часа.

Экспериментальные исследования показали, что единичная камера, представляющая собой независимый компонент коксовой установки, имеет ряд преимуществ: значительное увеличение несущей способности в отношении статических нагрузок благодаря боковому анкеражу греющих стенок; увеличение (примерно на 100%) пропускной способности камеры (тонн в сутки/м<sup>2</sup> обогревательной стенки); исключительная гибкость в работе благодаря индивидуальному компьютерному управлению процессом коксования; расширение угольной сырьевой базы коксования; улучшение качества кокса; сокращение удельного расхода энергии; уменьшение выбросов от системы обогрева и других источников.

Технология термической подготовки успешно эксплуатируется в течение ряда лет на коксовых батареях № 3 и 4 на заводе в Оите (Япония) [8]. Используют эту технологию и в США в рамках разработки СТС – процесса [8].

В настоящее время ситуация меняется. Приходит осознание того, что нужно вкладывать деньги и развивать государствообразующие отрасли экономики, к которым, безусловно, относится и черная металлургия. Возможно, накопленный отечественной коксохимией опыт будет востребован.

#### Библиографический список

1. Школлер М.Б. Сырьевая база производства пылеугольного топлива для вдувания в горн доменных печей. / М.Б. Школлер, Ю.Е. Прошунин, С.Г. Степанов, С.Р. Исламов // Пылеугольное топ-

ливо – альтернатива природному газу при выплавке чугуна. Труды Международной научно-технич. конф. 18-21 декабря 2006. – Донецк, 2006. – С. 144 – 151.

2. Пути совершенствования процесса термической подготовки шихты к коксованию / Реф. Г.С. Ухмылова // Кокс и химия. – 1981. – №5. – С. 14 – 17.

3. Освоение технологии термической подготовки угольной шихты в трубах – сушилках / Б.И. Бабанин, Ю.Е. Прошунин, В.М. Динельт, В.З. Николаева, Ю.В. Шабаршова, А.Н. Патрушев, А.Г. Водопьянов, В.С. Власов, В.П. Сементин // Кокс и химия. – 1988. – №10. – С. 9 – 12.

4. Термическая обработка угольной шихты в промышленных трубах – сушилках / Ю.Е. Прошунин, В.М. Динельт, В.З. Николаева, Ю.В. Шабаршова, Б.И. Бабанин, Г.Р. Гайниева, Г.П. ЖильсANOVA // Кокс и химия. – 1988. – №10. – С. 12 – 15.

5. О пневмотранспорте термически подготовленной угольной шихты / Ю.Е. Прошунин, А.И. Штеренгарц, Е.А. Пермяков и др. // Кокс и химия. – 1992. – №2. – С. 33 – 36.

6. Об эффективности использования термopодготовленной угольной шихты / В.М. Динельт, М.Б. Школлер, Ю.Е. Прошунин, В.З. Николаева // Кокс и химия. – 1988. – №10. – С. 17 – 18.

7. Технология производства кокса в Германии в 2000 г. / Реф. Д.А. Цикарева // Кокс и химия. – 1999. – №9. – С. 45 – 46.

8. Рудыка В.И. Новые технологии производства кокса / В.И. Рудыка, В.П. Малина // Кокс и химия. – 1997. – №10. – С. 39 – 44.

УДК 536.2.023:519:669:699.86

## О РЕШЕНИИ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПО ТЕМПЕРАТУРНОМУ ПОЛЮ СТАЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ, ИЗМЕРЕННОМУ В ТРЕХ ТОЧКАХ

Соколов А.К.

*Ивановский государственный энергетический университет,  
г. Иваново, Россия, sokolov@bjd.ispu.ru*

**Аннотация:** Предложены сравнительно простые формулы для расчета температуропроводности по несимметричному температурному полю  $T(x, \tau)$  неограниченной пластины.

Выполнена оценка точности определения температуропроводности  $a_m(T)$ , по тестовому (исходному) температурному полю стальной пластины толщиной  $R = 0,1$  м. Исходная функция  $a_n(T)$  задавалась ломаной линией, а величина  $a_n$  в ходе численного эксперимента изменялась почти в три раза.

**Ключевые слова:** температуропроводность, обратная задача теплопроводности, неограниченная пластина, сталь, численно-аналитический метод

## ON THE SOLUTION OF THE INVERSE PROBLEM OF HEAT CONDUCTION ON THE TEMPERATURE FIELD OF THE STEEL PLATE MEASURED IN THREE POINTS

Sokolov A.K

*Ivanovo state power University,  
Ivanovo, Russia, sokolov@bjd.ispu.ru*

**Abstract:** The proposed relatively simple formula for calculating thermal diffusivity in the asymmetric temperature field  $T(x, \tau)$  unlimited plate.

Estimation of the accuracy of determining thermal diffusivity  $a_t(T)$ , test (source) temperature field of the steel plate thickness  $R = 0.1$  m. the Original function of  $A_I(T)$  asked with a broken line, and the value of  $A_I$  in the course of the numerical experiment were changed almost three times.

**Keywords:** thermal conductivity, inverse heat conduction problem, unlimited plate, steel, numerical-analytical method

Теплофизические характеристики материалов необходимы для математического моделирования температурных полей в нагреваемых или охлаждаемых элементах оборудования, в металлических и керамических материалах, подвергающихся тепловой обработке или используемых в огражде-

ниях. Точность значений теплофизических характеристик материалов влияет на достоверность результатов математического моделирования процессов теплопереноса при решении задач энергосбережения, прогнозирования величин термических напряжений, разрушающих материалы конструкций, и др.

Задачи определения теплофизических характеристик материалов и параметров внешнего теплообмена не теряют актуальности, поскольку появляются новые материалы, свойства которых неизвестны, изменяются теплофизические свойства известных материалов в ходе их эксплуатации или тепловой обработки.

Теплофизические характеристики материалов получают путем проведения теплофизических экспериментов, результаты которых обрабатывают с помощью методов, основанных на решениях обратных задач теплопроводности.

Обзор и анализ методов определения температуропроводности по нестационарным температурным полям дан в монографиях Н.П. Жукова и Н.Ф. Майникова [1], Фокина В.М. и Чернышова В.Н. [2].

Значительная часть известных методов, таких как методы регулярного и квазистационарного тепловых режимов, требуют довольно строгого соблюдения граничных условий теплообмена, что усложняет технику проведения эксперимента. Такие условия сложно создавать и поддерживать в производственных условиях. Кроме того, многие методы основаны на аналитических решениях уравнения теплопроводности при постоянных, не зависящих от температуры теплофизических характеристиках. Поэтому их сложно использовать для определения теплофизических характеристик, зависящих температуры, особенно, в тех случаях, когда их величины изменяются в несколько раз.

В работах [3, 4] для определения величин теплофизических характеристик по известному температурному полю предложено использовать новый метод численно-аналитического моделирования процессов теплопроводности, описанный в работе [5 и др.]. В этом методе для решения дифференциального уравнения теплопроводности используются аналитические решения, полученные для расчетного интервала времени. Это позволяет решать уравнения теплопроводности не в частных производных, а в виде одного или нескольких обыкновенных дифференциальных уравнений, которые рассчитываются численным методом.

Решения, описанные в статьях [3, 4], предложены для симметричных температурных полей. Обеспечение симметричности температурных полей усложняет технику теплофизического эксперимента, так как требует соблюдения адиабатных условий.

В данной статье предложено развитие процедур метода [3, 4] расчета температуропроводности на случаи применения их для обработки несимметричных температурных полей неограниченных пластин.

Получение решений обратных задач теплопроводности для несимметричных температурных полей позволит расширить область применения метода [3, 4] и даст возможность обрабатывать температурные поля, измеренные в реальных условиях (во время эксплуатации), в которых условия симметрии, практически не наблюдаются.

Рассмотрим математическое описание процесса теплообмена неограниченной пластины толщиной  $R$  несимметрично нагреваемой сверху ( $x = R$ ) и охлаждаемой снизу ( $x = 0$ ).

Примем начальное условие

$$T(X, \tau = 0) = T_H, \quad 0 \leq X \leq 1, \quad (1)$$

и граничные условия 2-го рода:

$$\frac{\partial T}{\partial X}(X = 0, \tau) = \frac{q_0 \cdot R}{\lambda(T)}, \quad (2)$$

$$\frac{\partial T}{\partial X}(1, \tau) = \frac{q_1 \cdot R}{\lambda(T)}, \quad (3)$$

где:  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К);

$X = x / R$ ,  $x$  – координата ( $0 \leq x \leq R$ );

$q_1$  и  $q_0$  – удельные потоки теплоты на поверхность пластины  $X=1$  и с поверхности пластины  $X=0$ , в общем случае зависящие от времени и условий теплообмена.

Рассмотрим случай, когда из эксперимента определены и известны температуры трех плоскостей  $T_1 = T_1(\tau_i) = T(X=1, \tau_i)$ ,  $T_Z = T_2(\tau_i) = T(X = Z)$ ,  $T_0 = T_0(\tau_i) = T(X = 0)$  для моментов времени  $\tau_i$  ( $i = 0, 1, 2, 3, 4, \dots$ ). В частном случае  $Z = 0,5$  (середина пластины).

Примем, что в конце расчетного интервала времени  $\Delta\tau = \tau_i - \tau_{i-1}$  температура  $T(X)$  пластины по ее сечению распределяется по формуле [5]

$$T(X) = a_0 + a_1 \cdot X^2 + a_2(1 - X), \quad 0 \leq X \leq 1, X = x/R, \quad (4)$$

где:  $a_0, a_1, a_2$  – неизвестные пока коэффициенты аппроксимации. Методика вывода подобных формул путем решения линейной системы уравнений рассмотрена в [6]. Приведем без вывода формулы для расчета температуропроводности  $a_T$  в расчетном интервале времени  $\Delta\tau$ :

$$a_T = \Delta F_0 \cdot R^2 / \Delta\tau, \quad (5)$$

где:  $\Delta F_0$  – интервал безразмерного времени (чисел Фурье)

$$\Delta F_0 = \frac{T_{\text{ср}} - T_{\text{ср,ни}}}{2 \cdot a_1} \quad \text{или} \quad \Delta F_0 = \frac{a_0 + a_1/3 + a_2/2 - T_{\text{ср,ни}}}{2 \cdot a_1}, \quad (6)$$

где:  $T_{\text{ср}}$  – среднemasовая температура, определяемая интегрированием распределения температур (4) в конце интервала времени  $\Delta\tau$

$$T_{\text{ср}} = \int_0^1 T(X) dX = \int_0^1 (a_0 + a_1 \cdot X^2 + a_2(1 - X)) dX = a_0 + a_1/3 + a_2/2, \quad (7)$$

где:  $T_{\text{ср,ни}}$  – среднemasовая температура в начале расчетного интервала времени  $\Delta\tau$ , которая известна из начального условия или определена расчетом предыдущего интервала времени, коэффициенты  $a_0, a_1, a_2$  – рассчитываются по известным из эксперимента температурам:

$$a_0 = \frac{T_Z - T_1 \cdot Z^2 - T_0 \cdot (1 - Z)}{Z - Z^2}, \quad (8)$$

$$a_1 = T_1 - a_0, \quad (9)$$

$$a_2 = T_0 - a_0. \quad (10)$$

В работе [5] было установлено, что величина расчетного интервала времени  $\Delta\tau_i = \tau_{i+1} - \tau_i$  примерно должна соответствовать числам Фурье  $0,05 < \Delta F_0 < 0,12$  ( $\Delta F_0 = a_T \Delta\tau / R^2$ ).

Таким образом, зная экспериментальные температуры поверхностей пластины в трех точках  $T_1(\tau_i) = T(1, \tau_i)$ ,  $T_Z(\tau_i) = T(X=Z, \tau_i)$  и  $T_0(\tau_i) = T(0, \tau_i)$ ,  $i = 0, 1, 2, 3, \dots$ , можно последовательно, начиная с  $i=1$ , найти коэффициенты  $a_0, a_1, a_2, T_{\text{ср},i}, \Delta F_0, a_{T,i}$  и  $q_{0,i}$  и  $q_{1,i}$  – удельные потоки теплоты с плоскости  $X=0$  и на плоскость  $X=1$

$$q_0 = \frac{\lambda}{R} \frac{\partial T}{\partial X}(0, \tau) = -\frac{\lambda}{R} \cdot a_2, \quad (11)$$

$$q_1 = \frac{\lambda}{R} \frac{\partial T}{\partial X}(1, \tau) = \frac{\lambda}{R} (2 \cdot a_1 - a_2). \quad (12)$$

Значения  $a_{T,i}$  можно найти для каждого интервала времени и, следовательно, определить зависимость температуропроводности от температуры  $a_T(T)$ , где  $T = T_{\text{ср,инт}}$  или  $T = T_{\text{ср},i+1}$ , где  $T_{\text{ср,инт}} = (T_{\text{ср},i} + T_{\text{ср},i-1})/2$  – среднеинтегральная температура пластины в расчетном интервале времени  $\Delta\tau_i$ .

Для оценки точности расчета температуропроводности  $a_T$  и границ области применения метода проведено и его тестирование. Для тестирования использовались заранее рассчитанные температурные поля стальных пластин. Теплофизическими свойствами  $a_n, c$  и  $\lambda$  стали и граничные условия теплообмена задавались. Расчеты проводились с помощью диалоговой программы для моделирования температурных полей [5].

По предложенным в докладе формулам следовало определить зависимость температуропроводности материала от температуры  $a_T(T)$  и сравнить их с известными (исходными) значениями  $a_n(T)$ , при которых было рассчитано исходное (тестовое) температурное поле.

Зависимости коэффициента теплопроводности  $\lambda$  и температуропроводности  $a_n$  стали от температуры для тестового поля аппроксимировались ломаными линиями [5]:

$$\lambda = 63,405 - 32,56 \cdot T/1000, \quad T \leq 1142,72 \text{ К};$$

$$\lambda = 16,228 + 8,721 \cdot T/1000, \quad T > 1142,72; \quad (13)$$

$$a_{и} = (18,1 - 13,4 \cdot T/1000) \cdot 10^{-6}, \quad T \leq 977,6;$$

$$a_{и} = (3,378 + 1,667 \cdot T/1000) \cdot 10^{-6}, \quad T > 977,6 \text{ К.} \quad (14)$$

Расчет выполнен при граничных условиях 3-го и 2-го рода. Удельный поток теплоты  $q_1$  (Вт/м<sup>2</sup>) на верхнюю поверхность пластины ( $X=R$ ) задавался коэффициентами радиационного ( $\sigma = 4,0 \cdot 10^{-8}$  Вт / (м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>)) и конвективного  $\alpha = 30$  · Вт / (м<sup>2</sup>·К)) теплообмена в виде

$$q_1 = \sigma \cdot (T_r^4 - T_1^4) + \alpha \cdot (T_r - T_0) = 4,0 \cdot 10^{-8} \cdot (T_r^4 - T_1^4) + 30 \cdot (T_r - T_0). \quad (15)$$

Удельный поток теплоты  $q_0$  (Вт/м<sup>2</sup>) с нижней поверхности пластины ( $X=0$ ) задавался в виде

$$q_0 = 20 \cdot (T_0 - T_{r0}), \quad (16)$$

Значения  $q_0$  были заданы значительно ниже величин  $q_1$ , поскольку нижняя поверхность пластины при нагреве обычно теплоизолируется (например, металл на поду печи).

На рисунке 1 показаны температура газа  $T_r$ , параметры температурного поля  $T_1, T_{z=0,5}, T_0$ , для стальной пластины толщиной  $R=0,1$  м. Параметры температурного поля были выведены программой для 90 интервалов времени  $\Delta\tau = 100$  с. При этом величина  $\Delta Fo$  изменялась от 0,14 до 0,055.

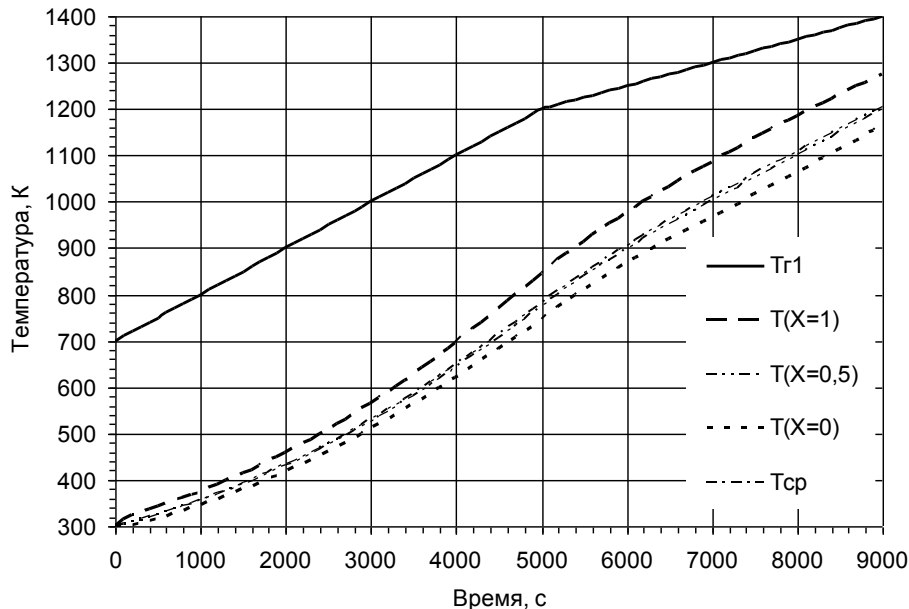


Рисунок 1 - Температура газа  $T_r$ , параметры температурного поля  $T_1, T_{z=0,5}, T_0$  для стальной пластины толщиной  $R=0,1$  м для 90 интервалов времени  $\Delta\tau = 100$  с (температура среды у поверхности ( $X=0$ )  $T_{r0} = 300$  К на рисунке 1 не показана)

На рисунке 2 приведены зависимости температуропроводности (м<sup>2</sup>/с) от температуры  $a_{и}(T)$  (исходная) и расчетная  $a_r(T)$ , восстановленная по формулам (5) и (6).

По зависимостям температуропроводности (м<sup>2</sup>/с) от температуры (рисунок 2) видно, что погрешность расчета значительно возрастает после изменения знака производной функции  $a_{и}(T)$  при  $T \approx 978$  К, а затем снижается.

Для более полного количественного представления данных о точности решения обратной задачи теплопроводности на рисунке 3 приведены относительные погрешности расчетного определения температуропроводности.

Из рисунка 3 следует, что наименьшая погрешность (менее 4 %) наблюдается до момента времени  $\tau = 6000$  с пока производная функции  $a_{и}(T)$  не изменяет знак с минуса на плюс (см. формулу (14), рисунки 1 и 2).

Среднеквадратичное отклонение  $a_r(T)$  от исходного  $a_{и}(T)$  для всего диапазона времени составило 4,4 %. Для линий тренда в виде (14) погрешность может быть снижена. В расчетах, выполненных для более тонкой пластины  $R = 0.1$  м, среднеквадратичное отклонение  $a_r(T)$  составило 3 %. Для более тонких пластин и/или при режимах нагрева пластины близких к режиму  $q \approx \text{пост.}$  погрешности будут меньше.



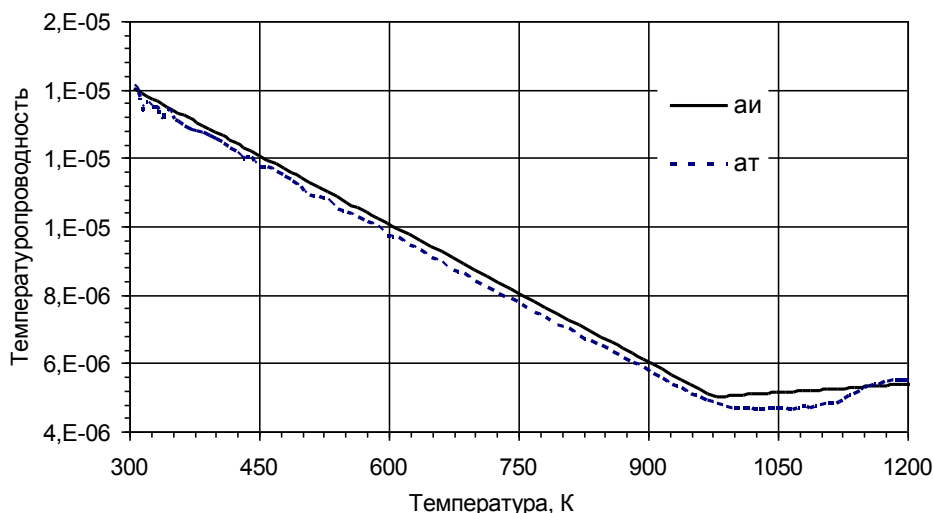


Рисунок 2 - Зависимости температуропроводности,  $\text{м}^2/\text{с}$ , от температуры К: исходная,  $a_{и}(T)$  и расчетная  $a_{т}(T)$

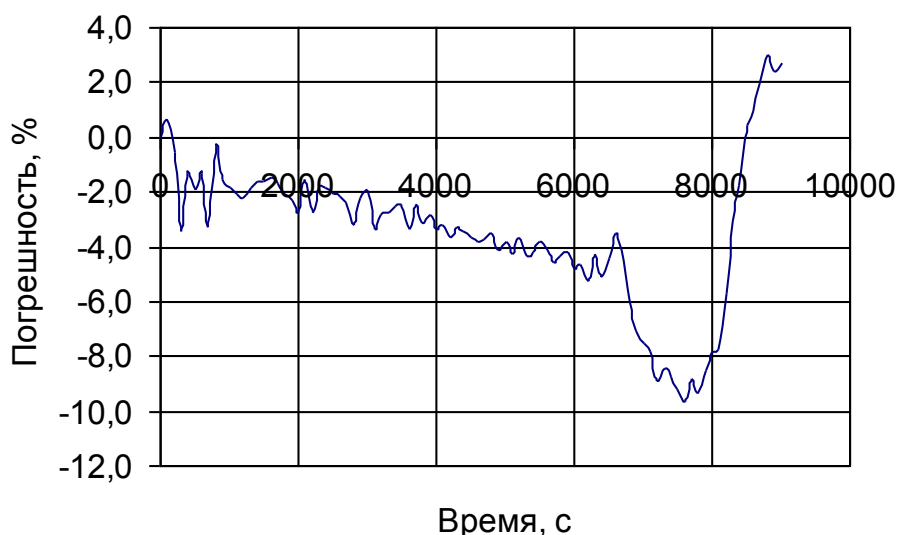


Рисунок 3 - Относительные погрешности определения температуропроводности

Функция (4) довольно точно аппроксимирует распределение температур по сечению пластины и достаточно точно градиенты температур на границах пластины, по которым могут быть найдены удельные потоки теплоты на плоскостях  $X=0$  и  $X=1$  и приведенные коэффициенты теплообмена.

Описанный метод достаточно прост и не требует строгого соблюдения стандартных (стабильных) граничных условий, что значительно упрощает организацию эксперимента и позволяет проводить его в реальных условиях эксплуатации материала.

#### Библиографический список

1. Фокин В.М., Чернышов В.Н. Неразрушающий контроль теплофизических характеристик строительных материалов. М.: "Издательство машиностроение -1", 2004. 212 с.
2. Жуков Н.П., Майникова Н.Ф. Многомодельные методы и средства неразрушающего контроля теплофизических свойств материалов и изделий. М.: "Издательство Машиностроение-1", 2004. 288 с.
3. Соколов А.К. К решению обратной задачи теплопроводности для определения температуропроводности материалов численно-аналитическим методом / Заводская лаборатория, Т 80, 2014, № 11. – С. 36-39.
4. Соколов А.К., Якубина О.А. Определение температуропроводности материалов численно-аналитическим методом при малых числах Фурье/ Заводская лаборатория, 2016, № 6. Т. 82.– С. 27-39.
5. Соколов А.К. Математическое моделирование нагрева металла в газовых печах: Научное издание. – Иваново: ФГБОУВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени

В.И. Ленина», 2011. – 396 с. SBN 978-5-89482-789-6.

6. Соколов А.К. К расчету температуропроводности материалов численно-аналитическим методом по несимметричному температурному полю/ "Пожарная и аварийная безопасность" сборник материалов XI Международной научно-практической конференции// Иваново ФГБОУ ВО Ивановская пожарно-спасательная академия ГПС МЧС России, 2016. С. 439-442.

УДК 669.046

## **СНИЖЕНИЕ УГАРА МЕТАЛЛА В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ С МЕХАНИЗИРОВАННЫМ ПОДОМ НА ОСНОВЕ ПОВЫШЕНИЯ РАВНОМЕРНОСТИ НАГРЕВА ЗАГОТОВОК**

**Кузнецова О.В., Коноз К.С., Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк*

***Аннотация:** В работе проведено исследование влияния неравномерности нагрева заготовок по длине на угар металла в методических печах с механизированным подом. Установлено, что повышение неравномерности нагрева поверхности заготовки приводит к росту угара, причем эта зависимость имеет нелинейный характер.*

***Ключевые слова:** методические печи, неравномерность нагрева, угар стали.*

## **REDUCTION OF IRON LOSSES IN THE CONTINUOUS FURNACE WITH A MECHANIZED HEARTH BOTTOM BY INCREASING THE UNIFORMITY OF BILLETS HEATING**

**Kuznetsova O.V., Konoz K.S., Temlyantsev M.V., Temlyantsev N.V.**

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk*

***Abstract:** the work investigated the effect of the uneven heating of the workpieces along the length of the metal oxidation in the methodical furnaces. It is found that increasing the uneven heating of the surface of the workpiece leads to increased oxidation, and this dependence has nonlinear character.*

***Key words:** reheating furnace, uneven heating, waste steel.*

Слябы и квадратные заготовки перед прокаткой нагревают в методических печах различных конструкций. Наиболее перспективными из них являются методические печи с механизированным подом (печи с шагающим подом ПШП и печи с шагающими балками ПШБ). Одним из важных показателей качества нагрева металла [1] в печах, наряду с отсутствием трещин от температурных напряжений [2], является равномерность распределения температур по толщине, длине и периметру заготовок. Для методических печей с механизированным подом характерна достаточно высокая неравномерность нагрева металла по длине заготовок, причиной которой являются зазоры между элементами шагающего пода или водоохлаждаемые шагающие балки [3, 4].

В ПШП возникновение локальных участков заготовки с пониженной температурой («темных пятен») может быть связано с несовершенством конструкции или техническим состоянием водяных затворов. Например при неудовлетворительной работе гидрозатворов, в зависимости от режима давления в печи, через зазоры между шагающими элементами пода может происходить подсос атмосферного воздуха, который вызывает охлаждение участка заготовки, расположенного над зазором.

В ПШБ темные пятна возникают в местах контакта заготовок с водоохлаждаемыми балками, причем величина неравномерности в значительной степени зависит от конструкции и материала рейтеров, устанавливаемых на балки.

Характерно, что неравномерность нагрева заготовок проявляется и в процессе прокатки. При фиксации токов  $I$  двигателей прокатного стана отчетливо видны низкочастотные колебания, число которых соответствует количеству локальных участков проката с пониженной температурой, а величина колебания нагрузки зависит от величины колебания температуры.

Высокая температурная неравномерность по длине заготовок имеет ряд негативных последствий, отрицательно влияющих на работу нагревательных печей, прокатного стана и качество металло-

продукции:

- неравномерность геометрических размеров и массы погонного метра по длине раската;
- периодическое увеличение усилий прокатки, и как следствие, увеличение вероятности поломок валков;
- увеличение расхода электроэнергии на прокатку профилей;
- исключение возможности расширения сортамента за счет прокатки высокоточных и облегченных и облегченных профилей, стабильного выполнения размеров готового проката в поле минусовых допусков;
- создает колебания механических характеристик проката по длине раската;
- усложняет настройки стана, что приводит к повышению брака и второго сорта по геометрическим размерам профилей;
- повышенный угар и расход топлива при нагреве.

Чем меньше температура металла в области темного пятна, тем выше сопротивление металла пластической деформации, усилия  $P$  стана и расход электроэнергии на прокатку. Снижение температуры, например, стали марки 3пс с 1300 до 1150 °С приводит к увеличению сопротивления стали пластической деформации, а соответственно и усилий прокатки в 1,55 раза, в среднем, примерно на 3 % на каждый 10 °С. В связи с этим необходимость получения требуемой среднемассовой конечной температуры металла (чтобы прокатать темные пятна) приводит к неизбежности повышения температуры нагрева остальной части заготовки, где нет темных пятен. Это приводит к общему росту угара, обезуглероживания стали, ухудшает условия работы футеровки пода печи, снижает срок ее службы.

На рисунке 1 схематично представлена зависимость усилий прокатки и нагрузки электродвигателей клетки от температуры заготовки для различной неравномерности температуры по длине заготовки. При одинаковой средней температуры металла более равномерный прогрев (рисунок 1, в) приводит к меньшей вероятности роста зерна, перегрева, пережога стали и оплавления окалины. Он позволяет интенсифицировать обжатия и повысить производительность процесса прокатки. Высокая неравномерность нагрева (рисунок 1, а) напротив, повышает вероятность возникновения брака нагрева, приводит к значительным колебаниям усилий стана и нагрузки электродвигателей.

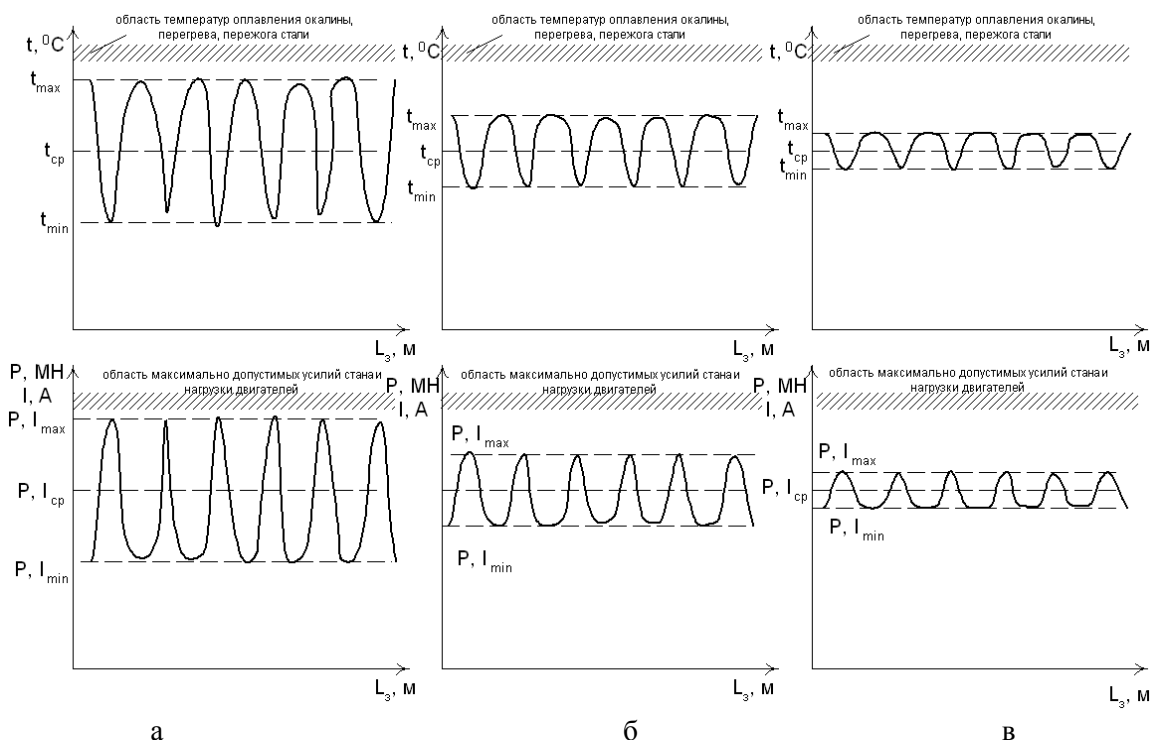


Рисунок 1 – Зависимость усилий прокатки и нагрузки электродвигателей клетки от температуры заготовки для различной неравномерности температуры по длине заготовки

В настоящей работе проведено исследование влияния неравномерности нагрева поверхности заготовки на угар металла. На основе экспериментальных данных замеров тепловизором температур поверхности заготовок, нагретых в печи с шагающим подом одного из российских металлургических предприятий проведен статистический анализ и с помощью метода наименьших квадратов получено уравнение регрессии распределения температуры  $t$  по длине  $l$  заготовки :

$$t = t^0 + A \cdot \cos(B \cdot l) \quad (1)$$

где  $t^0$  – средняя температура поверхности заготовки, °С;

$A$  и  $B$  – эмпирические коэффициенты зависящие от режима нагрева и количества зазоров между элементами пода (участков тепловода).

Для примера на рисунке 2 представлены результаты одного из вариантов статистической обработки данных. В уравнении (1)  $t^0 = 1214$  °С;  $A=60$ ;  $B=3,76$ . Максимальное значение температуры поверхности 1274 °С, минимальное 1154 °С, перепад температур  $\Delta t$  соответственно 120 °С. Зависимость имеет вид косинусоиды. Торцы заготовок характеризуются более высокой температурой нагрева, а количество температурных минимумов (темных пятен) соответствует количеству и месту расположения зазоров между элементами пода, оказывающими охлаждающий эффект.

Используя уравнение (1) и данные по кинетике окисления кремнистых рессорно-пружинных сталей [5 – 10] провели оценку влияния неравномерности нагрева на угар металла. Сравнительные расчеты вели на примере выдержки стали марки 60С2ХА при соответствующей температуре по длине заготовки в течении 1 мин.

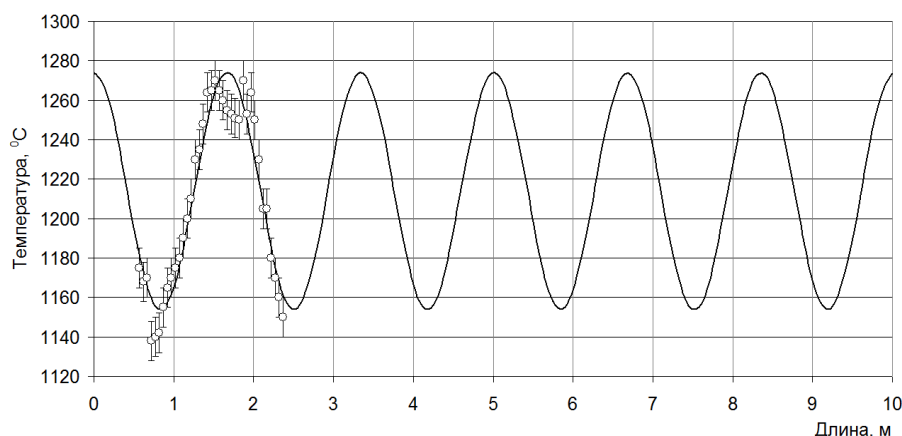


Рисунок 2 – Распределение температуры по длине заготовки (точки – экспериментальные данные, сплошная линия – расчетные)

На рисунке 3 показаны результаты исследования. Установлено что повышение неравномерности нагрева поверхности заготовки приводит к росту угара, причем эта зависимость имеет нелинейный характер. При одинаковой средней по длине температуре 1214 °С и перепаде температур 100 °С угар возрастает на почти 2 % по сравнению с равномерным нагревом, а при перепаде в 200 °С – на 7 %.

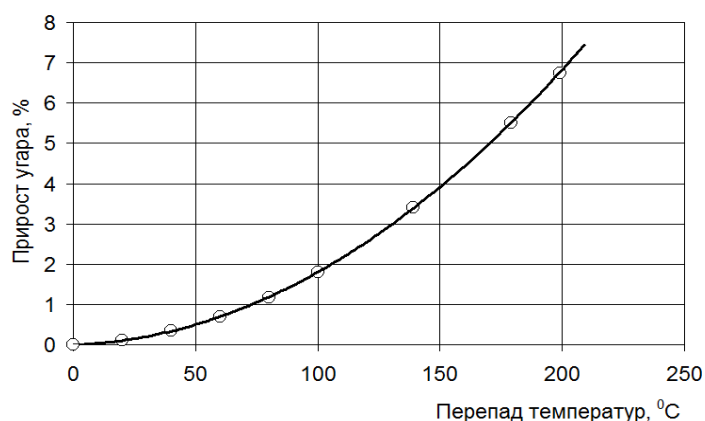


Рисунок 3 – Зависимость прироста угара от неравномерности нагрева поверхности заготовки

#### Библиографический список

1. Нагрев под прокатку непрерывнолитых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянец, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин, Н.В. Темлянец // Изв. вузов. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 69, 70.
2. Темлянец М.В., Стариков В.С. Исследование разрушения заготовок из конструкционных рессорно-пружинных сталей с катаной и литой структурой при комбинированных тепловых обработ-

ках // Изв. вузов. Черная металлургия. 2003. № 4. С. 56-58.

3. Освоение печей с шагающим подом и снижение расхода топлива / А.А. Кугушин, Б.И. Сельский, Б.Н. Серебренников и др. // Сталь. 1980. №10. С. 881 – 884.

4. Освоение и исследование нагревательных печей с шагающими балками / В.Л. Гусовский, Л.А. Пинес, Э.И. Спивак и др. // Сталь. 1970. №9 С. 849 – 853.

5. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 3. С. 50–52.

6. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Исследование химического состава окалина пружинной стали 60С2 // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 2. – С. 75 – 76.

7. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА / М.В. Темлянцев, К.С. Слажнева, А.Ю. Дзюба, А.А. Уманский, Н.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – Вып. 33. – С. 55–63.

8. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.

9. Нагрев стальных слябов / В.Н. Перетяцько, Н.В. Темлянцев, М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.

10. Филиппова М.В., Перетяцько В.Н., Темлянцев М.В. Разработка и внедрение энерго- и ресурсосберегающих технологий обработки металлов давлением. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2016. – 269 с.

УДК 536.2:669.046: 621.1.004

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУР И ТОЛЩИН ТЕПЛОЙ ИЗОЛЯЦИИ ЗОН ПРОХОДНЫХ ПЕЧЕЙ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ

Соколов А.К.

*Ивановский государственный энергетический университет,  
г. Иваново, Россия, sokolov@bjd.ispu.ru*

**Аннотация:** Предложены формулы для оценки эффективности тепловой изоляции зон многозонных печей (и теплоиспользующих установок) для выбора наиболее эффективных энергосберегающих мероприятий. Выполнены расчетные исследования зависимостей эффективности тепловой изоляции от температур газов в зонах печи и толщин тепловой изоляции.

**Ключевые слова:** многозонные печи, тепловая изоляция, эффективность, энергосбережение, расчет, исследование

## A STUDY OF THE INFLUENCE OF TEMPERATURE AND THICKNESS OF THERMAL INSULATION ZONES WALK-THROUGH FURNACES ON THE EFFECTIVENESS OF ENERGY EFFICIENCY

Sokolov A. K.

*Ivanovo state power University  
Ivanovo, Russia, sokolov@bjd.ispu.ru*

**Abstract.** The proposed formula to assess the effectiveness of the thermal insulation zones multi-zone ovens (and installations) to select the most effective energy saving measures. Performed computational studies of the dependency of the efficiency of thermal insulation from the temperature of the gases in the zones of the furnace and thicknesses of thermal insulation.

**Keywords:** multi-zone furnace, thermal insulation, efficiency, energy saving, calculation, study

Оптимальное проектирование нагревательных печей по минимуму дисконтированных затрат в каждой из зон печи представляет довольно сложную задачу. Для упрощения задачи представляет интерес оценка эффективности энергосберегающих мероприятий с использованием сравнительно простых математических моделей тепловой работы нагревательных газовых печей [1].

На эффективность энергосбережения (снижения расхода топлива) оказывают влияние темпе-

ратура воздуха  $T_v$ , подаваемого из рекуператора на горение, коэффициент расхода воздуха, температура уходящих газов  $T_{ух.г.}$ , термическое сопротивление изоляции и др.

В работах [2, 3] приведены формулы и номограммы для оценки энергосбережения при повышении температуры или снижения избытка воздуха на горение газа и мазута. Формулы и номограммы для оценки эффективности энергосбережения при снижении температуры уходящих газов предложены в статье [4].

В докладе предлагаются результаты расчетного исследования влияния температур зон и термического сопротивления изоляции ограждений на расход топлива проходных нагревательных печей.

Ограждения высокотемпературных установок (печей) выполняются многослойными. Огнеупорные слои обеспечивают прочность (устойчивость) конструкции и защиту последующих слоев от действия высоких температур. Тепловая изоляция обеспечивает защиту людей от термических воздействий и энергосбережение. Уплотняющий слой герметизирует рабочее пространство от внешней среды.

Задача оптимизации конструкции ограждения в общем случае должна учитывать работу в различных температурных режимах, стоимости ограждения и топлива, срок службы ограждения, а также ограничения:

- на механическую прочность и устойчивость огнеупорных слоев;
- на температуры материалов, которые должны быть ниже предельно допустимых;
- на температуру наружной поверхности, которая должна быть безопасной и др.

Поскольку виды материалов и толщины огнеупорных слоев принимаются из условия механической прочности, термической и механической устойчивости ограждения, эффективность энергосбережения в основном определяется параметрами тепловой изоляции. Задачу проектирования энергосберегающего ограждения можно упростить, ограничившись выбором экономически эффективной толщины тепловой изоляции.

В работе [5] было показано, что энергосберегающий эффект тепловой изоляции зон многозонных печей (и теплоиспользующих установок) в значительной степени зависит от температур газов в зонах. Приведены формулы для расчета толщин тепловой изоляции зон, которые обеспечат одинаковую экономическую эффективность энергосбережения для всех зон печи. (Для зон секционной печи с более высокими температурами тепловая изоляция должна иметь большую толщину). В статье [5] для одного из примеров установлено, что толщины тепловой изоляции с одинаковой экономической эффективностью для зон печи с температурами 500 и 1000 °С могут различаться в несколько раз.

Оценка величины энергосбережения при изменении параметров ограждения (термического сопротивления) показала, что для принятых в работе [6] условий расчета относительная экономия топлива  $\Delta B/B$  примерно в 10 раз меньше относительного снижения потерь теплоты в ограждение  $\Delta Q/Q$  (снижение расхода топлива на 1% требует снижения потерь теплоты в ограждение примерно на 10%). Однако каждый "сбереженный ограждением" Дж теплоты сберегает около трех Дж энергии топлива. Такие соотношения объясняются низким коэффициентом использования топлива в печи.

В данной работе описаны результаты более широкого расчетного исследования зависимости энергетической и экономической эффективности тепловой изоляции от температур зон секционных печей и толщины их тепловой изоляции<sup>3</sup>.

Рассмотрим величину экономии топлива  $\Delta B$  ( $m^3/c$ ,  $m^3/ч$ ), получаемую за счет добавления третьего теплоизоляционного слоя в ограждение зоны печи.

Для исследования влияния толщины тепловой изоляции на экономию топлива (природного газа с низшей теплотой сгорания  $Q_{н.р} = 34,85$  МДж/ $m^3$ ) были проведены расчеты процесса теплопередачи для трех типов ограждений (таблица 1) в зонах с различными температурами газов.

Таблица 1 - Характеристики трех ограждений

№ ограждения	1	2	3
Обозначение	Ш116, ШЛ232, ШУЛ R	Као116, КаоЛ232, ШУЛ R	Као116, КаоЛ232, Диат700 R
1-слой	ША-116	Као-116	Као-116
2-слой	ШЛ-232	КаоЛ-232	КаоЛ-232
3-слой	ШУЛ	ШУЛ	Диат700
Примечание. В табл. 1 указаны сокращенные наименования материалов: ША – шамот класса А, ШЛ – шамот легковес, ШУЛ – шамот ультралегковес, Као – каолин, КаоЛ – каолин легковес, Диат – диатомовый кирпич плотностью 700 кг/ $m^3$ и толщины слоев в мм; толщина третьего слоя теплоизоляции R изменялась от 0 до 0,3 м.			

<sup>3</sup> В проведении расчетов принимал участие Ю.М. Овсянников

Отношение наружной поверхности ограждения к внутренней  $F_{ог,н} / F_{ог}$  принято равным единице, а температура окружающего воздуха – 293 К (20 °С). Для упрощения исследования принято допущение, что температуры газа  $T_g$ , зоны (печи)  $T_n$  и внутренней поверхности ограждения  $T_{пов\ огр}$  равны  $T_g = T_n = T_{пов\ огр}$ .

Экономия топлива  $\Delta B$ , м<sup>3</sup>/с, за счет добавления третьего теплоизоляционного слоя рассчитывалась по формуле

$$\Delta B = B_2 - B_3 = \frac{F \cdot (q_{ог,2} - q_{ог,3})}{Q_g}, \quad (1)$$

где:  $B_2, B_3$ , расходы топлива (газа) на компенсацию потерь теплоты через двухслойное ( $R = 0$ ) и трехслойное ( $R > 0$ ) ограждения, м<sup>3</sup>/с (здесь и далее объемы газов – при нормальных условиях);

$q_{ог,2}, q_{ог,3}$  – удельные потоки теплоты через двухслойное и трехслойное ограждения, Вт/м<sup>2</sup>;

$R$  – толщина теплоизоляционного (третьего) слоя;

$F$  – площадь внутренней поверхности ограждения,  $F = 30$  м<sup>2</sup>;

$Q_g$  – количество удельной теплоты, которую оставляют продукты сжигания 1 м<sup>3</sup> топлива Дж/м<sup>3</sup> в данной зоне. Величина  $Q_g$  определялась по формуле

$$Q_g = q_{хф} + I_B^n + I^n - I^n - q_x, \quad (2)$$

где:  $q_{хф}$  – химическая (низшая теплота сгорания) и физическая теплота топлива, Дж/м<sup>3</sup>;

$I_B^n, I^n$  – энтальпии воздуха, подаваемого в эту зону, и продуктов сгорания топлива, уходящих из зоны, как функции коэффициента избытка воздуха  $n$  и соответствующих температур, Дж/м<sup>3</sup> (м<sup>3</sup> топлива!);

$q_{хн}$  – теплота химического недожога, Дж/м<sup>3</sup> (м<sup>3</sup> топлива!),  $q_{хн} = 0$ .

Значения  $Q_g$ , были рассчитаны при коэффициенте избытка воздуха  $n = 1,1$  для температур газов в зонах равных  $T_g = 773, 1023, 1273, 1523$  К ( $t_g = 500; 750; 1000; 1250$  °С). Удельные потоки теплоты через двухслойные и трехслойные ограждения  $q_{ог}$  рассчитывались по программе описанной в [5].

На рисунке 1 показана зависимость экономии топлива  $\Delta B$  от толщины добавляемого третьего слоя теплоизоляции  $R$  при различных температурах газа в зонах для трех видов ограждений.

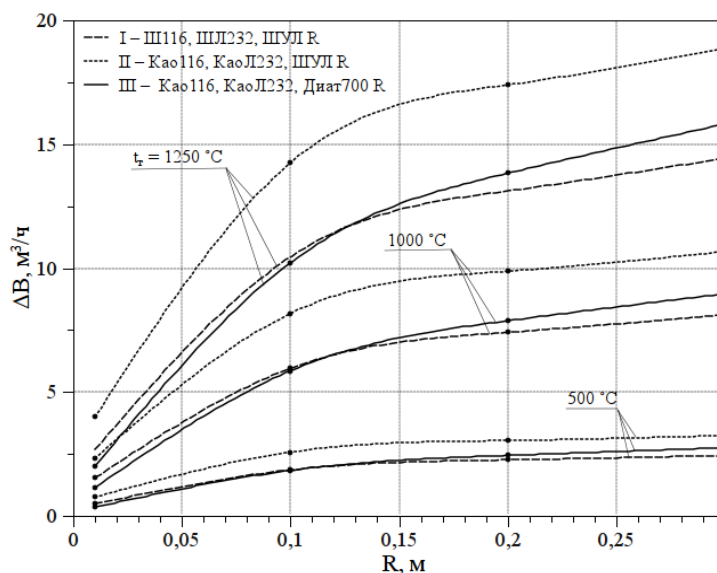


Рисунок 1 - Экономия топлива в зонах с температурами  $t_g = 500, 1000, 1250$  °С в зависимости от толщин третьего слоя теплоизоляции для трех видов ограждений

Анализ функций  $\Delta B(R)$  на рисунке 1 позволяет сделать два вывода:

- Экономия топлива  $\Delta B$  значительно растет до  $R = 0,15$  м, а затем скорость роста  $\Delta B$  снижается (например, для III-го типа ограждения при  $T_g = 1250$  при увеличении  $R$  от 0 до 0,15 м  $\Delta B$  увеличивается на 12,5 м<sup>3</sup>/ч, а при увеличении  $R$  от 0,15 до 0,30 м – только на 3,3 м<sup>3</sup>/ч);

- Величина  $\Delta B$  очень сильно зависит от температуры газа в зоне печи (например, ограждение II-го типа с изоляционным слоем  $R = 0,30$  м при  $T_g = 1250$  °С снижает расход топлива на 18,9 м<sup>3</sup>/ч, а при  $T_g = 500$  °С – только на 3,2 м<sup>3</sup>/ч). Это подтверждает закономерность, отмеченную в [4], что энергосберегающий эффект тепловой изоляции в зонах печи с высокими температурами более высокий.

Следовательно, один дополнительный м<sup>3</sup> (кг) тепловой изоляции в зонах печи с более высокими температурами позволит сэкономить больше топлива.

Экономически целесообразно, чтобы энергосберегающий эффект тепловой изоляции в зонах с различными температурами был примерно одинаков [4]. Формулы для расчета соотношений между толщинами тепловой изоляции зон с различными температурами приведены в работе [4].

В простейшем случае (тепловая изоляция всех зон выполнена из одного материала) эффективность тепловой изоляции  $\mathcal{E}$  можно выразить в виде следующих отношений:

- энергии сэкономленной энергии топлива ( $\Delta \mathcal{E}_T$ , Вт) к величине снижения потока теплоты ( $\Delta Q_{ог}$ , Вт) через ограждение за счет увеличения толщины тепловой изоляции зоны печи

$$\mathcal{E}_э = \Delta \mathcal{E}_T / \Delta Q_{ог} = (\Delta B \cdot q_{xf}) / ((q_{ог,1} - q_{ог,2}) \cdot F); \quad (3)$$

- сэкономленного расхода топлива м<sup>3</sup>/с за единицу времени 1 с (час) (то есть м<sup>3</sup>)  $\Delta B \cdot 1$  ч к приращению объема  $\Delta V_{ти}$  или толщины  $\Delta R$  тепловой изоляции, м<sup>3</sup>,

$$\mathcal{E}_{T/ти} = \Delta B \cdot 1 / \Delta V_{ти} = \Delta B \cdot 1 / (\Delta R_{ти} \cdot F) \quad (4)$$

или

$$\mathcal{E}_{T/1ти} = \Delta B \cdot 1 / (\Delta R_{ти} \cdot 1). \quad (5)$$

Единица измерения  $\mathcal{E}_{T/1ти}$  – м<sup>3</sup> топлива / м толщины тепловой изоляции (м толщины или объем 1 м<sup>2</sup> тепловой изоляции).

Используя выражение (4), легко получить стоимостный показатель эффективности, если числитель и знаменатель умножить на соответствующие стоимости топлива и тепловой изоляции. Тогда можно будет определять экономическую эффективность тепловой изоляции зон, выполненных из разных материалов.

Рассмотрим показатели эффективности тепловой изоляции более детально.

Выражение (3) показывает, сколько Вт (Дж) энергии топлива экономит один Вт (Дж) сохраненный ограждением.

С учетом (1) выражение для (3) примет вид

$$\mathcal{E}_э = q_{xf} / Q_T \text{ или } \mathcal{E}_э = q_{xf} / Q_T(T_T), \text{ или } \mathcal{E}_э(T_T) = q_{xf} / Q_T(T_T). \quad (6)$$

Из формулы (6) следует, что энергетическая эффективность зависит от температуры газов  $T_T$  и не зависит от вида и толщины тепловой изоляции (неожиданный результат). Зависимость величины  $\mathcal{E}_э$  рассчитана для 3-го вида ограждения (Као116, КаоЛ232, Диат700 R) и показана на рисунке 2.

По зависимости величины  $\mathcal{E}_э(T_T)$  видно, что один Вт (Дж) сохраненный ограждением экономит 1,25–2,6 Вт (Дж) энергии топлива.

Зависимости эффективности объема 1 м<sup>2</sup> тепловой изоляции  $\mathcal{E}_{T/1ти}$  от  $T_T$  и R рассчитана для третьего типа ограждения (таблица 1) по формуле (5) и показана на рисунке 3. Величина  $\Delta B$  рассчитана на 1 час (то есть в м<sup>3</sup>).

Обратим внимание, что на рисунке 3 не показаны значения функций  $\mathcal{E}_{T/1ти}(R)$  при R=0, при которых они являются неопределенными.

На рисунке 3 видно, что эффективность тепловой изоляции выше для зон с высокими температурами газов, но уменьшается с ростом толщины тепловой изоляции.

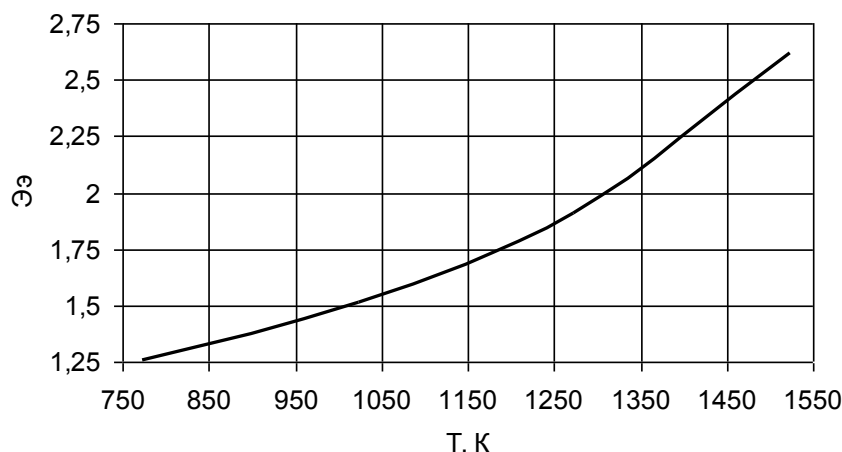


Рисунок 2 - Зависимость величины  $\mathcal{E}_э$  для III-го вида ограждения от температуры газов  $T_T$



Например, эффективность тепловой изоляции  $R = 0,08$  м при  $T_r = 773$  К ( $t_r = 500$  °С) составляет  $\mathcal{E}_{т/1ти} = 0,8$ , а при  $T_r = 1523$  К ( $t_r = 1250$  °С) –  $\mathcal{E}_{т/1ти} = 4,1$  (выше в 5 раз).

Эффективность  $\mathcal{E}_{т/1ти}$  при увеличении толщины тепловой изоляции от  $R = 0,08$  м до  $R = 0,3$  м при  $T_r = 1523$  К ( $t_r = 1250$  °С) снижается от  $\mathcal{E}_{т/1ти} = 4,1$  до  $\mathcal{E}_{т/1ти} = 1,8$  (более чем в 2 раза).

На первый взгляд такой результат ( $\Delta\mathcal{E}_{т/1ти}(R) / \Delta R < 0$ ) кажется неожиданным, так как на рис. 1  $\Delta B$  увеличивается с ростом толщины тепловой изоляции  $R$  ( $\Delta B / \Delta R > 0$ ), а на рисунке 3 эффективность  $\mathcal{E}_{т/1ти}(R)$  уменьшается при увеличении  $R$ . Это можно объяснить тем, что энергосбережение (рисунк 1) растет более медленно, чем толщина изоляции  $R$  ( $\Delta B / \Delta R < 1$ ).

По рисунку 3 можно определить, что для обеспечения одинаковой эффективности тепловой изоляции, например  $\mathcal{E}_{т/1ти} = 2,0$ , толщины тепловой изоляции для зон с температурами  $T_r = 1023, 1273, 1523$  К ( $t_r = 750, 1000, 1250$  °С) должны составлять  $R = 0,025; 0,1$  и  $0,25$  м. Таким образом, для обеспечения одинаковой эффективности тепловой изоляции толщина тепловой изоляции для зоны с температурой  $T_r = 1523$  К ( $t_r = 1250$  °С) должна быть примерно в 10 раз больше, чем для зоны с  $T_r = 1023$  К ( $t_r = 750$  °С).

В примере, рассмотренном в статье [4], одинаковые эффективности тепловой изоляции были получены при примерном равенстве удельных потоков теплоты  $q$  через ограждение. Аналитическая проверка общности этого положения для других условий теплообмена оказалась практически невозможной.

Для оценки взаимосвязи удельных потоков теплоты  $q$  (Вт/м<sup>2</sup>) с эффективностью тепловой изоляции  $\mathcal{E}_{т/1ти}$  на рисунке 3 показаны изолинии для значений  $q = 750, 1050, 1400, 1750$  Вт/м<sup>2</sup>. На рисунке 3 видно, что для сравнительно низких значений эффективности ( $\mathcal{E}_{т/1ти} < 1,5$ ) одинаковые эффективности тепловой изоляции для разных температур зон могут получиться при примерном равенстве сравнительно небольших удельных потоков теплоты ( $q < 1000$  Вт/м<sup>2</sup>).

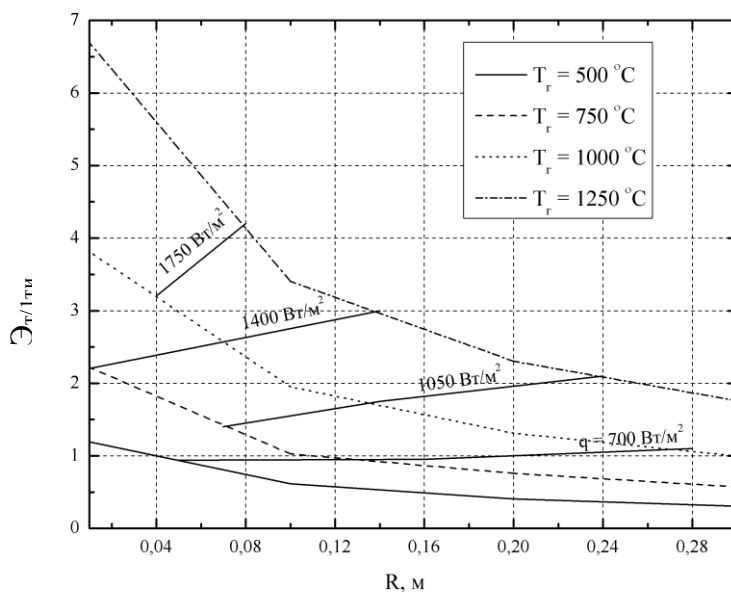


Рисунок 3 - Зависимости эффективности объема 1 м<sup>2</sup> тепловой изоляции  $\mathcal{E}_{т/1ти}$  от  $T_r$  и  $R$

Анализ зависимостей на рисунке 3 показал, что для обеспечения одинаковых эффективностей тепловой изоляции  $\mathcal{E}_{т/1ти}$  в зонах с более высокими температурами  $T_r$  удельные потоки теплоты должны быть меньше.

Основные положения работы можно использовать и для отапливаемых зон методических печей.

#### библиографический список

1. Соколов А.К. Совершенствование и оптимизация нагрева металла в газовых печах методом математического моделирования./ ФГБОУВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина». – Иваново, 2012. – 256 с. ISBN 978-5-89482-854-1.
2. Соколов А.К. Номограммы для оценки энергосбережения при повышении температуры или снижения избытка воздуха на горение./ Промышленная энергетика, № 5, 2006 – с. 74-76.
3. Соколов А.К., Овсянников Ю.М. Номограммы для оценки эффективности энергосберегающих мероприятий при сжигании мазута/ Промышленная энергетика, № 6. 2008. – с. 39-41.

4. Соколов А.К. Оценка эффективности энергосбережения при снижении температуры уходящих газов. Изв. вузов "Черная металлургия", № 10, 2007. – с. 46-49.
5. Соколов А.К. К выбору экономичной тепловой изоляции зон топливной секционной печи. Изв. вузов "Черная металлургия", № 5, 2008. – с. 35-38
6. Соколов А.К., Тропина Н.Ф., Соколова О.А. Оценка эффективности энергосбережения при реконструкции ограждений топливных теплотехнологических установок/ Промышленная энергетика, № 8 2008. – с. 30-33.
7. Соколов А.К. Математическое моделирование нагрева металла в газовых печах/ ФГБОУВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина». – Иваново, 2011. – 396 с. ISBN 978-5-89482-789-6.

УДК 669.22

## СЕЛЕКТИВНОЕ ИЗВЛЕЧЕНИЕ ЦЕННЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ИЗМЕЛЬЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ОТХОДОВ

Ахметвалиева З.М.<sup>1</sup>, Куленова Н.А.<sup>2</sup>, Такасаки Я.<sup>3</sup>, Мамяченков С.В.<sup>4</sup>,  
Анисимова О.С.<sup>5</sup>, Мудаширю Л.К.<sup>6</sup>, Фокина Е.Л.<sup>7</sup>

<sup>1</sup>*Восточно-Казахстанский государственный технический университет (ВКГТУ)*

*им. Д. Серикбаева,*

*г. Усть-Каменогорск, Казахстан, zakhmetyali@gmail.com*

<sup>2</sup>*Научно-производственный комплекс «Металлургия»*

*ВКГТУ им. Д. Серикбаева,*

*г. Усть-Каменогорск, Казахстан, 3007kulenova53@gmail.com*

<sup>3</sup>*Университет Акиита,*

*г. Акиита, Япония, yas-tksk@gipc.akita-u.ac.jp*

<sup>4,5</sup>*Уральский федеральный университет (УрФУ) им. первого*

*Президента России Б. Н. Ельцина,*

*г. Екатеринбург, Россия (РФ), svtamyachenkov@yandex.ru, osanis@mail.ru*

<sup>6</sup>*Даремский университет,*

*г. Дарем, Великобритания, liadi.mudashiru@durham.ac.uk*

<sup>7</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет (СПбГУ),*

*г. Санкт-Петербург, РФ, albite@yandex.ru*

**Аннотация:** Проводили исследования с целью извлечения ценных металлов из электронных отходов. Образцы э-отходов измельчали и термически активировали при 450 °С в течение 1 часа. Определена оптимальная температура термической обработки, при которой удаляются органические фазы, а металлические фазы переходят в оксиды. Результаты выщелачивания термически активированного материала с использованием ЭДТА при комнатной температуре и рН-7 в течение 1 часа показали извлечение Pb более 95 %. Цветные металлы выщелачивали при 85 °С раствором 2М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> в течение 3 часов, что привело к извлечению более 98 % Cu.

**Ключевые слова:** электронные отходы, печатные платы, рециркуляция, ЭДТА, выщелачивание, комплекс металлов, селективность.

## SELECTIVE RECOVERY OF VALUABLE METALS FROM CRUSHED ELECTRONIC WASTE

Akhmetvaliyeva Z.M.<sup>1</sup>, Kulenova N.A.<sup>2</sup>, Takasaki Ya.<sup>3</sup>, Mamyachenkov S.V.<sup>4</sup>,  
Anisimova O.S.<sup>5</sup>, Mudashiru L.K.<sup>6</sup>, Fokina E.L.<sup>7</sup>

<sup>1</sup>*East Kazakhstan State Technical University (EKSTU),*

*Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, zakhmetyali@gmail.com*

<sup>2</sup>*Research and industrial complex "Metallurgy", EKSTU,*

*Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, 3007kulenova53@gmail.com*

<sup>3</sup>*Akita University,*

*Akita, Japan, yas-tksk@gipc.akita-u.ac.jp*  
*<sup>4,5</sup>Ural Federal University (UrFU),*  
*Ekaterinburg, Russia, svmamyachenkov@yandex.ru, osanis@mail.ru*  
*<sup>6</sup>Durham University,*  
*Durham, Great Britain, liadi.mudashiru@durham.ac.uk*  
*<sup>7</sup>Saint Petersburg University (SPbU),*  
*Saint Petersburg, Russia, albite@yandex.ru*

**Abstract:** *This study was carried out to recover valuable metals from the electronic waste. E-waste samples were crushed and thermally activated under 450 °C within 1 hr. The optimal temperature of the thermal treatment, at which all organic phases are removed and metal's forms turned into oxides was determined. Leaching of thermally activated material using EDTA at room temperature, pH - 7 for 1 hr resulted in greater than 95 % extraction of Pb. Non-ferrous metals were extracted at 85 °C with a leaching solution of 2 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> which resulted in recovery of more than 98 % of Cu within 3 hr.*

**Key words:** *E-waste, printed circuit boards, recycling, EDTA, leaching, metal complex, selectivity*

## **Introduction**

The electronic waste (e-waste) is a very attractive kind of raw materials for the extraction of non-ferrous, precious and rare metals. According to [1, 2], there is about 20-50 % by weight of copper and other valuable components, including Pb, Sn, Zn, Al, Ag, Au, Pd, etc. are contained in the e-waste depending on the type of device.

There are various methods for the e-waste recycling well known today, which in the majority are based on the combination of pyrometallurgical, hydrometallurgical and electrometallurgical technologies [2, 4, 5].

Hydrometallurgical routes for the e-waste processing are described by a high degree of recovery of the target components (Cu, Zn, Pb and precious metals), by a flexible mode of operation and by the possibility of application on a small scale. These factors make hydrometallurgical processes more economically stable for processing a wide range of the e-waste, including low-grade ones. Nevertheless, there is no existing technology for the e-waste recycling, completely based on hydrometallurgical processes on an industrial scale.

Different acids could be used as the leaching agents for metals extraction from the e-waste - sulfuric acid, nitric acid, hydrochloric acid and their mixtures [6, 7]. Basically, during the leaching process several metals are simultaneously dissolute in the solution (Cu, Pb, Zn, Sn etc.), which leads to the further difficulties on the step of the re-extraction of metals from productive solutions. Considering this point, the authors of this article recommend to conduct the e-waste leaching in stages using different leaching agents for the selective extraction of metals.

Methods for the selective extraction of oxidized forms of lead from industrial products using various organic solvents (alkylamines) are given in several published works [8, 9]. One of the main advantages of leaching with organic solvents is the possibility of separation of Pb and Ag. Authors [9] also note that the use of ethylenediaminetetraacetic acid (EDTA) for lead leaching from industrial products of zinc production allows the selective separation of Pb, Cu, Zn and Fe<sup>3+</sup>.

The main purpose of this research was to experimentally confirm the possibility of the recovery of valuable metals from the e-waste via physical pre-treatment, thermal treatment and chemical treatment (leaching with different solutions).

## **1 Experimental Procedures**

### **1.1 Materials and Methods**

The samples used in the experiment were printed circuit boards (PCBs) and automobile microcircuits weighed to a specified mass, sourced from various waste computers and automobiles regardless of brand. Component analysis of the PCBs used in this experiment determined the metal component to be 53 % by weight, and this consisted of base metals (Cu 32.87 %, Fe 5.49 %, Ni 0.69 %, Sn 3.55 %, Pb 2.05 %, Al 5.50 %, and Zn 2.44 %) and precious metals (Au 5.1 g/ton, Ag 1346 g/ton, and Pd 182.7 g/ton). Plastic materials were 20 % by weight and consisted of more than 16 % C-H polymers, which included polypropylenes and  $\alpha$ -polypropylenes; less than 4 % halogenated polymers (mainly polyvinyl chloride (PVC), traces of polytetrafluoroethylene (PTFE), and polybromo compounds); and less than 1 % N-containing polymers, including nylon and polyurethanes. Also, metal oxides were 27 % by weight and included 11 % silica, 4.5 % alkaline and alkaline earth oxides, 4 % alumina, and 7.5 % other oxides.

To extract valuable metals, Pb was dissolved in EDTA solution (crystalline powder dissolute in water), Cu, Fe, Zn, Ni, and Sn were dissolved in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (98 %, extra pure (EP) grade). Di-(2-ethylhexyl) phosphoric acid (DEHPA) was used to selectively extract Zn<sup>2+</sup> and LIX extraction agent and kerosene were used

in combination to selectively extract  $\text{Cu}^{2+}$  from  $\text{SO}_4^{2-}$  solution.

## 1.2 Experimental Setup

Figure 1 shows a flowchart for the recovery of valuable metals from the e-waste samples, developed in the framework of this research. The e-waste samples were firstly shredded by plastic cutter “Scutter SA-22 (Stolz Co., Ltd)” and then crushed by a disc mill. Crushed e-waste samples were sorted by size using a sieve that allowed only pieces within 0.08-0.25 mm to pass through. Pieces larger than 0.25 mm were crushed again to a suitably smaller size and re-sieved.

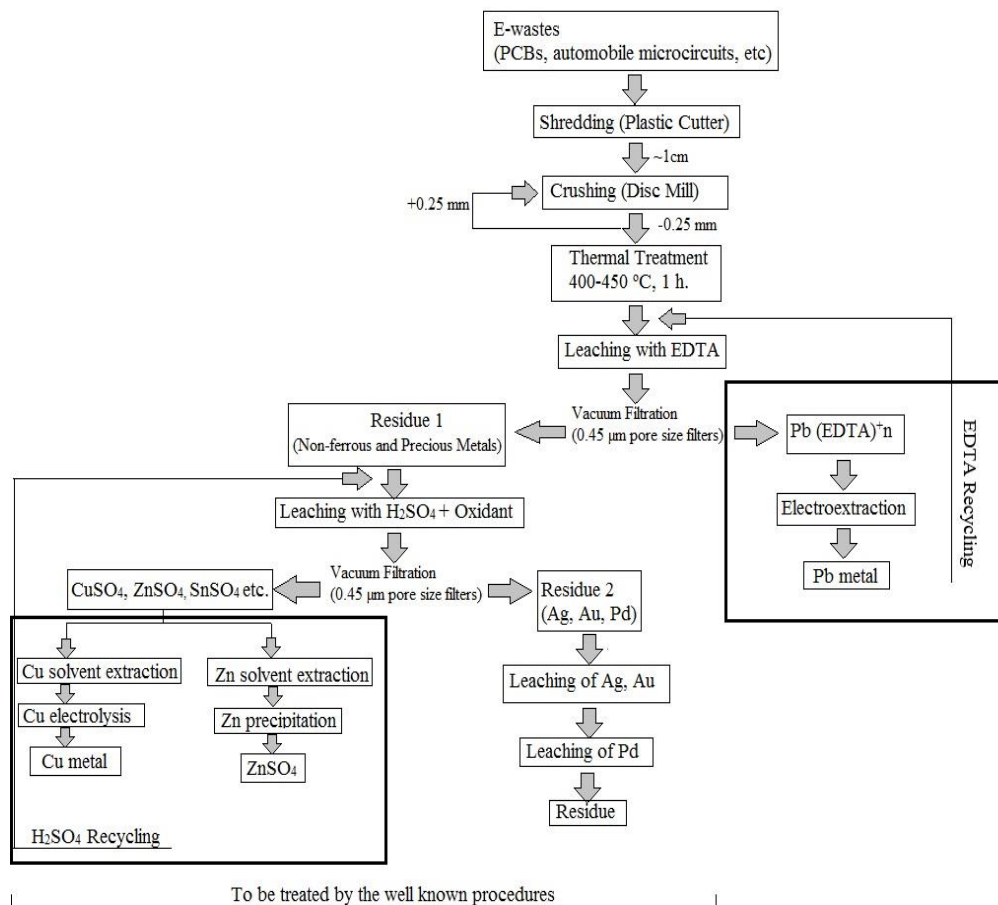


Figure 1 – Flowchart for the recovery of valuable metals from the e-waste

Crushed materials were thermally treated in a laboratory muffle furnace SNOL 7,2/1100 at temperature range 400-450 °C. The time of the thermal treatment of the sample (1 hr) was determined according to the differential scanning calorimetry (DSC) results, which correspond to the rate of oxidation of the organic components. The thermally treated materials were used as the source from which valuable metals were extracted.

The leaching experiments were carried out in heat-resistant fluoroplastic beakers with capacity of 500 ml equipped with a pH meter, a top-drive electrical laboratory stirring device “IKA RW 16 basic” set at 500 rpm, and a condenser in a thermostatically controlled water bath. Analyses of components of the starting material were carried out using an atomic absorption spectrometer (AAS) and inductively coupled plasma-mass spectrometer (ICP-MS).

## 2 Results and Discussion

### 2.1 Thermal Treatment Effect

The crushed materials (average particle size of 0.08-0.25 mm) were thermally treated in the laboratory muffle furnace SNOL 7,2/1100. The efficiency of the thermal treatment was investigated using the synchronous thermal analyzer Mettler Toledo for the thermo-gravimetric analysis (TGA) and DSC.

According to the DSC analysis results of the starting material, a significant exothermic effect is observed on the curve of the dependence of energy on the increasing of temperature with time duration (Fig. 2). Based on the qualitative content of the e-waste samples, this effect is associated with the release of large amount of heat due to the burnout of organic components (polypropylene,  $\alpha$ -polypropylene, etc.). It was determined that the percentage of organic phases varies between 20-25 % by mass of the crushed e-waste samples.

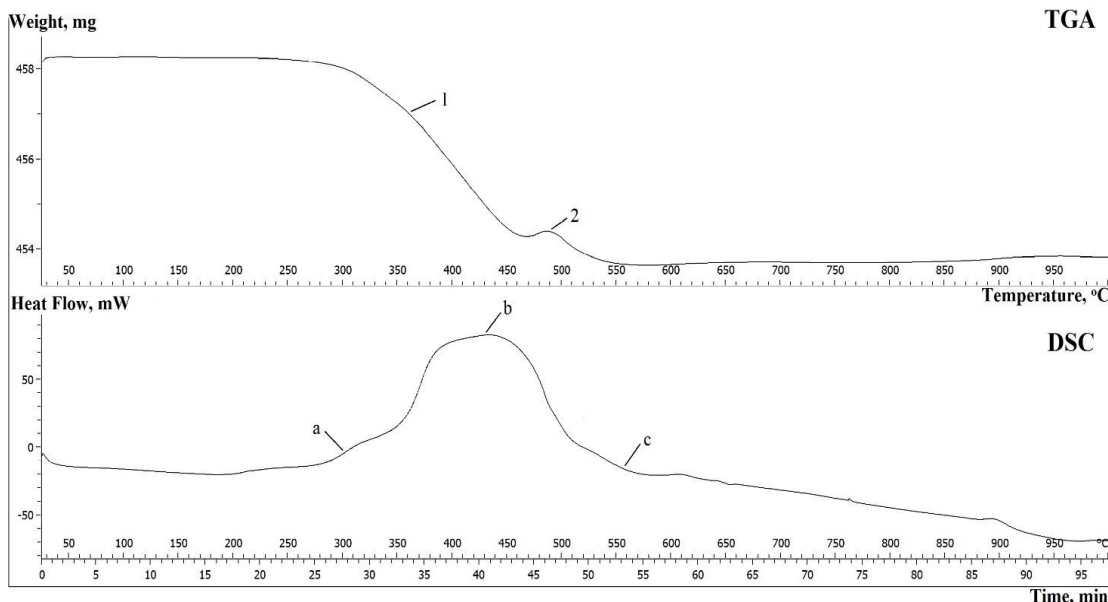


Figure 2 – TGA and DSC curves of the e-waste in air atmosphere, heating rate  $10\text{ }^{\circ}\text{C}, \text{min}^{-1}$ . TGA curve: 1 - weight loss, process of burning out of organic phases; 2 - peak of phase transition, oxidation. DSC: a - beginning of the exothermic effect, b - peak of the effect, c - end of the effect

Laboratory tests of the thermal treatment of the starting material were conducted in the temperature range  $25\text{-}700\text{ }^{\circ}\text{C}$  to determine the temperature zone of the complete removal of organic phases from the e-waste materials. The process time in the furnace was determined by the rate of oxidation of organic components, based on the results of DSC, and was 1 hour. It was found that the maximum percentage of the removal of organic phases is observed in the temperature range  $400\text{-}450\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Phase analysis of the material after the thermal treatment at  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$  showed the presence of oxide forms of Pb, Cu and Zn, etc. At the same time, the content of all valuable metals after the thermal treatment increased by 25 % by mass of the e-waste, including: Cu (41 %); Pb (2.56 %); Zn (3 %); Ag (1750 g/ton); Au (12.5 g/ton). DSC analysis results of the thermally activated material are presented in Figure 3.

The formation of the metals' oxide forms as a result of the thermal treatment makes possible to conduct at the next stage the leaching process with EDTA for the selective Pb extraction.

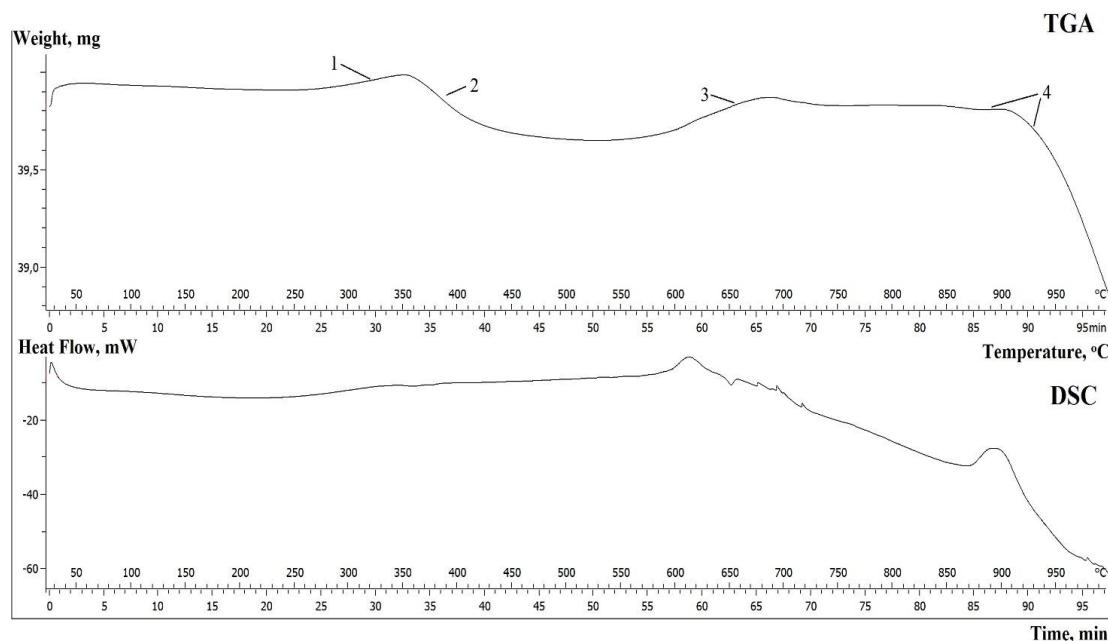


Figure 3 – TGA and DSC curves of the thermally activated e-waste in air atmosphere, heating rate  $10\text{ }^{\circ}\text{C}, \text{min}^{-1}$ . TGA curve: 1 - weight increase by 0,19 %; 2 - weight loss by 0,84 %; 3 - weight increase by 0,55 %; 4 - weight loss by 2,47 %

## 2.2 Selective Leaching of Pb with EDTA

Authors [10] investigated that EDTA selectively forms complex compounds with cations of non-ferrous metals in different pH ranges and the strength and solubility of the formed metal complexes depend on the pH and density of the solution.

Complexing reagent EDTA (concentration of 100 g/l) was used as the leaching solvent to selectively extract Pb oxide forms from the crushed thermally activated e-wastes. Leaching experiment was carried out at 25 °C and 60 min. An aqueous solution of caustic soda (concentration of 200 g/l) was supplied in order to achieve and maintain a predetermined pH value. pH was maintained constant during the experiment process, dosing the required volume of alkali (NaOH).

In order to investigate effects of pH and solution's density on the Pb (EDTA)<sup>n</sup> complexes formation, experimental tests for different pH (5; 7; 10) and density values (liquid-solid ratio: 3:1; 7:1; 10:1) were carried out. Productive solutions after leaching with EDTA was filtered through 0.45 micron filter using a system of vacuum filtration. Residues were dried overnight and analyzed by X-Ray fluorescent analysis to determine content of Pb, Cu and Zn. Figure 4 shows the extraction rates of these three metals in different pH, while Figure 5 shows the effect of density (liquid-solid ratio) on the leaching of the metals with EDTA.

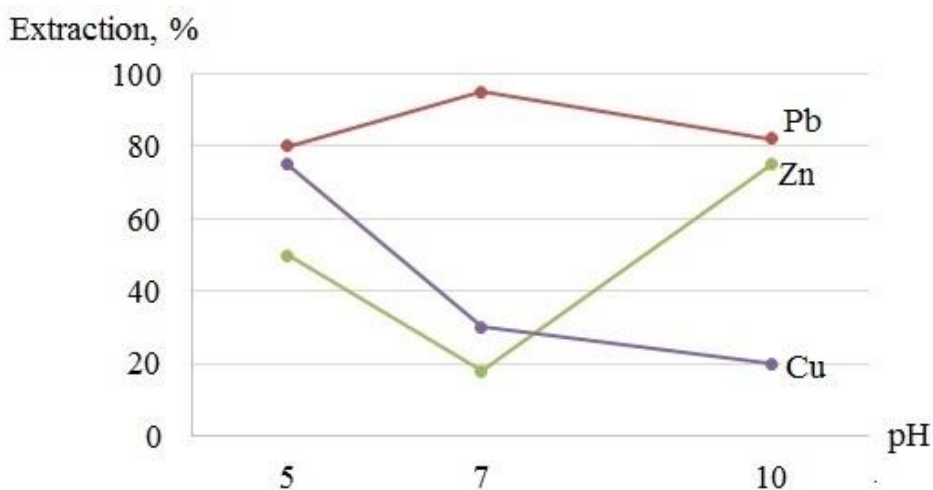


Figure 4 – Dependence of metals extraction in the solution on the pH value at 25 °C and liquid-solid ratio (L: S) - 10:1

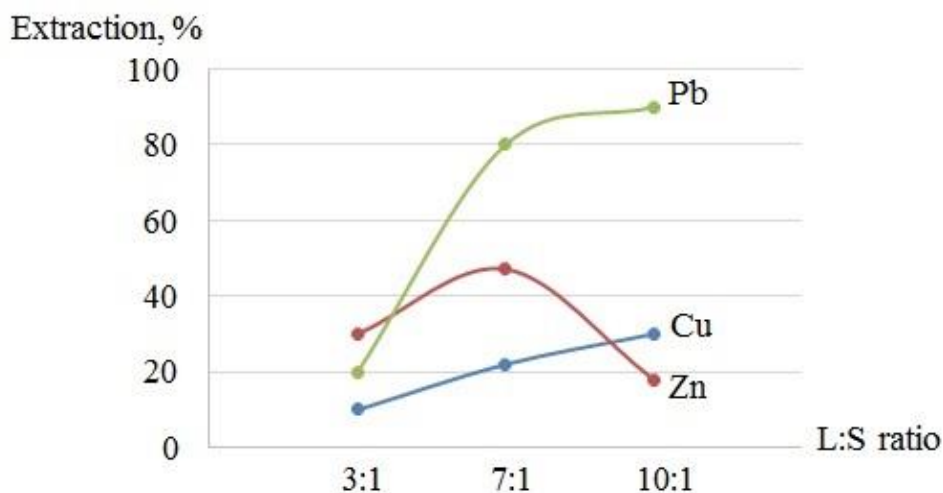


Figure 5 – Dependence of metals extraction in the solution on the L:S ratio at 25 °C and pH – 7

The optimal conditions for EDTA leaching were found to be a solution 100 g/l EDTA, pH – 7, L:S ratio 10:1 and a reaction temperature of 25 °C, which achieved 92-95 % selective extraction of Pb within 1 hr, while Cu and Zn remained in the residue.

## 2.3 Leaching of Metals with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>

Sulfuric acid was used as the leaching solvent to extract the base metals, with air oxygen as an oxidant. The aeration of the system was achieved using a glass tube and an aquarium pump. The remaining solid material was filtered through 0.45 micron filter using a system of vacuum filtration, washed and leached in

the next stage. Leaching with the  $\text{H}_2\text{SO}_4$  solution was carried out at 40, 65, and 85 °C over a period of time. The  $\text{H}_2\text{SO}_4$  concentration ranged from 0.5 to 2 M, 10 g of sample per L of leaching solution were added.

The main target component at the  $\text{H}_2\text{SO}_4$  leaching stage is copper, because of its high content in the sample (32.87 %). In order to optimize the leaching parameters, 3D surface characterizing the dependence of copper extraction in the solution on the temperature and leaching time (see Figure 6a) and 3D surface characterizing the dependence of copper extraction on the temperature and  $\text{H}_2\text{SO}_4$  concentration (Figure 6b) were constructed applying the program STATISTICS 10.0.

The optimal conditions for  $\text{H}_2\text{SO}_4$  oxidative leaching were found to be a solution 2 M of  $\text{H}_2\text{SO}_4$  and a reaction temperature of 85 °C, which achieved ~ 98 % recovery of Cu within 3 hr.

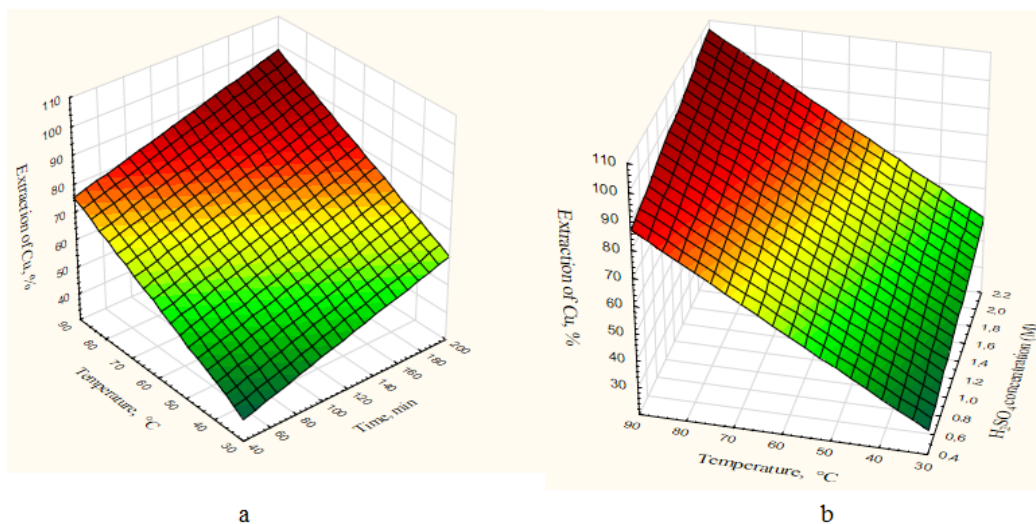


Figure 6 – Dependence of copper extraction in the solution on the temperature and leaching time (6a) and on the temperature and  $\text{H}_2\text{SO}_4$  concentration (6b)

### Conclusions

The present research developed a leaching procedure for the recovery of valuable metals from e-wastes via physical pre-treatment, thermal treatment and chemical treatment, and the results at each stage are as follows.

(1) The results of the thermal treatment showed that the maximum percentage of the removal of organic phases and formation of the metals' oxide forms are observed in the temperature range 400-450 °C. Presence of metals' oxide forms makes possible to conduct further step of the leaching with EDTA for Pb selective extraction.

(2) In the leaching reaction using 100 g/l EDTA at 25 °C, pH 7, L:S - 10:1, 95 % of Pb was selectively leached out within 1 hr.

(3) In the case of leaching with the leaching solution of 2M of  $\text{H}_2\text{SO}_4$  solution at a reaction temperature of 85 °C, 98 % of Cu was leached out within 3 hr.

### Bibliography

1. Cui J., Zhang L. Metallurgical recovery of metals from electronic waste: A review. *J. Hazard. Mater.* 2008. No. 158. P. 228–256.
2. Veit H.M., Bernardes A.M., Ferreira J.Z., Tenório J.A., de Fraga Malfatti C. Recovery of copper from printed circuit boards scraps by mechanical processing and electrometallurgy. *J. Hazard. Mater.* 2006. No. 137. P. 1704–1709.
3. Wong M.H., Wu S.C., Deng W.J., Yu X.Z., Luo Q., Leung A.O.W., Wong C.S.C., Luksemburg A.S., Wong A.S. Export of toxic chemicals – a review of the case of uncontrolled electronic waste recycling. *J. Environ Pollut.* 2007. No. 149. P. 131-140.
4. Dhawan N., Kumar V., Kumar M. Recovery of Metals from Electronic Scrap by Hydrometallurgical Route. In: *Extraction and Processing Division (EPD) Congress: The Minerals, Metals and Materials Society* (Warrendale, PA, USA, 2009). P. 1107–1109.
5. Hageluken C. Recycling of electronic scrap at Umicore's integrated metals smelter and refinery. *World Metall. – Erzmetall.* 2006. No. 59. P. 152–161.
6. Loleit S.I. Razrabotka ekologicheskii chistykh tekhnologii kompleksnogo izvlecheniya blagorodnykh i tsvetnykh metallov iz elektronnogo loma [Development of environmentally friendly technologies

of complex extraction of precious and non-ferrous metals from the electronic scrap]: Abstract of the dissertation of Dr. Sci. (Eng.). Moscow: 2010.

7. Kolmakova A.A. Fiziko-khimicheskie zakonomernosti protsessov vskrytiya elektronnoho loma, soderzhashchego blagorodnye metally smes'yu azotnoi i sernoi kislot [Physical and chemical regularities of the electronic scrap processing containing noble metals by a mixture of nitric and sulfuric acids]: Abstract of the dissertation of Cand. Sci. (Eng.). Krasnoyarsk: State University of Non-ferrous metals and gold, 2004.

8. Sherrit Gordon Mines Ltd. Sposob polucheniya svintsa [A method of lead producing]: Pat. 243311 (Australia). 1965.

9. Karelov S.V., Anisimova O.S., Mamyachenkov S.V., Sergeev V.A. Vyshchelachivanie svintsovykh kekov tsinkovogo proizvodstva v kompleksoobrazuyushchem rastvoritelei [Leaching of lead cakes of zinc production with complex-formating solutions.]. J. Non-ferrous Metallurgy. 2008. No 2. P. 20-23.

10. Dyatlova N.M., Temkina V.Ya., Kolpakova I.D. Kompleksy [Complexes]. Moscow: Chemistry, 1970.

УДК 669.1:33

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ЛОМ – ВАЖНЫЙ ВТОРИЧНЫЙ РЕСУРС УЛУЧШЕНИЯ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ И СБЕРЕЖЕНИЯ ПЕРВИЧНЫХ РЕСУРСОВ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Гордон Я.М.<sup>1</sup>, Спирин Н.А.<sup>2</sup>, Швыдкий В.С.<sup>2</sup>, Ярошенко Ю.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Hatch Associates Ltd,

г. Торонто, Канада, igordon@hatch.ca

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,  
г. Екатеринбург, Россия, n.a.spirin@urfu.ru, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru

**Аннотация:** В докладе представлены ориентиры развития металлургической промышленности России до 2020 года. Описаны источники образования металлического лома и эффективность его использования. Увеличение доли металлического лома в технологиях производства стали сопровождается улучшением их технико-экономических и экологических показателей.

**Ключевые слова:** Металлический лом, вторичные ресурсы, энергоэффективность, технологии, производство стали.

## SCRAP METAL IS AN IMPORTANT SECONDARY RESOURCE TO IMPROVE THE ENERGY EFFICIENCY AND SAVINGS OF PRIMARY RESOURCES IN FERROUS METALLURGY

Gordon Ya.M.<sup>1</sup>, Spirin N.A.<sup>2</sup>, Shvidkiy V.S.<sup>2</sup>, Yaroshenko Yu.G.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Hatch Associates Ltd,

Mississauga, Canada, igordon@hatch.ca

<sup>2</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
Ekaterinburg, Russia, n.a.spirin@urfu.ru, vshvid@isnet.ru, yury-y@planet-a.ru

**Abstract.** The report provides guidelines for the development of metallurgical industry of Russia until 2020. We describe the sources of the scrap metal and the efficiency of its use. Increasing the share of scrap in steel production technology it is accompanied by improvement of their technical, economic and environmental performance.

**Keywords:** scrap metal, second resource, energy efficiency, technology, steel production.

Коррекция государственной политики в развитие металлургической промышленности Российской Федерации внесена после вступления в силу 4 июня 2008 года Указа Президента Российской Федерации «О некоторых мерах по повышению энергетической и экологической эффективности российской экономики» [1]. Этим Указом Правительству Российской Федерации предписывалось:

«В целях снижения к 2020 году энергоемкости валового внутреннего продукта Российской Федерации не менее чем на 40 процентов по сравнению с 2007 годом, обеспечения рационального и



экологически ответственного использования энергии и энергетических ресурсов – подготовить и внести в Государственную Думу Федерального Собрания Российской Федерации проекты федеральных законов, предусматривающих экономические механизмы, стимулирующие хозяйствующих субъектов, применяющих энергосберегающие и экологически чистые технологии...».

В развитие положений Указа Президента Российской Федерации Министр промышленности и торговли Российской Федерации своим приказом от 05.05.2014 Р № 839 утвердил «Стратегию развития черной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 год» [2]. В этом важном для металлургов документе отмечается, что металлургическая промышленность, являясь базовой отраслью, вносит существенный вклад в экономику России. Успехи развития отрасли в период 2000–2007 годы были обусловлены, с одной стороны, общей политической стабильностью, проведенными структурными и институциональными реформами, с другой – исключительно благоприятной внешне-экономической конъюнктурой вплоть до начала 2008 г. В настоящее время доля металлургии в валовом внутреннем продукте страны составляет около 5 %, в промышленном производстве порядка 18 %, в экспорте – 14 %, а в налоговых платежах – более 5 %. Металлургия России потребляет 32 % электроэнергии, 26 % природного газа, 25 % угля, 10 % нефти и нефтепродуктов от объемов, потребляемых всей промышленностью страны. Доля металлургии в грузовых железнодорожных перевозках составляет 23 %.

Металлургия России достигла успехов и в современном международном разделении труда, закрепив за собой позиции по экспорту ряда видов металлопродукции.

В 2007 г. душевое потребление металлопродукция из черных металлов в России составило 261 кг/чел. Для сравнения: в Японии – 625,9 кг/чел., в Германии – 463,1 кг/чел., в США – 353,9 кг/чел. Прогноз для России: в 2020 году на каждого жителя страны планируется довести производство черных металлов до 390 кг. Достижение этого показателя поставит Россию в один ряд с промышленно развитыми странами.

Оживление спроса на металл ожидается в таких отраслях как подъемно-транспортное, сельскохозяйственное, строительно-дорожное машиностроение, железнодорожного транспорта, включая и строительство новых железных дорог, сооружение магистральных трубопроводов, производство автомобилей, оборудования для атомных, тепловых и гидроэлектростанций, строительство промышленных и гражданских сооружений. По прогнозу потребление готового проката к 2020 г. вырастет на 30–40 %.

Достижение указанных показателей неразрывно связано с совершенствованием техники и технологий производства металлопродукции. Так доля производства стали в электропечах составит в 2020 году – 39 %; в конвертерах в 2020 году – 61,0 %. Мартеновское производство стали на предприятиях металлургической промышленности практически ликвидировано. В настоящее время выплавка стали в дуговых электросталеплавильных печах достигает в США 60 %, в Европе – 40 %, по миру в целом – 30 % [3]. Таким образом, ожидаемое изменение структуры производства стали в России будет соответствовать мировому уровню. Доля разливки стали на машинах непрерывного литья заготовок достигнет к 2020 году – 97–99 %. Доля листового металла в общем производстве листового и сортового проката (без заготовки для переката на экспорт) увеличится до 62,0 % в 2020 году. Эти показатели – соответствуют современному уровню металлургического производства промышленно-развитых зарубежных стран. В прогнозируемый период будет освоено производство высококачественных длинномерных рельсов, толстостенных труб для топливно-энергетического комплекса, широкоформатного толстолистового проката для их производства, а также требуемого проката для оборонно-промышленного комплекса, судостроения, атомного машиностроения. Ожидается расширение производства высококачественного автомобильного листа.

Полученная на металлургических предприятиях продукция формирует металлофонд страны. Эта продукция в дальнейшем используется на машиностроительных предприятиях, в строительном производстве и других отраслях для изготовления машин, аппаратов, строительных конструкций и предметов потребления. Получаемые изделия в процессе их работы физически и морально изнашиваются. После вывода таких изделий из эксплуатации содержащийся в них металл снова вовлекается в металлургическое производство в качестве вторичного сырья. Таким образом, возникает своеобразный кругооборот металла.

Разнообразие металлургических производств и технологий, их составляющих, определяет и разнообразие технологических отходов, которые в пределах предприятия рассматриваются, как вторичные материальные ресурсы [4]. Среди твердых материальных ресурсов наиболее бережно на металлургических предприятиях относятся к отходам собственного производства: обрезки, затвердевшим остаткам металла на желобах, в ковшах, а также бракованным заготовкам, слиткам и т.п. Эти виды ресурса вместе с металлическим ломом являются для предприятия вторичными и обычно идут на повторный передел, тем самым, представляя собой важные составляющие шихты плавильных пе-

чей. Затраты на сбор, транспортировку, подготовку 1 т металлического лома к плавке, включая и внутренние ресурсы (отходы) предприятия в 8 раз ниже, чем на выплавку 1 т чугуна [5].

Металлический лом, являясь на металлургическом предприятии эксплуатационным отходом различного происхождения, представляет собой основной вторичный материальный ресурс для этого завода. В настоящее время за счет введения в шихту лома и отходов черных металлов обеспечивается выплавка около 50 % всей стали и чугуна. Максимальное использование металлического лома в значительной степени экономит природное сырье, необходимое для выплавки первичного металла – чугуна [6, 7].

При использовании в производстве стали 1 тонны лома черных металлов отпадает необходимость в добыче 3–4 т руды, 1 т коксующегося угля, 1 т известняка и 3–5 т энергетических углей. Соответственно могут быть сокращены мощности: рудников и шахт, обогатительных фабрик и фабрик окискования железорудного сырья, коксохимического производства и доменных цехов. Естественно, при этом будут одновременно исключены неблагоприятные их воздействия на природу. Другими словами, не будет образовано 20–25 т пустой породы, 1,3–1,6 т шлака, 2–3 т зольных отходов, а в атмосфере сохранится 10 т кислорода и в водоемах – 65 м<sup>3</sup> чистой воды [4]. Коэффициент рециркуляции черных металлов в настоящее время составляет около 50 % и может быть повышен в условиях развития технологий черной металлургии.

При современных масштабах деятельности металлургической отрасли, разнообразии выпускаемой продукции одними из первых возникают проблемы энергосбережения на всех этапах производства – от подготовки сырья и топлива до завершающих стадий обработки проката. Над их решением работают металлурги всего мира. Приводимые ниже показатели удельных расходов условного топлива на единицу металлопродукции:

	Существующие	Теоретические
Черная металлургия	0,85–1,1	0,24

подчеркивают значимость проблем, а удаленность существующих показателей энергоёмкости от теоретического уровня указывает на резервы, которыми располагают металлургии. По отдельным странам энергоёмкость производства стали отличается существенно, о чем свидетельствуют следующие данные по удельным расходам условного топлива на выплавку 1 т стали (т у.т./т стали):

Удельный расход условного топлива	Англия 0,614	США 0,853	Япония 0,867	Россия 1,024
-----------------------------------	-----------------	--------------	-----------------	-----------------

Простой расчет показывает: для достижения показателей энергоёмкости производства стали, характерных для английской металлургии, российским металлургам следует улучшить этот показатель на 40 %. Актуальность решения проблем снижения энергетических затрат очевидна. Известны также и направления решения указанных проблем. К ним относятся:

- снижение удельных расходов топлива и энергии за счет внедрения энергосберегающих основных технологий и оборудования для их реализации, связанных с вовлечением в производство металлического лома;

- внедрение организационно технических мероприятий по использованию вторичных энергетических и материальных ресурсов;

- применение наиболее экономичных и менее дорогих видов топлива.

Использование металлического лома в технологиях черной металлургии обеспечивает:

- уменьшение объемов извлекаемых из недр первичных природных ресурсов;
- снижение затрат на изготовление продукции за счет исключения некоторых технологических операций;

- снижение удельных расходов энергетических ресурсов;

- улучшение состояния окружающей среды.

Степень использования в металлургических технологиях лома зависит от многих факторов – его качества, сбора, хранения, обработки, транспортных расходов. Следует отметить, что с каждым годом степень вовлечения такого вторичного сырья в производство металлопродукции повышается [7]. Металлически лом отличается от других железосодержащих отходов металлургического производства – пыли, шламов, тем, что он практически не требует энергоёмкой, специальной подготовки к плавке [8].

Металлический лом составляет значительную часть шихты практически всех плавильных процессов [9]. Так доля лома при выплавке стали в кислородно-конвертерном производстве составляет 25 %, в электросталеплавильном – 96 %, а в литейном производстве – 49 %. Количество лома до-

стигает 100 % в технологиях переплава.

Лом черных металлов для металлургии, плавильных отделений машиностроительных заводов формируется из отходов доменного и сталеплавильного производств и других источников, показанных на схеме (рисунок 1).

Особое значение следует придавать амортизационному лому, который формируется после завершения жизненного цикла стальных изделий. Исследования показали [10], что время жизненного цикла машин, механизмов, сооружений составляет, например, для автомобилей 15 лет, для стальных мостов 50 лет и более. При утилизации такого лома рециклинг стали лежит в пределах от 5 до 50 лет.

Вблизи старых уральских металлургических заводов за более чем 300-летнюю историю их существования скопилось десятки миллионов тонн отвалных шлаков, причем доля металла в них гораздо выше, чем на современных отвалах. Извлекаемые из отвалных шлаков материалы после их переработки в продукты различного назначения позволяют получать доходы от реализации этой продукции.

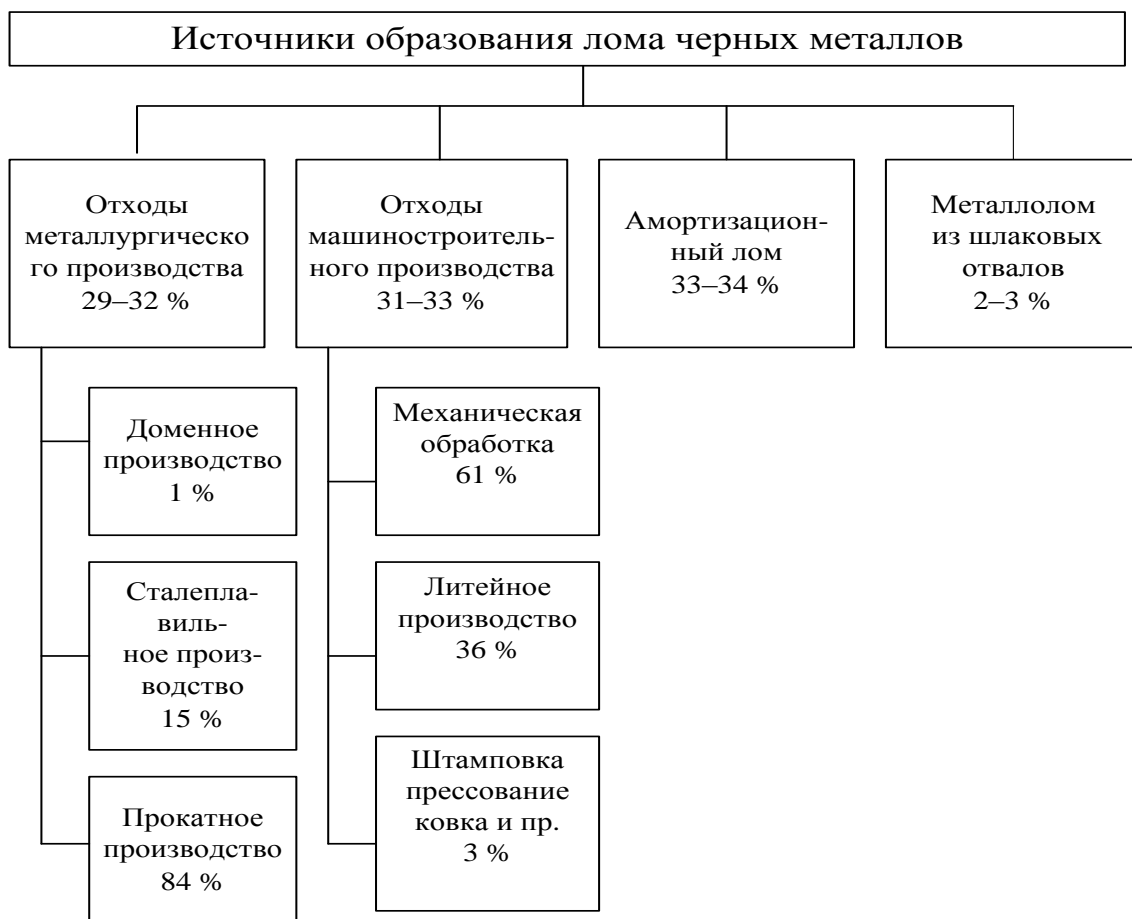


Рисунок 1 - Источники образования лома черных металлов

Использование металлического лома в металлургии позволит, что очень важно, снизить вредное воздействие предприятий отрасли на окружающую среду. Металлургическая промышленность относится к числу экологически неблагоприятных сфер экономики России. На долю предприятий металлургического комплекса приходится 28 % промышленных выбросов в атмосферу, 6,7 % сбросов загрязненных сточных вод. Эти цифры указывают на необходимость разработки программ по уменьшению выбросов и сбросов на всех стадиях металлургического производства.

Тезис «Необходимость максимального приближения производства к сырьевым источникам» в значительной степени ориентирован на отдаленные районы Сибири, особенно приполярных ее областей, в которых скопилось значительное количество металлолома, особенно в местах добычи различных видов топлива – нефти, природного газа, угля. После выработки нефтяных, газовых и угольных месторождений оборудование буровых скважин, трубопроводов, а также шахтное оборудование обычно оставляется разработчиками в местах добычи полезных ископаемых. При этом наносится громадный вред окружающей природной среде. Из-за высоких транспортных тарифов перевозка такого металлолома на значительные расстояния в условиях Крайнего Севера такой огромной по площади страны, как Россия, является нерентабельной.

Существуют предпосылки для создания предприятий по сбору, разделке и подготовке к пере-

работке лома черных металлов и в других регионах Российской Федерации, в частности, в Приморском крае Дальневосточного федерального округа. По оценкам специалистов на территории края к настоящему времени накоплено значительное количество металлического лома в виде старых морских и речных судов торгового и военно-морского флота. Не менее значимой долей в накопившихся ресурсах составляет отслужившая свой срок военная и гражданская техника. Общее количество лома достигает 6,0–7,0 млн. т. Существует и специфика его размещения: часть лома находится в затопленном состоянии, что создает в регионе сложную экологическую обстановку, которая может постепенно улучшаться в результате переработки этого лома.

Эти условия указывают на целесообразность строительства металлургических микро-заводов [6, 7], для которых на долгие годы не будет существовать проблем обеспеченности завода сырьем. Одновременно при этом будут решены не только экологические проблемы, но и проблемы снабжения развивающейся экономики мелкосортным прокатом – арматурой, катанкой, мелкими фасонными профилями, метизами.

#### Библиографический список

1. Указ Президента Российской Федерации от 4 июня 2008 г. №889 «О некоторых мерах по повышению энергетической и экологической эффективности российской экономики». Российская газета от 7 июля 2008 г. (4680).
2. Стратегия развития черной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 года. Приказ Министра промышленности и торговли Российской Федерации от 05.05.2014 Российской Федерации № 839.
3. Jean-Pierre Birat / Environmental metallurgy: continuity of new discipline? // Steel Research International. 2014. 85. 8, pp.1240–1256.
4. Ярошенко Ю.Г., Гордон Я.М., Ходоровская И.Ю. Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии черной металлургии / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2012. – 670 с.
5. Мысик В.Ф., Жданов А.В. Ресурсы и подготовка лома к плавке стали: учебное пособие для вузов / Под ред. А.А. Журавлева. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 223 с.
6. Новые проекты и технологии в металлургии: сб. научных трудов к 85-летию Уралгипроме-за. – Екатеринбург, 2010. – 636 с.
7. Мысик В.Ф. Основы проектирования мини- и микрометаллургических заводов: учебное пособие / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. Екатеринбург: УрФУ, 2012. – 167 с.
8. Antonello Di Donato, Loredana Di Sante, Enrico Malfa at ct// Full Recovery of Steelmaking Waste Streams in a Dedicated Plasma Reactor / AISTech 2015 Proceedings 2015 by AIST pp. 1795-1802.
9. Сталь на рубеже столетий. Кол. авторов / Под научной ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСИС, 2001 – 664 с.
10. ALriksson S., Grip C.-E. Steel industry environment objectives stakeholder preference using con-joint analysis // Ironmaking and Steelmaking. 2013. 40 № 8. P. 605–612.

УДК 502/504:373.167.1

## РАЗРАБОТКА СХЕМЫ ПЕРЕРАБОТКИ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА С ЦЕЛЬЮ РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЯ

Свиридова Т.В., Боброва О.Б., Ильина О.Ю.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,  
г. Магнитогорск, Россия, obproshkina@mail.ru*

**Аннотация:** В статье предлагается способ переработки сталеплавильного шлака с целью ресурсосбережения. Авторами предлагается включить частичную грануляцию сталеплавильных шлаков в схему переработки. Данный вариант включает слив шлакового расплава из сталеплавильного агрегата в ковши и разделение шлакового расплава на две части, одна из которых обогащена железом. Полученный в результате продукт можно рекомендовать к использованию в строительстве, в сельском хозяйстве в качестве удобрений, а также как шлакообразующий флюс в сталеплавильном производстве.

**Ключевые слова:** сталеплавильный шлак, переработка, ресурсосбережение, грануляция, портландцемент, отвалный шлак, отходы металлургической промышленности, шлаковый щебень.

## DESIGN OF STEELMAKING SLAG PROCESSING SCHEME FOR RESOURCE-SAVING

Sviridova T.V., Bobrova O.B., Ilina O.Yu.

*Nosov Magnitogorsk State Technical University,  
Magnitogorsk, Russia, obproshkina@mail.ru*

**Abstract:** *The paper proposes a method for processing steelmaking slag for the purpose of resource saving. The authors propose to include partial granulation of steelmaking slag in the processing scheme. This embodiment includes draining of molten slag from the steelmaking unit in the bucket and separation of the molten slag into two parts, one of which is enriched in iron. The resulting granulated product can be recommended for use in construction, in agriculture as a fertilizer, as well as a slag-forming flux in steelmaking.*

**Keywords:** *steelmaking slag, processing, resource-saving, granulation, Portland cement, waste slag, waste of metallurgical industry, slag crushed stone.*

В настоящее время в РФ в отвалах и хвостохранилищах находится около 80 млрд. т отходов от добычи и переработки полезных ископаемых. В [1] отмечается, что в 12 млрд. т накопленных твердых отходов содержание ценных компонентов нередко выше, чем в рудах природных месторождений. В районах размещения металлургических предприятий скопились огромные объемы отходов от различных технологических процессов металлургического комплекса (добыча и обогащение сырья, производство чугуна, стали и проката, сжигание угля), которые могут быть отнесены к техногенным месторождениям. Наиболее значительное количество техногенных месторождений сформировалось на Урале. Объемы годового выхода отходов в Уральском экономическом районе по состоянию на 1986 г. составили: вскрышные и вмещающие породы – 159,7 млн. м<sup>3</sup>, отходы угледобычи – 73,2 млн. м<sup>3</sup>, отходы углеобогащения – 2,8 млн. м<sup>3</sup>, хвосты сухой магнитной сепарации – 7,6 млн. м<sup>3</sup>, хвосты мокрой магнитной сепарации – 20,8 млн. м<sup>3</sup>; металлургические шлаки – 21,9 млн. т, золошлаковые отходы ТЭС – 17,9 млн. т. [2].

С переходом к рыночным отношениям во многих заводских городах Урала приступили к первичной переработке шлаковых отвалов. В основном это сортировка и магнитная сепарация с целью извлечения металла (содержание железа в шлаках около 1,5%) и рассев на грохотах для получения шлакового щебня. Себестоимость шлакощебня в 1,5-3,0 раза ниже, чем у щебня из природного сырья.

На крупных предприятиях шлак текущего доменного производства в настоящее время практически полностью перерабатывается, причём применяются технологии глубокой переработки [3]. После грануляции огненно-жидкого шлака он служит сырьём для производства шлакопортландцемента (ШПЦ) и известково-вяжущих материалов, может быть мелким заполнителем бетонов и строительных растворов на основе этих вяжущих. Грануляция является обязательным этапом, так как при быстром замораживании расплава формируется необходимый минералогический состав материала, содержащий максимальное количество активной стекловидной фазы. ШПЦ получают совместным помолом портландцементного (ПЦ) клинкера, гранулированного шлака и гипса или тщательным смешиванием этих материалов, измельчённых раздельно. Стоимость ШПЦ при введении в смесь 30-60% гранулированного шлака в 1,5-2,0 раза ниже, чем ПЦ из минерального сырья.

Шлаки текущего производства стали перерабатываются в основном в щебень. Более глубокой переработке, они не подвергаются. Это связано с высокой температурой плавления сталеплавильных шлаков и их быстрому затвердеванию после выпуска из печного агрегата. Поэтому гранулировать их аналогично доменным не представляется возможным.

Разработка технологий глубокой переработки отвальных и сталеплавильных шлаков позволит создать условия для полной переработки шлаков текущего производства и уменьшению площади шлаковых отвалов, что улучшит состояние окружающей среды. С другой стороны это позволит решить проблему строительных вяжущих материалов в местах, где есть шлаковые отвалы, но отсутствует природное сырьё.

В настоящее время в нашей стране и за рубежом проводят работы по изысканию рациональных способов переработки сталеплавильных шлаков в жидком состоянии путем их грануляции. Для этого применяют самые различные конструкции установок, используют воду, пар и воздух для охлаждения расплава и в качестве энергоносителя [4-6].

Экспериментально доказано, что сталеплавильные шлаки, прошедшие стадию грануляции, резко снижают гидравлическую активность и склонность к самораспаду. По химическому и минерало-

гическому составу, сталеплавильные шлаки прошедшие термодробление, более близки к портландцементу, чем доменные шлаки, и могут служить сырьем для производства строительных вяжущих материалов.

Основное отличие сталеплавильных шлаков от портландцемента – это содержание оксидов железа и марганца, а также наличие серы. Таким образом, при снижении окисленности и содержания серы в сталеплавильных шлаках расширяются возможности их применения: как основы для шлакообразующих смесей в черной металлургии; для производства портландцемента и других строительных вяжущих материалов, а также в качестве удобрений или активных фильтров сточных вод.

Нами были проанализированы различные способы грануляции сталеплавильных шлаков.

Припечная грануляция сталеплавильных шлаков не нашла применения из-за высокой концентрации металла в шлаке, спускаемого из печи. Это приводило к нестабильному процессу грануляции: хлопки и резкие выбросы парогазовой смеси при попадании в воду металла. Вторым отрицательным фактором явилось постоянное заметаливание качающейся решетки-грохота. Третьим и основным отрицательным фактором является значительные трудности размещения бассейна с водой в непосредственной близости от сталеплавильного агрегата.

Внепечная грануляция на специальных установках, отстоящих от сталеплавильных агрегатов на расстоянии от 1,5 до 5 км не нашла применение из-за низкого перегрева шлакового расплава над температурой начала затвердевания. Температуры выпуска конечного шлака в тот период составляли 1530-1550 °С, а начало затвердевания шлака 1350-1280 °С [7].

В настоящее время процесс выпуска стали и шлака из плавильных агрегатов осуществляется при температурах 1600-1650 °С. Шлак сливается в шлаковозные ковши при температурах 1600-1650 °С, причем современный сталеплавильный процесс характеризуется высокой интенсивностью: слив металла и шлака производится практически сразу же после окончания продувки расплава кислородом. Разделение жидкого металла и шлака не совершенное – в шлаковую чашу попадает шлакометаллическая эмульсия. При дальнейшем отстое происходит разделение на жидкий металл, который оседает на дно чаши и жидкий шлак. Практика переработки сталеплавильных шлаков ОАО «ММК» показывает, что шлак в шлаковых чашах, поступивший на переработку через 60-80 мин. после выпуска из печи, сохраняет способность обеспечивать выпуск.

После проведенного анализа вариантов грануляции сталеплавильных шлаков было принято решение осуществить их грануляцию в лабораторных условиях. Исследования проводили в лаборатории кафедры металлургии черных металлов ФГБОУ ВО «МГТУ» в печи сопротивления Таммана.

В шлаках сталеплавильного производства содержание серы составляет от 0,7 до 1 %. При водной грануляции шлаков независимо от конструкции агрегатов процесс происходит путем резкого охлаждения расплавленного шлака водой. При контакте расплава с водой происходит ее интенсивное испарение.

Запах сероводорода при грануляции ощущался. Но вода, в которую выливали шлак, не изменила показателя рН. Это связано с тем, что параллельно с образованием кислотных продуктов  $H_2S$  и  $SO_2$  происходит гидратация  $CaO$ , с последующей нейтрализацией кислотных соединений щелочными.

В результате эксперимента получили продукт черного цвета, который рассыпался под небольшим механическим воздействием. Полученный продукт можно рекомендовать к использованию в строительстве, так как в результате гидратации он более устойчив к разрушению, в сельском хозяйстве в качестве удобрений, а также как шлакообразующий флюс в сталеплавильном производстве.

Таким образом, предлагается включить частичную грануляцию сталеплавильных шлаков в схему переработки.

Жидкий сталеплавильный шлак в ковшах доставляют к установке грануляции через 40-60 мин. после слива из плавильного агрегата. Этого времени достаточно для разделения шлакометаллической эмульсии, но в то же время подвижность расплава сохраняется. После установки шлаковые ковши начинают кантовать, причем сливать в бассейн необходимо только 30-40 % находившегося в ковше расплава. Это позволит избежать слива металла в бассейн, что повлияет на качество получаемого гранулированного продукта. Остальная часть расплава шлака с осевшим металлом направляется на дальнейшую переработку. Концентрация железа в остатке расплава шлака повышается, что позволит повысить извлекаемость металла при переработке.

Получившийся после гранулирования и сушки продукт (гранулированный сталеплавильный шлак) содержит минимальное количество серы, железа и марганца, кроме того, он получается без кристаллической структуры, поэтому его можно использовать как известь-содержащий материал для шлакообразования в металлургическом процессе и для производства шлакопортландцемента и других вяжущих стройматериалов.

Для улавливания парогазовых выбросов предлагаем установить укрытие с общим парогазоот-

водом и направлять его в систему организационной очистки в кислородно-конвертерных цехах. Укрытие необходимо оборудовать шиберными затворами с электроприводом [8].

Таким образом, нами предлагается способ переработки сталеплавильного шлака с целью ресурсосбережения. Данный вариант включает слив шлакового расплава из сталеплавильного агрегата в ковши и разделение шлакового расплава на две части, одна из которых обогащена железом. Слив осуществляют при температуре свыше 1600 °С, при котором производят обдув струи шлакового расплава воздухом с расходом воздуха 4-5 м/мин, после слива ковши подают к грануляционной установке, на которой производят упомянутое разделение шлакового расплава на две части путем слива из ковша в бассейн 30-40 % шлакового расплава для получения гранулированного продукта, после чего оставшуюся в ковше часть, обогащенную железом, подают на дальнейшую переработку для извлечения железа, при этом шлаковый расплав в ковше после слива из сталеплавильного агрегата перед разделением его на части отстаивают в течение 40-60 мин.

Предлагаемая схема переработки и использования металлургических шлаков в условиях существующего производства приведена на рисунке 1.

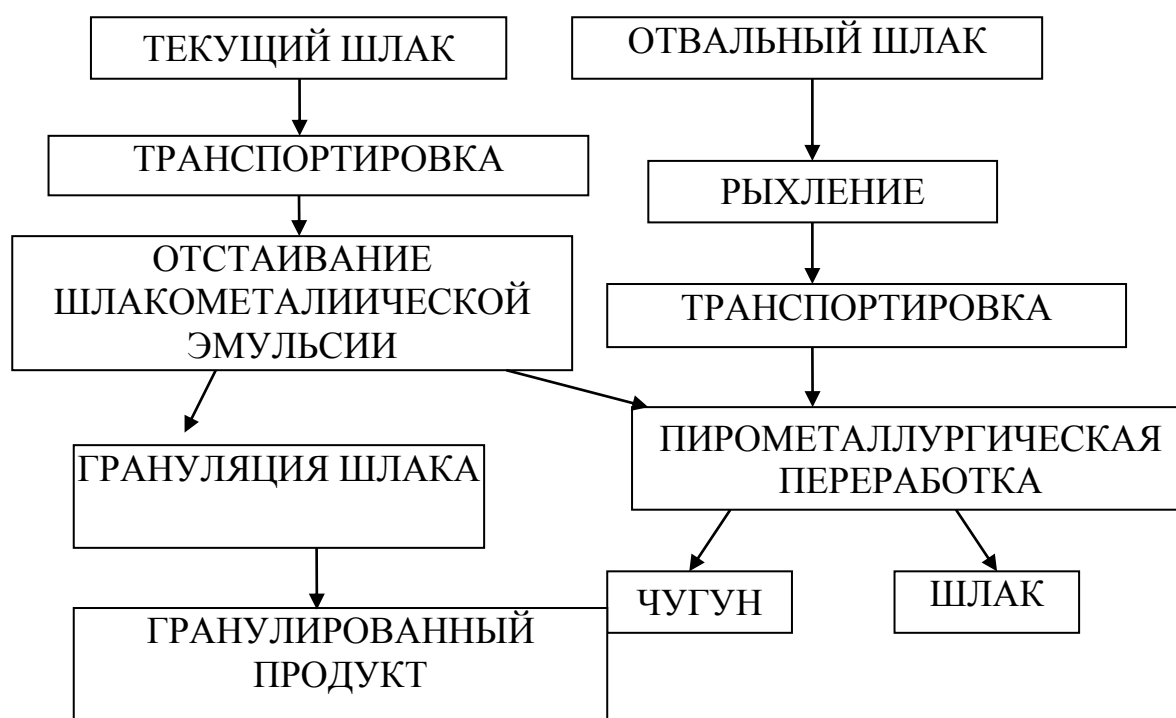


Рисунок 1 - Предлагаемая схема переработки шлаков

Тип грануляционной установки должен обеспечивать утилизацию водяных паров, содержащих большее количество сульфидных соединений. Этому требованию наиболее соответствует барабанный метод грануляции.

Отвальный шлак после рыхления специальными машинами на гусеничном ходу направляется на пирометаллургическую переработку, после которой получается расплав чугуна и восстановленный шлак.

Таким образом, включение в схему переработки частичного гранулирования сталеплавильных шлаков позволит производить более комплексную переработку сталеплавильных шлаков, значительно снизив при этом негативное воздействие на окружающую среду и вовлечение в переработку большего количества техногенного сырья. Кроме того, ликвидируется стадия дробления, что упрощает технологический процесс переработки сталеплавильного шлака и снижает экономические затраты.

#### Библиографический список

1. Козловский Е.А. Состояние и направления развития минерально-сырьевой базы России // Горный журнал. – 2003. – № 10. – С. 4-9.
2. Зоря В.Н. Исследование техногенных отходов черной металлургии, в том числе отходов от обогащения и сжигания углей, и разработка технологий их переработки. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук Новокузнецк, 2015

3. Шатохин И.М., Бигеев В.А., Кузьмин А.Л., Боброва О.Б., Писчаскина А.В. Современная жидкофазная переработка сталеплавильных шлаков и шламов // V Международная конференция-школа по химической технологии сборник тезисов докладов сталелитейной конференции XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 3х томах. 2016. С. 351-352.

4. Волкова Е.А., Свиридова Т.В., Боброва О.Б. Комплексное использование отходов металлургического производства // Металлургия: технологии, инновации, качество Под общей редакцией Е.В. Протопопова. 2015. С. 361-364.

5. Дробный О.Ф., Харлов А.А., Прошкина О.Б. Отдельные направления утилизации техногенных ресурсов магнитогорского промышленного района // Минералогия техногенеза. 2009. Т. 10. С. 228-234.

6. Сенник А.И., Милуков С.В., Прошкина О.Б. Методика расчета образования отходов в черной металлургии // Экология и промышленность России. 2008. № 9. С. 22-23.

7. T.V. Sviridova, O.B. Bobrova, E.A. Volkova Determination of the Basic Parameters of the Recovery Process for Extracting Iron from Iron and Steel Slag // Materials Science Forum, Vol. 870, pp. 466-470, 2016

8. Ахмедьянова З. И., Боброва О.Б. Варианты возможностей снижения выбросов сероводорода при грануляции доменных шлаков //Актуальные проблемы современной науки, техники и образования Магнитогорск: Издательство: МГТУ им. Г.И. Носова - 2016. - №1. - С. 228-230.

УДК 662.749:628.477

## ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОКОКСА В КОКСОХИМИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Павлович Л.Б.<sup>1</sup>, Ермолова Н.Ю.<sup>1</sup> Страхов В. М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, pavlovitch.lara@yandex.ru, souri88@mail.ru

<sup>2</sup> Кузнецкий центр АО «ВУХИН», г. Новокузнецк, Россия, vmstrahov@mail.ru

**Аннотация:** В лабораторных условиях исследована возможность утилизации в шихте на коксование отработанных резинотехнических изделий (РТИ) без извлечения из них металлокорда. Показано, что использование изношенных шин с металлокордом увеличивает выход и качество кокса, ценных химических продуктов: коксохимического бензола и каменноугольной смолы.

**Ключевые слова:** коксование, угли, шихта, отработанные резинотехнические изделия, металлургический кокс.

## RECYCLING OF WASTE RUBBER WITH METALCORD IN THE COKE PRODUCTION

Pavlovich L. B.<sup>1</sup>, Ermolova N. Yu.<sup>1</sup>, Strakhov V. M.<sup>2</sup>,

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, pavlovitch.lara@yandex.ru, souri88@mail.ru

<sup>2</sup>Kuznetsk Center, AO VUKHIN,  
Novokuznetsk, Russia, vmstrahov@mail.ru

**Abstract:** In the laboratory, we studied the possibility of recovery in the charge on coking waste rubber products (RTI) without removing them from the steel cord. It is shown that the use of waste tires with metal cord increases the yield and quality of coke, valuable chemical products: coking benzene and coal tar. This method allows you to efficiently and more effectively clean the exhaust gases of the pyrolysis of waste rubber goods, together with the products in the shops coking capture and processing of chemical products of coking.

**Keywords:** coking coal, charge, waste rubber products, metallurgical coke.

Необходимость в анализе возможности вторичного использования изношенных автомобильных покрышек и потребность разработки технологии по ее дальнейшему использованию обуславливается двумя основными факторами. Во-первых, изношенная шина представляет собой ценное сырье в виде резины (каучука), технического углерода, металла, которое пригодно для дальнейшего исполь-



зования, во-вторых, не утилизированная отработанная шина является источником загрязнений из-за ее высокой стойкости к воздействию внешних факторов, характеризуется высокой пожароопасностью (продукты сжигания оказывают крайне неблагоприятное влияние на почву, воду и воздушный бассейн), место скопления отходов резинотехнических изделий (РТИ) формируют благоприятную среду для размножения вредителей – грызунов и насекомых, являющихся разносчиками множества заболеваний.

Имеющееся многообразие разработок по использованию отработанных РТИ в качестве сырья для производства новых материалов в России на практике используется не значительно. Согласно приведенной информации ежегодный объем образующихся в России шинных отходов достигает 935 тысяч тонн. Механической переработке подвергаются всего 17 % от общего объема ежегодных шинных отходов, до 20 % сжигается, а оставшийся объем подвергается захоронению [1].

Более обширным опытом в практическом использовании и утилизации отходов РТИ обладают страны с развитой экономикой, такие как Япония, страны Европы, США. Большая часть утилизируемых отходов РТИ в таких странах приходится на их переработку в резиновую крошку, с целью дальнейшего ее использования в дорожном строительстве, изготовления дорожных покрытий, частичной замены битума для производства строительных материалов, в качестве эластичного наполнителя для покрытий, а также компонентов полимерных смесей [2,3].

В связи с высокой теплотворной способностью отходов РТИ, которая составляет 7200 ккал/кг (низшая, в пересчете на рабочее топливо) некоторое количество изношенных шин применяют в качестве топлива, что чаще всего связано с отсутствием эффективных технологий глубокой переработки шин с целью получения качественных продуктов.

Одним из наиболее часто упоминаемых методов утилизации РТИ среди ученых, занимающихся данной проблемой, является пиролиз [4-6]. В результате пиролиза шины образуются газообразные продукты, которые, как правило, используются для обогрева пиролизного реактора, жидкие углеводороды и твердый остаток – технический углерод. На сегодняшний день мировая практика показала, что использование метода пиролиза экономически не выгодно. Эксплуатационные затраты превышают себестоимость продуктов на выходе, в свою очередь технический углерод характеризуется низким качеством, а применять получаемое пиролизное масло целесообразно только после его дополнительной очистки.

Пиролиз можно осуществлять в коксовых печах, исключив при этом затраты на строительство пиролизных установок. Углеводородные структуры, образующиеся при пиролизе углеводородного материала, содержащегося в автомобильных покрышках, химически совместимы с продуктами пиролиза. Технология коксования обеспечивает полное отсутствие газопылевых выбросов в атмосферу. Отвод, улавливание и переработка летучих продуктов осуществляется химическим крылом коксохимического производства. Предотвращается прямое сжигание угля и отходов, токсичные твердые вещества, имеющиеся в перерабатываемых материалах, связываются в твердом остатке или золе.

Предложен способ [7] утилизации в шихте на коксование изношенных шин методом дробления с извлечением металлокорда. Показана возможность использования резиносодержащих отходов с уменьшением капитальных и эксплуатационных расходов на их утилизацию и увеличением выхода и качества продуктов коксования.

С целью упрощения и удешевления технологии подготовки отработанных шин для утилизации в шихте на коксование на предприятиях КХП предлагается осуществлять их резку, измельчение и дробление без операций по извлечению металлокорда. Затраты на переработку таких отходов будут связаны в основном с организацией их приема, складирования и транспортировки к печам.

Таким образом цель данной работы заключается в исследовании возможности утилизации в шихте на коксование отработанных автомобильных шин без извлечения металлокорда, а также анализ качественных характеристик полученного кокса и его соответствие коксу, полученному из традиционной производственной шихты.

Прежде чем приступить к экспериментам были изучены химический состав и качество получаемой продукции при пиролизе отработанных резиновых шин с металлокордом [4,8,9].

В результате пиролиза изношенных шин (при 520 °С в реторте Фишера) получается 57,1 % смолы и 37,0 % твердого остатка. Выход газа около 4 % содержащего 60-65 % углеводородов с теплотой сгорания около 7200 ккал/м<sup>3</sup>. Газ является энергетически ценным продуктом. При коксовании же угольной шихты (при 850 °С) выход смолы на порядок меньше (около 3 %), а твердого остатка – в два раза больше (75,1 %), газа – в 5,3 раза больше. Следовательно введение в шихту РТИ позволит увеличить выход товарной смолы.

Смола пиролиза резины является беззольным, маловязким и довольно легким продуктом, содержащим в основном соединения ненасыщенного характера. Смола хорошо отделяется от воды и

представляет собой подвижно темно-коричневую жидкость с характерным запахом, имеет плотность 0,914 г/см<sup>3</sup>, что значительно ниже (1,18-1,24 г/см<sup>3</sup>) плотности типичной коксохимической смолы, и практически полностью выкипает до 360 °С, что предполагает отсутствие при добавлении резины в шихту на коксование дополнительного образования полициклических ароматических углеводородов, в частности бенз[а]пирена.

Из рассмотрения вещественного состава и физико-химических свойств твердых продуктов пиролиза резины автошин (условно назовем «резинокок») следует сделать следующее обобщение (таблица 1).

Из-за отсутствия металлокорда в шинах зольность ( $A^d$ ) резинококса выше, чем у металлургического кокса, в 1,7 раза и в среднем составляет 20,5 %. Пониженная температура пиролиза (800 °С) привела к повышению выхода летучих веществ  $V^{daf}$  до 8 %. Содержание общей серы  $S^d$  в резинококсе в 4,5 раза выше, чем у металлургического кокса, и составляет 1,78 %, что связано с условием получения шин (вулканизацией). В то же время содержание такого вредного для доменного процесса элемента, как фосфор  $P^d$ , в резинококсе в 3,5 раза меньше, чем у металлургического кокса.

Резинокок характеризуется развитой пористой структурой: его общая пористость достаточно высока и составляет 63,3 % при общем объеме пор 0,958 см<sup>3</sup>/г. У кокса из спекающихся углей аналогичные параметры пористой структуры значительно ниже - соответственно 45,3 % и 0,429 см<sup>3</sup>/г.

Таблица 1 - Физико-химические свойства кокса из автошин с металлическим кордом

Показатели	Кокс из автошин	Кокс металлургический
Технический анализ, %:		
$A^d$	20,5	11,3
$V^{daf}$	8,1	1,1
$S^d$	1,78	0,46
$P^d$	0,014	0,043
Содержание углерода ( $C_{fix}$ ), %	73,1	87,7
Элементный состав (на органическую массу), %:		
$C^{daf}$	94,48	97,55
$H^{daf}$	1,27	0,89
$N^{daf}$	0,21	1,19
$O^{daf}$	1,55	0,43
$S^{daf}$	2,49	0,51
Реакционная способность по CO <sub>2</sub> при 1000 °С $K_{CO_2}$ , см <sup>3</sup> /(г·с)	6,2	0,32
Удельное электросопротивление по классу 6-3 мм, $p = 0,2$ кг/см <sup>2</sup> , $p$ , Ом·см	85,5	3,5
Плотность, г/см <sup>3</sup> :		
действительная $d_r^d$	1,802	1,928
кажущаяся $d_a^d$	0,661	1,055
Пористость $P_r^d$ , %	63,3	45,3
Общий объем пор $W_{общ}$ , см <sup>3</sup> /г	0,958	0,429
Структурная прочность $P_c$ , %	23,2	87,6

Характерной особенностью резинококса следует считать его высокую химическую активность, например по CO<sub>2</sub> при 1000 °С: константа ( $K_{CO_2}$ ) скорости реакции C + CO<sub>2</sub> (ГОСТ 10089-89) очень высокая и составляет 6,2 см<sup>3</sup>/(г·с), что в 19 раз выше, чем у металлургического кокса (0,32 см<sup>3</sup>/(г·с)). Такая высокая активность резинококса отчасти объясняется присутствием в минеральной части ( $A^d = 20,5$  %), например, оксида железа, являющегося в этой реакции активатором. Развитая пористая структура резинококса также способствует повышению реакционной способности.

Таблица 2 - Химический состав золы резинококса

Показатели	Резинококкс	Кокс КХП Сибири
Содержание минеральных примесей на 100 кг углерода ( $C_{fix}$ ), кг	28,0	16,0
Химический состав золы* по оксидам, %/кг:		
$Fe_2O_3$	69,31/19,41	13,12/2,10
$SiO_2$	12,47/3,49	47,98/7,68
$Al_2O_3$	2,45/0,69	23,72/3,79
$CaO$	2,68/0,75	5,50/0,88
$MgO$	8,86/2,48	1,88/0,30
$TiO_2$	0,36/0,10	1,01/0,16
$P_2O_5$	0,26/0,07	0,69/0,11
$SO_3$	2,32/0,65	3,08/0,49
$K_2O$	0,25/0,07	1,73/0,28
$Na_2O$	0,77/0,22	1,28/0,20
* В числителе – содержание оксидов в золе (%), в знаменателе – то же, на 100 кг углерода, кг.		

Химический состав золы автопокрышек может быть различным, обусловленным исходным сырьем, а для кокса - условиями вторичной термообработки. В таблице 2 приведен средний химический состав золы резинококса, полученного из шин с металлокордом, и кокса, полученного из спекающихся углей на коксохимическом производстве (КХП) Сибири.

Присутствие металлического корда в автопокрышках обусловило в составе золы высокое содержание оксидов железа: их общий уровень составляет 69,31 % (у кокса – 13,12 %), а в пересчете на 100 кг углерода – 19,41 кг (у кокса 2,1 кг), т. е. соответственно в 5,3 и 9,2 раза выше, чем у каменноугольного кокса. Так как в доменном процессе железо является ведущим элементом плавки чугуна, то указанное его высокое содержание в шинах с металлическим кордом представляется положительным фактором их использования, например в составе угольных шихт для коксования. К числу положительных моментов следует отнести также низкое содержание в шинах оксидов алюминия (0,69 кг на единицу углерода) и оксидов каменноугольного кокса, соответственно 3,79 кг и 0,11 кг, т. е. в 5,5 раза ниже содержания  $Al_2O_3$  и в 1,6 раза –  $P_2O_5$ .

Из полученных результатов исследования вещественного и минерального состава, а также физико-химических свойств резинококса (таблица 1, 2) следует, что отработанные шины с металлокордом при их введении в угольные шихты следует рассматривать как отощающую железистую добавку, способствующую получить прогнозируемый более крупный и прочный кокс с благоприятной минеральной частью (железококкс) для доменного производства чугуна. Исследования, испытания и использование железоккокса в свое время дали положительные результаты [10].

Для проведения настоящей работы использовали резиновую крошку с металлокордом отработанных РТИ, характеристика которой представлена в таблице 3 как компонента угольной шихты. Из таблицы 3 видно, что отработанные шины представляют собой преимущественно углеводородный материал, содержащий 88 % углерода ( $C_{daf}$ ) и 7,61 % водорода ( $H_{daf}$ ). Эти данные позволяют считать, что термическое разложение резины приводит к образованию углеводородных структур, химически совместимых с продуктами пиролиза углей. Это делает возможным использование отработанных РТИ без удаления металлокорда в качестве компонента угольной шихты в процессе производства металлургического кокса.

Таблица 3. Характеристика отработанных РТИ (авторезины) с металлокордом крупностью 3-0 мм

Технический анализ				Элементный состав, %				
Wa	Ad	Vdaf	Sd	Cdaf	Hdaf	Ndaf	Qdaf	Sdaf
0,5	20,7	68,4	1,03	88,83	7,61	0,50	1,76	1,30

Испытания отработанных РТИ с металлокордом в угольной шихте проводились коксованием базовой и опытных шихт в лабораторной печи. Базовая шихта составлялась из компонентов, используемых на КХП ОАО «ЗСМК».

На момент испытаний производственная шихта ОАО «ЗСМК» имела качество, представленное в таблице 4. Из этой шихты в производственных условиях получают металлургический кокс, удовлетворяющий техническим требованиям доменного производства.

Таблица 4 - Характеристика опытных шихт с отходами резины с металлокордом.

№ опыта шихты	Состав шихты		Технический анализ, %		Пластометрия, мм	
	базовая	отходы резины с металлокордом	Ad	Vd	x	y
Шихты с отходами резины крупностью 3-0 мм						
0	100	-	8,3	25,6	33	16
1	97	3	9,6	25,8	30	16
2	96	4	9,8	26,0	31	16
3	95	5	10,1	26,1	32	15
4	93	7	10,5	26,4	35	15
Шихты с отходами резины крупностью ≤4-0 мм						
5	97	3	9,6	25,8	30	16

Для получения экспериментальных шихт измельченные отработанные РТИ с металлокордом вводились в базовую шихту в количестве 3-7 % от ее массы. Доля металлокорда в отработанных РТИ составляла около 20 %, что соответствует, содержанию этого компонента в типичных автошинах.

Определение коксумости шихт с добавкой РТИ проводилось по ГОСТ 9521-74 в электропечи с загрузкой 2 кг и при конечной температуре в центре загрузки 1000 °С. Исследования качества опытных шихт и коксов проводились в соответствии с методиками, соответствующих ГОСТ; выход химических продуктов коксования – по ГОСТ 18635-73, реакционная способность кокса по СО<sub>2</sub> при 1000 °С – по ГОСТ 10089-89.

Результаты экспериментов по коксованию опытных шихт с добавкой отработанных РТИ с металлокордом представлены в таблице 5.

Таблица 5 - Характеристика опытных коксов

Доля отходов в шихте, %	Технический анализ, %		Валовый кокс						Прочность, %			Реакционная способность, см <sup>3</sup> /г·сек	Выход химических продуктов коксования, %	
			Выход, %	Гранулометрический состав (%) по классам, мм					Механическая		Структурная		смола	бензол
	Ad	Vdaf		>60	60-40	40-25	25-10	10-0	П <sub>25</sub>	П <sub>10</sub>				
0	11,4	1,7	78,0	4,1	62,0	28,4	1,6	3,9	89,7	7,7	78,0	0,40	3,09	0,69
3	12,4	1,6	77,9	10,4	76,6	8,3	0,8	3,9	92,9	6,3	78,5	0,46	3,80	0,95
4	12,6	1,6	77,8	12,1	74,4	8,7	0,7	4,2	90,2	7,1	78,2	0,46	3,84	1,00
5	12,8	1,5	77,7	13,5	72,2	9,1	0,7	4,5	91,4	8,0	77,8	0,48	3,86	1,00
7	13,3	1,4	77,5	16,6	67,9	10,0	0,5	5,0	90,0	9,8	77,1	0,49	3,88	1,07
3	12,2	1,5	77,6	9,8	75,8	8,5	0,8	5,1	91,6	7,8	77,6	0,46	3,74	0,87

Анализ результатов коксования (таблица 5) показал, что при добавлении в шихту отработанных РТИ с металлокордом увеличилась ее зольность (Ad) с 8,3 (базовая шихта) до 10,5 % (шихта содержащая 7 % добавки). Соответственно увеличилась зольность получаемого кокса – с 11,4 до 13,3 %. Увеличение зольности кокса произошло из-за наличия металлокорда, который в данном случае является полезным компонентом в коксе для доменного производства за счет присутствия в составе золы до 70 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (таблица 2). Толщина пластического слоя опытных шихт (y) практически не изменилась и осталась на уровне 15-16 мм.

Кокс из шихт с резиной и металлокордом характеризовался высоким выходом крупных классов (таблица 5). Добавление отработанных РТИ с металлокордом в шихту в количестве до 4 % улучшало прочностные свойства (П<sub>25</sub>, П<sub>10</sub>, П<sub>с</sub>) получаемого кокса. Он характеризовался следующими показателями качества, %: выход класса > 40 мм составил 86,5; класса >25 мм – 95,2; прочность по П<sub>25</sub>=90,2; прочность по П<sub>10</sub>=7,1; истираемость П<sub>с</sub>=78,2. По сравнению с коксом из базовой шихты эти показатели улучшались, (абс) %: выход класса >40 мм возрос

на 20,4, класса >25 мм – на 0,7; П25 на 2,5; П10 уменьшился на 0,6; Пс – на 0,2. Реакционная способность кокса увеличилась незначительно: с 0,40 до 0,46 см<sup>3</sup>/г·с.

Дальнейшее повышение в шихте количества отработанных РТИ с металлокордом свыше 4 % приводило к увеличению истираемости кокса (показатель П10) и снижению структурной прочности (показатель Пс).

Для сравнения представим, что по качественным характеристикам кокс на базе шихты, в состав которой входила резиновая крошка без металлокорда [7] в количестве 2-5 % от массы шихты характеризовался следующими показателями, %: выход класса > 40 мм=73,4; выход класса >25 мм=94,6; прочность кокса по П25=92,0, истираемость П10=6,6; структурная прочность Пс=89,4, т.е. по сравнению с базовым коксом улучшались следующие показатели, %: выход класса >40 мм – на 17,8; выход класса >25 мм – на 0,6; П10 – на 7,5. Показатель П25 уменьшался на 2 %, а структурная прочность Пс на 14 %. Реакционная способность кокса осталась на прежнем уровне (0,46 см<sup>3</sup>/г·с).

Следовательно, при содержании отработанных РТИ с металлокордом в шихте до 4 % и зольности шихты до 10,0 % получен кокс повышенной прочности, чем базовый кокс на основе производственной шихты, и соответствующий коксу при изготовлении которого была использована шихта с присадкой отработанных РТИ без металлокорда. Полученный кокс отличается повышенной крупностью.

Введение в угольную шихту отработанных РТИ с металлокордом повысило выход ценных химических продуктов коксования: смолы, сырого бензола (таблица 5). Так, при добавке в шихту 4-5 % отходов резины количество смолы увеличивалось в среднем на 24,6 % или в 1,25 раза, бензола – на 44,9 % или в 1,45 раза.

#### *Выводы.*

Термическая переработка (пиролиз) изношенных автомобильных шин с металлическим кордом в составе угольных шихт с получением кокса и химических продуктов является рациональным способом их утилизации в коксохимическом производстве при минимальных капитальных вложениях. При сбалансированном соотношении между стоимостью шин и получаемой при их переработке в коксовых печах товарных продуктов предлагаемая технология будет рентабельной.

Минеральная часть термически обработанных шин с металлокордом на 70 % состоит из оксидов железа – ведущего элемента в доменном производстве чугуна. В органической их части содержится до 94,5 углерода (Cdaf) сопоставленным с таковым металлургического кокса.

Исследования показали, что введение отработанных кордовых шин в виде резиновой крошки крупностью ≤ 3 мм в угольные шихты повлияло на выход и качество продуктов коксования. Кокс, полученный из угольной шихты с добавками не более 4 % резиновой крошки, превосходит по основным показателям кокс из производственной шихты: выход крупных классов >60 мм и >40 мм увеличился на 12,5 и 18,4 % абс соответственно, механическая прочность (П25) повышается на 0,5% абс при практически равной истираемости и структурной прочности. При этом увеличился выход смолы (на 25,6 % отн) и бензола (на 55 % отн).

#### Библиографический список

1. Аюпов Д. А., Мурафа А. В., Казакулов Р. И. Влияние девулканизаторов резины на температуру размягчения битумов // Символ науки, 2015. – № 7. – С. 17–18.
2. Беляев В.П., Клинков А.С., Беляев П.С. и др. Утилизация резиновой крошки из изношенных шин в контексте решения проблемы качества дорожных покрытий // Глобальный научный потенциал, 2012. – № 19. – С. 169–171.
3. Пат. № 2465294, РФ, МПК С09D175/04, E01C13/06, E01C13110, E01C15/00. Способ изготовления покрытия / Батсуев К.Н; опубл. 27.10.2012, Бюл. № 30.
4. Страхов В.М. Кокс из отходов резины // Кокс и химия, 2005. – № 2. – С. 35–43.
5. Папин А.В., Игнатова А.Ю., Макаревич Е.А. Получение композиционного топлива на основе технического углерода пиролиза автошин // Вестник Кузбасского государственного технического университета, 2015. – № 3. – С. 107–114.
6. Назаров В.И., Макаренков Д.А. Природоохранная технология утилизации резинотехнических отходов методом пиролиза // Экология и промышленность России, 2015. Т.19. – № 8. – С. 15–19.
7. Патент № 2202471 РФ, МПК: C2.7B29B17/00, C10B57/04, C10G1/10. Способ переработки отработанных резиносодержащих изделий // А.В. Салтанов, Л.Б. Павлович, А.В. Калинина; опубл. 20.04.2003, Бюл. – № 11.
8. Страхов В.М., Суровцева И.В., Белашов Ю.Ю., Лобова Л.Г. Установка-реактор для получения полукокса, жидких продуктов и газа при пиролизе изношенных шин // Кокс и химия, 2008. – № 6. – С.21–25.
9. Глезин И. Л., Седов В. М., Страхов В. М. Жидкое топливо и химические продукты из от-

ходов резины // Кокс и химия, 2008. – № 12. – С. 40-43.

10.Страхов В. М., Мизин В. Г., Серов Г. В. Исследование качественных характеристик железозококса как углеродистого восстановителя для производства ферросилиция / сб. «Совершенствование производства ферросилиция на Кузнецком заводе ферросплавов». Кемерово: Кемеровское изд-во, 1969. – С. 62-74.

УДК 661.665:[658.567.1:669]

## МИКРОКРЕМНЕЗЕМ В ПРОИЗВОДСТВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ: РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРОБОВАНИЯ И ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПЕРСПЕКТИВ

Руднева В.В.<sup>1</sup>, Галевский Г.В.<sup>1</sup>, Галевский С.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*Санкт-Петербургский горный университет,  
г. Санкт-Петербург, Россия, sgalevskii@gmail.com*

**Аннотация:** Проведена оценка мирового производства и потребления карбида кремния. Показана целесообразность применения техногенного микрокремнезёма для производства карбида кремния методами печного синтеза и плазмометаллургической технологии. Предложены схемы механизмов углеродотермического синтеза и плазмометаллургического получения карбида кремния.

**Ключевые слова:** карбид кремния, микрокремнезем, углеродотермический синтез, плазмометаллургический синтез.

## MICROSILICON DIOXIDE IN PRODUCTION OF SILICON CARBIDE: RESULTS OF APPROBATION AND ASSESSMENT OF TECHNOLOGICAL PROSPECTS

Rudneva V.V.<sup>1</sup>, Galevskiy G.V.<sup>1</sup>, Galevskiy, S.G.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

<sup>2</sup>*St. Petersburg Mining University,  
St. Petersburg, Russia, sgalevskii@gmail.com*

**Abstract:** Global production and consumption of silicon carbide rated. The expediency of using of tehnogeneous silica fume for producing of silicon carbide by methods of furnace synthesis and plasmametallurgical technology showed. Schemes of mechanisms of carbothermal synthesis and plasmametallurgical synthesis of silicon carbide proposed.

**Keywords:** silicon carbide, microsilicon dioxide, carbothermal synthesis, plasmametallurgical synthesis.

Мировое потребление карбида кремния составляет 600 – 700 тыс. т в год и оценивается в 670 млн. долл. США. Крупнейшими сферами использования карбида кремния являются металлургия (около 45 % мирового спроса), производство абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Маломасштабными по фактическому объёму (менее 1 %), но интенсивно развивающимися и имеющими высокую стоимостную оценку, являются рынки сбыта карбидокремниевых порошковых материалов: порошка с размером частиц менее 1 мкм (т.н. "микронизированный карбид") для керамики и нанопорошка с размером частиц менее 100 нм (т.н. "нанокарбид") для высококачественной конструкционной керамики и гальваники. Введение в обращение карбида кремния в виде нанокарбида открывает новые направления его применения.

Мировые производственные мощности по выпуску карбида кремния всех видов оцениваются в 1,1 млн. т в год. Географическая структура их распределения характеризуется следующими данными (тыс. т в год): Китай – 400-500, Норвегия – 85, Россия – 70, Япония – 59, США – 42, Венесуэла – 41, Канада – 40, Украина – 32,5, Бразилия – 30, Испания – 20, Польша – 20, Мексика – 20.

Лидером на мировом рынке производства карбида кремния является французская компания-

гигант "Saint-Gobian". На втором месте находятся объединившиеся компании "Exolon-ESK" (США) и "Electroschmelzwerk Kempten GmbH" ("ESK") (ФРГ). В России основным производителем карбида кремния является ОАО "Волжский абразивный завод" (г. Волжский Волгоградской области), который выпускает кусок карбида кремния чёрного, зелёного и электротехнического, шлифзерно, шлифпорошки и микропорошки, абразивный инструмент на керамической и бакелитовой связках. Вклад России в мировое производство карбида кремния составляет около 70 тыс. т в год.

Цены на зерно и порошки карбида кремния в последние несколько лет остаются стабильными и составляют (долл. США за т):

Чёрный, чистотой около 99 %	
Сорт 1	1400 – 1500
Сорт 2	1150 – 1300
Зелёный, чистотой свыше 99,5 %	1650 – 1850
Огнеупорный	
Сорт 1, чистотой около 98 %	1300 – 1400
Сорт 2, чистотой около 95 %	1050 – 1250
Микронизированный чистотой около 98 %	13000 – 15000
Нанокарбид чистотой около 98 %	200000 – 250000

В ближайшее время прогнозируется рост цен на нанокарбид кремния.

Новым направлением в технологии карбида кремния, позволяющим достичь нужных характеристик продукта и отвечающим требованиям ресурсосбережения, является использование в качестве сырья тонкодисперсных кремнезёмсодержащих материалов техногенного и природного происхождения, не представляющих ценности и имеющих большие объемы накоплений. Так, например, объектом внимания исследователей и практиков-технологов в течение уже 25 лет является микрокремнезём различного происхождения (техногенный, природный, искусственно синтезированный). Общим свойством микрокремнезёма является его чрезвычайно высокая дисперсность, составляющая 4-10 нм у искусственно синтезированных кремнезём-углеродных композиций, 100-200 нм у микрокремнезёма техногенного происхождения, образующегося при электроплавке кремния и высококремнистых ферросплавов, 1000-5000 нм у кремнезёмсоставляющей природных шунгитовых пород. Применение микрокремнезёма способствует освоению нанотехнологий в производстве карбида кремния и созданию наноматериалов на его основе.

К настоящему времени сформировались три направления использования микрокремнезёма в технологических процессах: синтез кремнийорганических соединений; вторичное использование в производственных циклах (при выплавке кремния и ферросилиция); синтез высокодисперсного карбида кремния (рисунок 1).

Вследствие противоречивости существующих данных о характеристиках микрокремнезёма, проводилась его комплексная физико-химическая аттестация, которая включала определение фазового и химического составов, удельной поверхности, размера и морфологии частиц. Исследовался микрокремнезём, получаемый при производстве кристаллического кремния Кр1 на ОАО "РУСАЛ - Иркутск" (МК-Кр) и ферросилиция марки ФС75 на ОАО "Кузнецкие ферросплавы" (МК-ФС).

Техногенный микрокремнезём обоих видов представлен следующими фазами:  $\beta$ -кристобалит,  $\alpha$ -кварц, оксиды железа, силикаты. В микрокремнезёме МК-ФС присутствует магнетит, а в микрокремнезёме МК-Кр – шпинель  $FeO \cdot Al_2O_3$ . Установлено присутствие в микрокремнезёме обоих видов оксидов кальция, фосфора, магния, марганца, титана, свободных углерода и кремния. Количественные различия в химическом составе микрокремнезёма касаются, в основном, содержания кремнезёма, соединений железа и свободного углерода (таблица 1). Удельная поверхность микрокремнезёма обоих видов составляет 20000-22000 м<sup>2</sup>/кг. Изучение микрофотографий, полученных методами растровой (РЭМ) электронной микроскопии, показывает, что оба вида микрокремнезёма в состоянии поставки представлены агрегатами шарообразной формы различных размеров, изменяющихся в широком диапазоне – от 100 до 600 нм. Отдельные агрегаты образованы шарообразными частицами преимущественно размера 50-80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности (рисунки 2, 3).

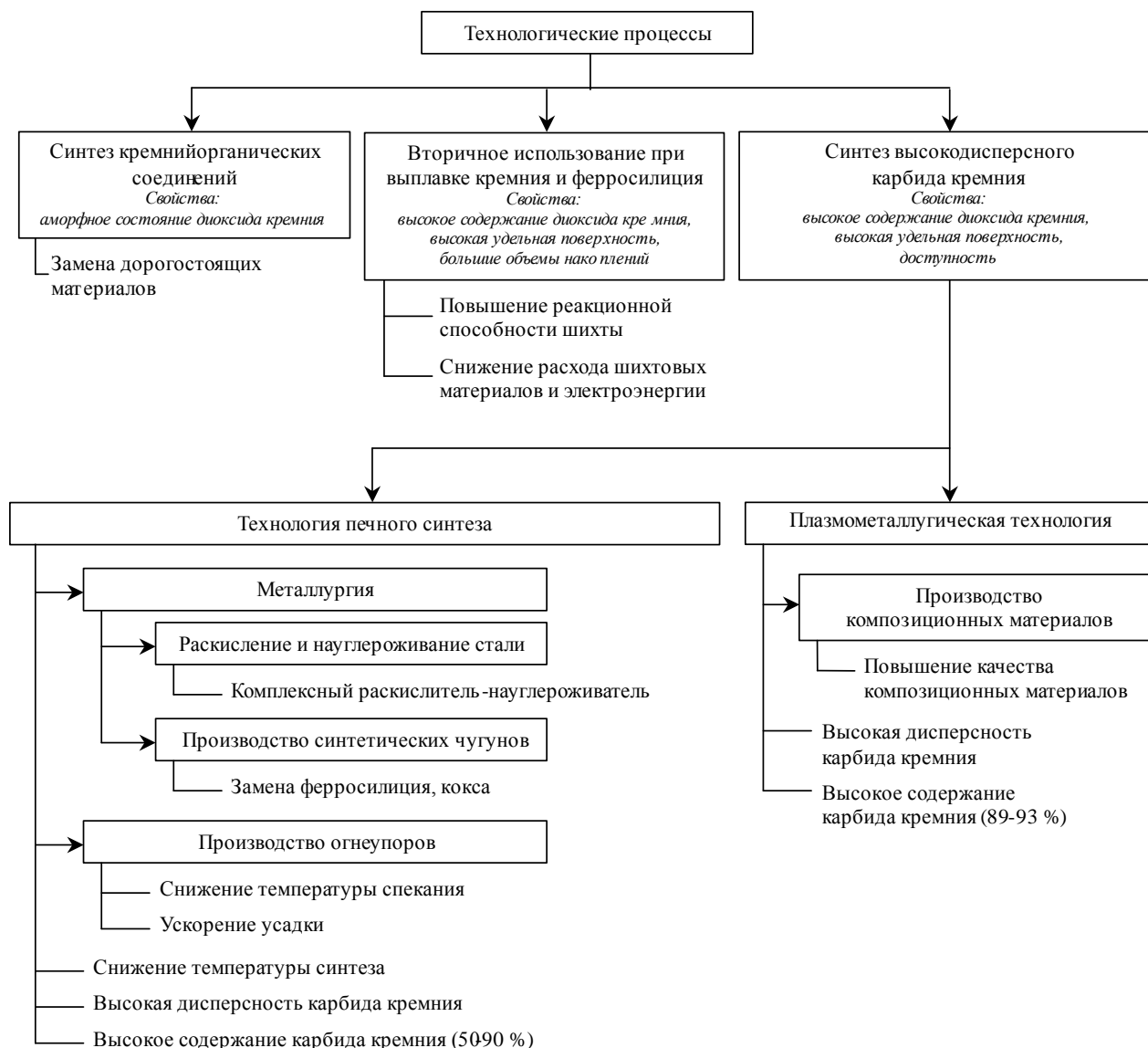


Рисунок 1 – Использование микрокремнезёма в технологических процессах

Таблица 1 – Химический состав микрокремнезёма

Элемент (соединение)	Содержание, % масс.	
	Микрокремнезём МК-Кр	Микрокремнезём МК-ФС
SiO <sub>2</sub>	93,41-95,33	91,72-93,63
C <sub>своб</sub>	1,96-3,28	0,56-1,18
Si <sub>своб</sub>	0,30-0,34	0,18-0,20
Ca(CaO)	0,30	0,52
Al(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	0,40	0,68
Fe(Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	0,36	0,6-1,4
P(P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> )	0,18	0,20
Mn(MnO)	0,05	0,30
Mg(MgO)	следы	1,08
Ti(TiO <sub>2</sub> )	0,01	следы



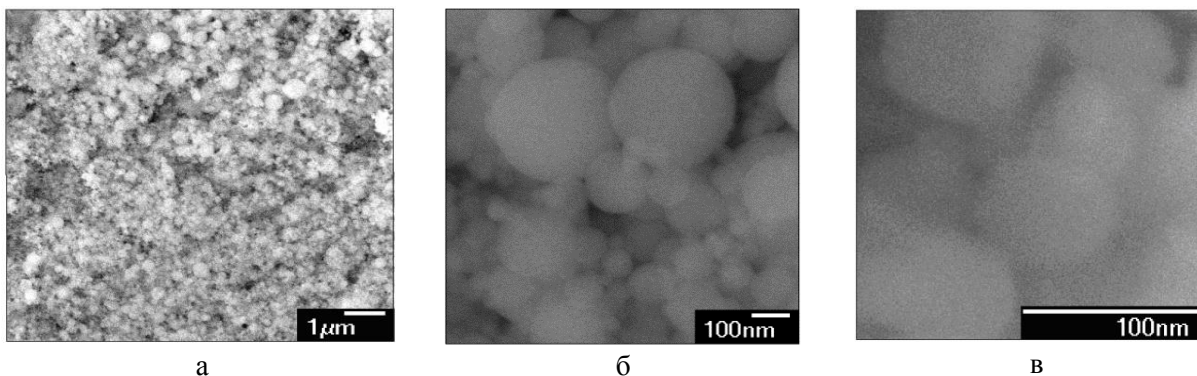


Рисунок 2 – Микрофотографии (РЭМ) микрокремнезёма МК-Кр: а – в состоянии поставки; б – ансамбль частиц и агрегатов; в – отдельные частицы

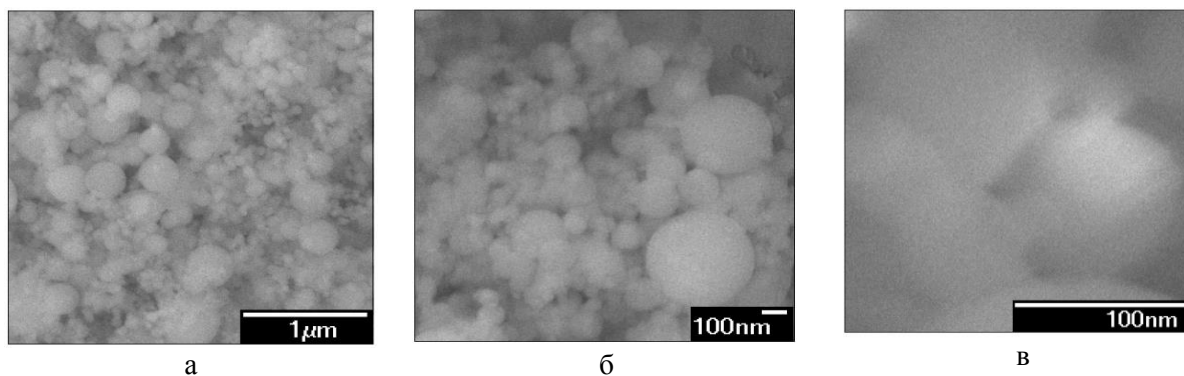


Рисунок 3 – Микрофотографии (РЭМ) микрокремнезёма МК-ФС: а – в состоянии поставки; б – ансамбль частиц и агрегатов; в – отдельные частицы

Для производства высокодисперсного карбида кремния на основе микрокремнезёма разработаны две технологии: плазмометаллургическая и печного синтеза, результаты реализации которых представлены в таблице 2, а микрофотографии микро- и нанопорошка карбида кремния – на рисунках 4, 5.

Таблица 2 – Условия получения и основные характеристики карбида кремния

Условия получения и характеристики карбида кремния	Плазмометаллургическая технология	Технология печного синтеза
Оборудование	плазмометаллургический реактор	электродная печь сопротивления
Сырьевые материалы кремнезёмсодержащие:	микрокремнезём производства кремния и ферросилиция	микрокремнезём производства кремния и ферросилиция
углеродсодержащие:	природный газ (94,5% об. CH <sub>4</sub> )	коксовая пыль (82,69 % масс. С); сажа
Температура процесса, К	начальная температура плазменного потока 5400; температура закалки 2800-3000	1843 – 1943
Продолжительность процесса	$25 \cdot 10^{-3}$ сек	40-20 мин.
Фазовый состав	β-SiC, аморфный кремнезём	α-SiC, муллит, силикат
Химический состав, % масс.	карбид 90,87-93,23	карбид 89,77-92,02
Сопутствующие примеси, % масс.	- кремний 0,61-1,04 - оксид 4,93-7,59 - углерод 0,61-0,95	- кремний 1,06-1,32 - оксид 1,61-3,06 - углерод следы
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	36000-38000	3000-4000
Средний размер частиц, нм	61-65	200-900
Форма частиц	ограниченная	неправильная, осколочная



Рисунок 4 - Микрофотографии микропорошка карбида кремния – РЭМ: а – ансамбль частиц; б – отдельные частицы; в – поверхности отдельной частицы

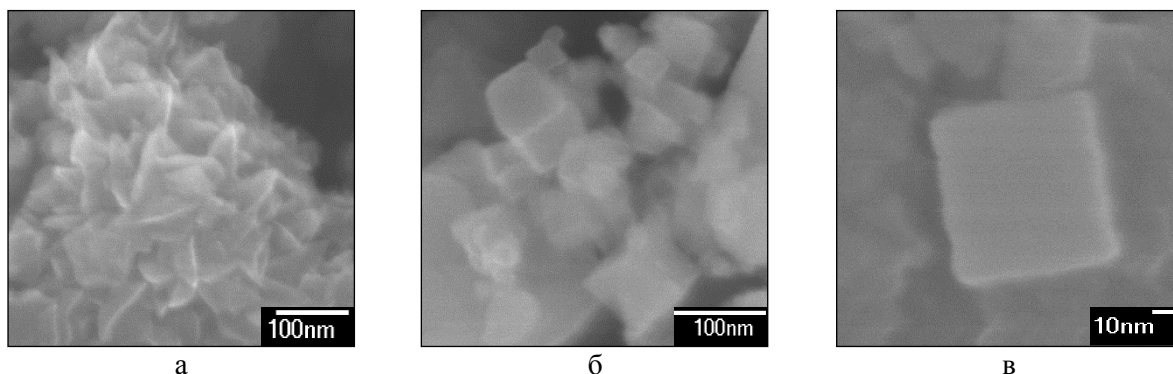


Рисунок 5 – Микрофотографии нанопорошка карбида кремния – РЭМ: а – морфологическая картина агрегата; б – ансамбль наночастиц; в – наночастица кубической формы

Согласно существующим термодинамическим представлениям, процесс карботермического восстановления кремнезёма протекает с активным участием газообразных оксидов кремния. Размерный эффект, возникающий в однокомпонентной системе "газ – дисперсная кристаллическая фаза", заключается в изменении давления насыщенного пара над поверхностью кристаллических частиц в зависимости от степени дисперсности твердой фазы. Предполагается возможность повышения скорости взаимодействия за счет увеличения поверхности испарения  $\text{SiO}_2$  и применения углеродистого восстановителя с высокой адсорбционной способностью и развитой поверхностью.

По результатам исследований предложена схема механизма физико-химических взаимодействий при углеродотермическом восстановлении оксида кремния до карбида, позволяющая интерпретировать роль размерного фактора при синтезе карбида кремния (рисунок 6).

При использовании достаточно мелких и хорошо перемешанных материалов первичным взаимодействием является твердофазное контактное взаимодействие диоксида кремния с углеродом  $\text{SiO}_{2(\text{т})} + \text{C}_{(\text{т})}$  "1", в результате которого уже при температуре  $\approx 1500$  К образуются газообразные монооксиды кремния и углерода, а при температурах выше 1800 К – карбид кремния и дефицитный по кислороду кремнекислородный расплав. Образование в зоне контакта кремнезёма с углеродом пленок кремнекислородного расплава увеличивает поверхность контакта и интенсифицирует процесс восстановления. Карбид кремния может образовываться и за счет взаимодействия газообразного монооксида кремния с твердым углеродом "2". Это взаимодействие также является ведущим в восстановительном процессе и от степени его развития зависит полнота извлечения кремния в карбид.

Таким образом, восстановление карбида кремния до карбида в значительной степени осуществляется через образование расплава "4", который при высоких скоростях химических реакций и достаточно длительных выдержках успевает перерабатываться без значительного накопления. Образовавшийся карбид кремния в дальнейшем взаимодействует с кремнекислородным расплавом "3" до полного его исчезновения.

На основании анализа морфологических особенностей наноразмерного порошка карбида кремния, осаждаемого в виде ограниченных частиц, что свидетельствует об образовании их по механизму "пар – кристалл", и температурных зависимостей состава газообразных и фазового состава конденсированных продуктов синтеза в интервале температур 2000-4000 К (рисунок 7), предложена обобщенная гипотетическая схема, приведенная на рисунке 8. Представляется целесообразным выделить в плазменном потоке ряда пространственно разделенных зон, отличающихся по температурным условиям и, следовательно, по типу процессов, получающих в них преимущественное развитие.

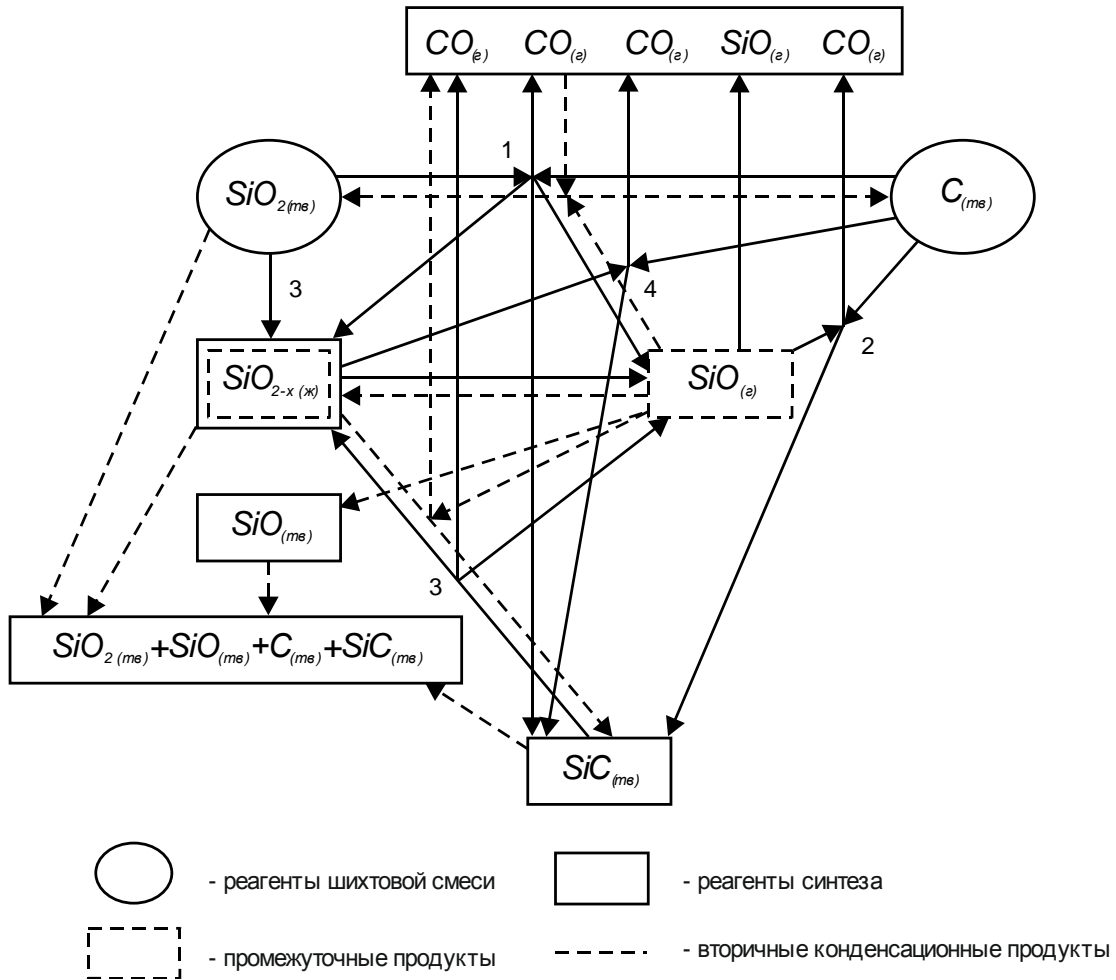
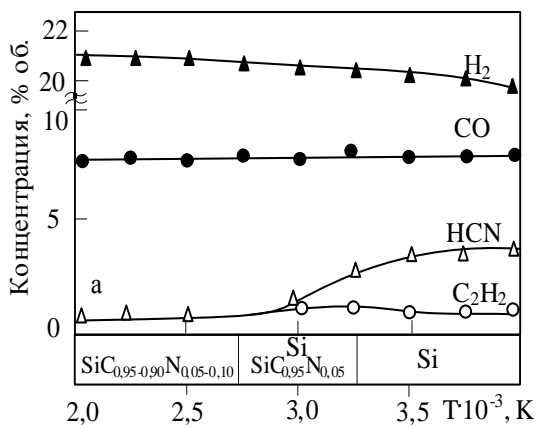


Рисунок 6 – Схема взаимодействий в процессе углеродотермического синтеза карбида кремния



$\bar{a} \pm \Delta a$ a/b	Температура, К			
	2000	3000	3250	4000
H <sub>2</sub>	2,21±1,11	20,72±1,10	20,43±1,10	20,00±1,09
	15,82±0,91	14,20±0,54	13,00±0,70	11,11±0,52
CO	7,54±0,40	7,31±0,41	7,53±0,39	7,67±0,36
	1,11±0,06	1,32±0,06	1,19±0,06	1,40±0,06
HCN	0,51±0,03	1,33±0,07	2,74±0,14	3,71±0,19
	0,62±0,03	2,83±0,14	7,11±0,32	8,93±0,41
C <sub>2</sub> H <sub>2</sub>	0,61±0,03	1,10±0,06	1,22±0,06	0,82±0,03
	0,61±0,03	0,80±0,03	0,91±0,04	0,73±0,03

Рисунок 7 – Температурная зависимость состава газообразных и фазового состава конденсированных продуктов взаимодействия микрокремнезема с метаном в потоке азотной плазмы ( $\bar{a}$ ,  $\pm \Delta a$  – средние арифметические значения и доверительные интервалы концентраций)

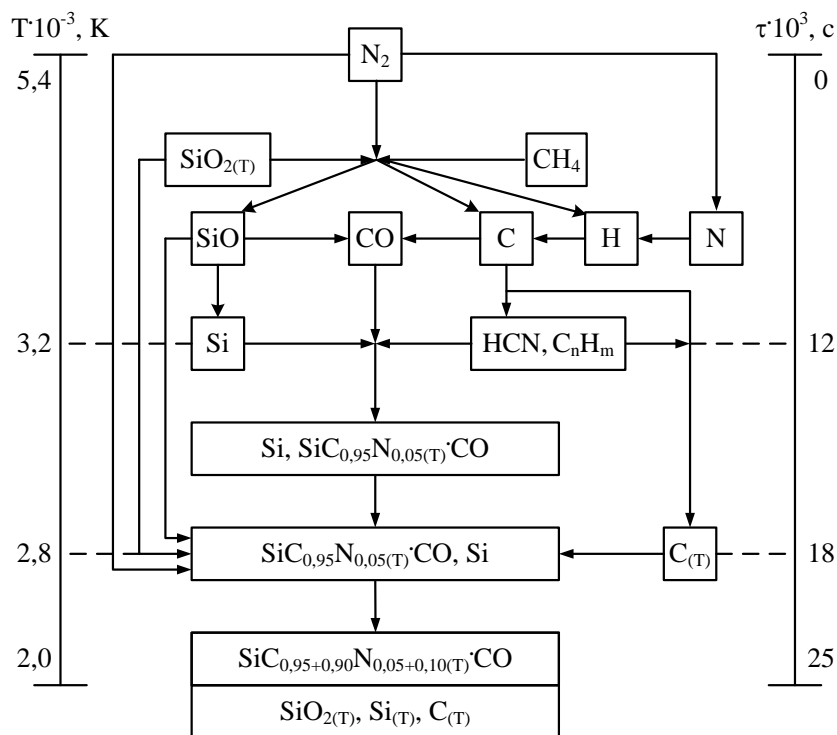


Рисунок 8 – Схема взаимодействий при плазмометаллургическом получении карбида кремния

В первой, высокотемпературной зоне, ограниченной сверху начальной температурой плазменного потока, протекают процессы, обеспечивающие формирование реакционных смесей необходимых составов: испарение, диссоциация и восстановление диоксида кремния, диспропорционирование карбида кремния, пиролиз метана, "газификация" углерода. Характерной особенностью процессов газификации диоксида кремния является образование в качестве промежуточного продукта летучего монооксида SiO. Во второй зоне, ограниченной температурным интервалом 3200-2800 К, внутри которого происходит значительное снижение концентрации основного карбидизатора – цианистого водорода, с достаточно большой вероятностью можно предполагать протекание процесса карбидообразования при взаимодействии в газовой фазе. Кроме этого, на поверхности сформировавшихся сверхмалых частиц карбида активно протекают сорбционные процессы, приводящие к насыщению их технологическими газами и газообразными продуктами синтеза. В третьей зоне, ограниченной интервалом 2800-2000 К, происходит азотирование частиц карбида кремния, содержание азота в котором является функцией температуры закалки и, следовательно, длительности азотирования образовавшихся в потоке частиц.

Таким образом, для условий азотного плазменного потока промышленного реактора исследованы особенности карбидообразования и выявлен одноканальный вариант механизма образования нанокарбида кремния с участием паров кремния и циановодорода по схеме "пар – кристалл".

Плазмометаллургическая технология позволяет получать продукты в виде нанопорошков с минимальным количеством поверхностных дефектов, а управление процессом синтеза (регулирование состава газовой фазы, введение определенных добавок) обеспечивает требуемый состав. Получаемый таким способом порошок карбида кремния соответствует требованиям, предъявляемым к компонентам электроосаждаемых композиционных покрытий, и может быть использован в гальванотехнике. В настоящее время потребность в карбиде кремния с подобными характеристиками удовлетворяется, в основном, за счет особо тонких абразивных микропорошков.

При использовании технологии печного синтеза карбид кремния получается в виде микропорошка, температура синтеза может быть снижена на 800-900 ° (по сравнению с традиционным печным синтезом), а продолжительность – до 20-40 минут, что позволяет осуществить непрерывный технологический процесс, организовать экологически чистое производство, снизить расход электроэнергии почти в 2 раза, значительно уменьшить себестоимость продукции и, соответственно, расширить возможности ее использования. Однако, предложенная технология печного синтеза не решает проблему направленного получения карбида кремния со специальным и регулируемым комплексом свойств. Полученный таким способом высокодисперсный карбид кремния может быть использован в металлургии, в производстве огнеупоров и керамики.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ НЕФТЕСОДЕРЖАЩЕЙ ОКАЛИНЫ ПРОКАТНЫХ ПРОИЗВОДСТВ АО «СЕВЕРСТАЛЬ»

Булыжёв Е.М., Кокорин В.Н., Еменев П.В., Григорьев В.Ф.

*ЗАО «Системы водоочистки»,  
г. Ульяновск, Россия, vnkokorin@mail.ru*

**Аннотация:** Представлена технология переработки нефтесодержащей окалины, выделяемой из сточных вод прокатных цехов ЛПЦ АО «Северсталь». Технологический процесс включает в себя операции сгущения суспензии за счёт осаждения, комплексной обработки коагулянтами, флокулянтами, балластом для получения плотных флокул, выпадающих в осадок с высокой скоростью.

**Ключевые слова:** окалина, нефтепродукты, переработка, технология, экологическая безопасность.

## TECHNOLOGY OF PROCESSING OF OIL-CONTAINING OCALINE OF ROLLING PRODUCTION JSC "SEVERSTAL"

Bulyzhyov E.M., Kokorin V.N., Yemeniev P.V., Grigoryev V.F.

*JSC "Systems of water purification"  
Ulyanovsk, Russian Federation, vnkokorin@mail.ru*

**Abstract:** The technology of processing of the oil-containing scale, which is separated from the sewage of the rolling shops of the LPC of JSC "Severstal", is presented. The technological process includes operations of suspension thickening due to precipitation, complex treatment with coagulants, flocculants, ballast to produce dense floccula precipitating at high speed.

**Key words:** okaline, oil products, processing, technology, environmental safety.

Сточные воды прокатных цехов (ЛПЦ–1, станы 150, 250, 350 СПП), содержащие взвешенные вещества (окалину) и нефтепродукты, поступают в горизонтальные отстойники н/ст 5,13 цеха водоснабжения УГЭ. В секциях горизонтальных отстойников происходит осаждение окалины, отстаивание масла и очистка воды от всплывшего масла на н/ст № 13 с помощью щелевых труб и скиммеров (в тёплое время года), на н/ст № 5 – с помощью скиммеров. Осевшая в отстойниках окалина извлекается грейфером и перегружается в ёмкости для обезвоживания. После обезвоживания окалина грейфером отгружается в автотранспорт для перемещения на площадку приготовления окалины КАДП в районе насосной станции № 13.

Перед использованием в аглошихте окалина перемешивается с известью, проходит предварительную подготовку (усреднение) на площадке временного накопления в районе н/с № 13 с целью снижения влажности и увеличения сыпучести. Затем автотранспортом доставляется на площадку приёмных бункеров АГЦ–2, где усредняется с «сухой» окалиной прокатных цехов и отсевом агломерата с доменной печи № 4.

Объём окалины, передаваемой на площадку усреднения КАДП с горизонтальных отстойников н/ст 5,13, составляет в среднем 22290 – 32372 т/год.

В настоящее время при использовании замасленной окалины в агломерации образуется «сизый» дым, и появляется неприятный запах. В соответствии с данными за 2015—2016 гг содержание масла в окалине прокатных цехов, образующейся на н/ст 5,13 ЦВС, составляет до 6,3 %.

Для обеспечения нормативного выброса паров масла на источнике (дымовая труба АГЦ–2) содержание масла в окалине при подаче в аглошихту по результатам экспертной оценки должно быть не более 1,17 %.

Предлагается маслосодержащую суспензию подвергать обработке в специальной установке, представляющей собой объединённые в одном корпусе отсеки обработки суспензии коагулянтом, флокулянтом, созревания флокул, магнитную сепарацию и тонкослойного осаждения. После омыва в центробежном поле суспензия крупной окалины поступает в установку на этап обработки флокулянтом (в роли балласта), а масло, смешанное с моющим раствором, вместе с суспензией мелкой окалины поступают в установку на этап обработки коагулянтом для утяжеления. Образующийся осадок

предлагается с помощью коалесцентного шлангового сепаратора удалять в барабанный магнитный сепаратор с последующим разделением масла и шлама, транспортирующихся с накопителя в дозатор. Поле осаждения в отстойнике и магнитной сепарации образовавшаяся взвесь тонкой окалины поступает в патронный магнитный сепаратор, после чего часть её выпадает в осадок на утилизацию, а часть возвращается в технологический процесс на стадию пульпирования. Окалина, образованная после осаждения в отстойнике и после магнитной сепарации, транспортируется скребковым конвейером в накопитель, где осадок обезмасленной окалины поступает на утилизацию.

Блок-схема предлагаемого процесса по снижению масла в окалине прокатных производств, извлекаемой из горизонтальных отстойников н/ст 5,13 ЦВС, до 1,17 % представлена на рисунке 1.

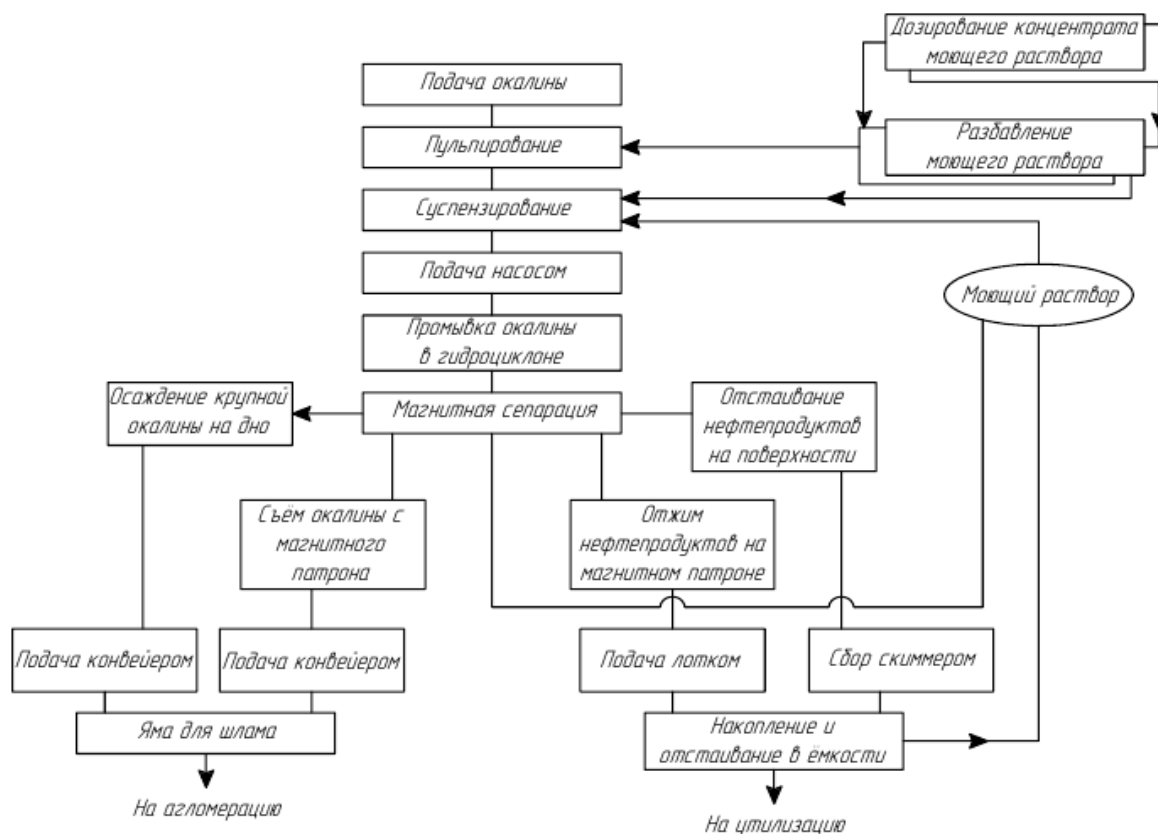


Рисунок 1 – Блок-схема технологического процесса извлечения масла из окалины

Технологический процесс включает в себя операции сгущения суспензии за счёт осаждения, комплексной обработки коагулянтами, флокулянтами, балластером для получения плотных флокул, выпадающих в осадок с высокой скоростью.

Установка процесса по снижению масла в окалине прокатных производств, извлекаемой из горизонтальных отстойников н/ст 5,13 ЦВС, до 1,17%, представляет собой тонкослойный отстойник, состоящий из четырёх отсеков.

1. Для подготовки суспензии, в первом отсеке происходит её перемешивание с коагулянтом при скорости вращения мешалки 40–50 об/мин в течение 3-х минут; 2. Смешанная с коагулянтом смесь попадает во второй отсек, где происходит её перемешивание с флокулянтом при скорости вращения мешалки 30–40 об/мин в течение 3-х минут с добавлением суспензии крупной окалины. Содержащаяся в суспензии крупная окалина играет роль балласта; 3. В третьем отсеке установки происходит созревание флокул при скорости вращения мешалки 25–30 об/мин в течение 6-и минут; 4. Четвёртый отсек предназначен для отстаивания суспензии из флокул в течение 6-и минут, после чего подвергается процессу магнитной сепарации (рисунок 2).

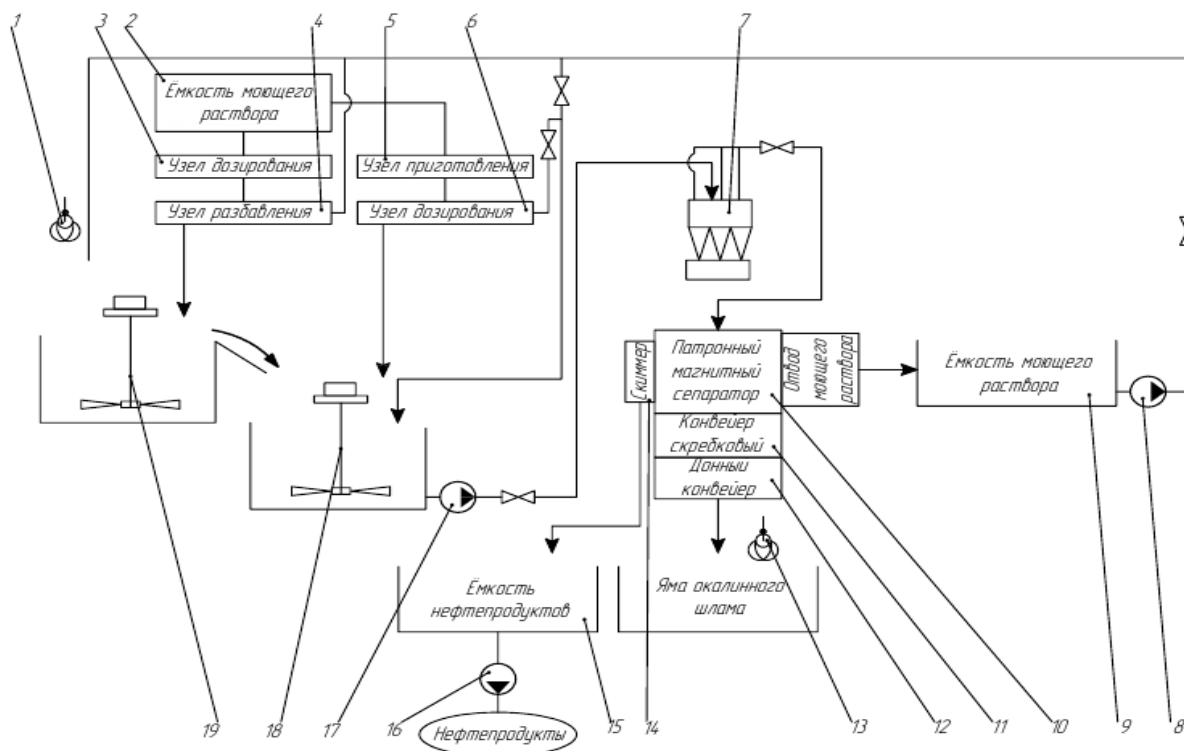


Рисунок 2 - Технологическая схема по снижению масла в окалине

Окалина транспортируется на утилизацию, взвесь тонкой окалины транспортируется в патронный магнитный сепаратор для утилизации осадка и возврата суспензии на стадию пульпирования. Масло с поверхности коалесцентным шланговым сепаратором подаётся в барабанный магнитный сепаратор, после чего образовавшиеся масло и шлам поступают на стадию дозирования для повторного использования.

Установка по снижению масла в окалине прокатных производств, извлекаемой из горизонтальных отстойников н/ст 5,13 ЦВС, до 1,17%, устанавливается в схему технологического процесса. Установка включает в себя шесть основных узлов: 1. - отсек для подготовки суспензии и тонкослойного отстаивания, включая оборудование для подготовки растворов коагулянтов и флокулянтов; насосная станция; 2. конвейер скребковый (цепь с шагом > 100 мм, скоростью 1м/мин, шириной 1,0 м); 3. коалесцентный шланговый сепаратор (3 штуки) для удаления масла с поверхности; 4. магнитный сепаратор для отделения окалины; 5. патронный магнитный сепаратор для выделения осадка из взвеси тонкой окалины; 6. барабанный магнитный сепаратор для отделения масла и шлама.

Технические предложения по снижению масла в окалине прокатных производств, извлекаемой из горизонтальных отстойников н/ст 5,13 ЦВС, до 1,17% дают основания считать, что в результате внедрения этих предложений будет получен экономический эффект.

По предварительным расчётам годовой экономический эффект может быть достигнут за счёт: 1. сокращения расходов на оплату по статье «Загрязнение окружающей среды»; 2. снижения затрат на хранение и утилизацию отходов.

Срок окупаемости капитальных вложений не более 1 года.

Внедрение технологического процесса по снижению масла в окалине прокатных производств, извлекаемой из горизонтальных отстойников н/ст 5,13 ЦВС, до 1,17%, позволит избежать загрязнения окружающей среды выделением «сизого» дыма.

#### Библиографический список

1. Кокорин В. Н., Григорьев А. А., Кокорин М. В., Чемаева О. В. Промышленный рециклинг техногенных отходов: Учебное пособие. – Ульяновск: УлГТУ, 2005. – 42 с.
2. Бульжёв Е. М., Кокорин В. Н., Титов А. Ю. Прокатка листового металла: Учебное пособие. – Ульяновск: УлГТУ, 2004. – 240 с.

## ИЗМЕНЕНИЕ УСЛОВИЙ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ СЛОЯ КУСКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ВЕРТИКАЛЬНОМ БУНКЕРЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПУЛЬСИРУЮЩЕГО ДУТЬЯ

Дудко В.А., Матюхин В.И., Матюхина А.В.

Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия, v.a.dudko@urfu.ru, matyhin53@mail.ru,  
a.v.matiukhina@urfu.ru

*Аннотация:* Вследствие образования подвижных сводовых конструкций в структуре слоя между отдельными кусковыми элементами и стенами рабочего пространства шахтных объектов происходит саморегуляция процессов разгрузки дисперсных элементов с ограничением их производительности. Для решения данной проблемы были проведены исследования на холодной модели с использованием импульсной подачи сжатого воздуха в слой посредством равномерно распределенных по сечению шахтного объекта фурм, предложены решения по оптимизации процесса выгрузки.

*Ключевые слова:* слой, разгрузка, производительность, пульсирующее дутье, оптимизация.

## CHANGING THE CONDITIONS OF MOVING LAYER OF FUMO MATERIALS IN A METAL VERTICAL BUNKER WITH USING A PULSING BUDGER

Dudko V.A., Matyukhin V.I., Matyukhina A.V.

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin  
Ekaterinburg, Russia v.a.dudko@urfu.ru, matyhin53@mail.ru, a.v.matiukhina@urfu.ru

*Abstract:* Due to the formation of movable arched constructions in the structure of the layer between separate lump elements and walls of the working space of shaft objects, self-regulation of the processes of discharging disperse elements with a restriction of their productivity takes place. To solve this problem, studies were carried out on a cold model with the use of pulsed supply of compressed air to the layer by means of tuyeres uniformly distributed over the section of the mine object, and solutions were proposed for optimizing the unloading process.

*Keywords:* layer, discharge, productivity, pulsating blast, optimization.

Переработка большинства рудных металлургических материалов осуществляется в кусковом виде при различной степени дисперсности. Для хранения этих материалов и реализации различных технологических процессов используют вертикальные цилиндрические, конические или комбинированные сосуды (бункеры для хранения, шахтные печи и др.). Вследствие образования подвижных сводовых конструкций в структуре слоя между отдельными кусковыми элементами и стенами рабочего пространства шахтного объекта происходит саморегуляция процессов разгрузки дисперсных элементов с ограничением их производительности.

В условиях интенсивного развития технологий слоевых процессов появляется необходимость регулирования процесса выгрузки кусковых материалов. В промышленности имеется ограниченное количество приемов для управления этим процессом.

Механическое разрушение сводовых конструкций из обрабатываемых кусковых материалов с применением механических вибраторов, устанавливаемых на внешней поверхности рабочего пространства ограничено конструктивными ограничениями. Кроме того, в зависимости от параметров вибрации стен (частота, амплитуда), распространения периодических механических воздействий распространяется преимущественно на периферийную зону слоя глубиной 2 – 4 диаметра куска. Поэтому такой способ предотвращения подвисания шихты эффективно используется в основном в агрегатах небольшого горизонтального размера (1 – 2 м). Кроме того эти способы воздействия на вертикальное перемещение частиц сопровождаются значительным шумом и износом оборудования.

Для разрушения сводовых конструкций в агрегатах большего размера достаточно эффективно показали себя пневматические устройства с импульсной подачей порций сжатого воздуха в слой че-



рез равномерно распределенные фурмы или перфорированные трубы. Однако степень разрушения сводовых конструкций в бункерах при этом ограничена параметрами пульсаций (значительная амплитуда колебаний механического воздействия, малый диапазон частоты пульсаций, ограниченной газопроницаемостью обрабатываемого слоя) и состоянием слоя (степень уплотнения, наличие наростов). При этом пневмообрушение сводовых конструкций сопровождается значительным пылеобразованием и ограничено газопроницаемостью продуваемого слоя.

Перечисленные способы не позволяют обеспечить непрерывное регулирование разгрузки сыпучих материалов

Для изучения возможностей пневмообрушения в рабочем пространстве шахтных продуваемых конструкций были выполнены исследования процесса взаимодействия непрерывной пульсирующей струйной ограниченной подачи воздушного дутья с плотным слоем кусковых материалов в лабораторных условиях.

Исследования проводились на холодной модели вертикального бункера, эскиз конструкции которого представлен на рисунке 1.

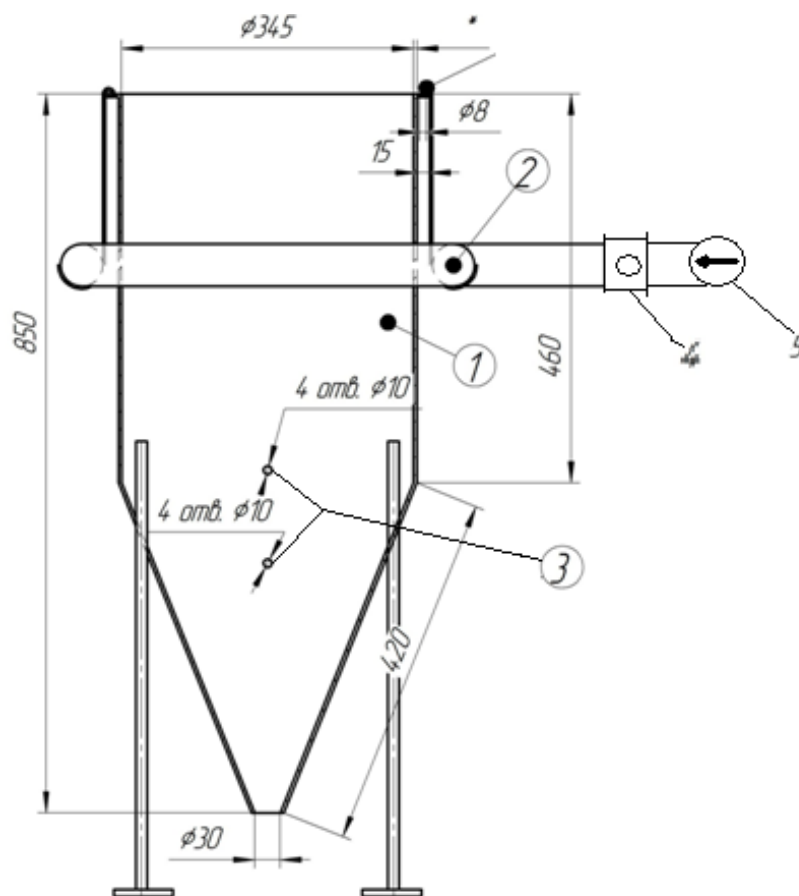


Рисунок 1 - Схема конструкции экспериментального бункера: 1 – корпус; 2 – распределительный коллектор воздушного дутья; 3 – отверстия для струйной подачи воздуха

В качестве загруженного материала использовали кремнеземистый материал с диаметром кусочков 3 – 5 мм. Загрузка материалов осуществлялась дождем до верхнего обреза бункера и в процессе исследований выпуск материалов поддерживалась на одном уровне. Выпуск материалов из бункера производили путем открытия нижней задвижки в отдельный контейнер с фиксацией его веса, что позволяло контролировать производительность бункера по выгружаемому материалу.

Пульсирующая подача воздушного дутья осуществлялась с помощью четырех фурм, расположенных равномерно по периметру бункера и присоединяемых при помощи гибкого шланга с общим распределительным коллектором (2). Фурмы крепились под обрез внутренней поверхности бункера и позволяли изменять угол наклона из оси к горизонту. В процессе исследований изучалось воздействие пульсирующего дутья отдельно через фурмы, расположенные на двух горизонтах: в конусной части и в цилиндрической части бункера.

Основными факторами, определяющими процесс выгрузки материалов из бункера были выбраны:  $X_1$  – расход дутья в пределах от 0,1 до 35 м<sup>3</sup>/ч;  $X_2$  – угол наклона фурм к горизонту в пределах

от -45 градусов (вверх) до 45 градусов (вниз);  $X_3$  – частота прерывания газового потока в пределах от 0 до 50 Гц. Контроль расхода воздуха осуществлялся ротаметром типа РС–5. Угол наклона фурм к горизонту контролировался ручным способом с помощью транспортира. Частота прерывания газового потока осуществлялась механическим прерывателем лепесткового типа с приводом от электрического двигателя и контролировалась с помощью электронного тахометра типа Testo-460.

Исследования проводились в соответствии с планом ротатбельного планированного эксперимента второго порядка.

Матрица планирования и основные результаты исследований изменения производительности бункера представлены в табл.1.

После обработки экспериментальных данных были определены уравнения регрессии, описывающие изменения производительности бункера при подаче воздушного дутья в конусную часть ( $Y_1$ ) и при подаче в цилиндрическую часть ( $Y_2$ ).

$$Y_1 = 0,1375 + 0,008x_1 + 0,0078x_2 + 0,0097x_3 + 0,009x_1x_2 + 0,0095x_1x_3 + 0,013x_2x_3 + 0,0055x_1^2 + 0,004x_2^2 + 0,0047x_3^2$$

$$Y_2 = 0,140214 + 0,001088x_1 + 0,0058x_2 + (6,28E - 05)x_3 + 0,00043x_1x_2 + 0,00044x_1x_3 + (4,6E - 05)x_2x_3 + (8,92E - 05)x_1^2 + 0,00024x_2^2 + 0,00043x_3^2$$

Таблица 2 - Матрица планирования эксперимента и основные результаты исследований

№ п.п.	Значение уровней варьирования переменных						Производительность бункера, кг/с	
	В условных единицах			В натуральных единицах				
	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_1$ ( $V_i$ , м <sup>3</sup> /ч)	$X_2$ ( $\alpha$ , град.)	$X_3$ ( $\omega$ , Гц)	$Y_1$	$Y_2$
1	+1	+1	+1	27,9	26,75	39,86	0,235	0,141
2	-1	+1	+1	7,1	26,75	39,86	0,157	0,144
3	+1	-1	+1	27,9	-26,75	39,86	0,146	0,142
4	-1	-1	+1	7,1	-26,75	39,86	0,138	0,140
5	+1	+1	-1	27,9	26,75	10,14	0,148	0,143
6	-1	+1	-1	7,1	26,75	10,14	0,142	0,140
7	+1	-1	-1	27,9	-26,75	10,14	0,145	0,140
8	-1	-1	-1	7,1	-26,75	10,14	0,141	0,140
9	-1,682	0	0	0,1	0	25	0,145	0,137
10	+1,682	0	0	35	0	25	0,153	0,145
11	0	-1,682	0	17,5	-45	25	0,146	0,140
12	0	+1,682	0	17,5	45	25	0,143	0,140
13	0	0	-1,682	17,5	0	0	0,137	0,140
14	0	0	+1,682	17,5	0	50	0,156	0,138
15	0	0	0	17,5	0	25	0,150	0,143
16	0	0	0	17,5	0	25	0,145	0,146
17	0	0	0	17,5	0	25	0,138	0,141
18	0	0	0	17,5	0	25	0,149	0,137
19	0	0	0	17,5	0	25	0,132	0,141
20	0	0	0	17,5	0	25	0,119	0,140

Оценка значимости коэффициентов регрессии показали, что в уравнении для  $Y_1$  незначимыми коэффициентами являются  $b_{11}$ ,  $b_{22}$ ,  $b_{33}$  и ими при анализе представленной зависимости можно пренебречь.

В уравнении для  $Y_2$  все коэффициенты уравнения регрессии считаются незначимыми вследствие незначительности их веса в общем значении анализируемого параметра.

Анализ уравнений на существование глобального экстремума по исследуемым параметрам показал его существование за пределами области их изучения.

На рис.1 представлена экспериментальная зависимость изменения производительности бункера при подаче пульсирующего дутья в коническую область от удельного расхода воздуха через бункер, угла наклона фурм к горизонту и частоты пульсаций.

Анализ полученной зависимости показал, что с увеличением расхода подаваемого через слой

газового потока производительность разгрузки сокращается. Такой характер воздействия подачи газового потока связан в первую очередь с возникновением подъемной силы фильтрующего потока пропорциональный его газодинамическому сопротивлению  $\Delta P = \xi \frac{W^2 \rho}{2}$ . Здесь  $\xi$  – коэффициент сопротивления слоя;  $W$  – средняя скорость потока через слой;  $\rho$  – плотность газа.

Согласно полученным данным установлено, что характерной особенностью воздействия пульсирующего дутья является увеличение скорости выгрузки кусковых материалов с увеличением частоты пульсации. Если предположить, что коэффициент гидравлического сопротивления слоя под действием пульсаций не изменяется, то при взаимодействии пульсирующего потока между отдельными частицами слоя возникает дополнительная касательная составляющая напряжений [2], воздействие которой приводит к нарушению целостной вертикальной мостиковой структуры слоя с увеличением вертикальной составляющей его веса с повышением скорости выхода отдельных частиц из бункера и производительности агрегата.

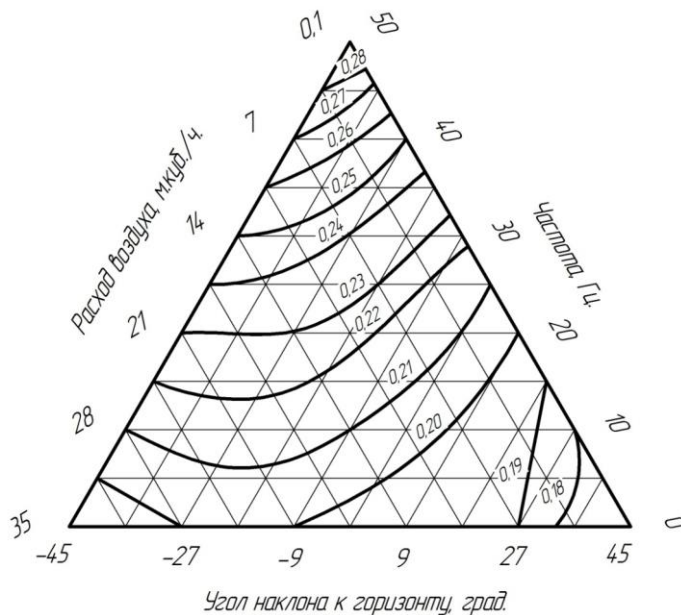


Рисунок 1 - Экспериментальная зависимость изменения производительности бункера (цифры у кривых, кг/(м<sup>2</sup>·с) от общего расхода воздушного дутья, угла наклона фурм к горизонту и частоты прерывания воздушного потока

$$\Delta \tau \approx \xi \left[ \frac{2(\rho u_0) \Delta(\rho u)}{8\rho} + \frac{\Delta(\rho u)^2}{8\rho} \right]$$

Влияние же угла наклона используемых фурм для подачи пульсирующего дутья связано с появлением в кусковой насадке вертикальной составляющей динамического напора, направленной вертикально вниз [3], которая с увеличением угла наклона фурм к горизонту до 18 – 30 градусов способствует перемещению отдельных кусков слоя. За пределами этого интервала ориентации фурм в пространстве производительность агрегата сокращается.

Таким образом, проведенные исследования показали возможности изменения производительности в достаточно широких пределах с использованием пульсирующего дутья организованного при помощи периферийных фурменных устройств ориентированных в пространстве.

#### Библиографический список

1. Фиалков Б.С., Плицын В.Т., Максимов Е.В. Управление истечением сыпучих материалов. – Алма-Ата: Наука КазССР, 1981. – 148 с.
2. Галицейский Б.М., Рыжов Ю.А., Якуш Е.В. Тепловые и гидродинамические процессы в колеблющихся потоках. М.: Машиностроение, 1977. – 256 с.
3. Гордон Я.М. Тепловая работа шахтных печей и агрегатов с плотным слоем. / Я.М. Гордон, Б.А. Боковиков, В.С. Швыдкий [и др.]. – М.: Metallurgy, 1989. – 120 с.

## ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧАХ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ В ВИДЕ ГОРЕЛОЧНЫХ УСТРОЙСТВ И ИНЖЕКТОРОВ

Корнеев С.В., Трусова И.А.

*Белорусский национальный технический университет  
Минск, Республика Беларусь, korneev@bntu.by*

***Аннотация:** В работе предложен подход к анализу эффективности использования альтернативных источников энергии в виде горелочных устройств и инжекторов с целью определения необходимости их установки в ЭДП. Представлены результаты анализа показателей работы действующей высокомошной ЭДП после модернизации.*

***Ключевые слова:** электродуговая печь, горелки, инжекторы, интенсификация, эффективность.*

## EFFICIENCY OF USE IN ELECTRIC ARCS OF ALTERNATIVE SOURCES OF ENERGY AS A BROADCASTING DEVICE AND INJECTORS

Korneev S.V., Trusova I.A.

*Belarusian National Technical University,  
Minsk, Republic of Belarus, korneev@bntu.by*

***Abstract:** The paper suggests an approach to the analysis of the efficiency of using alternative energy sources in the form of burners and injectors in order to determine the need for their installation in the EAF. The results of the analysis of the performance of the current high-power EAF after modernization are presented.*

***Keywords:** Electric arc furnace, burners, injectors, intensification, efficiency.*

### **Экономические предпосылки применения природного газа в электродуговых печах.**

Применение природного газа для интенсификации процесса плавления металлошихты в электродуговых печах большой емкости осуществляется уже на протяжении нескольких десятков лет. Вместе с тем в электродуговых печах малой емкости, широко распространенных в литейных цехах, данный элемент технологии в настоящее время используется крайне редко.

Помимо газогорелочных устройств для интенсификации плавки на дуговых сталеплавильных печах также широко применяется кислород. На большинстве заводов кислород в ванну электропечи вводят через рабочее окно с помощью трубок диаметром 1/2-1" или через водоохлаждаемую фурму [1]. Кроме окисления примесей ванны, кислород применяется для ускорения плавления шихты и предотвращения образования мостов.

Экономический эффект от применения топливных горелок в электродуговых печах можно упрощенно определить используя выражение

$$\dot{Y} = \Delta C_{SY} - C_{SO} - C_{SI} - C_{Sa,i} + \Delta C_{Sa,i} + \Delta \ddot{I} \quad (1)$$

где:  $\dot{Y}$  – годовой экономический эффект, у.е.;

$\Delta C_{SY}$  – экономия затрат на электрическую энергию при использовании топливных горелок, у.е.;

$C_{SO}$  – затраты на топливо, у.е.;

$C_{SI}$  – затраты на производство и доставку окислителя топлива, у.е.;

$C_{Sa,i}$  – затраты на амортизацию газового оборудования, у.е.;

$\Delta C_{Sa,i}$  – экономия вспомогательных материалов, у.е.;

$\Delta \ddot{I}$  – дополнительная прибыль, полученная в результате увеличения производительности агрегата, у.е.

Далее будем оперировать удельными величинами, отнесенными к тонне жидкой стали.

$$\dot{Y}_1 = \frac{G_{\text{газ}} \cdot Q_i^{\text{д}}}{3,6} \cdot \frac{\eta_{\text{газ}}}{\eta_{\text{э}}} \cdot \tilde{N}_{\text{э}} - G_{\text{газ}} \cdot \tilde{N}_{\text{газ}} - G_{\text{ок}} \cdot \tilde{N}_{\text{ок}} - \frac{\%A \cdot C_i \cdot 1,1}{100 \cdot M} + \Sigma(m_{ii} \cdot C_{ii}) + \frac{\Delta \dot{I}}{M},$$

где:  $G_{\text{газ}}$  – удельный расход природного газа, м<sup>3</sup>/т;

$Q_i^{\text{д}}$  – низшая рабочая теплота сгорания природного газа, МДж/м<sup>3</sup>;

3,6 – коэффициент перевода МДж в кВт·ч;

$\eta_{\text{газ}}$  – коэффициент полезного использования газа;

$\eta_{\text{э}}$  – коэффициент полезного использования электрической энергии;

$\tilde{N}_{\text{э}}$  – стоимость электрической энергии, у.е./(кВт·ч);

$C_{\text{газ}}$  – стоимость природного газа, у.е./м<sup>3</sup>;

$G_{\text{ок}}$  – удельный расход окислителя, м<sup>3</sup>/т;

$\tilde{N}_{\text{ок}}$  – стоимость окислителя, у.е./м<sup>3</sup>;

%A – процент амортизации газового оборудования;

$C_i$  – стоимость установленного газового оборудования, у.е.;

1,1 – коэффициент, учитывающий затраты на обслуживание газового оборудования;

M – годовой выпуск жидкой стали, т;

$m_{ii}$  – масса сэкономленного i-го материала, кг/т;

$C_{ii}$  – стоимость i-го материала, у.е./кг;

$$\eta_{\text{газ}} = \left( 1 - \frac{(V_{i,\bar{n}} \cdot \tilde{n}_{i,\bar{n}} \cdot t_{i,\bar{n}} + q_{\text{оэи}})}{Q_i^{\text{д}}} \right), \quad (2)$$

где:  $V_{n.c}$  – объем продуктов сгорания, м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup>;

$C_{n.c}$  – теплоемкость продуктов сгорания, МДж/(м<sup>3</sup>·К);

$t_{n.c}$  – температура продуктов сгорания, °С;

$q_{\text{хим}}$  – химический недожог, МДж/м<sup>3</sup>;

Коэффициент полезного использования газа и коэффициент полезного использования электрической энергии содержат только потери, индивидуальные для данных источников теплоты. Для сжигаемого газа это потери с продуктами сгорания, а для электрической энергии – потери в короткой сети. Тепловые потери через подину, футеровку, водоохлаждаемые элементы печи, с газами, образующимися в результате окисления элементов металлошихты и т.д., будем относить к тепловому КПД процесса плавки  $\eta_m$ , который присутствует в обоих случаях, а, следовательно, в формуле (2) сокращается.

Рассмотрим два случая применения природного газа в электродуговых печах: сжигание газа с использованием кислорода, сжигание газа в высокоскоростных горелках с использованием воздуха.

Так как экономический эффект применения горелочных устройств зависит от емкости печи, то в качестве исходных данных для расчетов использовали затраты на установку горелок, газовой обвязки печи и системы управления в зависимости от производительности (емкости) печи, цены на энергоресурсы принимались одинаковыми.

Один из вариантов результатов расчета при использовании в качестве окислителя кислорода или воздуха и без учета увеличения производительности представлен на рисунке 1.

Сравнительный анализ полученных результатов свидетельствует о том, что применение горелок на печах литейного класса менее эффективно, чем на металлургических печах большой емкости. Также для небольших цехов актуальна проблема наличия дешевого кислорода. Кроме того для небольших печей при стабильных объемах производства или их снижении использование природного газа может оказаться неэффективным, особенно при увеличении цен на газ быстрее чем на электрическую энергию.

Также из рисунка 1 следует, что температура поверхности металлошихты оказывает влияние на КИТ горелок и на результирующий экономический эффект их применения. Для повышения эффективности работы горелочных устройств необходимо стремиться к тому, чтобы температура поверхности кусков металлошихты, участвующих в теплообмене, была близка к среднemasсовой температуре завалки.

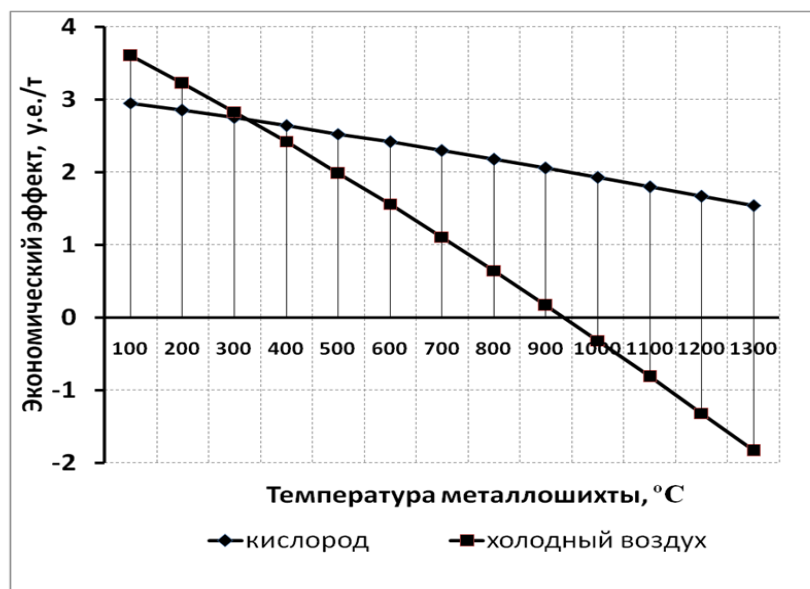


Рисунок 1 – Экономический эффект применения в электродуговой печи природного газа в количестве 5 м<sup>3</sup>/т применительно к печи производительностью 12 тысяч тонн в год (емкость печи 5 тонн)

Поворот горелки в процессе ее работы позволяет устранить локальный перегрев металлошихты и, следовательно, снизить температуру продуктов сгорания, покидающих печь, что в свою очередь позволяет обеспечить большую эффективность работы газовой горелки и получить больший экономический эффект.

Результаты проведенных расчетов также свидетельствуют о том, что экономический эффект от простой замены части электрической энергии теплотой топлива составляет небольшую величину. Однако в случае работы печи с полной загрузкой и необходимости дальнейшего повышения производительности использование природного газа, позволяющего обеспечить повышение производительности в определенных пределах предпочтительно.

При использовании кислорода в качестве окислителя при текущих ценах на энергоносители использование природного газа оправдано до температур плавления металлошихты, и даже выше. Таким образом, при использовании горелок необходимо стремиться к тому, чтобы температура продуктов сгорания была близка к температуре металлошихты, т.е. расход природного газа по ходу процесса плавки целесообразно уменьшать, вплоть до отключения при расплавлении металлошихты. То же касается использования в качестве окислителя «холодного» воздуха, но в этом случае горелки необходимо отключать до достижения температуры металлошихты, равной 800-1000 °С, или использовать обогащение воздуха кислородом.

Полученные результаты можно распространить на весь диапазон от 5 м<sup>3</sup>/т до 10 м<sup>3</sup>/т. При дальнейшем увеличении расхода газа будет несколько снижаться коэффициент его полезного использования, который зависит от теплообмена продуктов сгорания с металлошихтой.

Как было сказано выше, применение горелок на печах литейного класса менее эффективно, чем на металлургических печах большой емкости, поэтому были рассмотрены особенности применения средств интенсификации плавки в печах различной емкости.

Анализ показал, что системы, применяемые для интенсификации процесса плавки, состоят из оборудования, незначительно различающегося в зависимости от мощности печей, на которых их применяют, однако на эффективность их применения принципиальное значение оказывает относительная стоимость отдельных составляющих, к которым относятся фурмы, горелочные устройства, бункеры, компрессоры, электродвигатели, клапаны и другие элементы, составляющие капитальные затраты и входящие в представленные выше зависимости. Из прайсов, предоставляемых различными производителями газового оборудования, электродвигателей и автоматики, следует, что относительная стоимость (у.е./кВт) комплектующих существенно зависит от их мощности (кВт), что необходимо учитывать при анализе возможности использования систем интенсификации плавки в печах большой емкости.

Эффективность применения альтернативных источников в высокомоощных печах в действующем производстве

Рассмотрим изменение технико-экономических показателей на примере 100-тонной ДСП №1 ОАО БМЗ.

ДСП №1 включает в себя трансформатор мощностью 95 МВ·А, систему донной продувки ванны инертными газами. Для интенсификации процесса выплавки стали в ДСП №1 используется система «Модуль». Система «Модуль» состоит из элементов, установленных на корпусе печи:

- четыре когерентных газокислородных горелки/фурмы PyreJet с водоохлаждаемым блоком;
- три инжектора подачи угольной пыли;
- два инжектора кислорода Alarc-PC на дожигание СО с водоохлаждаемым блоком.

Схема расположения кислородных горелок и угольных инжекторов в каркасе печи приведена на рисунке 2.

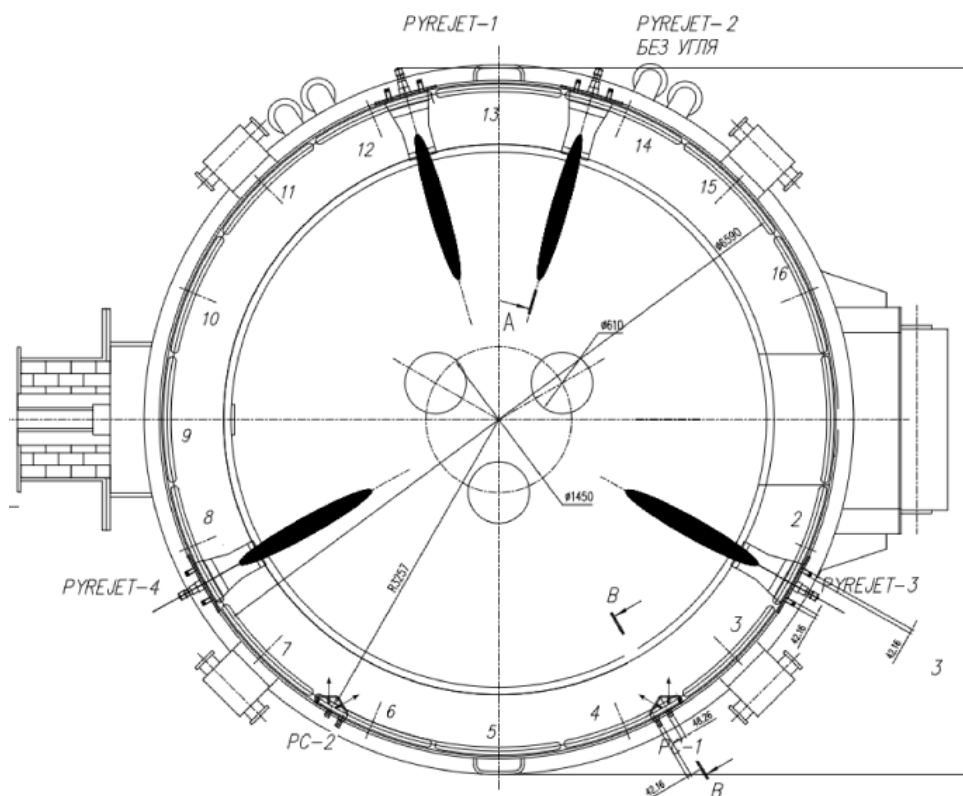


Рисунок 2 – Схема расположения горелок в каркасе ДСП №1

Основные функции горелки PYREJET:

- сжигание природного газа и выделение тепловой энергии для подогрева и плавления стального скрапа;
- ввод кислорода со сверхзвуковыми скоростями для ускорения процессов рафинирования и выделения дополнительной химической энергии в жидкой ванне;
- ввод дополнительного кислорода для дожигания СО.

Инжектор для вдувания углеродосодержащего материала используется для вспенивания шлака и повышения тепловой эффективности электрической дуги.

Конструктивно углеродный инжектор представляет собой металлическую трубу внутренним диаметром 25 мм, установленную в водоохлаждаемый блок горелки PyreJet, и подключенную к транспортному трубопроводу углеродосодержащего материала. Инжектор кислорода Alarc-PC предназначен для дожигания СО в рабочем пространстве дуговой сталеплавильной печи.

Система «Модуль» была установлена на печь в результате реконструкции в 2014 году. Отметим, что система интенсификации плавки продолжает работу и после расплавления металлошихты, несмотря на падение КИТ, так как получаемый эффект перекрывает снижение эффективности работы горелочных устройств с ростом температуры металла.

*Анализ показателей работы ДСП №1 ЭСПЦ-1*

Для оценки и сравнения технико-экономических показателей были выбраны массивы плавок с 2008 по 2016 год с периодичностью 2–3 года. За этот период можно проследить по годам как изменялись показатели работы. Для дальнейшего сравнения была выбрана марка стали СтЗсп.

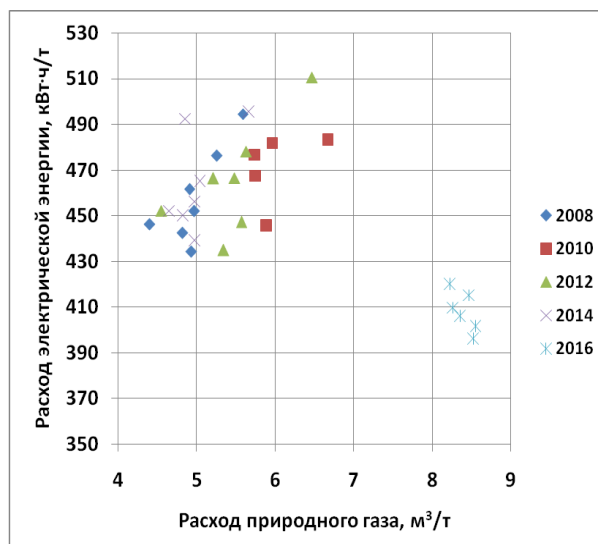


Рисунок 3 – Зависимость расхода электрической энергии от расхода газа

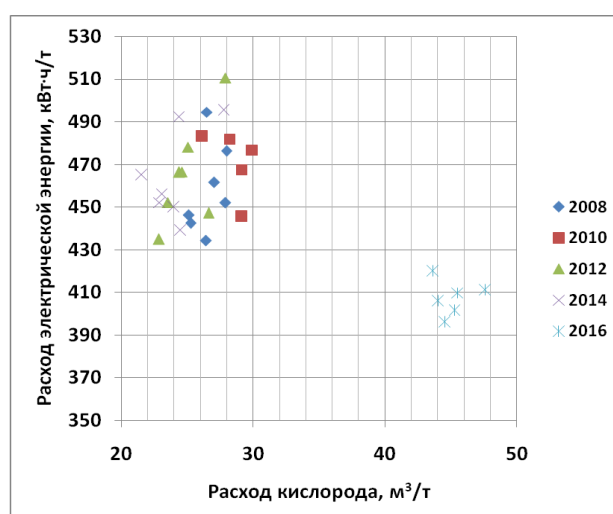


Рисунок 4 – Зависимость расхода электрической энергии от расхода кислорода

Как видно из графиков, показатели работы находятся примерно на одном уровне за период с 2008 по 2014 годы. После проведения реконструкции в 2014 году показатели по расходу электрической энергии улучшились. Это было достигнуто за счет замены горелок на более современные и мощные (до модернизации функционировало 3 горелки общей мощностью 10,8 МВт, после – 4 горелки суммарной мощностью около 20 МВт). В таблицу 1 сведены параметры плавки до и после модернизации.

Таблица 1 – Технологические параметры до и после модернизации ДСП №1

Технологические параметры	До модернизации	После модернизации
Длительность плавки, мин: общая	58,8	52
под током	42,2	36
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	442,8	408,11
Удельный расход кислорода на плавку, м³/т	27,73	45,16
Удельный расход природного газа на плавку, м³/т	5,4	8,5
Производительность, т/ч	109,6	120

Расход природного газа увеличился в среднем на 3,1 м³/т, кислорода на 17,43 м³ на тонну, также незначительно был увеличен расход извести. Эти параметры в комплексе дали экономию электроэнергии около 34,7 кВт·ч/т.

Таким образом, даже без учета увеличения производительности, только замещение электрической энергии альтернативными источниками в денежном эквиваленте имеет положительный результат.



1. Азиков, Б.А. Зинуров И.Ю. Механизация работ в электросталеплавильных цехах. М. Металлургия, 1982, 66 с.

УДК 669.71

## БАЛАНС ФТОРА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ В ЭЛЕКТРОЛИЗЕРАХ С АНОДОМ СОДЕРБЕРГА

Галевский Г.В., Минцис М.Я.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

**Аннотация:** *Описана методика определения количества выбросов соединений фтора при электролитическом производстве алюминия, основанная на балансовом методе и свидетельствующая, что фактические выбросы фтора в 4...9 раз выше отчетных, представляемых алюминийпроизводящими предприятиями.*

**Ключевые слова:** *производство алюминия, электролизер, анод Содерберга, баланс фтора.*

## BALANCE OF FLUORINE BY ALUMINIUM PRODUCTION IN ELECTROLYZERS WITH SODERBERGH'S ANODE

Galevsky G.V., Mintsis M.Ya.

*Siberian state industrial university,  
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

**Abstract:** *The current distribution on individual elements of the aluminum cell with Soderberg anode C-8BM is analyzed. Constructive solutions to reduce the non-uniformity of the current distribution throughout the hearth slab of cell are proposed.*

**Keywords:** *aluminum production, electrolyzer, Soderbergh's anode, balance of fluorine.*

Соединения фтора, выделяющиеся в окружающую среду при производстве алюминия, негативно влияют на окружающую среду, и поэтому их количество лимитируется. О состоянии экологии алюминиевого завода в основном судят по количеству фтора, выделяющегося в атмосферу. Существующие методы оценки этих выбросов, разработанные ВАМИ, несовершенны и зависят от субъективных факторов.

Для определения количества выбросов соединений фтора предлагается методика, основанная на балансовом методе. Основные принципы методики заключаются в следующем:

- использованные в процессе производства фториды вступают в реакции с различными компонентами, и поэтому баланс ведется в расчете на элементарный фтор;
- фтор (включая и расход на пуск ванн), использованный за определенный промежуток времени, выбрасывается в окружающую среду;
- расход фтора рассчитывается на основе балансовых отчетов о количестве и составе использованных фторидов.

**Приход фтора.** Как известно, фтор на завод поступает в основном в виде криолита  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  и трифторида алюминия  $\text{AlF}_3$ . Для более точных расчетов следует учесть содержание фтора и в других фторидах –  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{MgF}_2$  и пр. Произведенный на заводе вторичный криолит – флотационный и регенерационный – не учитывается, так как он получен из фтора, содержащегося в первичном сырье. Однако, если вторичный криолит получен со стороны, содержащийся в нем фтор учитывается в приходной части баланса.

Криолит в России поставляется по ГОСТ 10561-80 в виде  $1,8 \text{ NaF} \cdot \text{AlF}_3$ , содержание фтора в котором составляет не менее 54 %. Фтористый алюминий поставляется по ГОСТ 19181-78, содержание трифторида алюминия в котором (с учетом примесей) составляет около 60 %. При поставках фторидов по другим стандартам содержание фтора в них должно быть пересчитано.

Обычно расход фторидов учитывают в расчете на 1 т алюминия - сырца. Фториды расходуются также на пуск ванны и учитываются отдельно на каждую ванну. Зная количество пущенных ванн,

суммируют расход фтора на пуск и делят его на количество алюминия - сырца, произведенного за отчетный период. Таким образом, суммарный расход фтора складывается из пусковых и эксплуатационных расходов в расчете на 1 т алюминия - сырца.

*Расход фтора* состоит из:

- транспортных потерь;
- потерь фтора с отработанной футеровкой электролизеров;
- потерь фтора, связанных с переработкой и образованием шлама при мокрой очистке газов;
- потерь фтора в газообразном и твердом видах в окружающую среду из-за несовершенства систем сбора и очистки газов.

К транспортным потерям следует отнести потери фторидов при их перевозке, разгрузке на заводских складах и транспортировке до электролизеров. Непосредственно измерить эти потери практически невозможно. Учитывая, что гранулометрический состав фторидов близок к глинозему, целесообразно принять потери фторидов равными потерям глинозема на данном заводе. Потери же глинозема составляют 1,7...3 % и в основном зависят от дальности транспортировки.

Методика определения потерь фтора с отработанной футеровкой приведена в [1]. Согласно этой методике, для наиболее распространенных в России электролизеров типа С8БМ, потери фтора составляют около 15,3 т на каждую ванну. Зная число выведенных на капитальный ремонт ванн, определяют общее содержание фтора в отработанной футеровке, делят его на количество алюминия - сырца, наработанного за анализируемый период, и определяют потери фтора с футеровкой в расчете на 1 т алюминия - сырца. Лишь незначительная часть угольной футеровки утилизируется. Доминирующее же ее количество находится в отвалах и, подвергаясь выщелачиванию атмосферной влагой, может загрязнять водные источники.

При использовании сухой очистки отходящих газов, которая применяется в России на электролизерах с обожженными анодами, не образуется никаких отходов. И поэтому потери фторидов в окружающую среду будут равны их расходу (с учетом расходов на пуск ванн) за вычетом потерь с отработанной футеровкой и транспортных потерь. При использовании мокрой очистки отходящих газов, которая является основным способом на заводах России, оборудованных электролизерами с самообжигающимися анодами, появляются следующие дополнительные потери:

- потери при флотации угольной пены;
- потери фтора со шламами газоочистки и содовым раствором.

Известно [1], что на производство 1 т флотационного криолита расходуется около 1700 кг пены. В отходах, которые составляют около 700 кг, содержится до 9 % фтора. Поэтому эти потери фтора составляют около 3,7 % от количества снятой пены (кг/т А1).

По данным НкАЗа, потери фтора из-за неполного взаимодействия фторидов с содовым раствором, каплеуноса и потерь при регенерации криолита в виде шламов не превышают 8,5 % от использованного фтора. Следовательно, при мокрой газоочистке дополнительные потери фтора достигают 11... 12 %.

Таким образом, выбросы в атмосферу в виде твердого и газообразного фтора равны расходу фтора за вычетом суммы следующих потерь: транспортных, с изношенной футеровкой, а также шламов газоочистки и хвостов флотации угольной пены. Прямые измерения этих потерь весьма трудоемки и недостаточно точны. Применив же предложенную методику, эти потери легко определяются. Существенным недостатком предлагаемой методики является невозможность разделения потерь фтора на твердые и газообразные составляющие, плата за которые различна. Этот недостаток компенсируется высокой степенью точности, которую она обеспечивает. В таблице 1 приведены данные по некоторым заводам о потреблении фтора (без пусковых расходов) и отчетные данные о суммарных выбросах фтора в атмосферу (кг/т А1).

Таблица 1 – Баланс фтора при производстве алюминия в электролизерах с анодом Содерберга

Завод	Приход фтора	Выброс F атм. (отчет.)	Выброс F (по методике)
НкАЗ	32,91	5,3	22,91
ИркАЗ	30,68	3,27	21,71
КрАЗ	24,43	2,48	16,25
БрАЗ	24,09	2,73	15,66
ВгАЗ	36,61	3,08	27,83

Приведенные данные убедительно свидетельствуют о недопустимо низкой точности существующего метода учета. В последнем столбце таблицы приведены данные по суммарным выбросам фтора в атмосферу, рассчитанные по данной методике и на основе отчетных данных заводов. Эти данные свидетельствуют, что фактические выбросы фтора в 4...9 раз выше отчетных данных. Предлагаемая методика требует дальнейшего уточнения, а с ее внедрением потребуются пересмотр платы за загрязнение окружающей среды фторидами. Она позволит разрабатывать конкретные мероприятия, направленные на снижение потребления и всех видов потерь фтора.

#### Библиографический список

1. Галевский Г.В. Экология и утилизация отходов в производстве алюминия / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис. – Новосибирск : Наука, 1997. - 158 с.

УДК 66.041.51

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ И КОНСТРУКЦИИ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ ОАО «ЧТПЗ» С ЦЕЛЮ УЛУЧШЕНИЯ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЕЕ РАБОТЫ

**Шукина Н.В., Черемискина Н.А., Лошкарёв Н.Б., Лавров В.В.**

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина  
г. Екатеринбург, Россия, n.v.shchukina@urfu.ru*

***Аннотация:** В статье рассмотрены конструкция и тепловая работа кольцевой печи для нагрева трубных заготовок перед прокаткой. Показан тепловой баланс кольцевой нагревательной печи. Предложены мероприятия по реконструкции печи с целью снижения расхода топлива и повышения производительности: замена существующей футеровки на волокнистую, применение регенеративных горелок, использование не водоохлаждаемых перегородок.*

***Ключевые слова:** кольцевая печь; тепловой баланс; ресурсосбережение; реконструкция.*

### RESEARCH OF THERMAL WORK AND CONSTRUCTION OF THE CIRCULAR FURNACE OF "CHTPZ" WITH THE AIM OF IMPROVING ITS THERMAL PERFORMANCE

**Shchukina N.V., Cheremiskina N.A., Loshkarev N.B., Lavrov V.V.**

*Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin  
Ekaterinburg, Russia, n.v.shchukina@urfu.ru*

***Abstract:** The article describes the design and thermal performance of circular furnace for heating tubular blanks before rolling. Shows the thermal balance of the annular heating furnace. The activities proposed for the reconstruction of furnace to reduce fuel consumption and improve performance: replacement of existing lining of fibrous, the use of regenerative burners, the use of non water-cooled walls.*

***Key words:** annular kiln; heat balance; resource conservation; reconstruction.*

Кольцевые печи применяют, как правило, для нагрева заготовок при прокатке труб, колёс и бандажей железнодорожного подвижного состава, для термической обработки металлических изделий, а также для нагрева заготовок из цветных металлов перед прокаткой и высадкой. Цель нагрева – получение структуры, обеспечивающей заданные физические и рабочие свойства, или придания этим материалам пластичности, необходимой для последующей механической обработки.

В трубопрокатном цехе №2 ОАО «ЧТПЗ» работает печь ТПЦ-2 с кольцевым подом для нагрева перед раскромом трубной заготовки из углеродистых и низколегированных марок сталей при температурах до 1265 °С. Заготовки, лежащие неподвижно на вращающемся поду, вместе с подом проходят все необходимые зоны нагрева и выдаются через окно выдачи, расположенное рядом с окном загрузки (рисунок 1). Кольцевая печь представляет собой металлический сварной каркас, диаметром 18 м, шириной вращающегося пода – 4,05 м. Заготовки, подлежащие нагреву, через окно загрузки в наружной стене печи укладываются загрузочной машиной на подину печи. За счет вращения

подины заготовка транспортируется к окну выгрузки. Окна загрузки и выгрузки отделены от печи перегородками с двух сторон. Кольцевая нагревательная печь ТПЦ-2 имеет комбинированный свод из сводовых плит и подвесного огнеупорного кирпича (перепад высот) [1, 2].

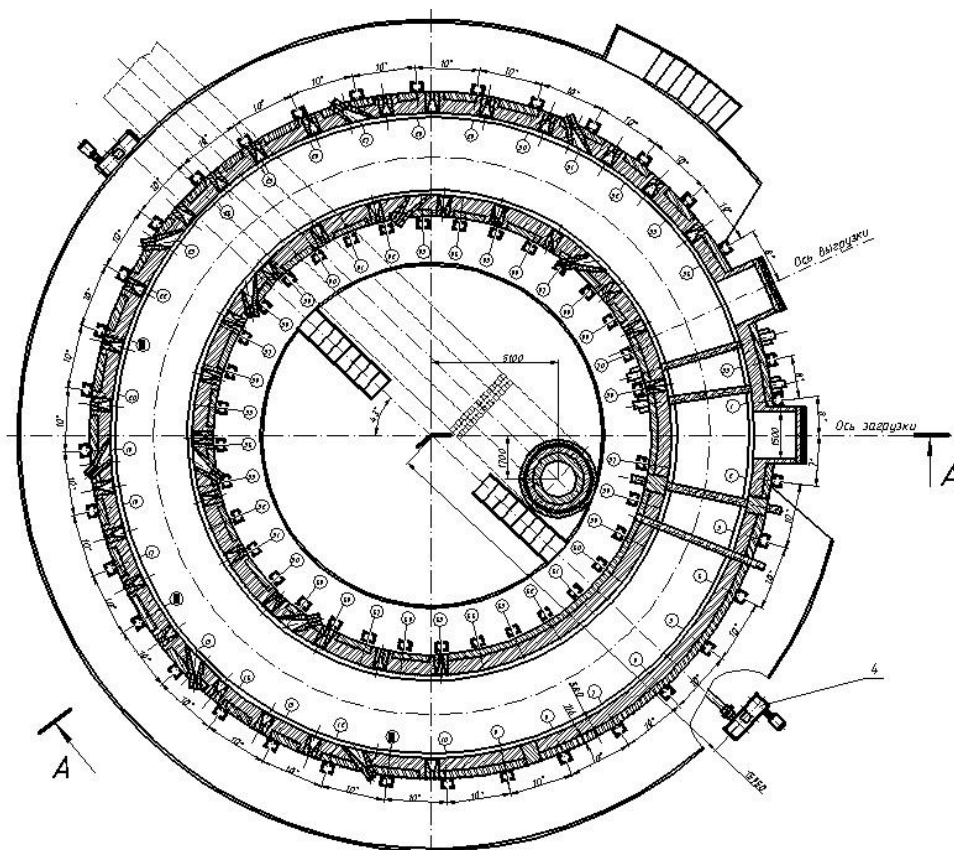


Рисунок 1 – Кольцевая печь для нагрева заготовки перед раскроем ТПЦ-2 ОАО «ЧТПЗ»

Печь непрерывного действия с противоточным движением нагреваемых заготовок и продуктов сгорания в рабочем пространстве имеет три отапливаемые зоны:

- первая зона – методическая 1200–1340 °С;
- вторая зона – сварочная: 1200–1340 °С;
- третья зона – томильная: 1250–1400 °С.

Печь отапливается природным газом. Загрузка заготовок в рабочее пространство печи осуществляется через окно, закрытое футерованной заслонкой.

Краткая характеристика печи представлена в таблице 1.

Таблица 1 - Краткая характеристика нагревательной печи

№ п.п.	Наименование	Единица измерения	Величина
1	Тип		Методическая
2	Режим работы		Непрерывный
3	Габаритные размеры: -длина -ширина	мм мм	34300 4800
4	Длина рабочего пространства по зонам: -методическая зона -сварочная зона -томильная зона	мм мм мм	16465 9600 8235
5	Площадь пода печи: -рабочая	м <sup>2</sup>	91,5

Продолжение таблицы 1

№ п.п.	Наименование	Единица измерения	Величина
6	Производительность печи максимальная	т/ч	36,0
7	Тепловая мощность (номинальная)	$\cdot 10^6$ ккал/ч	2500*8150= 20,375
8	Топливо		Природный газ
9	Максимальный расход природного газа на печь	нм <sup>3</sup> /ч	3100
10	Материал заготовок		Трубная заготовка из сталей: углеродистых марок; низкоуглеродистых; нержавеющей и др. стали: 09Г2С
11	Размер заготовок -диаметр -длина	мм мм	420-650 1100-4100
11	Количество тепловых зон	шт.	3
12	Температура по зонам печи (max) Первая – выдержки-томильная Вторая-сварочная зона	°С °С	1400 1340
13	Температура нагреваемого металла -при посадке -при выдаче	°С °С	20 1150-1300
14	Тип отопительных устройств (по зонам):  Первая зона  Вторая и третья зоны		Двухпроводные горелки типа: Турбулентные вихревые горелки (конструкции «Укрگیпромез») Горелки типа «труба в трубе»

В настоящее время при эксплуатации данной печи выявлены следующие проблемы: высокий удельный расход топлива на нагрев заготовок, высокие температуры наружных поверхностей стен и свода, низкая скорость нагрева заготовки, большой объем подсосов воздуха в рабочее пространство печи. Кроме того, конструкция газогорелочных устройств не предусматривает возможности регулирования в большом диапазоне нагрузок, вплоть до периодического полного отключения, а тепловая энергия отходящих газов практически не используется.

Для существующей конструкции кольцевой нагревательной печи сотрудниками ОАО «Уралэнергочермет» были проведены балансовые испытания, на основе которых был составлен тепловой баланс, представленный в таблице 2.

Анализ представленных в таблице 2 статей теплового баланса позволяет сделать следующие выводы:

1. Система отопления печи в существующем состоянии не может эффективно функционировать, поэтому необходима ее реконструкция.

2. Существующие на печи заслонки (на загрузке, выдаче) не обеспечивают требуемой герметичности рабочего пространства, что приводит к повышенному подсосу воздуха в рабочее пространство, и, как следствие, к увеличению угара металла. Кроме того, подсосы окружающего воздуха вынуждают держать в рабочем пространстве неоправданно высокие температуры, что также повышает угар металла.

3. Исследования нагрева металла, проведенные сотрудниками ОАО «Уралэнергочермета», показали, что металл в конце сварочной зоны уже готов к выдаче, а значит в томильной зоне практически не получает тепла, а только дополнительно окисляется.

4. Наружные поверхности стен печи имеют очень высокие температуры, достигающие до 600 °С (данные ОАО «Уралэнергочермет»).

5. Заготовки по ширине печи греются неравномерно.

6. Во время вынужденных простоев не удается снизить окалинообразование с помощью изменения температурного режима.

Отмеченные выше недостатки в работе печи дают основание провести реконструкции ее си-

стем и узлов с целью:

1. Улучшить качество нагрева заготовки: обеспечить перепад температур по поверхности заготовки не более 5°C, по сечению не более – 10°C и снизить процент брака, связанного с недогревом заготовки.
2. Уменьшить потери металла, связанные с повышенным окалинообразованием, снизив угар металла (на всем сортаменте заготовок).
3. Снизить температуры наружных поверхностей стен не более 60°C, а своде – не более 100°C.
4. Выполнить механизацию процесса удаления окалина для ее максимального удаления из печи.
5. Снизить удельные расходы топлива на нагрев заготовок.
6. При наличии технической возможности отказаться от водоохлаждаемых элементов в печи.
7. Предусмотреть систему позиционирования подины печи, для отслеживания изменения сортамента, находящегося в печи.
8. Выполнить модернизацию привода вращения подины и гидрозатвора.
9. Предусмотреть ограничители, препятствующие разрушению футеровки стен при перекосе заготовки.
10. Предусмотреть возможности регулирования газогорелочных устройств в большом диапазоне нагрузок, вплоть до периодического полного отключения.
11. Снизить объем подсосов окружающего воздуха в рабочий объем печи.

Таблица 2 - Тепловой баланс существующей конструкции печи ТПЦ-2 ОАО «ЧТПЗ»

Приход			Расход		
Статья прихода	кВт	%	Статья расхода	кВт	%
Химическая теплота топлива	17 513,6	95,58	Полезно затраченная теплота	4 679,9	25,54
Физическая теплота подогретого воздуха	287,18	1,56	Потеря теплоты с уходящими газами	9 218,8	50,31
Тепло окисления металла	523,9	2,86	Теплопроводностью через под, свод, стенки печи	2 867,7	15,65
Σ	18 324	100	Излучением через окна загрузки и выдачи	1 028,1	5,60
			Потери тепла с окальной	163	0,89
			Неучтенные потери	386,5	2,01
			Σ	18324	100

Проект реконструкции должен предусматривать модернизацию всей печи, с применением современных жаропрочных материалов, несущих металлических конструкций и элементов с длительным сроком службы, а также применение современных контрольно-измерительных приборов, системы регулирования и поддержания температуры, расхода газа и воздуха, переоборудование системы отопления (в том числе замена существующих горелок на регенеративные, а также системы автоматики).

При эксплуатации печи основной и самой важной проблемой является потеря тепловой энергии. Поэтому потенциал энергосбережения в данном случае может быть очень велик, а использование этого потенциала сократит издержки предприятия. Для повышения тепловых показателей работы печи предложено использовать регенеративные горелочные устройства. Схема работы регенеративной горелки представлена на рисунке 2.

Особенностью регенеративной горелки является очень высокий подогрев воздуха на горение, благодаря чему достигается высокий КИТ – до 90%. Кроме того, дополнительный подогрев воздуха для горения обеспечит снижение уровня NOx в отходящих газах. При температуре отходящих из печи газов около 1000°C величина NOx составит порядка 25 ppm, т.е. лишь десятую часть законодательно допустимого значения.

Для оценки энергоэффективности предложенных мероприятий был составлен тепловой баланс печи после реконструкции [3, 4], который представлен в таблице 3.

Таким образом, при осуществлении мер по техническому перевооружению можно получить следующие положительные результаты:

1. При увеличении температуры подогрева воздуха за счет использования регенеративных го-

релок возрастает вторая статья теплового баланса – физическая теплота подогретого воздуха, что повлияло на уменьшение расхода топлива.

2. При замене кирпичной футеровки на волокнистую в значительно снижаются потери теплопроводностью через под, свод и стенки.

3. При использовании не водоохлаждаемых перегородок потерь с охлаждающей водой не будет, что дает положительный эффект в тепловой работе.

4. После проведения реконструкции печи повышается суммарный (на 18,1%) и тепловой (на 31%) КПД печи, а также снижается удельный расход топлива (на 62,3 кг усл. т/т).

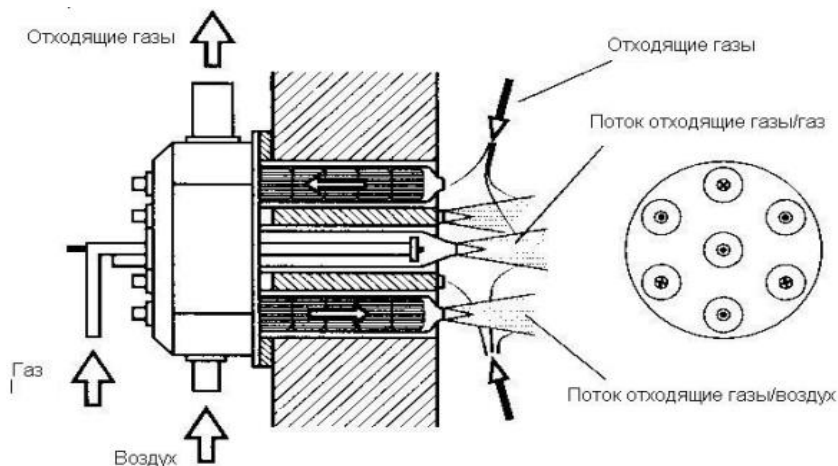


Рисунок 2 – Схема регенеративной горелки

Таблица 3 - Тепловой баланс после реконструкции печи ТПЦ-2 ОАО «ЧТПЗ»

Приход			Расход		
Статья прихода	кВт	%	Статья расхода	кВт	%
Химическая теплота топлива	7558	75,4	Полезно затраченная теплота	4373,2	43,6
Физическая теплота подогретого воздуха	2469,1	24,6	Потеря теплоты с уходящими газами	4586	45,7
Σ	10027,1	100	Потери в окружающую среду, в том числе:	1068	10,7
			• Теплопроводностью через под, свод, стенки печи	647,8	6,5
			• Излучением через окна загрузки и выдачи	420,2	4,2
			Σ	10027,1	100

Таким образом, предложенные мероприятия по реконструкции печи ТПЦ-2 ОАО «ЧТПЗ» позволят повысить технико-экономические показатели ее работы, в частности сократить расхода топлива и увеличить тепловой КПД.

#### Библиографический список

1. Теплотехнические расчеты металлургических печей / Б.И. Китаев, Б.Ф. Зобнин, В.Ф. Ратников [и др.]; под общей ред. А.С. Телегина. – М: Металлургия, 1970. – 528 с.
2. Технический отчет по работе «Проведение балансовых испытаний методической печи ТПЦ№1 для нагрева заготовок из стали 09Г2С. ОАО «Уралэнергочермет». 2014. – 42 с.
3. Теплотехнические расчеты металлургических печей. Учебник для студентов вузов / Я.М. Гордон, Б.Ф. Зобнин, М.Д. Казяев, Б.И. Китаев [и др.]. Изд. 3-е. – М.: Металлургия, 1993. – 368 с.
4. Топливо и расчеты его горения учебное пособие / С.Н. Гущин, Л.А. Зайнуллин, М.Д. Казяев, Б.П. Юрьев, Ю.Г. Ярошенко; под ред. Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. – 105 с.

## РЕКОНСТРУКЦИЯ АСПИРАЦИОННОЙ УСТАНОВКИ В ЦЕХЕ ТОПЛИВОПОДАЧИ ЗАПАДНО-СИБИРСКОЙ ТЭЦ Г. НОВОКУЗНЕЦКА

Соловьев А.К., Полынцев М.П.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, ak100752@yandex.ru*

**Аннотация:** *Предлагается реконструкция системы аспирации ленточного конвейера в цехе топливоподачи Западно-Сибирской ТЭЦ г. Новокузнецка.*

**Ключевые слова:** *Пожаровзрывоопасность, угольные электростанции, аспирационные установки, мультивихревой гидрофильтр.*

## RECONSTRUCTION OF THE ASPIRATION UNIT IN FUEL SUPPLY CENTER OF THE WESTERN-SIBERIAN CHPP NOVOKUZNETSKA

*Soloviev A.K., Polyntsev M.P.*

*Siberian State Industrial University,  
Novokuznetsk, Russia, ak100752@yandex.ru*

**Annotation:** *The reconstruction of the belt conveyor aspiration system in the fuel supply shop of the West Siberian CHPP in Novokuznetsk is proposed.*

**Keywords:** *Fire and explosion hazard, coal power plants, aspiration units, multi-vortex hydrofilter.*

Технологическая подготовка и транспортировка твердого топлива по тракту топливоподачи и бункерной галереи тепловых электростанций сопровождается значительным выделением пыли в рабочие помещения. Это прежде всего, повышает пожаровзрывоопасность, снижает надежность и ресурс работы технологического оборудования и электротехнических устройств, ухудшает условия труда эксплуатационного персонала.

Вопросы улавливания пыли остаются актуальными в настоящее время и на всех зарубежных угольных электростанциях. Известно, что периодически на российских ТЭС на трактах топливоподачи возникают пожары. Основными причинами, способствующими риску возникновения взрывов и пожаров, являются интенсивное пылевыведение, отложение мелких фракций топлива на металлоконструкциях и кабелях, короткое замыкание электрооборудования, возгорание конвейерных лент и т.д. [1].

Узлы пересыпки являются основными очагами пылеобразования на тракте топливоподачи, т. к. транспортируемое топливо эжектирует воздух в пересыпные короба и затем в приемные лотки, в которых создается избыточное давление от 20 до 40 Па, которое приводит к интенсивному выбиванию пылевоздушной смеси. При этом у приводных станций зафиксированы самые низкие значения давления, вследствие разряжения, возникающего у приводного барабана, а у натяжных барабанов – самые высокие. Конечная скорость потока угля во многих узлах пересыпки, с высотой перепада 8–10 м, составляет 12–14 м/с. Это вызывает значительный динамический удар и высокое избыточное давление в укрытии (лотке), а, следовательно, выбивание пыли в помещение.

Согласно проекту Западно-Сибирской ТЭЦ топливно-транспортное хозяйство включает двенадцать узлов пересыпки топлива. Четыре узла пересыпки (УП) установлено на первой очереди и восемь узлов пересыпки установлено на второй очереди. Учитывая, что на современной угольной электростанции, как правило, один ввод включает четыре узла пересыпки, указанное количество УП на ЗС ТЭЦ является избыточным. Данное обстоятельство увеличивает потенциальную опасность возникновения пожара, т.к. все узлы пересыпки являются источниками повышенного пылеобразования.

Для обеспечения санитарных норм и требований взрывопожаробезопасности тракта топливоподачи, т. к. взвешенная в воздухе пыль (размер частиц менее 0,2 мкм) углей, сланцев и торфа образует взрывоопасную смесь, на узлах пересыпки топлива должны эффективно работать аспирационные установки.

Аспирационные установки (АУ) на ЗС ТЭЦ расположены в помещениях узлов пересыпок, по одной на каждую нитку, всего 16 штук и состоят из пылевого вентилятора, циклона промывателя, циклона сухой очистки и имеют разветвленную сеть воздухопроводов, приточного водопровода и дренажа. Технические характеристики АУ приведены в таблице 1.



Таблица 1- Технические характеристики АУ

Вентилятор		Электродвигатель		Аппараты очистки	Степень очистки, %
Тип	Производительность, м <sup>3</sup> /ч	Тип	Мощность, кВт/ обороты в мин		
ЦП 7-40 №6	3619 -5209	4А13284-У3	15,0 /1500	СИОТ№5, СИОТ№8	76 - 90

Очистные аппараты по технологии и методам очистки воздуха относятся к установкам с двухступенчатой системой очистки воздуха от пыли. Первой ступенью является сухой циклон СИОТ № 5, второй – циклон-промыватель СИОТ № 8.

В сухом циклоне формируется вращающийся поток, направленный вниз, к конической части аппарата. Такая очистка основана на центробежной силе, частицы пыли выносятся из потока и оседают на стенках аппарата, затем захватываются вторичным потоком и попадают в нижнюю часть, после чего через выпускное отверстие перемещаются в сборник пыли и через клапан мигалку удаляются на ленточный конвейер. Остаток загрязненного воздуха через выхлопную трубу сухого циклона по воздуховоду попадает в нижнюю часть циклона промывателя, где происходит улавливание пыли за счёт осаждения её на смоченные водой стенки циклона под действием центробежных сил, а также за счёт промывки воздуха водой, распыляемой воздушным потоком. Загрязненная вода самотеком сливается через гидрозатвор в шламопровод. Очищенный поток воздуха вентилятором через нагнетательный воздуховод удаляется в атмосферу.

Основные эксплуатационные показатели работы аспирационной установки, выполненные промышленно - санитарной лабораторией «ЗС ТЭЦ - филиала АО «ЕВРАЗ ЗСМК», представлены в таблице 2.

Таблица 2- Основные эксплуатационные показатели работы аспирационных установок

Аспирационная установка	Производительность по воздуху, м <sup>3</sup> /ч		Подсос (выбывание) воздуха, %	Концентрация угольной пыли, г/м <sup>3</sup>		Степень очистки, %
	На входе пылеуловитель	На выходе из пылеуловителя		На входе	На выходе	
АУ-15А	4385	5303	23,3	0,21	0,036	78,1

Анализ эксплуатационных параметров работы аспирационных установок, определенных при испытаниях, а также наблюдения за установками во время их работы позволяют сделать следующие выводы:

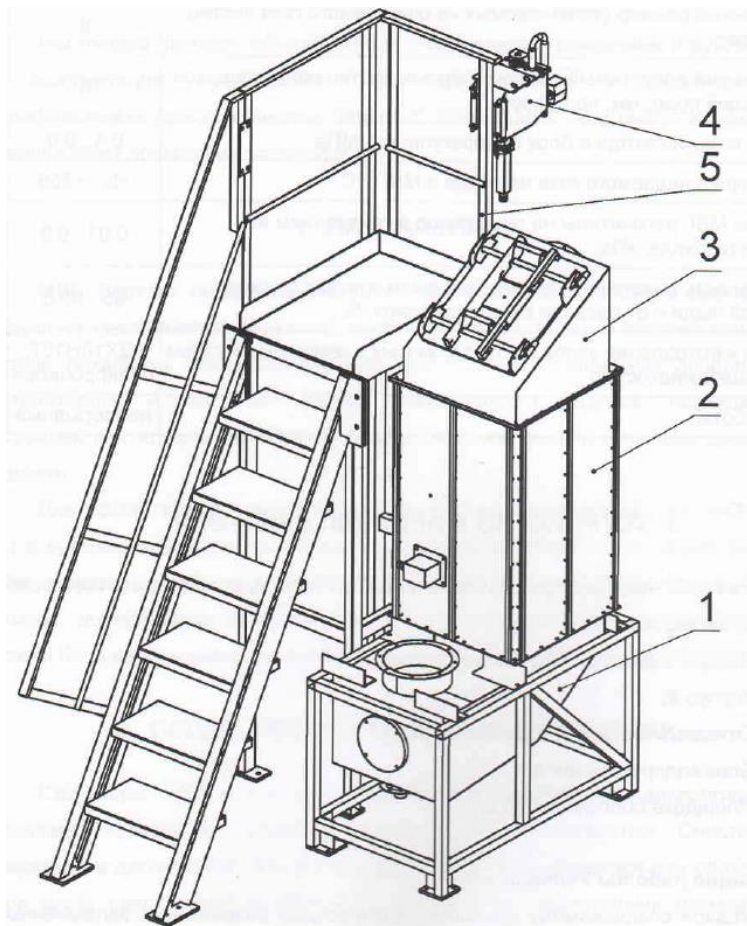
- а) высокий процент подсоса (выбывания) воздуха;
- б) низкая степень очистки;
- в) имеются замечания по эксплуатации аспирационных установок:
  - на установках отсутствуют площадки (лестницы) для обслуживания и измерения параметров при испытаниях;
  - расход (давление) воды на аппаратах очистки (циклон-промыватель) регулируется вентилем «на глаз» (манометры или др. приборы контроля отсутствуют);
  - смотровые лючки, установленные на аппаратах очистки, требуют ремонта из-за коррозии крепежа.

Следует отметить, что аспирационные установки в эксплуатации находятся более 30 лет, поэтому наблюдается физический износ оборудования и воздухопроводов, а следовательно ухудшаются эксплуатационные параметры.

Выбор аспирационной установки велся по двум направлениям:

- технические характеристики;
- цена аспирационной установки и монтажа всего оборудования.

В качестве предлагаемой аспирационной установки был выбран мультивихревой гидрофильтр «Вортекс» 2/2/1 (рис.1) российского завода-изготовителя ООО «Вортекс» г.Новосибирска. Технические характеристики мультивихревого гидрофильтра представлены в таблице 3.



1 - поддон с диспергирующими решетками; 2 - корпус; 3 - отходящий короб с блоком сепарации; 4 - блок водорегуляции; 5 - площадка обслуживания

Рисунок 1 –Мультивихревой гидрофильтр «Вортэкс» 2/2/1

Таблица 3-Технические характеристики МВГ «Вортэкс» 2/2/1

Модель	МВГ "Вортэкс-2/2/1"
Производительность по воздуху, м <sup>3</sup> /час	4400 - 5600
Расход орошающей жидкости, м <sup>3</sup> /час	1,5
Сопротивление МВГ при производительности по воздуху 5600 м <sup>3</sup> /час, кПа, не более,	2,0
Вес, кг, не более	420
Тип и № вентилятора	ВР-120-28(В) №5
Число оборотов вентилятора, об/мин	1500
Мощность электродвигателя, Квт	11
Максимальный размер улавливаемых из очищаемого газа частиц,мм, не более	8
Максимальный допустимый размер твердых частиц содержащихся в орошающей воде, мм, не более	5
Давление воды на входе в блок водорегуляции, МПа	0,4...0,6
Температура очищаемого газа на входе в МВГ, °С.	+5...+250
Эффективность очистки, %	95 - 99.6

МВГ «Вортекс» 2/2/1 предназначены для высокоэффективной очистки "мокрым" способом загрязненного воздуха от механических примесей, пыли, аэрозолей, паров и газовых примесей в составе локальных фильтровентиляционных систем, оснащенных дополнительно вентилятором, устройствами отбора загрязненного воздуха, подводящей и отводящей вентиляционной магистралями, системой подачи и отвода орошающей жидкости.

Очистка загрязненного воздуха от примесей происходит в результате его глубокого смешивания с орошающей жидкостью (промывкой), с последующим полным отделением капельной влаги из очищенного воздуха (рис.2). Основой МВГ является диспергирующая решетка особой конструкции. Загрязненный воздух проходит сквозь диспергирующую решетку снизу вверх, а орошающая жидкость свободным истечением подается на нее сверху. В результате их смешивания формируется турбулентный дисперсный газожидкостный ("кипящий") слой, обеспечивающий высокоэффективную промывку воздуха за счет интенсивного смачивания пылевых частиц и/или растворения в орошающей жидкости газовых примесей. Очищенный воздух перед выходом из МВГ проходит через сепараторы, где освобождается от остаточных мелких капель жидкости.

Диспергирующая решетка (рис.3) набирается из множества одинаковых элементов. Струи очищаемого газа, формируемые отверстиями каждого такого элемента, имеют наклон в разные стороны. Над решеткой такие струи образуют взаимно перекрещенную структуру (рис.4). В процессе взаимного проникновения струй друг в друга, скачкообразно растут относительные скорости между газовой средой и каплями жидкости в этих струях. Также такая газодинамическая структура течения струй обеспечивает равномерное распределение жидкости над всей поверхностью и взаимное перемешивание газа и жидкости над решеткой по всему сечению корпуса МВГ без предварительного распыления орошающей жидкости форсунками. В результате образуется сильно турбулентный дисперсный газожидкостный слой (пена), отличающийся чрезвычайно большой удельной поверхностью контакта, высокой скоростью ее обновления и однородностью структуры. За счет этого значительно увеличивается эффективность тепло-массообмена между очищаемым газом и орошающей жидкостью.

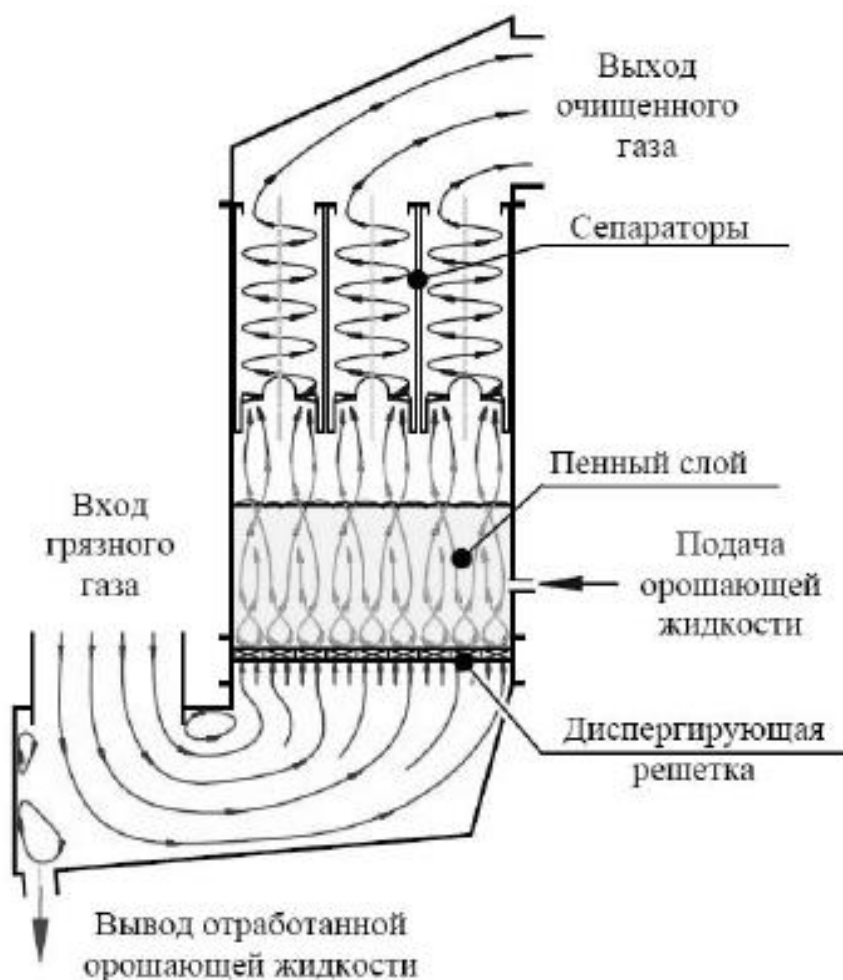


Рисунок 2 – Схема устройства МВГ

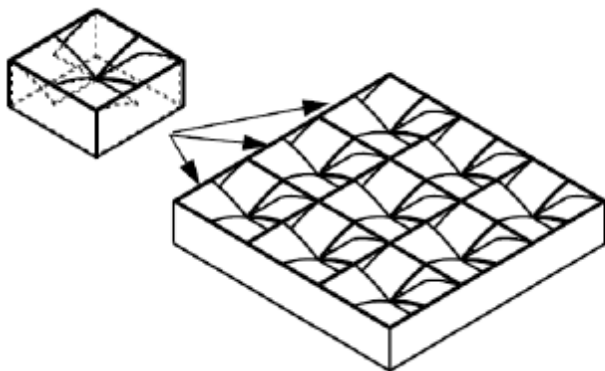


Рисунок 3 – Диспергирующая решетка

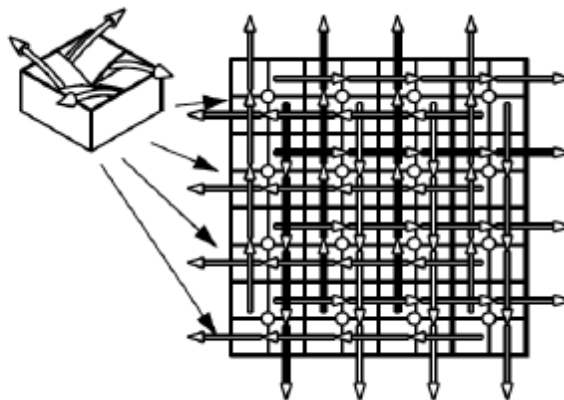


Рисунок 4 – Схема движения газа над диспергирующей решеткой

МВГ сочетают в себе ряд качеств, дающих им значительное конкурентное преимущество по сравнению с другими мокрыми способами газоочистки.

МВГ гарантированно обеспечивают высокую эффективность очистки загрязненного воздуха при минимальных требованиях к качеству орошающей жидкости. Для таких задач, как аспирация узлов пересыпки руды и угля, газоочистка дымовых газов от золы уноса, эффективность достигает более 99%. Высокие результаты получаются и при очистке от газовых примесей, так на гидрометаллургических отделениях крупнейшей золотодобывающей компании России "Полюс-Золото" с помощью МВГ производится очистка воздуха от цианистого водорода (HCN) с эффективностью более 95% с использованием неочищенного разбавленного известкового молочка со значительным (более 5%) содержанием твердой породы в виде песка и мелких камней. В МВГ отсутствуют какие либо форсунки и, соответственно, подача орошающей жидкости происходит без избыточного давления разорванной струей. Основной процесс перемешивания взаимно-перекрещивающихся струй газа, прошедших через отверстия диспергирующей решетки, и орошающей жидкости, происходит над решеткой, а не на ее поверхности, что позволяет уменьшить изнашиваемость материала решетки и, соответственно, увеличить ее срок службы. Свойства и преимущества МВГ представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Свойства и преимущества МВГ

Свойства	Преимущества
МВГ не содержат каких либо форсунок и могут использовать орошающую жидкость, содержащую песок и даже камушки.	Значительное удешевление системы водоподготовки для орошения МВГ.
Эффективность газоочистки МВГ находится на уровне лучших мокрых способов.	Оборудование долго будет соответствовать новым экологическим стандартам.
МВГ допускают многочисленные варианты исполнения в корпусах различной геометрии.	Возможно "вписывать" МВГ в помещения со сложной планировкой.
МВГ могут быть изготовлены из различных материалов, например, полипропилена.	Широкий спектр применения, в том числе, возможность работы в агрессивной среде.
МВГ могут изготавливаться практически любой производительности, при этом эффективность газоочистки будет одинаковой как для маленьких, так и для больших установок.	Позволяет использовать тестовую установку малой производительности для отладки технологических процессов и настройки газоочистки без значительных капитальных затрат.
МВГ поставляются в разобранном на модули виде.	Сокращение транспортных расходов при отсутствии крупногабаритных грузов.
Простота сборки	Сборка и монтаж занимают незначительное время, быстрое развертывание и запуск установок в работу (не более 3 дней).
В комплектации используются комплектующие отечественного производства.	Оперативность обслуживания и техподдержки.

Внедрение мультивихревого гидрофилтра «Вортекс» 2/2/1 на Западно-Сибирской ТЭЦ позволит повысить степень очистки воздуха от пыли на 10-20%, а значит снизить запыленность воздуха в галерее цеха топливоподачи и выбросов в атмосферу загрязняющих веществ и увеличить пожаро-взрывобезопасность.

#### Библиографический список

1. Правила взрывопожаробезопасности топливоподачи электростанции. М.: Энергия, 1975.-157с.

УДК 669.054.83; 669.782

## К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ПЫЛЕВЫХ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА ОБОЖЖЕННЫХ АНОДОВ В МЕТАЛЛУРГИИ КРЕМНИЯ

Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Рыбина М.Н.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,  
г. Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru*

**Аннотация:** При производстве обожженных анодов, используемых в электрометаллургии алюминия, образуется значительное количество мелкодисперсных отходов с содержанием углерода более 90 %. Были проведены аналитические исследования свойств данного вида отходов (химический, гранулометрический анализы, содержание влаги и др.). Методом электронно-парамагнитного резонанса (ЭПР) были изучены структуры древесного угля, нефтеккокса и образца углеродсодержащей пыли смесительно-прессового отделения с аспирационных установок. Результаты ЭПР показали, что изучаемый образец близок по структуре природным традиционным восстановителям (его спектр ЭПР имеет четко выраженный узкий сигнал гауссовой формы), что косвенно свидетельствует о его удовлетворительной реакционной способности и позволяет рекомендовать в качестве добавки (в окомкованном виде) в шихту для производства кремния.

**Ключевые слова:** производство обожженных анодов, углеродсодержащие отходы, металлургия кремния, углеродистый восстановитель, метод электронно-парамагнитного резонанса.

## ON THE POSSIBILITY OF USING A CARBONACEOUS WASTE DUST WASTE OF PREBAKED ANODE PRODUCTION IN SILICON METALLURGY

Nemchinova N.V., Tyutrin A.A., Rybina M.N.

*Irkutsk National Research Technical University,  
Irkutsk, Russia, ninavn@yandex.ru*

**Abstract:** During the prebaked anodes production using in aluminium electrometallurgy a considerable amount of fine-dispersed waste with a carbon content of more than 90% is formed. Analytical studies of the waste properties such as chemical, particle size analysis, moisture content and others have been conducted. Electro-paramagnetic resonance (EPR) method were used to study the structures of charcoal, oil coke and a sample of carbon-containing dust from mixing and pressing compartment of aspiration equipment. EPR results showed that the studied sample is similar in structure to natural traditional reductants (its ESR spectrum has a pronounced narrow Gaussian signal). This indirectly shows its satisfactory reactivity, and can be recommended as an additive (in pelletized form) to the charge for the silicon production.

**Keywords:** prebaked anode production, carbonaceous wastes dust, silicon metallurgy, carbonaceous reductant, electron spin resonance method

Процесс получения кремния в электропечах ход технологического процесса зависит от использования различных углеродистых восстановителей (УВ). Основными требованиями, предъявляемыми к ним, являются: низкая зольность, высокая реакционная способность (р.с.), высокое удельное электросопротивление (УЭС) и низкая стоимость [1–3].

В настоящее время на ЗАО «Кремний» ОК «РУСАЛ» широкое распространение в качестве УВ нашли древесный уголь, нефтяной кокс, каменный уголь различных месторождений (Казахстан, Колумбия) и древесная щепа (в качестве разрыхлителя).

Древесный уголь является одним из лучших углеродистых материалов, отвечающий требованиям технологии производства кристаллического кремния. Но ввиду его дефицитности и высокой стоимости необходим поиск новых углеродсодержащих восстановителей, которые смогут частично заменить традиционные восстановители с целью снижения цены на готовую продукцию.

АО «РУСАЛ Саяногорск» является третьим крупнейшим предприятием в составе ОК «РУСАЛ». Завод работает по технологии с использованием ванн, оснащенных предварительно обожженными анодами (ОА) [4], и имеет в своем составе цех по производству электродов. При производстве ОА образуется большое количество тонкодисперсных углеродсодержащих отходов, которые в свою очередь оказывают негативное влияние на состояние экологии вблизи предприятия.

Наши исследования были направлены на изучение свойств данного вида техногенного сырья.

В настоящее время электродное производство на алюминиевых заводах представляет собой самостоятельное многоэтапное производство с разветвленной транспортно-технологической схемой. Итак, цех электродного производства АО «РУСАЛ Саяногорск» состоит из трех отделений: смесительно-прессовое отделение (СПО), отделение обжига «зеленых» анодов (ОО) и анодномонтажное отделение (АМО).

Многоэтапный процесс производства ОА включает в себя ряд операций: дробление, измельчение, грохочение, смешение, очистку от огарков и др. При данных операциях образуется большое количество пыли, которая частично улавливается системой газоочистки, а частично осаждается в помещении цеха:

1. пыль СПО с аспирационных установок;
2. пыль СПО от уборки цеха;
3. пыль ОО с технологических кранов;
4. пыль ОО от очистки блоков от коксовой засыпки;
5. пыль ОО с аспирационных установок;
6. пыль АМО после галтовочной машины;
7. пыль АМО с аспирационных установок;
8. пыль АМО при дроблении огарков и бракованных блоков фр. -0,5 мм;
9. пыль АМО при дробеструйной очистке огарков.

Практически все отходы, кроме пыли с аспирационных установок смесительно-прессового отделения, не вовлекаются обратно в производство и складываются на полигоне.

**Исследования** изучаемых образцов по классам крупности проводились на лазерном анализаторе размера частиц Analysette 22 NanoTecplus (Fritsch, Германия), данный прибор определяет крупность частиц в жидкой среде. Так как исследуемые образцы обладают плохой смачиваемостью, для измерений готовились суспензии пыли с добавкой поверхностно-активного вещества.

Результаты гранулометрического состава исследуемых образцов пыли печей обжига представлены в виде рисунков с интегральной кривой и дифференциальным распределением и в виде таблиц. Таблица распределения по классам крупности состоит из двух основных столбцов: крупность (мкм) и выход класса (%). Крупность частиц представляется в виде класса крупности от 0 мкм до указанного числа, т.е. если крупность указана 40 мкм, а выход 99,3 %, то это означает, что частицы крупностью менее 40 мкм составляют 99,3 %. Из таблицы распределения по выходу класса можно сделать вывод о преобладающем в пробе классе крупности; например, если выход класса указан 90 %, а крупность 26,4 мкм, то это означает, что 90 % пробы представлено крупностью менее 26,4 мкм. Пример изучения гранулометрического состава пыли СПО с аспирационных установок приведены в таблицах 1,2 и на рисунке 1.

Пыль СПО с аспирационных установок (проба 1) представлена крупностью -50 мкм (рисунок 1, таблица 1), причем 90 % является классом -26,4 мкм (таблица 2).

Большая часть мелкодисперсных углеродсодержащих отходов трех отделений цеха производства электродов (смесительно-прессовое отделение, отделение обжига «зеленых» анодов, анодномонтажное отделение) представлена фракцией -100 мкм, что создает проблему дальнейшего непосредственного использования данных материалов [5]. Однако основная их ценность состоит в высоком содержании углерода (более 90 %) и низкой зольности некоторых образцов (0,29-1,35 %):

- |               |               |                |
|---------------|---------------|----------------|
| № 1 – 0,53 %; | № 2 – 0,45 %; | № 3 – 6,03 %;  |
| № 4 – 3,58 %; | № 5 – 0,29 %; | № 6 – 61,71 %; |
| № 7 – 1,20 %; | № 8 – 1,35 %; | № 9 – 31,33 %. |

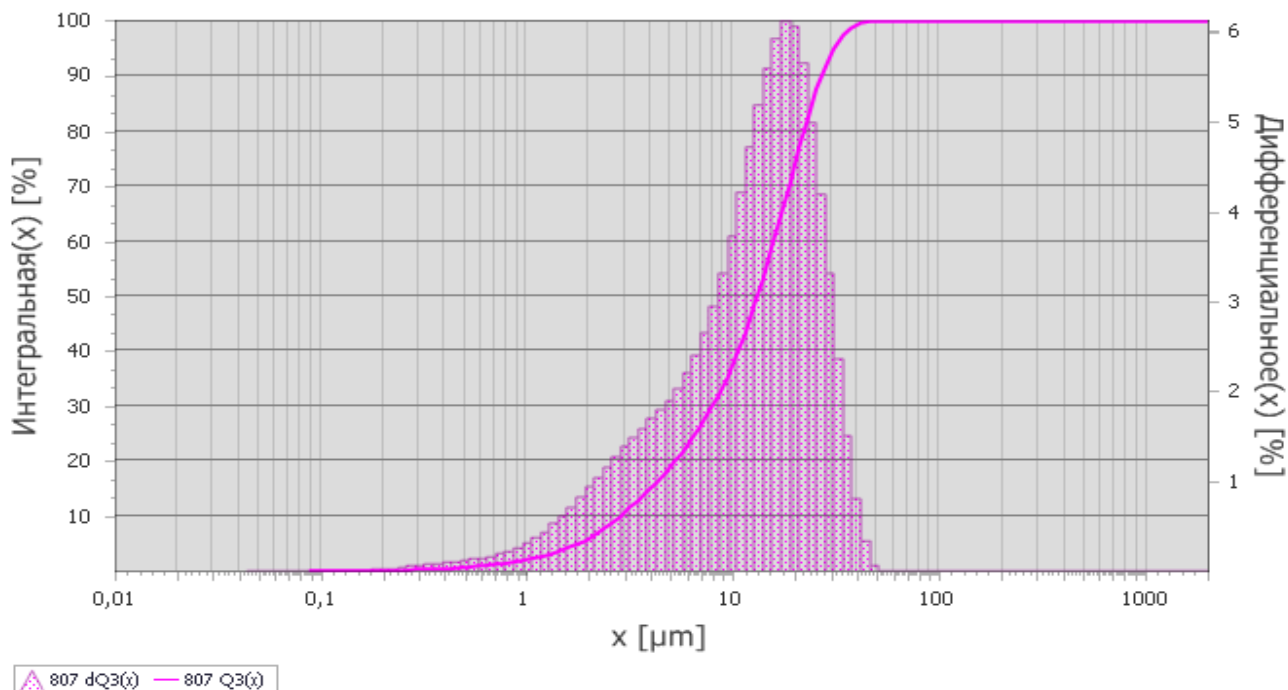


Рисунок 1 – Распределение частиц пробы пыли с аспирационных установок СПО (проба 1) по крупности

Таблица 1 - Распределение частиц пробы 1 по классам крупности

Крупность, мкм	Выход класса, %					
	Среднее	Номер измерения				
		1	2	3	4	5
0,3	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
0,5	0,6	0,5	0,6	0,6	0,6	0,6
1	1,8	1,6	1,9	1,9	1,9	1,9
10	40,1	44,4	41,3	39,2	38,2	37,4
20	76	78,6	77	75,5	74,8	74,1
30	94,4	95,1	94,7	94,3	94	93,7
40	99,3	99,4	99,4	99,3	99,3	99,2
50	100	100	100	100	100	100

Таблица 2 - Распределение частиц пробы 1 по выходу класса

Выход класса, %	Крупность, мкм					
	Среднее	Номер измерения				
		1	2	3	4	5
5	1,8	1,8	1,7	1,7	1,8	1,8
10	2,7	2,6	2,7	2,7	2,8	2,9
20	4,9	4,4	4,7	4,9	5,1	5,3
30	7,4	6,5	7,1	7,6	7,8	8
40	10	8,9	9,7	10,2	10,5	10,7
50	12,5	11,4	12,2	12,8	13	13,2
60	15,2	14,1	14,8	15,4	15,6	15,9
70	18	17	17,7	18,2	18,5	18,7
80	21,4	20,5	21,1	21,6	21,9	22,1
90	26,4	25,5	26,1	26,6	26,8	27,1
95	30,6	29,9	30,3	30,7	30,9	31,2
98	35,3	34,4	34,9	35,4	35,6	36
100	51,1	51,1	51,1	51,1	51,1	51,1

Зольность образцов определяли по ГОСТ 22692-77. Сущность метода заключается в озолении навески испытуемого материала в муфельной печи и прокаливании зольного остатка до постоянной массы при температуре (850±20) °С.

Химический состав зольного остатка определяли рентгеноспектральным флуоресцентным методом при помощи спектрометра с волновой дисперсией S8 TIGER (Bruker, Германия), таблица 3.

Таблица 3- Химический состав зольного остатка исследуемых образцов

Компонент	Содержание в пробах, % мас.								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	19,85	62,71	11,69	7,88	16,85	61,44	28,44	34,69	48,1
SiO <sub>2</sub>	29,96	13,74	38,27	41,23	20,07	5,32	6,13	10,03	1,71
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	19,13	6,94	28,71	33,83	29,94	14,3	33,2	24,4	23,91
CaO	8,66	2,73	2,94	2,55	6,17	0,77	3,48	3,36	1,74
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	4,86	4,35	4,31	2,53	7,67	0,05	2,76	2,68	0,14
Na <sub>2</sub> O	4,5	2,52	4,29	5,06	6,56	10,11	10,19	9,98	12,82
SO <sub>3</sub>	3,98	1,21	0,07	0,12	3,05	6,68	11,38	8,65	8,87
NiO	3,27	2,46	2,01	0,91	4,58	0,06	1,53	1,43	0,22
MgO	3,25	1,68	1,25	1,04	1,31	0,17	0,82	0,69	0,17
P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	0,68	0,31	1,66	0,92	0,71	0,24	0,34	0,28	0,08
TiO <sub>2</sub>	0,48	0,29	1,56	0,95	0,45	0,05	0,17	0,15	0,01
ZnO	0,28	0,17	0,18	0,07	0,74	0,0078	0,28	2,54	0,02
MnO	0,15	0,28	0,19	0,12	0,18	0,32	0,19	0,22	0,2
CuO	0,11	0,12	0,08	0,05	0,22	0,08	0,18	0,16	0,08
Прочее	0,84	0,49	2,79	2,74	1,5	0,4022	0,91	0,74	1,93

Проведенные исследования по определению химического состава зольного остатка образцов углеродсодержащей пыли не показали значительных отличий по компонентному составу. Однако наибольшее количество оксида железа зафиксировано в образце пыли СПО от уборки цеха, что может свидетельствовать о наличии посторонних включений неорганического характера (металлическая пыль и др.)

Определение влаги аналитической пробы образцов пыли различных участков проводили по ГОСТ 11014-2001.

По содержанию углерода и влажности все 9 образцов соответствуют требованиям, предъявляемым к УВ в производстве кремния, по зольности обладают наилучшими показателями образцы №1,2,4,5,7 и 8.

Нами были проведены исследования характеристик углеродных материалов методом электронно-парамагнитного резонанса (ЭПР) [6]. ЭПР- спектры записывались на спектрометре X-band Brüker ELEXSYSE-580 (X-диапазон 9.7 ГГц). Спиновая концентрация образцов оценивалась по известному расчетному методу [7] с использованием *дифенилтикрилгидразила (ДФПГ) в качестве стандарта*.

В спектрах ЭПР образцов древесного угля, нефтекокса и пыли СПО с аспирационных установок наблюдается четко выраженный узкий сигнал гауссовой формы. Подобные сигналы обусловлены свободными радикалами (с *g*-фактором, близким к значению свободного электрона стандарта – ДФПГ – *g<sub>e</sub>* 2,0023), электроны которых сильно делокализованы в высокосопряженной системе вещества [8].

В спектрах ЭПР образцов пыли СПО от уборки цеха наблюдаются однотипные широкие анизотропные сигналы (ширина сигнала  $\Delta H = 1500-2000$  Гс, *g<sub>H</sub>*-фактор ~3,5, форма линии – дайсоновская), которые обусловлены высокой плотностью делокализованных  $\pi$ -электронов и характерны для ферромагнитных материалов. Такие сигналы подобны широким линиям для композиционных материалов на основе графеновых матриц, самого графена после высокотемпературной обработки, углеродным нанотрубкам [9]. Также в спектрах наблюдается узкий сигнал в области *g*-фактора 2,00, который является слабоинтенсивным.

Проведенные методом ЭПР анализы показали, что образцы углеродсодержащей пыли СПО с аспирационных установок близки по структуре природным УВ, что косвенно свидетельствует об их удовлетворительной р.с. и они могут быть использованы как добавка к традиционным восстановителям в металлургии кремния. Образец пыли СПО от уборки цеха обладает несколько худшими показателями с точки зрения структуры и активности. Однако для более полной информации необходимо провести дополнительные исследования. Кроме того, для использования данных углеродсодержащих отходов в



производстве кремния необходимо применять методы предварительного их окомкования [10].

*Работа выполнена по договору № 9110Т221 и НИР 11.7210.2017/8.9*

#### Библиографический список

1. Гасик М.И., Гасик М.М.. Электротермия кремния. – Днепропетровск: Нац. металлур. акад. Украины, 2011. – 487 с.
2. Катков О.М. Выплавка технического кремния: учеб. пособие. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 1999. – 243 с.
3. Немчинова Н.В., Клещ В.Э. Кремний: свойства, получение, применение: учеб. пособие. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2008. – 272 с.
4. Янко Э.А. Аноды алюминиевых электролизеров. – М.: Издательский дом «Руда и металлы», 2001. – 671 с.
5. Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Пьявкина А.А., Михалев В.А., Федотова Е.А. Исследование свойств углеродсодержащей пыли производства обожженных анодов АО «РУСАЛ Саяногорск» (г. Красноярск, 13-16 сент. 2016 г.). – Красноярск, 2016. – С. 94.
6. Вертц Дж., Болтон Дж. Теория и практические приложения метода ЭПР / под ред. проф. Л.А. Блюменфельда. – М.: Изд-во «Мир», 1975. – 550 с.
7. Poole C.P. Electron spin resonance: a comprehensive treatise on experimental techniques: 2<sup>nd</sup> ed. - Dover Publications, Dover, 1997.
8. Fedin M., Gromov I., Schweiger A. Absorption line CW EPR using an amplitude modulated longitudinal field // Journal of Magnetic Resonance. 2004, Is. 171. – PP. 80-89.
9. Bocheng Qiu, Yi Zhou, Yunfei Ma, Xiaolong Yang, Weiqin Sheng, Mingyang Xing, Jinlong Zhang. Facile synthesis of the Ti<sup>3+</sup> self-doped TiO<sub>2</sub>-graphene nanosheet composites with enhanced photocatalysis // Scientific Reports. – 2015, No 5. – P. 8591.
10. Немчинова Н.В., Леонова М.С., Тютрин А.А. Экспериментальные работы по плавке окомкованной шихты в производстве кремния // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 1. – С. 209-217.

УДК 669.054.8; 669.713.7

### ИЗВЛЕЧЕНИЕ ФТОРА ИЗ УГОЛЬНОЙ ЧАСТИ ОТРАБОТАННОЙ ФУТЕРОВКИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ

**Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Сомов В.В., Бараускас А.Э., Яковлева А.А.**

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,  
г. Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru*

**Аннотация:** Получение алюминия электролизом криолит-глиноземных расплавов сопровождается образованием различных техногенных отходов. Отработанная футеровка (ОФЭ) по объемам образования занимает одно из первых место среди всех отходов производства первичного алюминия. В настоящее время не найдены рациональные решения по использованию отработанной футеровки, однако имеется ряд перспективных разработок, направленных на извлечение ценных компонентов и их повторное использование в электролизном производстве или смежных областях. Нами проведены исследования по выщелачиванию фтора из образца угольной части ОФЭ при воздействии ультразвуковых колебаний.

**Ключевые слова:** производство алюминия, выщелачивание, отходы производства, фторуглеродсодержащие материалы, отработанная футеровка электролизера, ультразвук, фтор.

### EXTRACTION OF FLUORINE FROM THE CARBON-CONTAINING PART OF SPENT LINING OF ALUMINUM PRODUCTION ELECTROLYSERS

**Nemchinova N.V., Tyutrin A.A., Somov V.V., Barauskas A.E., Yakovleva A.A.**

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,  
г. Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru*

**Abstract:** The aluminum production by the electrolysis of cryolite-alumina melts is accompanied by the various man-caused waste formation. The spent lining (SLE) by volume of formation

occupies one of the first places among all wastes of primary aluminum production. At present, rational solutions for the use of spent lining have not been found. However there are a number of promising developments, aimed at the recovery of valuable components and their reuse in the electrolytic production or conterminous fields. We carried out studies on the leaching of fluorine from a sample of the carbon-containing part of spent lining under the influence of ultrasonic vibrations.

**Keywords:** aluminum production, leaching, production waste, fluorocarbon-containing materials, spent cell lining, ultra-sound, fluorine.

Алюминиевая промышленность является крупнейшей отраслью цветной металлургии. По объему производства и потребления алюминий значительно опережает выпуск всех остальных цветных металлов. В нашей стране действуют 8 алюминиевых заводов по производству первичного алюминия, входящие в ОК РУСАЛ. Наибольшая производительность у Братского и Красноярского алюминиевых заводов – более 1000 тыс. т в год (рисунок 1, [1]).

Производство первичного алюминия сопровождается образованием фторуглеродсодержащих отходов, таких как пыль, улавливаемая в электрофильтрах, шламы газоочистки, хвосты флотации угольной пены и отработанная футеровка электролизеров (ОФЭ). Объем и количество данных отходов алюминиевого производства на сегодняшний день составляет более 3 млн. тонн, значительную долю среди которых составляет ОФЭ, образующаяся при отключении ванн на капитальный ремонт [2].



Рисунок 1 - Производство первичного алюминия Объединенной компанией РУСАЛ

Следует особо подчеркнуть, что отработанная катодная футеровка по объемам образования занимает одно из первых место среди всех отходов производства первичного алюминия, и для зарубежных заводов колеблется в пределах от 2 % до 4,5 % от объема производства алюминия. В частности, только в США ежегодный объем генерирования ОФЭ превышает 200000 т. В России, благодаря меньшему сроку службы электролизеров, удельный объем образования отходов футеровки превышает показатели зарубежных компаний и составляет 30-50 кг/т товарного алюминия.

В настоящее время не найдены рациональные решения по использованию отработанной футеровки, которая после демонтажа хранится на полигонах и заводских складах. При этом в связи с остановкой экономически неэффективных производственных мощностей в западной и центральной части России, и в соответствии со стратегическим планом развития алюминиевой промышленности, вопросы переработки отходов, а именно угольной футеровки заслуживают особого внимания, т.к. данный вид отхода является самым крупнотоннажным отходом производства первичного алюминия.

Катодная футеровка нового электролизера делится на две части: углеродсодержащую и огнеупорную (теплоизоляционную) и является отходом третьего и четвертого класса опасности, содержит в среднем около 30 % углерода, 30 % огнеупорных материалов и 40 % фтористых солей [3].

Следует отметить, что составы отработанной футеровки, образующейся на зарубежных и отечественных алюминиевых заводах, несколько отличаются между собой. Причины различий обусловлены следующими факторами:

- а) использованием за границей специфических конструкций катодных устройств, футерованных нетрадиционными для отечественной промышленности высококачественными углеродистыми, огнеупорными и теплоизоляционными материалами;
- б) пониженным криолитовым отношением электролита в алюминиевых электролизерах

на зарубежных предприятиях;

в) большим сроком службы электролизеров у иностранных производителей алюминия, по сравнению с отечественными.

По результатам рентгеноструктурного анализа пробы (рисунок 2), выполненного с помощью рентгеноспектрального флуоресцентного метода при помощи спектрометра с волновой дисперсией S8 TIGER (Bruker, Германия) угольная составляющая футеровки в среднем содержит, %, соответственно: NaF – 62,26; C – 17,82; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 3,23; Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> – 13,24; Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> – 3,45. По данным других исследователей ОФЭ также содержит CaF<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub> (в зависимости от вида конкретной электролитной ванны).

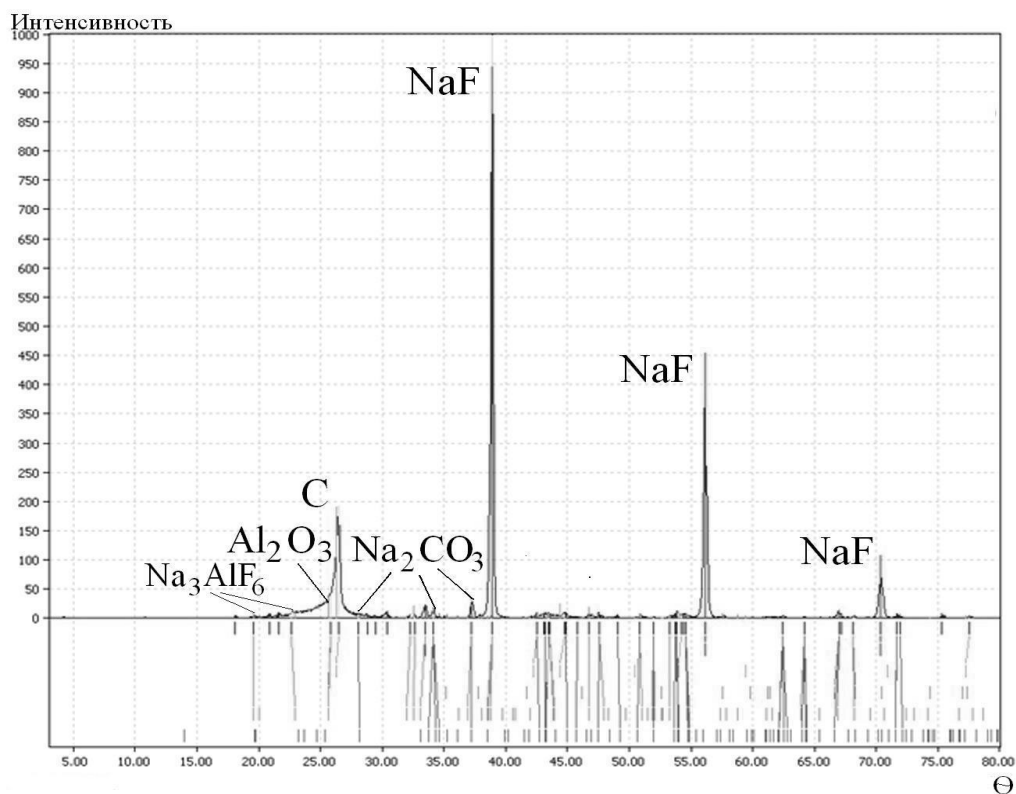


Рисунок 2 - Результаты рентгеноструктурного анализа образца угольной части футеровки

Огнеупорная же часть футеровки содержит 55-70 % кремнезема, остальное приходится (приблизительно поровну) на оксид алюминия и фторсодержащие соли. ОФЭ содержит также небольшое количество металлического алюминия, цианидов натрия, калия, железа, а также нитрид и карбид алюминия, алюминид железа, гидроксиды и карбонаты щелочных и щелочно-земельных металлов [4, 5].

В настоящее время существует несколько основных направлений переработки отработанной футеровки:

1. Обезвреживание опасных веществ ОФЭ и ее дальнейшего захоронения в отвалах либо использование ее в смежных отраслях промышленности.

2. Переработка для повторного использования материалов ОФЭ в производстве алюминия.

Мировые производители алюминия стараются найти переработки ОФЭ для дальнейшего ее практического применения. Так, например, канадская металлургическая компания «RioTintoAlcan» предложила способ переработки ОФЭ в реверсивной барабанной вращающейся печи, включающий нейтрализацию цианидов за счет дутья кислорода при 550 °С и последующие прокаливание с оксидом кальция или известняком на воздухе при температурах выше 800 °С. Результатом и продуктами пиролиза являются инертные углеродные и силикатные материалы, а также регенерированные оборотные CaF<sub>2</sub> и AlF<sub>3</sub>. Другой метод, предложенный компанией «RioTintoAlcan» предполагает разложение цианидов водяным паром при температуре 400 °С с образованием аммиака, а фториды нейтрализуются серной кислотой с последующим обезвреживанием растворов гидроксидом и карбонатом кальция (с получением CaF<sub>2</sub>) [6].

Фирмы «Kaiser Aluminum» (США) и «Lurgi-VAW» (Германия) (патент Великобритании № 925119) предложили способ получения обратного фтористого алюминия из ОФЭ в реакторе кипящего слоя при температуре 600-1200 °С с добавкой гидроксида алюминия в раствор, содержащий уловленный HF в количестве не менее 25 %.

Способ российских ученых (патент Российской Федерации № 2247160) позволяет вернуть в производство соединения в виде вторичного регенерационного криолита высокого качества и включает высокотемпературный обжиг в реакторе твердых фторуглеродсодержащих отходов при подаче анодных газов электролитического производства алюминия из системы газоочистки содержащих серу, в качестве кислородсодержащего газа. Отходы подают в виде суспензии, в которой поддерживают весовое отношение Ж:Т равным 0,5-1,5:1, а весовое отношение фтора к сере – не менее 4:1. Достоинством данного способа является повышение эффективности работы электрофильтров, сокращение выбросов в атмосферу вредных веществ, дополнительный возврат в производство соединений в виде вторичного регенерационного криолита высокого качества.

Достаточно много работ проведено инженерами алюминиевых компаний по извлечению фтористых соединений (криолита, фтористых алюминия и натрия) из угольной части ОФЭ. Так, в Норвегии предложен способ каустификации отходов (обработки раствором NaOH) с выделением фтора и с образованием углеродного и минерального остатков. В дальнейшем криолит из раствора осаждают путем карбонизации с образованием раствора щелочи, который вновь возвращается в голову процесса.

Французские и американские исследователи предлагают обезвреживание ОФЭ, включающее ее размол в каустическом растворе и переработку на безвредный продукт (патент США № 5245116). Переработку образовавшейся пульпы ведут с добавкой извести и глинистых минералов (каолиновой глины) при температуре выше 145-220 °С (в щелочной среде). При автоклавировании весь фтор связывается во флюорит, кремний – в гидроалюмосиликат натрия, цианиды разрушаются, и в шламе практически не остается водорастворимых соединений. Обезвреженный остаток после переработки отфильтровывают и складывают как отход с пониженным классом опасности.

Российскими учеными предложен способ обезвреживания отработанной цианидсодержащей углеродистой футеровки алюминиевых электролизеров (патент Российской Федерации № 2157418), включающий ее размол и последующую переработку с введением реагента: соли двухвалентного железа (сульфата в виде водного раствора с концентрацией 5-35 масс. %), вводимой в количестве  $Fe^{+2} = (0,05+0,25) CN_{своб}$ , где  $Fe^{+2}$  – количество вводимой соли, кг-моль,  $CN_{своб}$  – количество свободного цианида в футеровке, кг-ион. На размол подают шихту с влажностью 15-30 % на первой стадии, 2-6 % – на второй; после подачи реагента на размол вводят известь в количестве 3-10 % от массы ОФЭ (в пересчете на сухое вещество).

К гидрохимическим методам переработки ОФЭ относится также способ [7], по которому отработанную футеровку на первой стадии отходы обрабатываются щелочью, а на второй – соляной кислотой.

Одним из перспективных направлений переработки отходов алюминиевой промышленности является утилизация их в смежных отраслях промышленности [6]. Мариупольский металлургический комбинат (Украина) в свое время использовал отработанную ОФЭ (с добавками известняка) в качестве флюса при производстве серого чугуна в вагранках, заменив тем самым использование дорогостоящего и дефицитного продукта – плавикового шпата. В результате такого новаторского подхода на предприятии удалось снизить вязкость и температуру ликвидуса шлака, обеспечив хорошие условия для плавки чугуна.

Имеется опыт утилизации угольной части ОФЭ в качестве топлива в производстве цемента из-за высокого содержания углерода в своем составе. Установлено, что наличие фторидов позволяет снизить температуру обжига и ускоряет реакцию образования клинкер-цемента. Основным препятствием в масштабном применении данного способа является наличие натрия и алюминия в составе ОФЭ, ухудшающие качество получаемого данным способом цемента [6].

Компанией «Байкальский алюминий» разработана и внедрена технология использования фторуглеродсодержащих отходов алюминиевого производства (электродного боя) в качестве интенсификатора спекания (минерализатора) при производстве поргланцементного клинкера. Введение электродного боя в сырьевой шлам смещает начало декарбонизации  $CaCO_3$  в область более низких температур, что положительно влияет на последующий синтез основных клинкерных соединений. Результатом проведенной работы стало освоение промышленного выпуска данного вида клинкера на Ангарском и Алтайском цементных заводах [8].

По отечественной разработке (патент Российской Федерации № 2171853) ОФЭ с менее 30 % углерода в своем составе, в измельченном виде в смеси с известняком вводят в качестве добавки в пульпу глиноземного производства, содержащую глинозем, соду и известняк, и подвергают тепловой обработке в печи спекания с получением спекшейся массы. Далее спек в количестве 1-20 масс. % и подвергают гидрохимической обработке для извлечения оксидов алюминия и щелочных металлов в виде глинозема, соды, поташа. Оставшийся после данной обработки шлам, в зависимости от состава, направляют на производство цемента, силикатного кирпича (белитовый шлам), в дорожное строи-

тельство. Однако данный способ спекания требует значительных капитальных и эксплуатационных затрат, в том числе на газоочистку.

Компанией ОК РУСАЛ разработан способ переработки фторуглеродсодержащих отходов электролитического производства алюминия, в частности ОФЭ с получением вторичного криолита. Выщелачивание отходов проводят раствором 12,6-25,0 г/дм<sup>3</sup> NaOH при температуре 75-95 °С в течение 0,5-4,0 часов. Осадок после выщелачивания направляют на сгущение, фильтрацию и сушку с получением углеродного продукта. При этом раствор после фильтрации возвращают на сгущение. После чего раствор с необходимой концентрацией ценных компонентов направляют на производство криолита [9].

Огнеупорная часть ОФЭ не имеет примеров рециклинга. В мировой практике имеются отдельные попытки использования огнеупоров для приготовления шамотной крупки, для монтажа катодного узла электролизера.

Существует способ выщелачивания фтора из огнеупорной части ОФЭ водой при 60 °С и pH = 6-9 в течение 60 минут. Далее из по традиционной технологии был осажден криолит состава, % мас.: F - 48,2; Na - 28,9; Al - 12,1; Si - 0,4 [5].

Однако промышленный опыт переработки и рециклинга отходов катодной футеровки в России отсутствует, поэтому дальнейшее производство первичного алюминия по технологии электролиза криолито-глиноземного расплава приводит к ухудшению экологической обстановки в соответствующих промышленных зонах.

Для интенсификации процесса выщелачивания фтора из ОФЭ возможно использования ультразвука, поэтому нами были проведены предварительные лабораторные исследования данного процесса. Известно, что с течением времени выщелачивания толщина и плотность образовавшихся на твердых частицах пленок увеличиваются, а диффузионная проницаемость их уменьшается, что приводит к замедлению и полному прекращению массообмена. При воздействии ультразвука значительно возрастает скорость перемещения частиц твердой фазы, распределенных в объеме жидкости, и резко уменьшается толщина пограничного диффузионного слоя. Вследствие этого интенсифицируются процессы массообмена [10].

Выщелачивание фтора из навески ОФЭ массой 50 г проводилось 2 %-ым раствором NaOH в термостойком стеклянном стакане емкостью 400 мл при соотношении Ж:Т = 6:1, перемешивание осуществлялось магнитной мешалкой. В качестве источника упругих колебаний применяли ультразвуковую установку И100-6/2М, диспергатор которой помещался в стакан с пульпой (рисунок 3).

Выщелачивание проводилось в течение 30 мин. Пульпа, полученная после выщелачивания, фильтровалась с помощью вакуум-фильтра. Отфильтрованный раствор анализировался на содержание фтора с помощью методики измерений массовой концентрации фторид-ионов с применением системы капиллярного электрофореза «Капель».

В процессе выщелачивания наблюдалось самопроизвольное повышение температуры пульпы до 60 °С, что можно связать с возникновением кавитации в растворе за счет ультразвука. При этом дополнительного подвода тепла не использовалось. В результате концентрация фтора, перешедшего в раствор, достигало 7 г/дм<sup>3</sup> в течение 30 минут, в сравнении с 0,9 г/дм<sup>3</sup> при нормальных условия без ультразвука и с 6 г/дм<sup>3</sup> при температуре 60 °С без ультразвука.

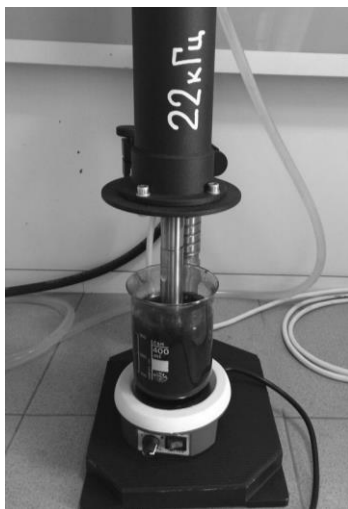


Рисунок 3 - Установка для выщелачивания фтора из угольной футеровки алюминиевого электролизера

Интенсификация процесса выщелачивания осуществляется за счет кавитационного воздействия, обеспечивающего, по нашему мнению, появление множества микротрещин на поверхностях твердых частиц, подвергаемых действию ультразвука.

#### *Заключение*

За многолетнюю практику проблема утилизации отработанной футеровки электролизеров алюминиевого производства так и не была реализована в промышленном масштабе. Различные эксперименты, направленные на извлечение полезных компонентов, перевода в другой класс опасности и применение в других отраслях промышленности не увенчались успехом.

Применение ультразвука позволит интенсифицировать процесс щелочного выщелачивания фтора из угольной футеровки, при этом исключается необходимость в дополнительном подогреве пульпы.

*Работа выполнена по НИР 11.7210.2017/8.9 в рамках государственного задания Министерства и образования и науки РФ*

#### Библиографический список

1. РУСАЛ [Электронный ресурс]. URL: [www.rusal.ru](http://www.rusal.ru).
2. Сомов В.В., Немчинова Н.В., Пьявкина А.А. О способах утилизации отработанной футеровки электролизеров алюминиевого производства // Вестник ИрГТУ. 2015. №5 (100). С. 155–161.
3. Немчинова Н.В., Шумилова Л.В., Салхофер С.П., Размахнин К.К., Чернова О.А. Комплексное устойчивое управление отходами. Металлургическая промышленность: учеб. пособие. М. : ИД «Академия Естествознания», 2016. 494 с.
4. Экология и утилизация отходов в производстве алюминия / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис. Новосибирск: Наука, СО РАН, 1997. 159 с.
5. Ржечицкий Э.П., Немчинова Н.В., Петровский А.А. Методы переработки теплоизоляционной (огнеупорной) части отработанной футеровки алюминиевых электролизеров // Перспективы развития переработки углеводородных, растительных и минеральных ресурсов: материалы VII Всерос. науч.-практ. конф. (19-20 апреля 2017 г., г. Иркутск). Иркутск, 2017. С. 162-164.
6. Производство алюминия // В.Г. Терентьев, Р.М. Школьников, И.С. Гринберг [и др.]. С.-Пб.: МАНЭБ, 2001. 348 с.
7. Международная заявка № WO9113701, SHACKLEFORD RALPH EDWARD, «Spent Pot Liner Treatment Process», опубликовано 19.09.1991
8. Переработка фторсодержащих отходов и промпродуктов алюминиевого производства в цементной промышленности // Б.П. Куликов, М.Д. Николаев, С.А. Дитрих, Л.М. Ларионов // «Цветные металлы - 2010»: матер. второго междунар. конгресса (2–4 сент. 2010 г., г. Красноярск). Красноярск, 2010. С. 822–830.
9. Пат. № 2616753 РФ. Способ переработки фторуглеродсодержащих отходов электролитического производства алюминия / Ю.В. Богданов, С.Ю. Павлов, В.В. Сомов, А.Г. Сусс, А.А. Дамаскин, В.В. Пингин, А.С. Жердев. Заявка № 2015148964, опублик. 18.04.2017, Бюл. № 11, 7 с.
10. Шутилов В.А. Основы физики ультразвука. Л.: Изд-во Ленинградского уни-верситета, 1980. 280 с.

УДК 691.5

## ПРИМЕНЕНИЕ УЛОВЛЕННОЙ ПЫЛИ ОТ ОТКРЫТЫХ РУДОВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ В СТРОИТЕЛЬНОЙ ИНДУСТРИИ

**Полтояйнен А.И., Шупик А.Ю.**

*АО «Кузнецкие ферросплавы»,  
г.Новокузнецк, Россия, bitveter@yandex.ru*

***Аннотация:** На АО «КФ» ежегодно порядка 4800 тонн уловленной пыли не используется как товарная продукция. Учитывая климатические условия региона г. Новокузнецк, необходимы бетоны с повышенными требованиями долговечности. Для этой цели предлагается использовать пыли от открытых рудовосстановительных печей, что позволит увеличить технические показатели готовых бетонов и снизить себестоимость производства, а также уменьшить количество утилизации отходов, размещаемых на полигонах.*

***Ключевые слова:** микрокремнезем, бетоны, утилизация отходов открытых рудовосстановительных печей.*

# THE USE OF COLLECTED DUST FROM OPEN RADOVAS REPLACEMENT FURNACES IN THE CONSTRUCTION INDUSTRY

Poltoyaynen A.I., Shupik A.Y.

JSC "Kuznetskie ferrosplavy",  
Novokuznetsk, Russia bitveter@yandex.ru

**Abstract:** On JSC «KF» every year about 4800 tons of collected dust is not being used as commercial products. Given the climatic conditions of the region, at Novokuznetsk, the required concrete with high requirements of durability. For this purpose it is proposed to use dust from the open ore-smelting furnaces, which will increase the technical highlights of the finished concrete and to reduce the production cost and also reduce the amount of waste placed in landfills.

**Key words:** silica fume, concrete, waste management open ore-smelting furnaces.

Использование кремнеземистой пыли дает возможность получать из простых материалов бетоны, которые имеют уникальные свойства и высокие эксплуатационные характеристики, такие как повышенный показатель морозостойкости, повышенная коррозионная стойкость, сниженный коэффициент водопоглощения, следовательно, увеличенный показатель прочности.

Микрокремнезем (МКУ) вид попутной продукции, образующийся при плавке кремния и высококремнистых сплавов за счет конденсации монооксида кремния при пониженных температурах. В результате конденсационных процессов из газовой фазы выделяется мелкодисперсная пыль (менее 10 мкм), обладающая очень малой плотностью (менее 0,15 г/см<sup>3</sup>). В настоящее время в мировой практике используются различные способы уплотнения пыли, позволяющие получить микрокремнезем в виде гранул Ø0,5-1 мм с насыпной массой 0,5-0,8 г/см<sup>3</sup>. По гранулометрическому составу средний размер частиц МКУ составляет около 0,1 микрона, то есть в 100 меньше среднего размера зерна цемента.

Работниками АО «КФ» совместно с сотрудниками СибГИУ были исследованы образцы МКУ различных производителей. На рисунках 1-2 представлены сравнительные характеристики термогравиметрического анализа различных образцов микрокремнезема: МКУ АО «КФ» (рядовой) (1), МКУ неуплотненного ЮЗФ (2), МКУ Китайского производства (3). На образцах МКУ прослеживаются качественно, идентичные зависимости изменений  $\Delta Q=f(t)$  и  $\Delta m=f(t)$ . Количественно, в образце №3 (Китай) в меньшей степени выражены тепловые эффекты, связанные с восстановлением окислов железа и окислением углерода и карбида кремния (процессы (2), (3) на рисунке 1). Еще в меньшей степени проявляются эти эффекты на образце неуплотненного микрокремнезема ЮЗФ. В этом образце в интервале температур 100-1000°C потеря массы образца происходит монотонно с +0,2 до -0,7%, то есть примерно в три раза меньше, чем в образцах МКУ, что связано с меньшим содержанием углерода и карбида и худшими контактами реагентов. При охлаждении на кривой  $\Delta mf(t)$  при 580°C фиксируется очень слабые пики превращения  $\alpha$ - $\beta$  кварца и  $\alpha$ - $\beta$  кристобалит.

В интервале 500-1100°C проявляются такие экзотермические эффекты (5), (6), связанные с окислением углерода и карбида кремния, сопровождающиеся потерей массы ( $\Delta m_5 = 0,3-1,0$ ;  $\Delta m_6 = 0,28-0,51$ ) тем больше, чем больше их концентрация в микрокремнеземе (максимальные значения  $\Delta H$  и  $\Delta m$  соответствуют китайскому микрокремнезему ( $C \approx 2,7\%$ ,  $SiC \approx 1,1\%$ )).

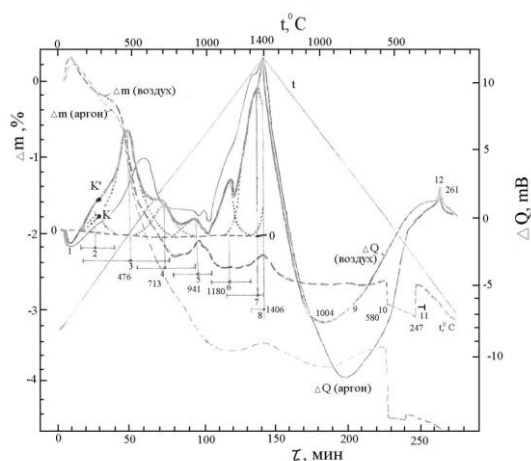


Рисунок 1 - Результаты термогравиметрического анализа МКУ уплотненного КФ

При охлаждении прокаленного микрокремнезема, во всех случаях фиксируется экзотермический процесс при температуре  $\sim 190^{\circ}\text{C}$ , соответствующий частичному полиморфному превращению  $\alpha \rightarrow \beta$  кварц за счет потери кислорода –  $\gamma\text{к}$ ,  $\text{г}/\text{см}^3$  уменьшается с 1,41 до 1,34 и соответственно плотность с 2,65 до 2,52, а при  $400\text{-}200^{\circ}\text{C}$  совершается скачкообразный переход  $\beta \rightarrow \alpha$  кристобалит ( $+\Delta m=0,4\text{-}0,5\%$ ;  $\Delta V=+5\text{-}7\%$ ).

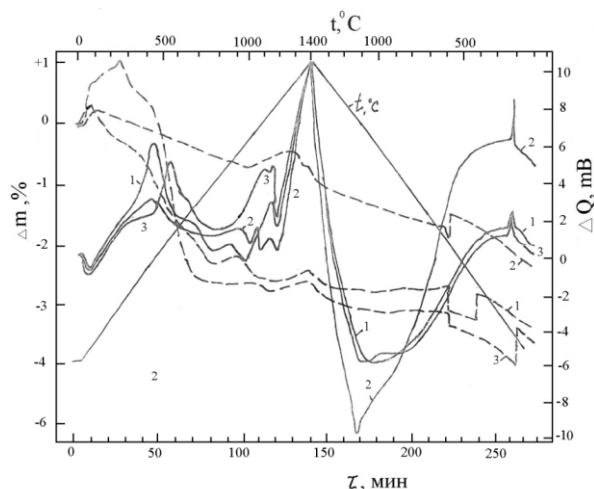


Рисунок 2 - Дериватограммы уплотненного микрокремнезема 1-КФ, 2-ЮЗФ, 3-Китай; (---)- $\Delta m, \%$ ; (-)- $\Delta Q, \text{mB}$

Микрокремнезем очень чувствительно реагирует на изменения температуры, состав газовой фазы, содержания примесей, степень дисперсности, способ получения и подготовки, что необходимо учитывать как при получении товарной продукции, так и при использовании в различных технологических процессах.

Эффект заполнения пор, создаваемый пуццолановыми сферическими микрочастицами (например МКУ), способствует значительному уменьшению капиллярной пористости и проницаемости бетона. Фактически непроницаемый бетон можно получить при умеренном содержании микрокремнезема и сравнительно низком содержании обычного портландцемента. Поскольку микрокремнезем оказывает большее влияние на проницаемость, чем на прочность, бетон с содержанием микрокремнезема всегда будет гораздо менее проницаемым, чем бетон эквивалентной прочности на обычном портландцементе.

В Норвегии и Швеции исследования бетонных конструкций в возрасте до 12 лет показали, что высококачественные бетоны с содержанием МКУ обладают не меньшей устойчивостью к карбонизации, чем бетоны такой же прочности на обычном портландцементе, и гораздо лучше предотвращают проникновение хлоридов из морской воды. МКУ обеспечивает трещиностойкость бетона по показателю  $K_{\text{тр}} = R_{\text{изг}}/R_{\text{сж}}$ . Эти данные представлены в табл.2, и на рисунке 3.



Рисунок 3 - Влияние количества добавки МКУ на трещиностойкость бетона

Было доказано, что введение добавки МКУ в количестве 15% от массы цемента повышает трещиностойкость бетона в 28 суток в 1,5 раза и при увеличении срока твердения бетона до 90 суток показатель трещиностойкости не изменяется, хотя прочность при изгибе и сжатии существенно увеличивается.



Таблица 2 - Влияние добавки МК на трещиностойкость мелкозернистого бетона состава 1:2. Возраст 28 суток

П/п	Количество добавки МК, % Ц	Прочность, МПа		Коэффициент трещиностойкости, $K_{тр} = R_{изг}/R_{сж}$
		Изгиб	Сжатие	
1	0	6,8	38,9	0,175
2	5	6,5	39,4	0,165
3	10	7,6	42,7	0,178
4	15	11,5	58,0	0,21
5	15*	18,4	89,0	0,21

\* Примечание: возраст бетона 90 суток, при нормально-влажностном твердении

Низкое содержание свободной извести, и низкая проницаемость, повышает бетонную устойчивость к воздействию химическо-агрессивных веществ. Бетон с микрокремнеземом обладает этими качествами и проявляет хорошую устойчивость к воздействию ряда веществ. Длительные норвежские полевые испытания смогли показать, что по потенциальной устойчивости в отношении к сульфатам он приравнивается к сульфатостойкому портландцементу.

Применение микрокремнезема позволит экономить до 11% цемента, дополнительно улучшив физико-механические показатели. Микрокремнезем обеспечивает более длительную жизнеспособность жидких растворов, облегчает перекачивание смеси, придает коррозионную стойкость.

Таблица 3 - Примерный состав бетона

Компоненты	Состав на 1м <sup>3</sup> , кг	
	B25	B22,5
Цемент	457	428
Щебень (5-20)	1257	1229
Щебень (0-5)	428	500
МКУ	50	45
Реламикс ПК тип 5	0,91	0,86

Так использование МКУ в бетоне позволит существенно сократить количество утилизации уловленной пыли, примерно на 30% в год, учитывая, что утилизации подвергается порядка 4800т/год.

#### Библиографический список

1. Silica Fume in Concrete. State of art report. FIP. Thomas Teleford, Ltd, London, 1988.
2. Detwiler R.J., Mehta P.K. Chemical and Physical Effects of silica Fume on mechanical behavior of concrete // ACI Materials Journal. -1989.-№ 11-12.
3. Баженов Ю.М. Технология бетонов: учебник для ВУЗов / Ю.М.Баженов – М.: АСВ, 2002 – 500 с.
4. Баженов Ю.М. Проектирование предприятий по производству строительных материалов и изделий / Ю.М. Баженов, Л.А. Алимов, В.В. Воронин, Н.В. Трескова. – М.: Издательство АСВ, 2005. – 472 с.
5. Батраков В.г., Каприелов С.С., Шейнфельд А.В. Эффективное применение ультрадисперсных отходов ферросплавного производства // Бетон и железобетон.-1989.-№8.
6. Волженский А. В. Минеральные вяжущие вещества. – М.: Стройиздат, 1986. – 464 с.
7. Глуховский В.Д., Кривенко П.В., Румына Г.В. Производство бетонов и конструкций на основе шлако-щелочных вяжущих. - Киев. - Будивельник, 1988.- 144с.
8. Каприелов С.С., Шейнфельд А.В., Газизулин В.М., Воронов Ю.И. Эффективный путь утилизации ультрадисперсных продуктов газоочистки печей // Сталь. – 1992. - №5.
9. Кривицкий М.Я., Левин Н.И., Макарычев В.В. Ячеистые бетоны (технология, свойства и конструкции). М.: Стройиздат, 1972. 136с.
10. Лотов В.А., Митина Н.А. Формирование оптимальной пористой структуры газобетона неавтоклавно-го твердения. // Известия вузов. Химия и химическая технология. 2000. Т. 43. Вып. 3.

## СИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ ТЕПЛОВОЙ РАБОТОЙ ШАХТНОЙ ПЕЧИ

Фатхутдинов А.Р., Швыдкий В.С., Спирин Н.А.

*Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина»,  
г. Екатеринбург, Россия*

**Аннотация:** В данной работе рассмотрены разработка и внедрение системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи для переплавки медных катодов на основе математической модели. Статья подробно описывает актуальность и предпосылки для разработки указанной информационной системы, а также этапы ее внедрения в действующее производство. Анализ критериев работы системы, выполненный совместно с технологами ПМК ОАО «Уралэлектромедь», показывает улучшение показателей энергоэффективности работы оборудования.

**Ключевые слова:** шахтная печь, расплав, математическая модель, автоматическое управление, ПИД-регулятор.

## AUTOMATIC CONTROL SYSTEM OF SHAFT FURNACE'S THERMAL OPERATION

Shvydkiy V.S., Fatkhutdinov A.R., Spirin N.A.

*Ural Federal University,  
Ekaterinburg, Russia*

**Abstract:** In this work the design and implementation of the automatic control system thermal operation of the shaft furnace for melting copper cathodes based on a mathematical model. The article describes the relevance and prerequisites for the development of this information system, as well as the stages of its implementation into existing production. The analysis of the system criteria, made together with technologists of PMK "Uralelectromed" indicates improvement in energy efficiency of the equipment.

**Key words:** shaft furnace, melt, mathematical model, automatic control, PID controller.

Шахтная печь Asarco – слоевой агрегат, предназначенный для переплавки медных катодов и входящий в состав линии по производству медной катанки ЗАО «СП Катур-Инвест» (с 2016 года – ПМК ОАО «Уралэлектромедь»).

Печь представляет собой шахту, футерованную огнеупорным карбидокремниевым кирпичом (рисунок 1). Загрузка материала осуществляется сверху через загрузочное окно при помощи скипового подъемника, удаление расплава происходит по наклонной лещади через выпускную летку. Нагрев и плавление металла в печи выполняется за счет сгорания природного газа в трех рядах радиально расположенных газогорелочных устройств. Далее расплав поступает через соединительный желоб в печь-миксер, а из него по литейному желобу в литейную ванну и далее в литейную машину.

Управление тепловой работой печи с момента запуска в эксплуатацию осуществлялось вручную оператором по показателям производительности, температуры расплава и собственном экспертном опыте. Производительность печи определяется по положению печи-миксера, температура металла – по показаниям датчика, установленного в литейной ванне.

Ручное управление тепловой работой печи обладало рядом недостатков:

1. Качество управления целиком зависело от оператора, а именно от его опыта, дисциплины и интуиции.
2. Ошибочные или несвоевременные действия оператора приводили к серьезным колебаниям производительности, вплоть до аварийных и предаварийных ситуаций, связанных либо с избытком расплава, либо с его недостаточностью.
3. Нестабильная тепловая работа печи приводила к повышенному расходу топлива и, как следствие, к понижению показателей энергоэффективности линии по производству медной катанки.
4. Значительные колебания потока расплава приводили также к колебаниям температуры расплава при литье и содержанию в нем кислорода, что негативным образом сказывалось на качестве

готовой продукции.

Первая попытка автоматизировать процесс управления тепловой работой шахтной печи Asarco была предпринята в 2014 году на основе ординарного ПИД-регулятора.

Разработанная система, целиком опирающаяся на закон ПИД-регулирования, при опытной эксплуатации не зарекомендовала себя. Основная причина – высокое время запаздывания между управляющим воздействием (корректировка расхода газа) и изменением управляемого технологического параметра (положение печи-миксера).

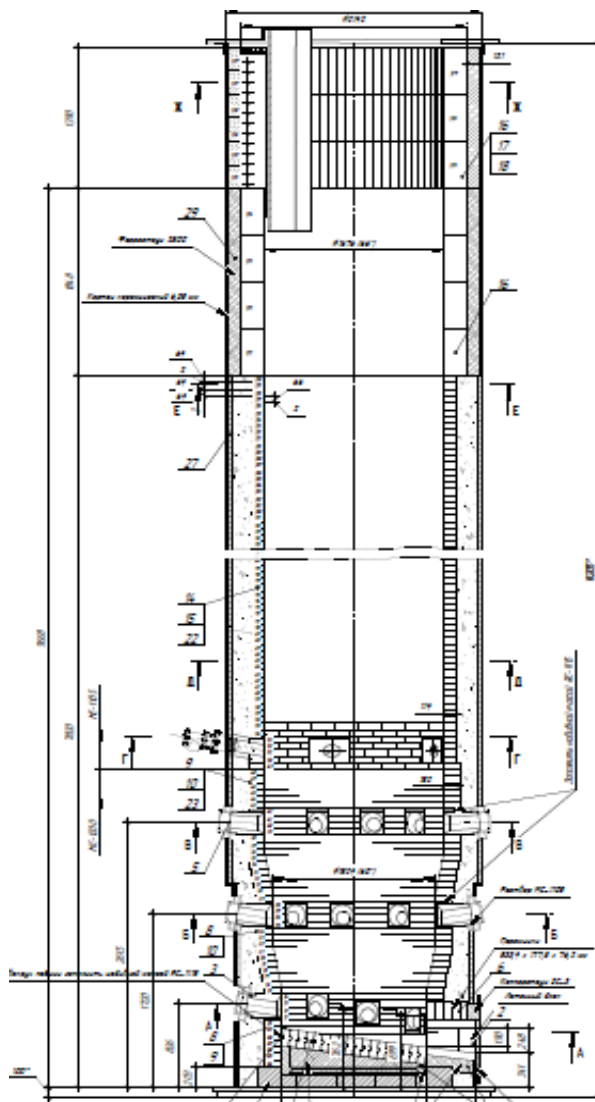


Рисунок 1 – Шахтная печь Asarco

Высокая инертность и запаздывание в системе приводила к неудовлетворительным показателям качества управления, как следствие, автоколебаниям, что в совокупности с рядом неуправляемых воздействий на систему, таких как неравномерная загрузка шихтовых материалов, изменение типа шихты, случайное расположение медных катодов внутри шахты при загрузке, сводила к нулю все попытки настройки системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи на основе ПИД-регулирования. При этом случае в автоматическом режиме показатели работы печи были даже хуже, чем при ручном управлении.

Негативный опыт ПИД-управления тепловой работы шахтной печи потребовал использования математической модели процессов теплообмена и газодинамики в контуре управления. В этом случае появляется возможность использовать не текущее контролируемое значение управляемого параметра, а его прогнозируемое значение, определяемое по математической модели процесса.

Таким образом, для автоматического управления тепловой работой шахтной печи требовалась математическая модель, которая, основываясь на архивных и текущих значениях параметров технологического процесса, прогнозировала бы производительность печи по металлу вперед на определенное опытным путем с учетом времени запаздывания.

Теоретические основы и уравнения математической модели процессов тепломассобмена и газодинамики ранее подробно описаны в работах [1-3]. Разработка и внедрение автоматической системы управления тепловой работой шахтной печи Asarco были произведены в IV этапа.

**Этап I. Проведение технических экспериментов на действующем оборудовании и анализ архивов параметров технологического процесса.** На данном этапе эмпирическим путем были определены основные коэффициенты для математической модели, а также времена запаздывания для каждого ряда газогорелочных устройств.

**Этап II. Разработка дискретного аналога математической модели и его верификация.** Разработка и оптимизация алгоритма математической модели выполнялась в среде VBA. На этом этапе математическая модель была максимально упрощена без весомой потери точности расчетов. Верификация модели выполнялась путем обработки массива реальных данных, выгруженных из АСУ ТП шахтной печи. Для повышения адекватности математической модели выполнена адаптивная идентификация параметров по фактически складывающимся условиям теплообмена в рабочем пространстве печи.

**Этап III. Программная реализация, инсталляция и опытно-промышленная эксплуатация системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи.** Разрабатываемая информационная система была встроена в существующую АСУ ТП шахтной печи Asarco на базе ПЛК Siemens S7-400 и SCADA WinCC. Структура системы представлена на рис. 2.

Представленная система работает следующим образом. Розжиг печи и ее вывод на заданную производительность выполняется оператором в ручном режиме. После этого оператор должен проработать в более или менее стационарном режиме работы не менее 1 часа для набора статистических параметров для расчета коэффициентов модели.

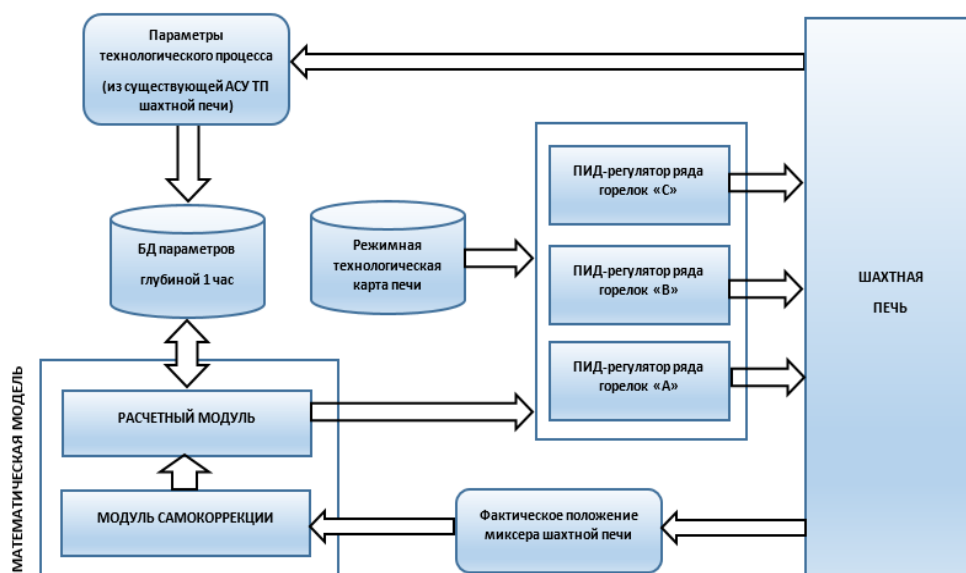


Рисунок 2 – Структура системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи Asarco

При этом как расчетный модуль математической модели, так и модуль самокоррекции функционируют в фоновом режиме, подстраиваясь под фактические параметры технологического процесса и соответствующие условия теплообмена в рабочем пространстве печи (температура и равномерность загрузки, тип шихты, тип подшихтовки, потери тепла на нагрев футеровки после холодного простоя и т.д.).

После перевода печи в автоматический режим работы прогнозируемые положения печи-миксера (выходы математической модели) через 5, 20 и 40 минут соответственно для рядов горелок А, В и С подаются на входы программных ПИД-регуляторов для каждого и из вышеуказанных рядов. Выходом ПИД-регуляторов является прибавка, в том числе и отрицательная, к текущему расходу природного газа на ряд горелок, который, в свою очередь, регулируется в диапазоне, определенном режимной картой печи.

Главная мнемосхема системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи представлена на рис. 3. Окно трендов технологических параметров системы представлено на рис. 4. На рис. 5 представлен участок трендов положения печи-миксера в увеличенном масштабе, где хорошо просматривается процесс самокоррекции модели (серый цвет – прогноз положения печи-миксера, черный цвет – фактическое положение, красный цвет – заданное положение).

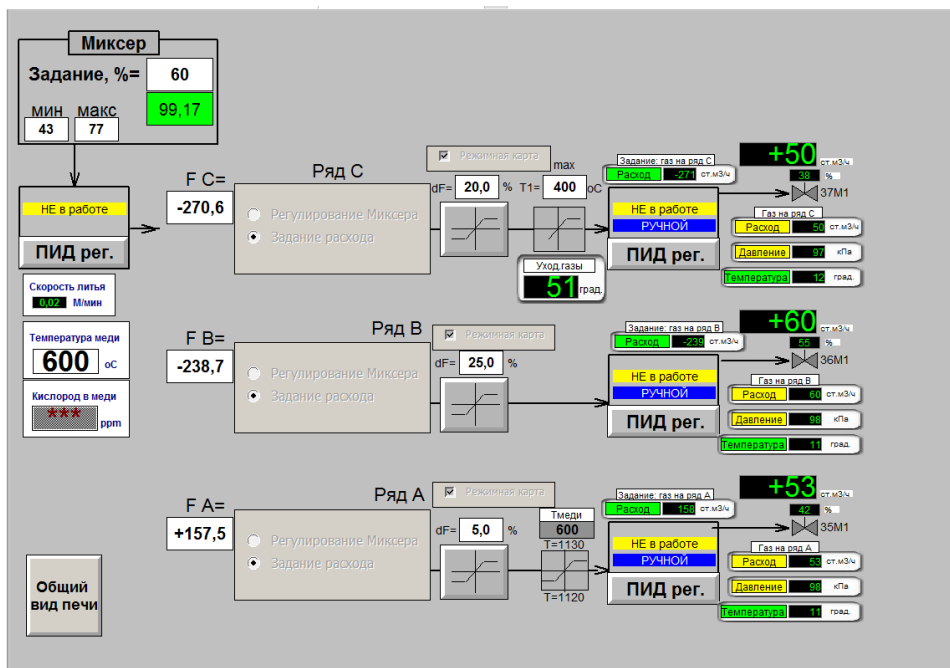


Рисунок 3 – Главная мнемосхема системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи

**Этап IV. Промышленная эксплуатация и анализ работы.** После приемки системы в промышленную эксплуатацию работы по дальнейшей настройке системы не прекратились. Набранный массив статистических данных позволял провести более глубокий анализ работы системы и откорректировать параметры для достижения оптимальных параметров ведения технологического процесса.

Для оценки эффективности работы системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи технологами ПМК ОАО «Уралэлектромедь» были выбраны два основных критерия:

- удельный расход природного газа на тонну готовой продукции,  $\text{нм}^3/\text{т}$ ;
- удельное количество «зависаний» шихты, шт/т.

Справочно: «зависание» шихты – результат неравномерного плавления медных катодов, который сопровождается резким снижением производительности печи по плавлению и повышением температуры расплава. Кроме того, при «зависании» шихты увеличивается расход природного газа, и, как следствие, снижаются удельные показатели энергоэффективности линии по производству медной катанки.

Результаты сравнения средних значений, приведенных выше критериев для смен со 100%-ой работой в автоматическом режиме и смен со 100%-ой работой в ручном режиме за 1 квартал 2017 года приведены на рис. 6.



Рисунок 4 – Окно трендов технологических параметров

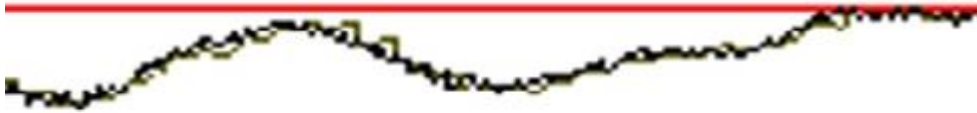


Рисунок 5 – Тренды положения печи-миксера

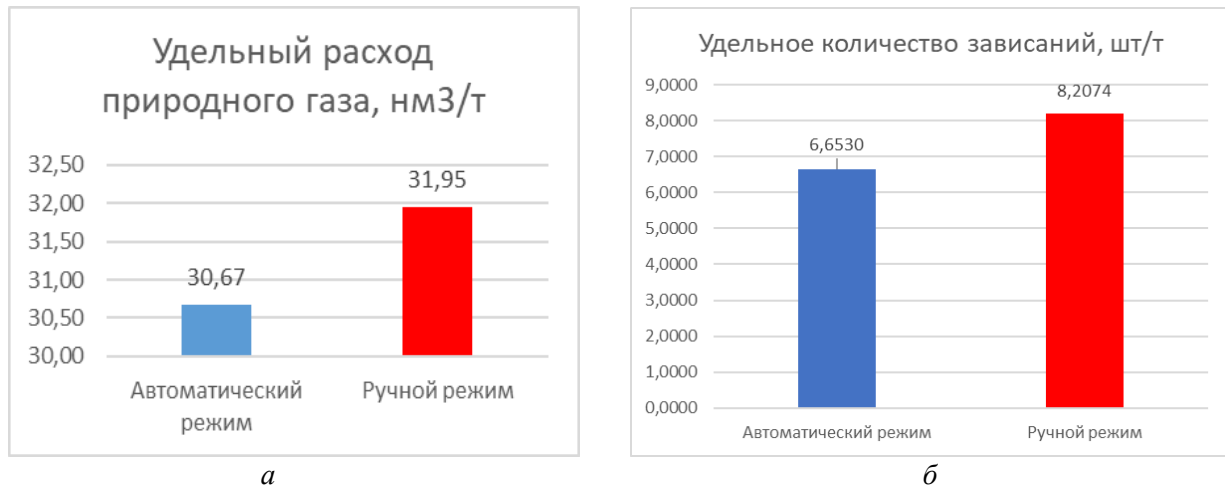


Рисунок 6 – Сравнение критериев эффективности работы системы автоматического управления тепловой работой шахтной печи за 1 квартал 2017 г.

*Выводы:*

- разработанная система позволяет вести технологический процесс плавления медных катодов в автоматическом режиме;
- автоматический режим управления тепловой работой печи позволяет получить более стабильные параметры технологического процесса, что непосредственным образом влияет на качество готовой продукции и повышает показатели энергоэффективности производства;
- имеется два основных пути для совершенствования системы: более тонкая настройка ПИД-регуляторов для различной производительности линии и различного типа шихты, а также разработка и внедрения модуля управления температурой расплава.

Библиографический список

1. К математическому моделированию шахтных печей с плавлением материалов / В.С. Швыдкий, А.Р. Фатхутдинов, Е.А. Девярых, Т.О. Девярых, Н.А. Спирин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 6. С. 424-430.
2. К математическому моделированию слоевых металлургических печей и агрегатов. Сообщение 1 / В.С. Швыдкий, А.Р. Фатхутдинов, Е.А. Девярых, Т.О. Девярых, Н.А. Спирин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 9. С. 634-638.
3. К математическому моделированию слоевых металлургических печей и агрегатов. Сообщение 2 / В.С. Швыдкий, А.Р. Фатхутдинов, Е.А. Девярых, Т.О. Девярых, Н.А. Спирин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 1. С. 19-23.

# СОДЕРЖАНИЕ

<b>СЕКЦИЯ 1: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ, МОДЕЛИРОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ</b> .....	4
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЛАВКИ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СОСТАВНЫХ СОПЕЛ В КИСЛОРОДНЫХ ФУРМАХ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРОВ.....	4
<b>Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянцев М.В.</b> СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПРЕДПРИЯТИЙ ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ: ПРОЕКТИРОВАНИЕ, СТРОИТЕЛЬСТВО, ИНЖИНИРИНГ .....	8
<b>Чжан Кэ</b> НОВОКУЗНЕЦКИЙ АЛЮМИНИЕВЫЙ ЗАВОД НАКАНУНЕ 75-ЛЕТИЯ .....	11
<b>Жирнаков В.С., Большаков Д.Г., Пинаев А.А., Казанцев М.Е.</b> «КУЗНЕЦКИЕ ФЕРРОСПЛАВЫ» - 75 ЛЕТ ОТВЕЧАЯ НА ВЫЗОВЫ - В НОГУ СО ВРЕМЕНЕМ.....	18
<b>Коренная К.А.</b> ИННОВАЦИОННАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ ВУЗА КАК РЕСУРС РАЗВИТИЯ ЭКОНОМИКИ И СОЦИАЛЬНОЙ СФЕРЫ РЕГИОНА (ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОЕКТНОГО ОБУЧЕНИЯ В СИБГИУ) .....	21
<b>Протопопов Е.В., Феоктистов А.В., Галевский Г.В., Гордеева О.В., Васильева М.Б.</b> СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ.....	27
<b>Спирин Н.А., Павлов А.В., Полинов А.А., Онорин О.П., Лавров В.В.</b> СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МИРОВОГО И ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА И ПОТРЕБЛЕНИЯ АЛЮМИНИЯ.....	34
<b>Галевский Г.В., Руднева В.В., Александров В.С.</b> РАСЧЕТ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Zr-Fe-Si.....	39
<b>Достаева А.М., Смагулов Д.У., Немчинова Н.В.</b> СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЛИЗА И КОНСТРУКЦИИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ.....	44
<b>Крюковский В.А., Сиразутдинов Г.А., Минцис М.Я., Поляков П.В.</b> РАСЧЁТ ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДОУГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ .....	49
<b>Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В.</b> ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Co, СОДЕРЖАЩИХ УГЛЕРОД .....	55
<b>Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И.</b> ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ОЛОВА, РАСТВОРЕННОГО В ЖИДКОМ НИКЕЛЕ, ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ЭКЗОГЕННЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОФАЗАМИ ZrO <sub>2</sub> .....	60
<b>Анучкин С.Н.</b> ПРИМЕНЕНИЕ БОРА В ПРОЦЕССАХ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ .....	65
<b>Кель И.Н., Жучков В.И.</b> МОДЕРНИЗАЦИЯ КАТОДНОГО УЗЛА АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ С АНОДОМ СОДЕРБЕРГА ПРИ ВНЕДРЕНИИ АПГ .....	70
<b>Минцис М.Я., Галевский Г.В.</b> ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ТЕХНОГЕННОГО МИКРОКРЕМНЕЗЕМА С ПРИМЕНЕНИЕМ БУГОУГОЛЬНОГО ПОЛУКОКСА.....	73
<b>Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г.</b> ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ Ni-Co и Ni-Co-Cr.....	80
<b>Александров А.А., Дашевский В.Я.</b> МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЯ ЛЕТАТЕЛЬНОГО АППАРАТА .....	85
<b>Крушенко Г.Г., Назаров В.П., Платонов О.А., Решетникова С.Н.</b> ВЫПЛАВКА ЧЕРНОВОЙ СУРЬМЫ В УСЛОВИЯХ МАЛОТОННАЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	90
<b>Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г.</b> ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАСЧЁТА ПРОЦЕССА ОБЖИГА МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ.....	93
<b>Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В.</b> О РАСЧЕТЕ ПАРАМЕТРОВ МАГНИТОПРОВОДОВ ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ.....	98
<b>Левшин Г.Е.</b>	

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ РАСПЛАВОВ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ШЛАКА.....	104
<b>Журавлев А.А.</b> ОЦЕНКА СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ПЕРСПЕКТИВ РАЗВИТИЯ ПЕРЕРАБОТКИ МОЛИБДЕНОВЫХ РУД .....	107
<b>Полях О.А., Журавлев А.Д.</b> ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПЛАВКИ НА СТЕПЕНЬ УДАЛЕНИЯ ФОСФОРА.....	111
<b>Настюшкина А.В., Шевченко Е.А., Шевченко А.А.</b> К ВОПРОСУ О СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ СТАЛИ КОНВЕРТЕРНЫМ ВАНАДИЕВЫМ ШЛАКОМ .....	114
<b>Рыбенко И.А., Голодова М.А., Нохрина О.И., Рожихина И.Д.</b> ПОИСК ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ЗОЛОТОСОДЕРЖАЩИЙ РУДЫ МЕСТОРОЖДЕНИЯ «ИККИЖЕЛОН» (РЕСПУБЛИКА ТАДЖИКИСТАН).....	118
<b>Рахманов О.Б., Аксенов А.В., Немчинова Н.В., Солихов М.М., Черношвец Е.А.</b> ВЕДЕНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА.....	123
<b>Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Карлина А.И.</b> ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ В УСЛОВИЯХ ОБНОВЛЕНИЯ ЦЕННОСТЕЙ МОЛОДЕЖИ .....	127
<b>Власов А.А., Бажин В.Ю., Копцев А.Е.</b> ПРЯМОЕ ПОЛУЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗА: СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА, ТЕНДЕНЦИИ.....	130
<b>Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Ходосов И.Е.</b>	
<b>СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА.....</b>	<b>135</b>
ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА РЕССОРНО-ПРУЖИННОЙ СТАЛИ МАРКИ 40С2 ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ПРОКАТКУ И ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ, ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЕЕ ОКАЛИНЫ .....	135
<b>Темлянец М.В., Коноз К.С., Кузнецова О.В., Деев В.Б., Живаго Э.Я.</b> ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ 100-М ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ .....	140
<b>Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Семин А.П.</b> РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АВТОЛИСТА ПОВЫШЕННОГО КАЧЕСТВА В УСЛОВИЯХ СТАНА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ 2500.....	144
<b>Кондрашов С.А., Голубчик Э.М., Мартынова Т.Ю.</b> МИКРОСТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ХАРДОКС 450, МОДИФИЦИРОВАННОЙ НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ Fe-C-Cr-Nb-W И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ .....	151
<b>Громов В.Е., Кормышев В.Е., Глезер А.М., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Семин А.П.</b> ОЦЕНКА КАЧЕСТВА УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В СТЕСНЕННЫХ УСЛОВИЯХ .....	155
<b>Нго Као Кыонг, С.А. Зайдес</b> .....	155
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ.....	159
<b>Сычков А.Б., Столяров А.Ю., Камалова Г.Я. Ефимова Ю.Ю., Егорова Л.Ю., Гулин А.Е.</b> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИМ ТЕХНОЛОГИЯМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ .....	165
<b>Деев В.Б., Приходько О.Г., Пономарева К.В., Куценко А.И., Сметанюк С.В.</b> СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ НЕПРЕРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ СПОСОБОМ “КОНФОРМ” .....	169
<b>Фастыковский А.Р., Селиванова Е.В., Федоров А.А.</b> ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР .....	172
<b>Куницина Н.Г., Ташметова М.О.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ ВОЗНИКНОВЕНИЯ НЕГАТИВНЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТОНКИХ ШИРОКИХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС .....	176
<b>Кожевникова И.А., Кожевников А.В.</b> АНАЛИЗ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ.....	180
<b>Фастыковский А.Р.</b>	



ПРОГРАММНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС И АЛГОРИТМИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ СИСТЕМЫ АНАЛИЗА ДЕФЕКТНОСТИ ОТЛИВОК.....	184
<b>Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Чепрасов А.И.</b> ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РИСКОВ В РАБОТЕ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ.....	190
<b>Фастыковский А.Р.</b> ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ МАРКИ 30ХГСА НА СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОМ ОБОРУДОВАНИИ .....	194
<b>Иванов А.А., Осколкова Т.Н.</b> ПЛАЗМЕННАЯ ЗАКАЛКА ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ.....	199
<b>Сафонов Е.Н.</b> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ 3D-МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ.....	205
<b>Князев С.В., Усольцев А.А., Куценко А.И., Куценко А.А., Пономарева К.В., Соколов Б.М., Ознобихина Н.В.</b> АЛЬТЕРНАТИВНОЕ ВОЛОЧЕНИЕ КАК СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ .....	208
<b>Полякова М.А., Гулин А.Е.</b> ПРОБЛЕМЫ ОСВОЕНИЯ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВОЙ ПРОДУКЦИИ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ В УСЛОВИЯХ УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА .....	213
<b>Уманский А.А., Головатенко А.В., Дорофеев В.В.</b> АВТОМАТИЗАЦИЯ УСТАНОВКИ МЕЖКЛЕТЬЕВОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА В ЛПЦ-1 АО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ».....	219
<b>Ковальчук Т.В., Макаров Я.В., Лицин К.В.</b> ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАЛИВКИ НА СТРУКТУРУ ОТЛИВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ.....	222
<b>Аринова С.К., Исагулов А.З., Квон Св.С., Куликов В.Ю., Щербакова Е.П., Достаева А.М.</b>	
<b>СЕКЦИЯ 3: ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ, ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ.....</b>	<b>228</b>
ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АГЛОМЕРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ТАНТАЛА (АГП) С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ.....	228
<b>Кайназарова А.Э., Кокаева Г.А., Ревуцкий А.В.</b> АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ .....	232
<b>Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В., Черепанов А.Н., Стафецкий Л., Галевский С.Г.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СПЛАВА БАББИТА Б83, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРУТКОВ.....	235
<b>Калашников И.Е., Болотова Л.К., Кобелева Л.И., Быков П.А., Колмаков А.Г., Михеев Р.С.</b> СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СФОРМИРОВАННЫХ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ ГЕТЕРОФАЗНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ .....	239
<b>Рашковец М.В., Никулина А.А.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СПОСОБА ПОДГОТОВКИ ШИХТЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВ КАРБИДА ТИТАНА .....	245
<b>Крутский Ю.Л., Ложкина Е.А.</b> О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ДИБОРИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА.....	248
<b>Галевский Г.В., Руднева В.В., Ефимова К.А.</b> СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ .....	254
<b>Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О.</b> ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ В ГАЛЬВАНИКЕ, КЕРАМИКЕ, МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ.....	257
<b>Руднева В.В., Галевский Г.В., Галевский С.Г., Черновский Г.Н.</b> МНОГОФАКТОРНЫЙ РЕГРЕССИОННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА КОНТАКТНОЙ СВАРКИ РЕЛЬСОВ НА МАШИНЕ К1000 .....	264
<b>Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О., Усольцев А.А.</b> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ.....	267
<b>Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Князев С.В., Чинин Н.А.</b>	

МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ С ВЫСОКОЙ СТЕПЕНЬЮ ФИЗИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ. Ч.1. ОСНОВОПОЛАГАЮЩИЕ ПРИНЦИПЫ .....	271
<b>Апасов А.М.</b>	
МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ С ВЫСОКОЙ СТЕПЕНЬЮ ФИЗИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ. Ч.2. СИСТЕМА АКТИВНОГО ВОЗДЙСТВИЯ НА ЗАРОЖДАЮЩИЕСЯ ДЕФЕКТЫ.....	278
<b>Апасов А.М.</b>	
РАЗРАБОТКА НОВЫХ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОВШЕВОГО ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА И БАРИЙ - СТРОНЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА .....	288
<b>Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р., Уманский А.А.</b>	
ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ: ОЦЕНКА, ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОМИНИРУЮЩИХ ТЕНДЕНЦИЙ И ПЕРСПЕКТИВ .....	293
<b>Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г.</b>	
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРИЙ-СТРОНЦИЕВОГО КАРБОНАТИТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ НА ОСНОВЕ ШЛАКА ПРОИЗВОДСТВА СИЛИКОМАРГАНЦА.....	296
<b>Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Бурнаков М.А., Михно А.Р., Федотов Е.Е.</b>	
ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ И СОСТАВА ПРОДУКТОВ ПЛАЗМООБРАБОТКИ МИКРОПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ.....	299
<b>Руднева В.В., Галевский Г.В., Черновский Г.Н.</b>	
ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co.....	305
<b>Гусев А.И., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Попова М.В., Корнев Е.С.</b>	
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ .....	311
<b>Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В.</b>	
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ КОБАЛЬТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V .....	316
<b>Осетковский И.В., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Попова М.В., Корнев Е.С.</b>	
ИЗГОТОВЛЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ.....	321
<b>Крутский Ю.Л., Непочатов Ю.К., Пель А.Н. Черкасова Н.Ю.</b>	
О ВОЗМОЖНОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ WO <sub>3</sub> ПРИ ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ.....	324
<b>Бояринцев С.Е., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Наумчик А.Д., Усольцев А.А.</b>	
ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ФЛЮСОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ НАПЛАВКЕ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ .....	327
<b>Уманский А.А. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Соколов П.Д., Думова Л.В.</b>	
ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ .....	332
<b>Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О., Усольцев А.А.</b>	
ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА НА ОСНОВЕ ПЫЛИ ГАЗООЧИСТКИ СИЛИКОМАРГАНЦА .....	336
<b>Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Федотов Е.Е., Непомнящих А.С.</b>	
<b>СЕКЦИЯ 4: ТЕПЛО- И МАССОПЕРЕНОС В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ И АГРЕГАТАХ. РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ, ЭКОЛОГИЯ И УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ.....</b>	
<b>340</b>	
<b>РОЛЬ ТЕПЛОФИЗИКИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В РЕШЕНИИ ПРОБЛЕМ ЭНЕРГО- И РЕСУРСΟΣБЕРЕЖЕНИЯ В МЕТАЛЛУРГИИ.....</b>	
<b>340</b>	
<b>Дружинин Г.М., Зайнуллин Л.А., Казяев М.Д., Лисиенко В.Г., Спириин Н.А., Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г.</b>	
СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К ДИАГНОСТИКЕ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАБОТЫ ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНЫХ АГРЕГАТОВ НА УЧАСТКЕ МНЛЗ – НАГРЕВАТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО .....	348
<b>Бирюков А.Б., Иванова А.А.</b>	
ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ШАХТНЫХ ПЕЧЕЙ ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ .....	352
<b>Матюхин В.И., Ярошенко Ю.Г., Матюхин О.В., Журавлев С.Я</b>	
КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА АГЛОМЕРАТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДАННЫХ О МАКСИМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ УХОДЯЩИХ ГАЗОВ .....	358
<b>Петрышев А.Ю., Колясников А.Ю., Лопатин А.С., Клейн В.И., Берсенеv И.С.</b>	
ОПТИМИЗАЦИЯ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ.....	362
<b>Рощупкина Е.Ю., Кожухова В.И., Кожухов А.А., Бондарчук А.А.</b>	
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	364
<b>Михайличенко Т.А., Сюсюкин А.Ю., Гальчун А.Г.</b>	

ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКИ ПОДГОТОВЛЕННОЙ УГОЛЬНОЙ ШИХТЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДОМЕННОГО КОКСА .....	369
<b>Прошунин Ю.Е., Школлер М.Б.</b> О РЕШЕНИИ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПО ТЕМПЕРАТУРНОМУ ПОЛЮ СТАЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ, ИЗМЕРЕННОМУ В ТРЕХ ТОЧКАХ.....	373
<b>Соколов А.К.</b> СНИЖЕНИЕ УГАРА МЕТАЛЛА В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ С МЕХАНИЗИРОВАННЫМ ПОДОМ НА ОСНОВЕ ПОВЫШЕНИЯ РАВНОМЕРНОСТИ НАГРЕВА ЗАГОТОВОК .....	378
<b>Кузнецова О.В., Коноз К.С., Темлянец М.В., Темлянец Н.В.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУР И ТОЛЩИН ТЕПЛОВОЙ ИЗОЛЯЦИИ ЗОН ПРОХОДНЫХ ПЕЧЕЙ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ .....	381
<b>Соколов А.К.</b> СЕЛЕКТИВНОЕ ИЗВЛЕЧЕНИЕ ЦЕННЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ИЗМЕЛЬЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ОТХОДОВ .....	386
<b>Ахметвалиева З.М., Куленова Н.А., Такасаки Я., Мамяченков С.В., Анисимова О.С., Мудаширу Л.К, Фокина Е.Л.</b> МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ЛОМ – ВАЖНЫЙ ВТОРИЧНЫЙ РЕСУРС УЛУЧШЕНИЯ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ И СБЕРЕЖЕНИЯ ПЕРВИЧНЫХ РЕСУРСОВ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ .....	392
<b>Гордон Я.М., Спирин Н.А., Швыдкий В.С, Ярошенко Ю.Г.</b> РАЗРАБОТКА СХЕМЫ ПЕРЕРАБОТКИ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА С ЦЕЛЮ РЕСУРСΟΣБЕРЕЖЕНИЯ .....	396
<b>Свиридова Т.В., Боброва О.Б., Ильина О.Ю.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОКОКСА В КОКСОХИМИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ.....	400
<b>Павлович Л.Б., Ермолова Н.Ю. Страхов В. М.</b> МИКРОКРЕМНЕЗЕМ В ПРОИЗВОДСТВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ: РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРОБОВАНИЯ И ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПЕРСПЕКТИВ .....	406
<b>Руднева В.В., Галевский Г.В., Галевский С.Г.</b> ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ НЕФТЕСОДЕРЖАЩЕЙ ОКАЛИНЫ ПРОКАТНЫХ ПРОИЗВОДСТВ АО «СЕВЕРСТАЛЬ».....	413
<b>Бульжёв Е.М., Кокорин В.Н., Еменев П.В., Григорьев В.Ф.</b> ИЗМЕНЕНИЕ УСЛОВИЙ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ СЛОЯ КУСКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ВЕРТИКАЛЬНОМ БУНКЕРЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПУЛЬСИРУЮЩЕГО ДУТЬЯ.....	416
<b>Дудко В.А., Матюхин В.И., Матюхина А.В.</b> ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧАХ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ В ВИДЕ ГОРЕЛОЧНЫХ УСТРОЙСТВ И ИНЖЕКТОРОВ .....	420
<b>Корнеев С.В., Трусова И.А.</b> БАЛАНС ФТОРА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ В ЭЛЕКТРОЛИЗЕРАХ С АНОДОМ СОДЕРБЕРГА.....	425
<b>Галевский Г.В., Минцис М.Я.</b> ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ И КОНСТРУКЦИИ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ ОАО «ЧТПЗ» С ЦЕЛЮ УЛУЧШЕНИЯ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЕЕ РАБОТЫ .....	427
<b>Щукина Н.В., Черемискина Н.А., Лошкарев Н.Б., Лавров В.В.</b> РЕКОНСТРУКЦИЯ АСПИРАЦИОННОЙ УСТАНОВКИ В ЦЕХЕ ТОПЛИВОПОДАЧИ ЗАПАДНО-СИБИРСКОЙ ТЭЦ г. НОВОКУЗНЕЦКА.....	432
<b>Соловьев А.К., Полынцев М.П.</b> К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ПЫЛЕВЫХ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА ОБОЖЖЕННЫХ АНОДОВ В МЕТАЛЛУРГИИ КРЕМНИЯ.....	437
<b>Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Рыбина М.Н.</b> ИЗВЛЕЧЕНИЕ ФТОРА ИЗ УГОЛЬНОЙ ЧАСТИ ОТРАБОТАННОЙ ФУТЕРОВКИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ.....	441
<b>Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Сомов В.В., Бараускас А.Э., Яковлева А.А.</b> ПРИМЕНЕНИЕ УЛОВЛЕННОЙ ПЫЛИ ОТ ОТКРЫТЫХ РУДОВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ В СТРОИТЕЛЬНОЙ ИНДУСТРИИ .....	446
<b>Полтойнин А.И., Шупик А.Ю.</b> СИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ ТЕПЛОВОЙ РАБОТОЙ ШАХТНОЙ ПЕЧИ.....	450
<b>Фатхутдинов А.Р., Швыдкий В.С., Спирин Н.А.</b>	

Научное издание

**МЕТАЛЛУРГИЯ:  
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО**  
*«Металлургия – 2017»*

Труды XX Международной научно-практической конференции

Часть 1

Под общей редакцией профессора Е.В. Протопопова

Технический редактор	В.Е. Хомичева
Компьютерная верстка	Н.В. Ознобихина

Подписано в печать 23.10.2017 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага офисная. Печать цифровая.

Усл. печ. л. 27,0 Уч.-изд. л. 29,4 Тираж 300 экз. Заказ № 521

Сибирский государственный индустриальный университет  
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.  
Издательский центр СибГИУ