

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 2

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. Темлянец, 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. 2 / под ред. Е. В. Протопопова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2017. – 474 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

КОНВЕРТЕРНОЕ ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ: СОСТОЯНИЕ, ДОМИНИРУЮЩИЕ ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ

Протопопов Е.В., Кузнецов С.Н., Фейлер С.В., Ганзер Л.А., Калиногорский А.Н.

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

Аннотация: Выполнен анализ современного состояния и перспектив развития конвертерного производства в мире. Рассмотрены технологические особенности выплавки конвертерной стали в России и основные направления совершенствования процесса.

Ключевые слова: конвертер, энергоемкость стали, расход чугуна, варианты конвертерных процессов, дутьевые устройства, стойкость футеровки, расход огнеупоров, качество продукции.

BASIC OXYGEN STEELMAKING: STATE, DOMINANT TRENDS, PREDICTIONS

Protopopov E.V., Kuznetsov S.N., Feyler S.V., Ganzer L.A., Kalinogorskiy A.N.

Novokuznetsk, Russia, protopopov@sibsiu.ru

Abstract: The analysis of the current state and prospects of development of converter production in the world is performed. Technological features of steel smelting in Russia and the main directions of process improvement are considered.

Key words: converter, energy intensity of steel, cast iron consumption, variants of converter processes, blowing devices, lining stability, refractory consumption, product quality.

В настоящее время мировое производство стали составляет 1628 млн. т., что на порядок превосходит объем производства алюминия, магния, а также выпуск пластиков [1]. При этом по данным World Steel Association в 2016 году наблюдался некоторый рост объема выпуска стали по сравнению с 2015 годом. Характерно, что последние 50 лет выплавка стали росла в основном в развивающихся странах [2], основной вклад в этот процесс внесла КНР, на долю которой в 2016 году пришлось 49,6 % мирового производства. Соответственно доли в выплавке стали таких стран и регионов, как Япония, НАФТА, ЕС, СНГ снизились примерно вдвое при относительно небольших изменениях в абсолютных показателях.

Благодаря вкладу КНР в мире наблюдается рост доли выплавки конвертерной стали, которая достигла в 2016 г. уровня в 74,3 %; доля электростали составила 25,3 %, мартеновской – 0,4 % (таблица 1).

Как видно из таблицы 1, выплавка стали в 28 странах ЕС составила 162 млн. т., при доле конвертерной стали 60,3 %. Соотношение процессов выплавки в ЕС варьируется от страны к стране, что объясняется исторически сложившимся сортаментом производства, т.е. требованиями потребителей проката, и траекторией развития черной металлургии. Например в Германии, превалирует конвертерное производство стали с долей в 70,1 % из 42,1 млн. т. из-за нацеленности на выпуск листового проката для автомобилестроения.

Доля конвертерной стали в России равна 66,9 % при общем производстве 70,8 млн.т.

Многолетний мировой опыт эксплуатации кислородных конвертеров показал достоинство последних: высокую производительность, достаточно высокую стойкость футеровки, относительную простоту конструкции и эксплуатации оборудования, технологическую гибкость по составам перерабатываемых чугунов. В то же время имеется и ряд существенных недостатков, к которым можно отнести

низкую эффективность перемешивания конвертерной ванны; неравномерность химического состава и температуры металла; чрезмерную окисленность металла и шлака при выплавке низкоуглеродистых сталей; некоторые проблемы в управлении поведением ванны, особенно при вспенивании и образовании выбросов; ограниченные возможности в плане совершенствования теплового баланса плавки.

Таблица 1 – Структура мирового производства стали в 2016 г. [1]

Страна	Производство стали, млн. т.	Конвертерная сталь, %	Электросталь, %	Мартеновская сталь. %	Другое, %
Австрия	7,4	91,0	9,0	-	-
Бельгия	7,7	69,3	30,7	-	-
Болгария	0,5	-	100,0	-	-
Хорватия	0,0	-	100,0	-	-
Чехия	5,3	94,4	5,6	-	-
Финляндия	4,1	67,1	32,9	-	-
Франция	14,4	66,1	33,9	-	-
Германия	42,1	70,1	29,9	-	-
Греция	1,2	-	100,0	-	-
Венгрия	1,3	81,8	18,2	-	-
Италия	23,4	24,3	75,7	-	-
Люксембург	2,2	-	100,0	-	-
Нидерланды	6,9	98,7	1,3	-	-
Польша	9,0	56,8	43,2	-	-
Португалия	2,0	-	100,0	-	-
Румыния*	3,3	57,1	42,9	-	-
Словакия	4,8	93,7	6,3	-	-
Словения	0,6	-	100,0	-	-
Испания	13,6	33,9	66,1	-	-
Швеция	4,6	67,3	32,7	-	-
Великобритания	7,6	80,6	19,4	-	-
ЕС (28 стран)	162,0	60,3	39,7	-	-
Турция	33,2	34,1	65,9	-	-
Другие	4,5	44,1	55,9	-	-
Другие евро- пейские стра- ны	37,7	35,3	64,7	-	-
Россия	70,8	66,9	30,8	2,4	-
Украина	24,2	71,7	6,8	21,4	-
Другие страны СНГ	7,3	56,9	43,1	-	-
СНГ	102,4	67,3	26,0	6,7	-
Канада	12,6	55,4	44,6	-	-
Мексика	18,8	26,2	73,8	-	-
США	78,5	33,0	67,0	-	-
НАФТА	109,9	34,4	65,6	-	-
Аргентина	4,1	56,7	43,3	-	-
Бразилия	31,3	77,3	21,1	-	1,6
Чили	1,2	70,7	29,3	-	-
Венесуэла	0,6	-	100,0	-	-
Другие	3,8	7,3	92,7	-	-
Центральная и Южная Аме- рика	40,9	67,5	31,3	-	1,2
Египет *	5,0	11,4	88,6	-	-
ЮАР	6,1	62,2	37,8	-	-

Продолжение таблицы 1

Страна	Производство стали, млн. т.	Конвертерная сталь, %	Электросталь, %	Мартеновская сталь, %	Другое, %
Другие афри- канские страны	1,9	33,8	65,9	-	0,3
Африка	13,1	38,5	61,4	-	0,0
Иран	17,9	12,2	87,8	-	-
Саудовская Аравия	5,5	-	100,0	-	-
Другие ближне- восточные стра- ны *	8,1	-	100,0	-	-
Ближний Во- сток	31,5	6,9	93,1	-	-
КНР *	808,4	94,8	5,2	-	-
Индия	95,6	42,7	57,3	-	-
Япония	104,8	77,8	22,2	-	-
Южная Корея	68,6	69,3	30,7	-	-
Тайвань	21,8	64,2	35,8	-	-
Другие азиат- ские страны	25,9	6,9	93,1	-	-
Азия	1 125,0	84,6	15,4	-	-
Австралия	5,3	75,7	24,3	-	-
Новая Зеландия	0,6	100,0	-	-	-
Итого	1 628,3	74,3	25,3	0,4	0,0
* - оценка					

С целью устранения недостатков верхней кислородной продувки в конце 60-х годов прошлого столетия получили распространение новые конвертерные процессы с донным подводом топливно-кислородного дутья. Однако прогнозы о значительных преимуществах донной кислородно-топливной продувки не оправдались. Вместе с тем ряд положительных результатов (возможность интенсификации продувки, повышенный выход годного, экономия ферросплавов и т.д.) послужили стимулом к разработке комбинированных конвертерных процессов.

В 80-х годах прошлого столетия был разработан конвертерный процесс с верхней продувкой кислородом и донной продувкой инертным газом. По такой технологии работало до 80 % конвертеров мира [2]. Донная продувка интенсифицировала перемешивание ванны, повышало выход железа и марганца, облегчала контроль шлакообразования и процесс дефосфорации. Однако появление процесса ошлакования ванны для повышения стойкости футеровки конвертеров привело к тому, что производители стали жертвовать донной продувкой в пользу процесса ошлакования футеровки. Тем не менее, неотъемлемыми составными элементами современной технологии являются: сочетание верхней кислородной продувки с донной продувкой инертными газами; использование специальных конструкций дутьевых устройств; отсечка шлака для уменьшения его попадания из конвертера в ковш во время выпуска; автоматизация процесса для обеспечения устойчивых результатов; система предотвращения выбросов для увеличения выхода годного, совершенствования управления технологическим процессом и обеспечения безопасности персонала; использование специальных моделей, позволяющих прогнозировать различные сценарии работы конвертерного цеха с позиции минимизации затрат ресурсов и времени на производство и выполнение технологических операций [3].

Траектория развития современного конвертерного производства направлена на достижение традиционных целей: повышение качества продукции, снижение издержек производства, увеличение производительности и улучшение охраны окружающей среды. В мире постоянно растет использование стального лома, достигнув в 2016 г. уровня 590 млн. т. Но отношение массы жидкого чугуна к массе выплавленной стали увеличивается и достигло 74 %. При этом в кризисный 2009 г. оно составляло 82 %. Применительно к конвертерному производству стали целесообразно обеспечить гибкость процесса для использования металлошихты в широких соотношениях разных охладителей плавки и со сниженной долей чугуна. Замена чугуна ломом, как известно, резко снижает энергоемкость стали и трудозатраты на ее производство.

В соответствии с развиваемыми положениями в работе конвертерных цехов России в 2017 г.

впервые за последние несколько лет наметилась тенденция снижения расхода чугуна (таблица 2). Наибольшее снижение достигнуто на ЕВРАЗ НТМК (-10,4 кг/т).

На рисунке приведены результаты расчетов энергоемкости конвертерной стали [4]. Несмотря на снижение расхода чугуна энергоемкость конвертерной стали на ЕВРАЗ ЗСМК увеличилась на 10 кг у.т/т в результате роста энергоемкости переплавленного чугуна.

Таблица 2 – Изменение удельного расхода чугуна при производстве конвертерной стали, кг/т [4]

Предприятие	1 кв. 2016 г.	1 кв. 2017 г.	Изменение
В целом по отрасли	924,6	923,1	-1,5
ЕВРАЗ ЗСМК	831,9	829,4	-2,5
ММК	894,8	886,1	-8,7
ЧерМК	906,5	899,7	-6,8
НЛМК	942,2	938,9	-3,3
ЧелМК	969,7	1003,9	+34,2
ЕВРАЗ НТМК	1085,8	1075,4	-10,4

В целом по отрасли энергоемкость 1 т. конвертерной стали по итогам работы в 1 кв. 2017 г. составляет 626,7 кг у.т/т, что на 7,1 кг у.т/т ниже, чем за аналогичный период 2016 г. (рисунок 1).

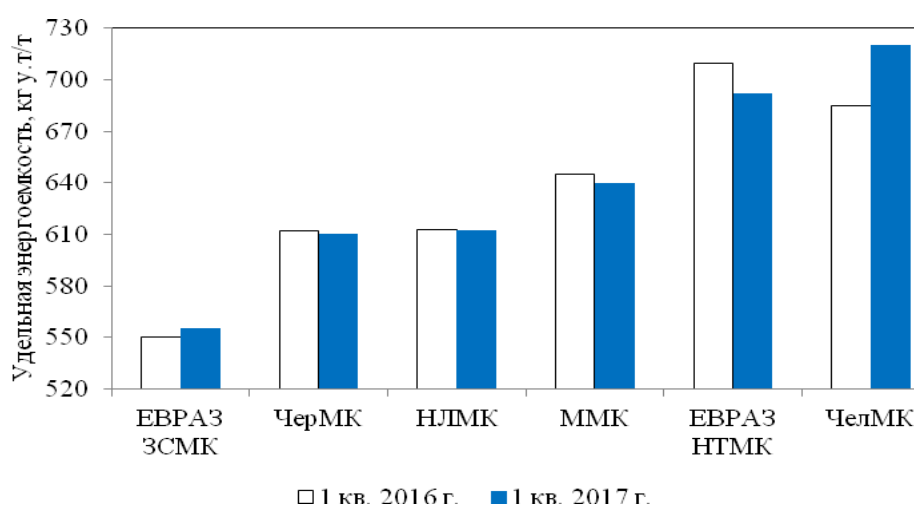


Рисунок 1 – Удельная энергоемкость конвертерной стали

Повышение в последнее время требований к качеству продукции на рынке металла предопределяет соответствующие требования к качеству стального лома по содержанию примесей цветных металлов, а также физическим свойствам. Однако количество оборотного лома снижается вследствие совершенствования технологии непрерывной разливки стали, а в амортизационном ломе из-за многократного переплава повышено содержание отдельных элементов, способствующих снижению эксплуатационных свойств металлопродукции. При этом эффективность технологий по подготовке стального лома к конвертерной плавке в отечественной металлургии не всегда решает эти проблемы.

В сложившихся условиях представляется целесообразным совершенствование традиционного состава и технологического режима формирования твердой металлошихты с использованием, в частности, железосодержащих продуктов переработки отвальных конвертерных шлаков, технология переработки которых до сих пор остается технологически примитивной и экологически несовершенной [5].

Несмотря на современные разработки, важнейшей составляющей металлошихты при выплавке стали остается чугун. В настоящее время конвертерный процесс рассматривается как комплексный, включающий подготовку чугуна, собственно процесс плавки и внепечное рафинирование стали, в том числе обработку ее в промежуточном ковше МНЛЗ.

Широкое распространение получила внедоменная десульфурация чугуна, а также его десиликонизация и дефосфорация. Снижение содержания кремния в чугуне до 0,30 – 0,35 % обеспечивает не только возможность последующей внепечной дефосфорации и эффективной малошлаковой технологии в конвертере, но позволяет получить существенную экономию и при выплавке чугуна. В целом это становится одним из главных направлений совершенствования технологий в комплексе доменная печь – кислородный конвертер.

Для получения низких концентраций растворенных газов и неметаллических включений в

конвертерной стали ее обрабатывают после выпуска из агрегата в разного типа вакууматорах. В мире вакуумируют в среднем 27 % производимой стали, в Японии – до 50 %.

Установки ковш-печь с вакуумированием наиболее многопрофильны, в них можно проводить практически всю обработку стали, особенно если предусмотрена возможность скачивания шлака из ковша. Совершенствование установок направлено главным образом на создание условий, способствующих ускорению и углублению рафинирования металла. Это в первую очередь мероприятия способствующие интенсификации перемешивания металла в ковше. Они осуществляются за счет совершенствования оборудования для ввода инертного газа, расположения продувочных устройств, периода и интенсивности ввода газа; для агрегатов порционного и циркуляционного вакуумирования – совершенствованием конструкции камеры и патрубков.

Для повышения технологичности разливки конвертерной стали на МНЛЗ рекомендуется уменьшение сечения заготовок с повышением скорости разливки с целью сохранения производительности; для всех видов заготовок целесообразно применение криволинейных машин; использование промежуточных ковшей повышенной вместительности и высоты; кристаллизаторов с переменной по высоте конусностью, с более совершенным режимом качания; электромагнитное торможение потоков стали в кристаллизаторе и мягкое обжатие незатвердевшего слитка в зоне вторичного охлаждения; термическое воздействие на заготовку в зоне окончания затвердевания; использование технологий «горячего посада» заготовок в нагревательные устройства перед прокаткой [3].

Большое внимание в мировой металлургии уделяется вопросам снижения расходов на огнеупорные материалы при производстве конвертерной стали. Требования к стойкости футеровки конвертеров предопределили следующую мировую тенденцию в применении огнеупоров: от использования смолосвязанных доломитовых, затем периклазодоломитовых и периклазовых, обожженных периклазовых, пропитанных смолой в вакууме, до огнеупоров периклазоуглеродистого состава с добавками антиоксидантов, которые широко применяются в настоящее время.

Благодаря использованию периклазоуглеродистых огнеупоров, в сочетании с проведением «горячих» ремонтов, что является важной составляющей службы эксплуатации футеровки конвертеров, достигнуты рекордные показатели – 20 тыс. (США), 30 тыс. (КНР), 7 тыс. (Россия) плавов [3]. Определенную роль в повышении стойкости футеровки также играют лазерные системы измерения профиля и стенок местного износа огнеупоров, обеспечивающие автоматическое сканирование и вывод данных об их состоянии для оперативного применения корректирующих мероприятий.

Характерно, что в российской металлургии при выплавке стали в конвертерах широко используются высокомагнезиальные флюсы; это позволяет повысить содержание MgO в шлаке, снизить его агрессивное воздействие на футеровку и получить при раздувке подготовленного шлака огнеупорное защитное покрытие на футеровке [6]. «Горячие» ремонты также включают подварки, полусухое и/или факельное торкретирование с подачей торкрет-масс на основе обожженных магнезита или доломита с использованием установок горизонтального и вертикального типов.

Для повышения эффективности «горячих» ремонтов футеровки конвертеров рекомендуется применять специальные конструкции газоохлаждаемых гарнисажных фурм, обеспечивающих совместное (раздельное) нанесение шлакового гарнисажа по средством раздувки конечного шлака азотными струями и факельное торкретирование футеровки дешевыми торкрет-массами на основе не обожженных магнезиальных шлакообразующих материалов [7].

В соответствии с развиваемыми положениями учеными научной школы университета совместно со специалистами ЕВРАЗ ЗСМК разработаны различные варианты процессов выплавки стали в кислородных конвертерах с использованием природного сырья и техногенных отходов, которые обеспечивают ресурсосбережение и рациональное использование технологической среды в регионе. Изобретения нашли применение на предприятии, что позволило повысить эффективность конвертерного производства и качество металлопродукции.

В настоящее время продолжаются научные исследования процесса выплавки стали в кислородных конвертерах с использованием в твердой металлошихте железосодержащих продуктов переработки конвертерных шлаков; по разработке новых огнеупорных покрытий и материалов, способов горячих ремонтов футеровки конвертеров и устройств для их осуществления, обеспечивающих снижение расходов на огнеупоры.

Библиографический список

1. World Steel Association [Электронный ресурс] / <http://www.worldsteel.org>.
2. Еланский, Д.Г. Обзор докладов на пленарном заседании XIV Международного конгресса сталеплавыльщиков / Д.Г. Еланский, Г.Н. Еланский // Сталь. – 2016. – №12. – С. 21 – 29.
3. Величко, А.Г. Совершенствование конвертерного производства стали в мире и Украине /

А.Г. Величко, Б.М. Бойченко, К.Г. Низяев, А.Н. Стоянов // Черная металлургия: Бюл. ОАО «Черметинформация» – 2011. – № 4. – С. 50 – 55.

4. Иванова, И.М. Использование материальных и энергетических ресурсов за I кв. 2017 г. // Черная металлургия: Бюл. ОАО «Черметинформация» – 2017. – № 7. – С. 10 – 15.

5. Кузнецов С.Н. Современные технологии выплавки стали с использованием железосодержащих продуктов переработки конвертерных шлаков/ С.Н. Кузнецов, Е.В. Протопопов, М.В. Темлянцев [и др.] // Вестник РАЕН. Западно-Сибирское отделение. – 2017. – Выпуск 20. – С. 95 – 101.

6. Возчиков, А.П. Применение высокомагнезильного флюса ФЛЮМАГ в сталеплавильном производстве / А.П. Возчиков, К.Н. Демидов, Т.В. Борисова [и др.]// Сталь. – 2017. – № 4. – С. 16 – 20.

7. Протопопов, Е.В. Тепловая работа торкрет-гарнисажной фурмы для горячих ремонтов футеровки кислородных-конвертеров / Е.В. Протопопов, А.Г. Чернятевич, С.В. Фейлер, А.Н. Калиногорский // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2014. – № 4. С. 21 – 25.

УДК 621.746.5:669.18:519.6

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДВИЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ¹

Протопопов Е.В., Числавлев В.В., Фейлер С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, chisl.vv@yandex.ru*

Аннотация: Проведены исследования гидродинамических процессов в промежуточном ковше машины непрерывного литья заготовок методами физического низкотемпературного моделирования. Дана качественная и количественная оценка эффективности использования различных гидродинамических элементов с использованием метода исследования распределения времени пребывания жидкости в агрегате.

Ключевые слова: физическое моделирование, промежуточный ковш, гидродинамика, непрерывная разливка стали, качество металла.

PHYSICAL MODELING OF METAL MELT MOVEMENT PROCESSES IN CONTINUOUS CASTING

Protopopov E.V., Chislavlev V.V., Feyler S.V.

*Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, chisl.vv@yandex.ru*

Abstract: Investigations of hydrodynamic processes in the tundish of the continuous casting by methods of physical low-temperature modeling have been carried out. A qualitative and quantitative assessment of the efficiency of the use of various hydrodynamic elements is made using the method of the residence time distribution.

Key words: physical modeling, tundish, hydrodynamics, continuous casting of steel, quality of metal.

Одной из основных функций промежуточного ковша современной машины непрерывного литья заготовок является рафинирование жидкого металла от докристаллизационных неметаллических включений. Успешное решение этой важнейшей задачи в значительной степени зависит от особенностей движения и перемешивания металлического расплава в объеме промежуточного ковша. Управление процессами перемешивания расплава возможно осуществлять путем установки специальных огнеупорных элементов (порогов, струегасителей, перегородок и т.д.), конфигурация и место размещения которых во многом определяет распределение потоков в промежуточном ковше. Разработка конфигурации огнеупорных элементов промежуточного ковша, обеспечивающих благоприятные гидродинамические условия для удаления неметаллических включений основывается, преимуще-

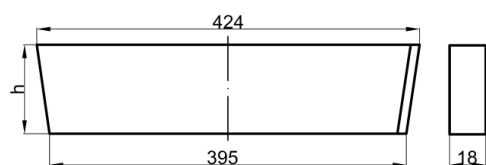
¹ Работа выполнена в СибГИУ по гранту Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых, проект МК-1191.2017.8.

ственно, на результатах физического и математического моделирования [1, 2].

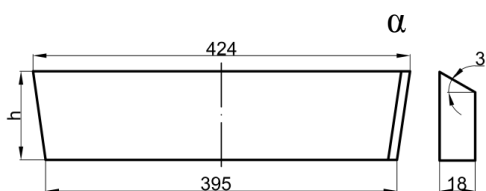
Исследование гидродинамических процессов проводили на лабораторном комплексе [3], включающем физическую модель 28-т промежуточного ковша блюмовой МНЛЗ АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Визуализация потоков моделирующей жидкости производится вводом красителя. Оценку степени гомогенизации и минимального времени пребывания порции жидкости в объеме промежуточного ковша осуществляли кондуктометрическим методом. Оценку эффективности конфигурации промежуточного ковша для обеспечения рафинирования металлического расплава от неметаллических включений осуществляли с использованием метода исследования распределения времени пребывания жидкости в агрегате.

Физические модели огнеупорных элементов были изготовлены из органического стекла, а отдельные элементы реализованы методом послойного моделирования (FDM) с помощью технологии 3d-печати (рисунок 1), что позволило обеспечить точность геометрических параметров моделей.

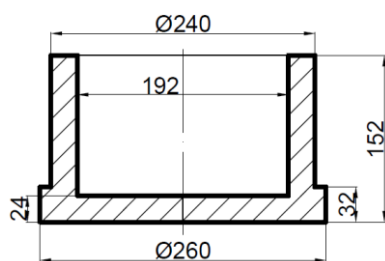
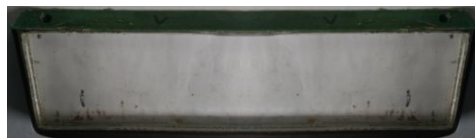
Исследование гидродинамики металла проводили для условий разливки стали со скоростью 0,7 м/мин с подачей металла в промежуточный ковш через защитную трубу и получением заготовки сечением 300×360 мм.



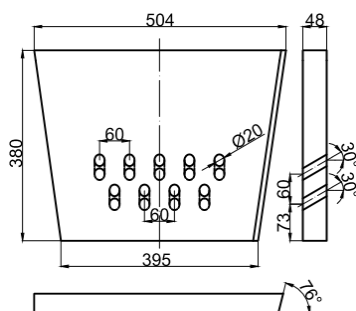
а)



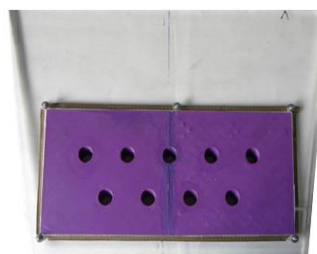
б)



в)



г)



а – порог с прямым верхом; б – порог с косым верхом;

в – струегаситель; г – полнопрофильные перегородки

Рисунок 1– Модели огнеупорных элементов промежуточного ковша

Моделирование проводили при различных вариантах конструкции промежуточного ковша:

1) без огнеупорных элементов (базовый вариант);

2) с установкой порогов (рисунки 1а, 1б), различной высоты (h) и угла среза верха (α) на расстоянии 144 мм от оси защитной трубы:

А) $h=228$ мм, $\alpha=0^\circ$; Б) $h=228$ мм, $\alpha=30^\circ$; В) $h=171$ мм, $\alpha=0^\circ$;

Г) $h=171$ мм, $\alpha=30^\circ$; Д) $h=114$ мм, $\alpha=0^\circ$; Е) $h=114$ мм, $\alpha=30^\circ$;

Ж) $h=57$ мм, $\alpha=0^\circ$; 3) $h=57$ мм, $\alpha=30^\circ$;

3) с установкой струегасителей, различной высоты (рисунок 1, а):

А) 64 мм; Б) 96 мм; В) 128 мм;

4) с установкой полнопрофильных перегородок с переливными отверстиями, направляющими поток моделирующей жидкости к поверхности под углом 30° , различных конфигураций (рисунок 1, б) на расстоянии 144 мм от оси защитной трубы:

А) диаметр 5 отверстий верхнего ряда 20 мм и 4 отверстий нижнего – 20 мм;

Б) диаметр 5 отверстий верхнего ряда 20 мм и 4 отверстий нижнего – 32 мм;

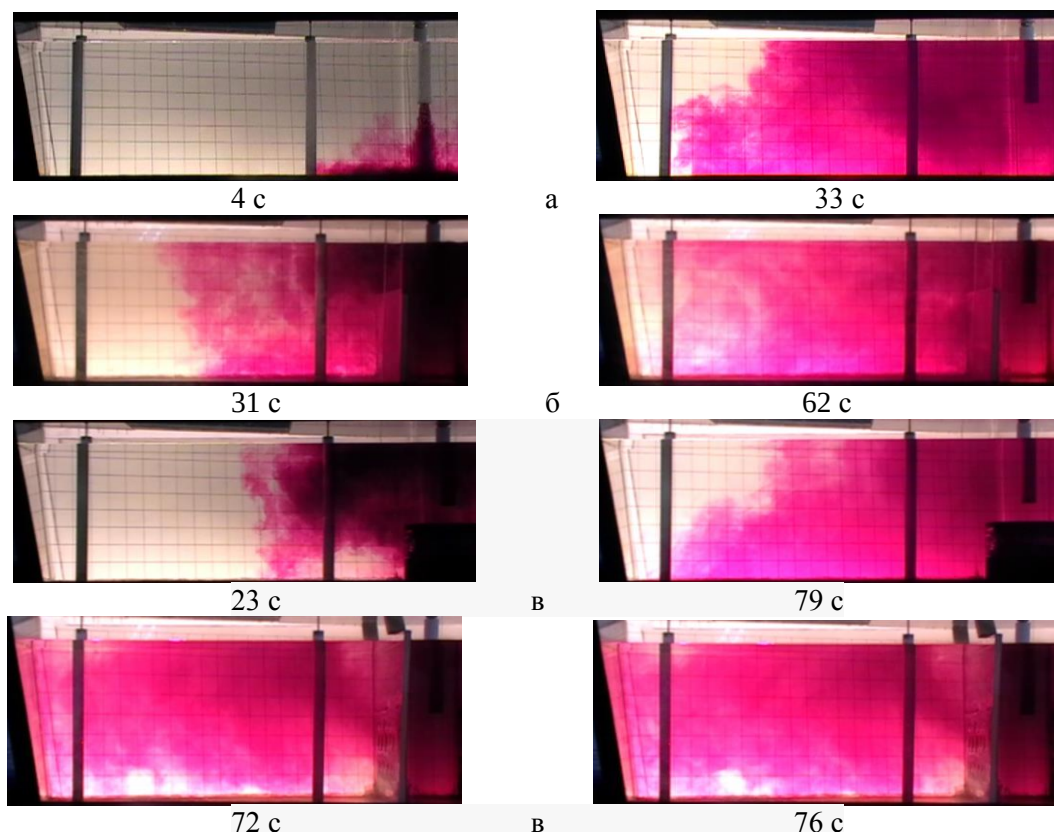
В) диаметр 5 отверстий верхнего ряда 32 мм и 4 отверстий нижнего – 40 мм;

Г) диаметр 4 отверстий верхнего ряда 40 мм и 3 отверстий нижнего – 32 мм;

Д) диаметр 4 отверстий верхнего ряда 40 мм и 3 отверстий нижнего – 20 мм;

Е) диаметр 4 отверстий верхнего ряда 32 мм и 3 отверстий нижнего – 20 мм.

На первом этапе исследовали гидродинамические процессы в промежуточном ковше базового варианта конструкции. В результате проведения исследований установлено, что при базовом варианте конструкции промежуточного ковша время достижения центрального и периферийного разливочных стаканов составляет 4 (6)¹ и 33 (52) секунды модельного времени соответственно (рисунок 2, а). Достижение потока центральных разливочных стаканов осуществляется за короткий временной интервал, образуя при этом «короткие» пути, что в промышленных условиях приводит к попаданию докристаллизационных неметаллических включений, транспортируемых потоком металла, в кристаллизатор, и далее в непрерывнолитую заготовку.



а – без гидродинамического элемента; б – с использованием порогов;
в – с использованием струегасителя; г – с использованием полнопрофильных перегородок

Рисунок 2 – Гидродинамическая картина в промежуточном ковше

¹ Здесь и далее время без скобок указано для условий моделирования, в скобках значения времени соответствуют реальным условиям металлургического процесса.

Анализ данных, полученных кондуктометрическим методом, подтвердил минимальное время достижения жидкости центральных и периферийных разливочных стаканов промежуточного ковша – 4 (6) и 33 (52) секунды соответственно и неравномерное распределение потоков металла в промежуточном ковше базовой конструкции.

Дальнейшие исследования гидродинамики металла в промежуточном ковше проводили с использованием порогов, струегасителей и полнопрофильных перегородок различной конфигурации. Результаты исследований в характерные моменты времени (достижение разливочных стаканов) представлены на рисунке 2.

Применение порогов (рисунки 1 а, б) позволило увеличить время достижения порции моделирующей жидкости центральных и периферийных разливочных стаканов до 31 и 62 секунд соответственно (рисунок 2, б). Использование порогов с косым верхом (рисунок 1, б), позволило увеличить время достижения порции моделирующей жидкости разливочных стаканов в среднем на 2 секунды. При столкновении с порогом основной поток теряет часть кинетической энергии и направляется вдоль порога к поверхности моделирующей жидкости, отражаясь от которой ниспадает к днищу и направляется к центральным разливочным стаканам, далее поток в придонных слоях направляется к периферийным разливочным стаканам.

При установке струегасителя (рисунок 1, в) время достижения порции моделирующей жидкости центрального и периферийного разливочных стаканов достигает 23 и 79 секунд соответственно (рисунок 2 в). Увеличение минимального времени пребывания порции моделирующей жидкости связано со снижением скорости потока на выходе из объема струегасителя в результате подавления части энергии струи при циркуляции в нем. При выходе из струегасителя основной поток моделирующей жидкости направляется к поверхности и отражаясь, движется к центральным разливочным стаканам и далее к периферийным. При таком режиме течения наблюдается уменьшение области с активными завихрениями, снижение турбулентности и, как следствие, увеличение минимального времени пребывания порции металла в промежуточном ковше.

При установке полнопрофильных перегородок (рисунок 1, г) происходит разделение промежуточного ковша на 3 камеры (приемную и 2 разливочные). В приемной камере происходит активная циркуляция моделирующей жидкости, через переливные отверстия поток поступает в разливочные камеры (рисунок 3, в). Струи, проходящие через отверстия, в перегородках направляются к поверхности и достигают её в области центральной части разливочной камеры между стопорами. При достижении поверхности происходит условное разделение основного потока на две части. Одна часть движется вдоль поверхности и, доходя до торцевых стенок, устремляется к периферийным разливочным стаканам и далее движется с меньшей скоростью в придонных слоях вблизи задних стенок к центральным разливочным стаканам. Другая, отраженная от поверхности часть основного потока направляется к центральному разливочному стакану.

На рисунке 3 представлены значения времени достижения порции моделирующей жидкости центральных и периферийных разливочных стаканов для исследуемых вариантов. Из приведенных данных видно, что наиболее рациональное распределение потоков достигается при использовании полнопрофильных перегородок с 4 отверстиями нижнего ряда диаметром 20 мм и 5 отверстиями верхнего ряда диаметром 32 мм (вариант 4Б), при этом время достижения центральных и периферийных разливочных стаканов составляет 72 и 76 секунд соответственно, различаясь на 4 с., что свидетельствует об активной циркуляции моделирующей жидкости, ее гомогенизации и отсутствии «коротких» путей.

Анализ результатов физического моделирования, полученных кондуктометрическим методом и методом исследования распределения времени пребывания жидкости в агрегате позволяет сделать вывод о том, что объем застойных зон в промежуточном ковше базового варианта конструкции составляет ~28 % (рисунок 4), а для промышленных условий наличие «короткого» пути к центральным разливочным стаканам не позволяет обеспечить в полной мере гомогенизацию металлического расплава по химическому составу и температуре, а также рафинирование металлического расплава от неметаллических включений и требуется применение дополнительных огнеупорных элементов для организации движения потоков металла, увеличения минимального времени пребывания порции металла в объеме промежуточного ковша и создания зон активной циркуляции расплава и уменьшения объема застойных зон.

Увеличение высоты моделей порогов до 228 мм способствовало увеличению времени достижения порции моделирующей жидкости разливочных стаканов (рисунок 3) и уменьшению объема застойных зон до 23 % (рисунок 4).

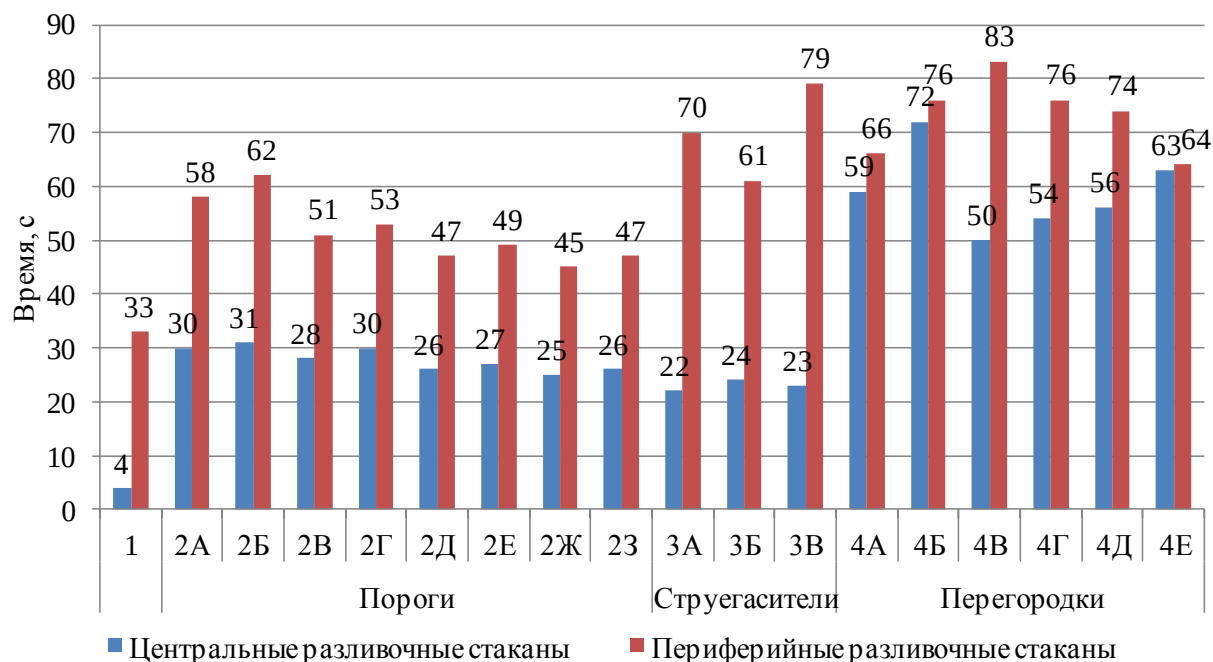


Рисунок 3 – Минимальное время достижения потока моделирующей жидкости разливочных стаканов при использовании различных моделей огнеупорных элементов

Использование струегасителя позволило увеличить время достижения порции моделирующей жидкости центрального и периферийного разливочных стаканов. При этом увеличение высоты модели струегасителя до 128 мм способствует уменьшению объема застойных зон до 25 % (рисунок 4). Однако эффективность применения струегасителя имеет кратковременный характер.

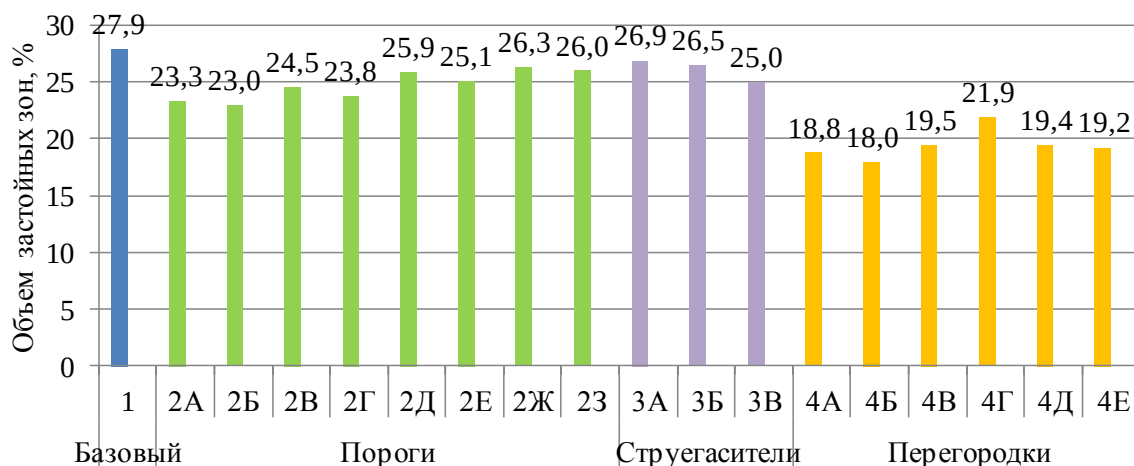


Рисунок 4 – Объем застойных зон в промежуточном ковше при использовании различных моделей огнеупорных элементов, %

По результатам физического моделирования установлено, что лучшие результаты достигаются при использовании полнопрофильных перегородок с 2 рядами отверстий – диаметром 20 мм для нижнего ряда (4 отверстия) и 32 мм для верхнего ряда (5 отверстий), в этом случае моделирующей жидкости направляется к поверхности, создавая замкнутый контур циркуляции, охватывающий практически весь объем промежуточного ковша (рисунок 2, г). При этом объем застойных зон составляет 18 % (рисунок 4).

В результате моделирования установлено, что наиболее благоприятные гидродинамические условия достигаются при использовании полнопрофильных перегородок. При этом приемная камера работает как струегаситель, металл, циркулирует в замкнутой области, активно перемешиваясь, что способствует укрупнению неметаллических включений. Попадая через переливные отверстия в разливочные камеры, поток металла направлен к поверхности раздела металл-ассимилирующий шлак и движется у поверхности, что способствует рафинированию расплава. Использование перегородок с 2 рядами отверстий с диаметром (50) мм для нижнего ряда и (80) мм для верхнего ряда позволяет обес-

печить достижение центральных и периферийных ручьев практически одновременно – (121) с. и (126) с. для центральных и периферийных ручьев, соответственно.

Библиографический список

1. О структуре течений жидкого металла в гидродинамическом поле ограниченного пространства промежуточного ковша МНЛЗ / А.С. Эльдарханов, Л.Х-А. Саипова, М.Р. Нахаев [и др.] // *Металлургия машиностроения*. – 2017. – № 4. – С. 13-16.
2. Ефимов, В.А. Технологии современной металлургии / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
3. Фейлер, С.В. Лабораторно-экспериментальный комплекс для изучения процессов гидродинамики при непрерывной разливке стали / С.В. Фейлер, В.В. Числавлев // *Современные вопросы теории и практики обучения в вузе : сборник научных трудов*. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015 – Вып. 18. – С. 62-72.

УДК 669.168

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАВКИ МАРГАНЦА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО

Рожихина И.Д., Нохрина О.И.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, rojihina_id@mail.ru*

Аннотация: В работе с использованием математической модели спрогнозированы параметры технологии выплавки марганца металлического алуминотермическим способом из марганцевого концентрата химического обогащения с использованием синтезированного монофазного материала CaMnO_3 .

Ключевые слова: молярные доли, коэффициенты активности, металл-восстановитель, алюминий, марганец металлический, монофазный материал.

OPTIMIZATION OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ALUMINOTHERMIC SMELTING OF MANGANESE METAL

Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I.

*State Siberian Industrial University
Novokuznetsk, Russia, rojihina_id@mail.ru*

Abstract: In this work using mathematical model to predict the parameters of the technology of smelting manganese metal by aluminothermic method from manganese concentrate of chemical enrichment with the synthesized single phase material CaMnO_3 .

Key words: mole fraction, coefficients of activity, a metal-reducing agent, the aluminium, manganese metal, single-phase material.

Для выплавки марганца металлического алуминотермическим способом необходимо использовать высококачественное марганцевое сырье [1]. Для обеспечения требуемого ГОСТ 6008-80 химического состава марганца металлического таким сырьем являются пероксидные марганцевые руды [2] или перодельные малофосфористые марганцевые шлаки [3].

Концентрат химического обогащения, имеющий в своем составе минимальное содержание примесей (Fe_2O_3 до 0,1 %, Р до 0,009 %, 0,5 – 1,2 % SiO_2 , S – следы, менее 2 % CaCl_2), может являться подходящим исходным материалом для получения металлического марганца алуминотермическим процессом [4, 5].

При выплавке марганца металлического алуминотермическим способом возникает проблема наиболее эффективного использования дефицитных и дорогостоящих высококачественных марганцевых руд и порошка вторичного алюминия. Основными характеристиками эффективности внепечного процесса, несомненно, являются степень извлечения компонентов в сплав, химический состав сплава и сопутствующего шлака, кратность шлака.

Сделана попытка аналитически определить кратность шлака и оптимальный состав шлаковой

фазы при алюминотермической выплавке марганцевого сплава заданного состава. Остальные характеристики процесса могут быть определены на базе этих величин. При этом использовались уравнения, полученные путем обработки эмпирических данных по внепечной алюминотермической плавке комплексных сплавов с марганцем и титаном [6]:

$$c[\text{Me}'] = \frac{c[\text{Me}'']^{\frac{n}{x}} \cdot c(\text{Me}'_x\text{O}_y)^{\frac{1}{x}} \cdot \gamma[\text{Me}'']^{\frac{2n}{x}} \cdot \gamma(\text{Me}'_x\text{O}_y)^{\frac{2}{x}}}{c(\text{Me}''_n\text{O}_y)^{\frac{1}{x}} \cdot \gamma[\text{Me}']^2 \cdot \gamma(\text{Me}''_n\text{O}_y)^{\frac{2}{x}} \cdot \exp\left(\frac{\Delta G_T^0}{x \cdot R \cdot T}\right)}, \quad (1)$$

где: $c[\text{Me}']$ и $c[\text{Me}'']$ – молярная доля восстанавливаемого металла и металла-восстановителя в металлическом расплаве соответственно;

$c[\text{Me}'_x\text{O}_y]$ и $c[\text{Me}''_n\text{O}_y]$ – молярная доля оксидов восстанавливаемого металла и металла-восстановителя в шлаковом расплаве соответственно;

$\gamma[\text{Me}']$ и $\gamma[\text{Me}'']$ – коэффициенты активности восстанавливаемого металла и металла-восстановителя в металлическом расплаве соответственно;

$\gamma(\text{Me}'_x\text{O}_y)$, $\gamma(\text{Me}''_n\text{O}_y)$ – коэффициенты активности оксидов восстанавливаемого металла и металла-восстановителя в шлаковом расплаве соответственно;

ΔG_T^0 – стандартное изменение энергии Гиббса реакции металлотермического восстановления, Дж;

R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль · К);

T – температура процесса, К.

Для реакции восстановления монооксида марганца алюминием коэффициенты x и n в уравнении (1) будут соответственно равны 1 и 2. Температура процесса, измеренная непосредственно в лабораторных условиях при восстановлении 1 кг марганцеворудного концентрата, составила примерно 2300 К. Стандартное изменение энергии Гиббса реакции алюминотермического восстановления монооксида марганца при данной температуре рассчитывалось по данным [6].

Таким образом, уравнение (1) принимает следующий вид:

$$c[\text{Mn}] = \frac{c[\text{Al}]^2 \cdot c(\text{MnO}) \cdot \gamma[\text{Al}]^4 \cdot \gamma(\text{MnO})^2 \cdot 10^6}{1,016 \cdot c(\text{Al}_2\text{O}_3) \cdot \gamma[\text{Mn}]^2 \cdot \gamma(\text{Al}_2\text{O}_3)^2}. \quad (2)$$

Аналогично были получены уравнения для реакций алюминотермического восстановления монооксида железа и диоксида кремния. Они соответственно имеют следующий вид:

$$c[\text{Fe}] = \frac{c[\text{Al}]^2 \cdot c(\text{FeO}) \cdot \gamma[\text{Al}]^4 \cdot \gamma(\text{FeO})^2 \cdot 10^{17}}{4,265 \cdot c(\text{Al}_2\text{O}_3) \cdot \gamma[\text{Fe}]^2 \cdot \gamma(\text{Al}_2\text{O}_3)^2}, \quad (3)$$

$$c[\text{Si}] = \frac{c[\text{Al}]^4 \cdot c(\text{SiO}_2) \cdot \gamma[\text{Al}]^8 \cdot \gamma(\text{SiO}_2)^2 \cdot 10^9}{3 \cdot c(\text{Al}_2\text{O}_3) \cdot \gamma[\text{Si}]^2 \cdot \gamma(\text{Al}_2\text{O}_3)^2}. \quad (4)$$

Высокопроцентный марганцевый сплав, полученный алюминотермическим способом, может быть в первом приближении описан системой Mn-Fe-Al-Si. При этом шлаковая фаза представляет собой систему MnO-Al₂O₃-SiO₂-FeO-CaO-MgO-Na₂O-K₂O-BaO. Коэффициенты в уравнениях были получены в результате статистической обработки данных опытных плавов металлического марганца:

$$\ln \gamma[\text{Mn}] = -0,033 \cdot \frac{c[\text{Fe}]}{c[\text{Mn}]} + 1,058 \cdot \frac{c[\text{Al}]}{c[\text{Mn}]} + 0,171 \cdot \frac{c[\text{Si}]}{c[\text{Mn}]}, \quad (5)$$

$$\ln \gamma[\text{Fe}] = -0,424 \cdot \frac{c[\text{Mn}]}{c[\text{Fe}]} + 5,252 \cdot \frac{c[\text{Al}]}{c[\text{Fe}]} - 2,278 \cdot \frac{c[\text{Si}]}{c[\text{Fe}]}, \quad (6)$$

$$\ln \gamma[\text{Al}] = 0,11 \cdot \frac{c[\text{Fe}]}{c[\text{Al}]} - 0,112 \cdot \frac{c[\text{Mn}]}{c[\text{Al}]} + 0,105 \cdot \frac{c[\text{Si}]}{c[\text{Al}]}, \quad (7)$$

$$\ln \gamma[\text{Si}] = -2,845 \cdot \frac{c[\text{Fe}]}{c[\text{Si}]} + 1,362 \cdot \frac{c[\text{Mn}]}{c[\text{Si}]} + 28,135 \cdot \frac{c[\text{Al}]}{c[\text{Si}]}, \quad (8)$$

$$\ln \gamma(\text{MnO}) = 0,104 \cdot \frac{c(\text{Al}_2\text{O}_3)}{c(\text{MnO})} - 0,292 \cdot \frac{c(\text{SiO}_2)}{c(\text{MnO})} + 0,176 \cdot \frac{c(\text{FeO})}{c(\text{MnO})} + 0,176 \cdot \frac{\Sigma(c)}{c(\text{MnO})}, \quad (9)$$

$$\ln \gamma(\text{SiO}_2) = -0,802 \cdot \frac{c(\text{Al}_2\text{O}_3)}{c(\text{SiO}_2)} + 0,465 \cdot \frac{c(\text{FeO})}{c(\text{SiO}_2)} + 0,465 \cdot \frac{c(\text{MnO})}{c(\text{SiO}_2)} + 0,465 \cdot \frac{\Sigma(c)}{c(\text{SiO}_2)}, \quad (10)$$

$$\ln \gamma(\text{FeO}) = -1,733 \cdot \frac{c(\text{Al}_2\text{O}_3)}{c(\text{FeO})} + 3,262 \cdot \frac{c(\text{SiO}_2)}{c(\text{FeO})} - 0,668 \cdot \frac{c(\text{MnO})}{c(\text{FeO})} - 0,668 \cdot \frac{\Sigma(c)}{c(\text{FeO})}, \quad (11)$$

$$\ln \gamma(\text{Al}_2\text{O}_3) = -0,071 \cdot \frac{c(\text{SiO}_2)}{c(\text{Al}_2\text{O}_3)} + 0,052 \cdot \frac{c(\text{FeO})}{c(\text{Al}_2\text{O}_3)} + 0,052 \cdot \frac{c(\text{MnO})}{c(\text{Al}_2\text{O}_3)} + 0,052 \cdot \frac{\Sigma(c)}{c(\text{Al}_2\text{O}_3)}, \quad (12)$$

где: $\Sigma(c)$ – суммарная молярная концентрация CaO, MgO, BaO, Na₂O и K₂O в шлаке.

Так как молярный состав сплава обычно известен или может быть рассчитан, то уравнения (2) - (12) могут быть сведены в систему, содержащую тринадцать неизвестных. Такая система не может быть однозначно решена. Для получения однозначного решения предложены следующие дополнительные уравнения:

$$\sum c \approx 1 - c(\text{Al}_2\text{O}_3) - c(\text{SiO}_2) - c(\text{MnO}) - c(\text{FeO}), \quad (13)$$

$$K_{\text{шл}} = \frac{N_{\text{шл}} \cdot [102 \cdot c(\text{Al}_2\text{O}_3) + 60 \cdot c(\text{SiO}_2) + 71 \cdot c(\text{MnO}) + 72 \cdot c(\text{FeO}) + 81 \cdot \Sigma(c)]}{55 \cdot c[\text{Mn}] + 56 \cdot c[\text{Fe}] + 27 \cdot c[\text{Al}] + 28 \cdot c[\text{Si}]}, \quad (14)$$

где: $K_{\text{шл}}$ – кратность шлака;

$N_{\text{шл}}$ – количество шлака, моль.

$$1 = c[\text{Al}] + c[\text{Si}] + c[\text{Mn}] + c[\text{Fe}]. \quad (15)$$

Таким образом, можно получить систему из четырнадцати уравнений (в том числе и нелинейных) с пятнадцатью неизвестными. Недостающее уравнение может быть получено либо на основании каких-либо дополнительных технологических требований, либо аналогично уравнениям (2) - (4) для любой из следующих реакций:



Эта система уравнений была решена с использованием программы MathCAD при следующих условиях:

- состав KXO, %: 87 Mn₃O₄, 7 CaO, 4,0 CaCl₂, 0,3 SiO₂, 0,1 Fe₂O₃, S – следы, P₂O₅ – следы;
- монофазный материал CaMnO₃: ~ 40 % CaO, ~ 60 % MnO₂;
- алюминиевый порошок;
- состав марганца металлического.

В результате расчета был получен оптимальный состав шлаковой фазы, % масс.: 6,0 – 8,2 MnO, 35,5 – 40,0 CaO, 50,0 – 58,0 Al₂O₃, 0,5 – 1,5 SiO₂, 2,8 – 4,8 CaCl₂, 0,08 – 0,20 FeO, следы P, 0,015 – 0,05 S, которому соответствует оптимальное соотношение концентрата химического обогащения (KXO) и монофазного материала (CaMnO₃) – $\frac{KXO}{CaMnO_3} = \frac{6,5-7,5}{2,5-3,5}$. Кратность шлака 2,2 – 2,7.

На основании термического анализа и данных математического моделирования была разработана технология выплавки марганца металлического, включающая предварительную подготовку шихтовых материалов с целью получения синтетического материала, который содержит высший оксид марганца MnO₂ и одновременно является эффективным флюсом.

Ранее были установлены оптимальные условия получения твердых растворов оксидов кальция и марганца, в том числе CaMnO₃ [7].

Применение монофазного материала CaMnO₃ в качестве шихтовой составляющей при алюминотермической плавке металлического марганца позволяет увеличить термичность процесса, а, следовательно, увеличить извлечение марганца из концентрата в среднем до 90 %.

Шихта состояла из концентрата химического обогащения, продукта синтеза и алюминиевого порошка. Плавку вели в горне с верхним запалом. В результате опытных плавов был получен металл, химический состав которого приведен в таблице 1.

Из полученных результатов видно, что химический состав сплава соответствует требованиям ГОСТ 6008-80.

Необходимо отметить, что металлический марганец отличается низким содержанием вредных примесей – фосфора и серы, а содержание железа не превышает 1 % [8].

Извлечение марганца из концентрата составило в среднем 90 %.

Таблица 1 – Химический состав опытного металла

№ плавки	Состав металла, масс. %						Содержание MnO в шлаке, %	Извлечение Mn, %
	Mn	Al	Si	Fe	S	P		
1	96,89	0,81	0,45	0,88	0,004	0,006	7,24	90,70
2	97,00	0,75	0,38	0,83	0,002	0,006	6,15	90,11
3	97,12	0,73	0,40	0,74	0,003	0,005	6,01	91,16
4	96,78	0,68	0,58	0,97	0,004	0,004	8,15	87,68
5	96,84	0,83	0,64	0,91	0,004	0,006	7,35	89,89

Кратность шлака – 2,30 – 2,65.

Температуру расплава замеряли в ходе экспериментов, она составляла

$$\sim 2300 - 2373 \text{ К (при оптимальном соотношении } \frac{KXO}{\text{монофазный материал}} = \frac{6,5 - 7,5}{2,5 - 3,5} \text{)}.$$

Сквозное извлечение марганца при выплавке марганца металлического из концентрата химического обогащения, полученного по разработанной технологии обогащения карбонатных руд кальций-хлоридным способом составило 85,3 – 89,3 %, что значительно превышает извлечение марганца при выплавке марганца металлического алюминотермическим внепечным процессом из пероксидных марганцевых руд, которое составляет 69 – 72 %, и находится на уровне извлечения марганца при использовании KXO при выплавке марганца металлического с использованием электронагрева [2, 3].

В результате опытных плавов был получен шлак состава, масс. %:

MnO	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaCl ₂	FeO	P	S
6,1-8,15	36,0-38,1	51,2-56,8	0,6-1,3	3,2-6,4	0,1-0,4	следы	0,02-0,03

Этот шлак практически не содержит вредных примесей, оксидов железа и кремния и может быть использован в качестве синтетического шлака для обработки стали в ковше, а также этот шлак может быть использован в строительной индустрии для получения цементов.

Полезное использование алюминия составляет 94 – 96 %.

Таким образом, полученные результаты лабораторных алюминотермических плавов марганца металлического согласуются с прогнозными данными технологических параметров алюминотермической плавки марганца металлического.

Библиографический список

1. Алюминотермия / Под ред. Н.П. Лякишева, Ю.Л. Плинера, Г.Ф. Игнатенко, С.И. Лаппо – М.: Металлургия, 1978. – 424 с.
2. Елютин В.П. Производство ферросплавов / В.П. Елютин, Ю.А. Левин, Б.Е. Павлов и др. – М.: Металлургиздат, 1957. – 256 с.
3. Пат. 223347 РФ МПК C22C33/04. Способ производства металлического марганца / Коршунов Е.А., Тарасов А.Г., Шариков В.Н. и др. - № 2002124665/02, заявл. 16.09.2002, опубл. 27.07.2004. БИ.
4. А.с. № 1225871 СССР, МКИ C22B47/00 Способ выплавки металлического марганца. Н.В. Толстогузов, И.А. Селиванов. – № 3784537/22-02; заявл. 25.08.84; опубл. 23.04.86, Бюл. № 15.
5. А.с. № 1235962 СССР, МКИ C22B47/00 Способ выплавки металлического марганца. Н.В. Толстогузов, И.А. Селиванов. – № 3812806/22-02; заявл. 17.08.84; опубл. 07.06.86, Бюл. № 21.
6. Сафонов А.В. Равновесие «металл-шлак» алюминотермических процессов получения сплавов с титаном и марганцем / А.В. Сафонов [и др.] // Тр. междунар. науч.-практ. конф. / Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк: 2006. – Т. 1. – С. 39-43.
7. Рожихина И.Д. Исследование процесса синтеза кальциймарганецсодержащих материалов / И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина, Г.М. Тираков, Г.Л. Борщевская – Известия вузов. Черная металлургия – 2008. - № 10 – С. 27-31.
8. Рожихина И.Д. Получение металлического марганца из высококачественного марганцевого концентрата / И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина – Сталь – 2008.-№ 7 – С.58-60.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СООТНОШЕНИЯ ЧУГУНА И МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЛОМА В ШИХТЕ ЭЛЕКТРОПЛАВКИ НА ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Уманский А.А., Думова Л.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

Аннотация: Для условий электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» проведено статистическое исследование влияния соотношения чугуна и лома в металлозавалке на технико-экономические показатели производства рельсовой стали. Полученные регрессионные зависимости легли в основу модели, использование которой позволяет выработать обоснованные рекомендации по оптимальной доле чугуна в металлошихте для конкретного периода с учетом текущего уровня цен на материалы и энергоносители, а также с учетом изменения производительности цеха.

Ключевые слова: дуговая сталеплавильная печь, рельсовая сталь, чугун, металлический лом, технико-экономические показатели

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE RATIO OF THE IRON AND METAL CHAIN IN THE ELECTRIC SHIELD ON THE TECHNICAL AND ECONOMIC INDICATORS OF THE PRODUCTION OF THE RAIL STEEL

Umanskii A.A., Dumova L.V.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru*

Abstract: For the conditions of the electric steelmaking shop of "EVRAZ ZSMK" a statistical study of the influence of the ratio of pig iron and scrap in the metal scrap on the technical and economic indicators of the production of rail steel. The resulting regression relationships formed the basis of the model, the use of which makes it possible to develop sound recommendations on the optimal proportion of pig iron in the metal charge for a particular period, taking into account the current level of prices for materials and energy carriers, and also taking into account the change in the productivity of the shop.

Key words: arc steel-smelting furnace, rail steel, cast iron, scrap metal, technical and economic indicators.

В настоящее время в мировой металлургии основная масса стали рельсовых марок выплавляется в кислородных конвертерах. В отечественной металлургии производство рельсовой стали в дуговых сталеплавильных печах осуществляется только на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» («ЕВРАЗ ЗСМК»).

Основной причиной малой распространенности производства рельсов из электростали является проблема обеспечения низкого и стабильного уровня содержания в стали примесей остаточных элементов (хрома, никеля, меди), которая не может быть разрешена без значительных дополнительных затрат или резкого ограничения сырьевой базы.

Тем не менее, производство рельсов из электростали представляется перспективным по ряду причин [1, 2]:

- электродуговая печь является универсальным агрегатом, позволяющим с высокой экономичностью проводить широкий спектр технологических операций, и хорошо сочетающимся с агрегатами внепечной обработки и установками непрерывной разливки стали.

- более широкие технологические возможности электродуговых печей позволяют организовать производство рельсов улучшенного металлургического качества, в том числе предназначенных для эксплуатации в особо сложных условиях.

Фактически дуговая электросталеплавильная печь является более гибким агрегатом по сравнению с кислородным конвертером по следующим параметрам [3-5]:

- обеспечение заданной скорости расплавления, нагрева, обезуглероживания, гомогенизации по температуре и химическому составу;
- возможности легирования (в том числе прямого легирования стали) металлического расплава;
- обеспечение заданной скорости расплавления шлакообразующих, формирования гомогенного, обладающего высокой рафинирующей способностью шлака для проведения дефосфорации в печи, а при выпуске из печи и десульфурации расплава шлака, способствующего удалению неметаллических включений и дегазации стали.

На «НКМК» (в настоящее время входит в состав «ЕВРАЗ ЗСМК») разработана и внедрена начиная с 2000 г. технология выплавки рельсовой в 100-тонных дуговых электропечах с использованием жидкого чугуна [6-8]. Начиная с 2010 г. в связи с закрытием собственного доменного производства в металлошихте используется твердый (чушковый) чугун.

Следует отметить, что замещение части лома чугуном продиктовано, прежде всего, необходимостью выполнения требований по концентрации примесей цветных металлов. При этом технико-экономическая эффективность такой замены не всегда очевидна.

В частности, технология использования чугуна в электроплавке имеет такие технологические и экономические недостатки, как:

- повышение кратности шлака из-за высокого содержания кремния в чугуне, что, в свою очередь обуславливает повышение затрат на утилизацию шлака, повышение угара ферросплавов;
- увеличение расхода извести для получения требуемой основности шлака, а также увеличение тепловых потерь со шлаком;
- увеличение расхода марганецсодержащих ферросплавов вследствие меньшего содержания марганца в чугуне по сравнению с металлоломом;
- увеличение затрат на металлошихту из-за более высокой стоимости чугуна по сравнению с металлоломом;
- повышение расхода окислителей вследствие необходимости удаления из расплава вносимого чугуном углерода.

Хотя, при этом, замена части лома чугуном в металлошихте позволяет добиться и ряда существенных преимуществ:

- уменьшить расход топлива (природного газа);
- снизить расход науглероживателей (кокса);
- сократить затраты на подготовку металлолома к плавке;
- уменьшить концентрацию азота в стали, вследствие интенсификации окислительного периода и общего уменьшения продолжительности плавки;
- снизить расход огнеупорных изделий за счет уменьшения перепадов температур и отсутствия механических разрушений футеровки при загрузке тяжеловесной металлошихты;
- уменьшить загрязненность стали экзогенными неметаллическими включениями.

В целом оценку технико-экономической эффективности использования чугуна в металлозавалке дуговых электропечей и выбор оптимального расхода чугуна следует проводить для условий конкретного агрегата и с учетом текущего уровня цен на материалы и энергоносители. Таким образом, для получения количественных зависимостей, адекватно отображающих реальную ситуацию, необходимым условием является статистическая обработка массива данных для конкретного агрегата за период времени со стабильной технологией производства.

Данный подход реализован при исследовании влияния состава металлошихты на технико-экономические показатели работы электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» [9, 10]. Проведено статистическое исследование влияния соотношения лома и чугуна в металлозавалке на технико-экономические показатели производства рельсовой стали в периоды, характеризующиеся следующей технологической схемой производства:

1 Выплавка в дуговой сталеплавильной печи с использованием 30-60 % жидкого чугуна с последующей внепечной обработкой стали на агрегате «ковш-печь» и разливкой на МНЛЗ в заготовки сечением 300×330 мм (2007 г.).

2 Выплавка в дуговой сталеплавильной печи с использованием 20-50 % твердого (чушкового) чугуна, последовательная внепечная обработка на двух агрегатах «ковш-печь» и вакууматоре и разливка на реконструированной МНЛЗ в заготовки сечением 300×360 мм (2016 г.).

Исследовали влияние состава металлозавалки на следующие показатели работы электропечей при выплавке рельсовой стали: удельный расход электроэнергии, кислорода, извести, содержание марганца и кремния на выпуске из печи (характеризует расход ферросплавов), безвозвратные потери металла (угар), длительность плавки.

В качестве базы для исследования использовали массив из 1000 плавов рельсовой стали марок

Э76Ф (2007 г.) и Э76ХФ (2016 г.). Выбор указанных марок обусловлен их наибольшей долей в сорimente рассматриваемого цеха.

В результате проведенного анализа установлено значимое влияние состава металлошихты на следующие параметры: удельный расход электроэнергии и кислорода, содержание марганца на выпуске из печи и длительность плавки.

По полученным данным при увеличении доли, как жидкого, так и твердого чугуна в металлозавалке удельный расход электроэнергии линейно уменьшается (рисунок 1).

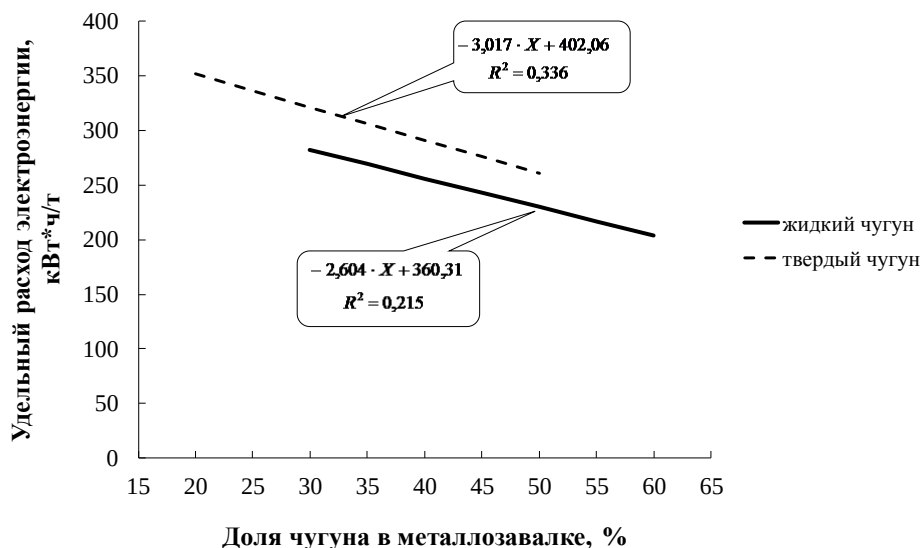


Рисунок 1 – Зависимость удельного расхода электроэнергии от доли чугуна в металлозавалке

При этом изменение расхода жидкого чугуна несколько более значительно сказывается на расходе электроэнергии по сравнению с твердым чугуном. Данное различие обусловлено повышенным теплосодержанием жидкого чугуна, что обуславливает сокращение периода плавления. Более низкая температура плавления твердого чугуна по сравнению с металлическим ломом также приводит к уменьшению длительности плавления, которое, однако не столь значительно, как в случае применения жидкого чугуна.

Удельный расход кислорода при повышении доли чугуна в металлозавалке возрастает по параболическому закону (рисунок 2) независимо от агрегатного состояния используемого чугуна. Увеличенный расход кислорода обусловлен необходимостью окисления дополнительного вносимого чугуном углерода, а параболический характер полученной зависимости свидетельствует об увеличении интенсивности продувки кислородом для снижения продолжительности окислительного периода и плавки в целом.

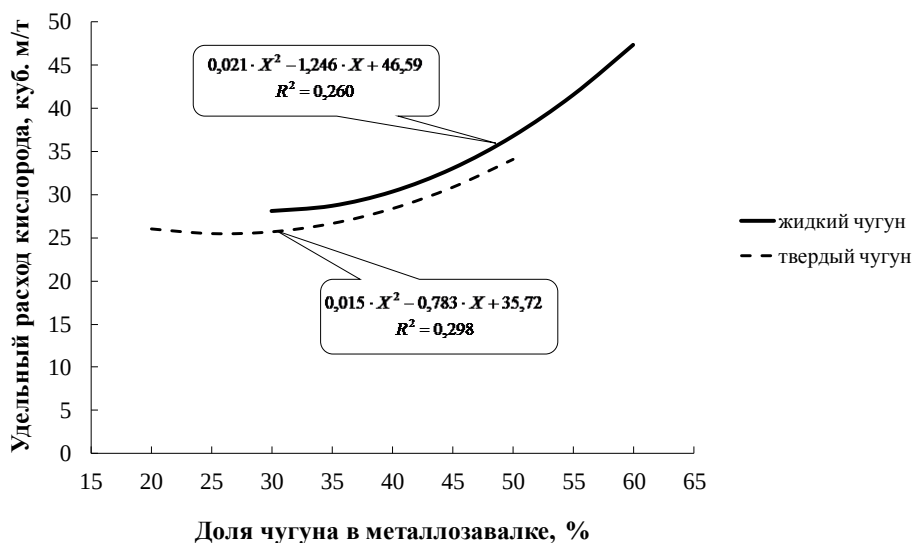


Рисунок 2 – Зависимость удельного расхода кислорода от доли чугуна в металлозавалке

Полученные результаты свидетельствуют о снижении содержания марганца на выпуске из печи при повышении расхода чугуна на плавку (рисунок 3), что объясняется пониженным содержанием марганца в чугуне относительно лома и повышенным окислением марганца за счет увеличения продолжительности и интенсивности продувки кислородом.

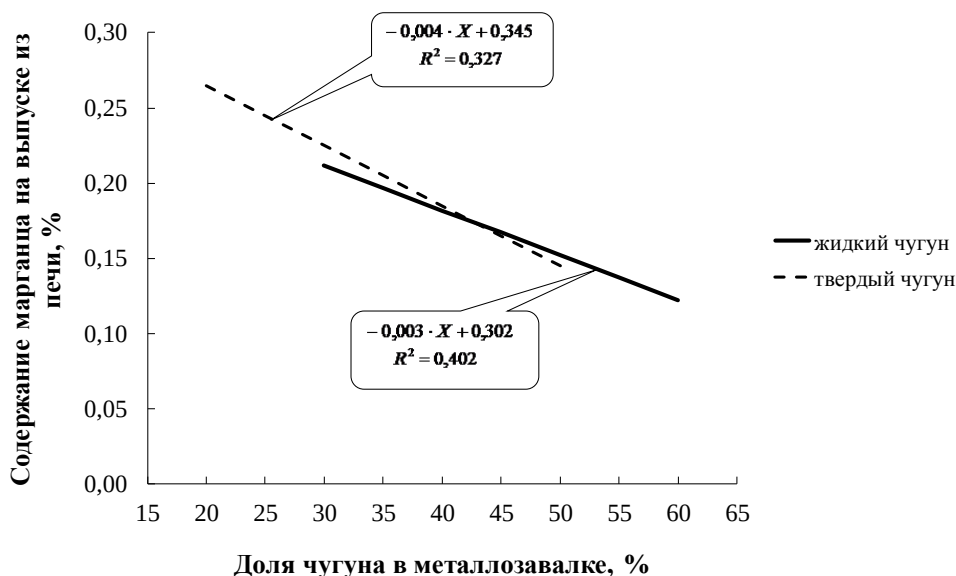


Рисунок 3 – Зависимость содержания марганца на выпуске из печи от доли чугуна в металлозавалке

Зависимость длительности плавки от соотношения компонентов шихты в металлозавалке свидетельствует о наличии выраженного минимума на рассматриваемом интервале изменения расхода чугуна (рисунок 4).

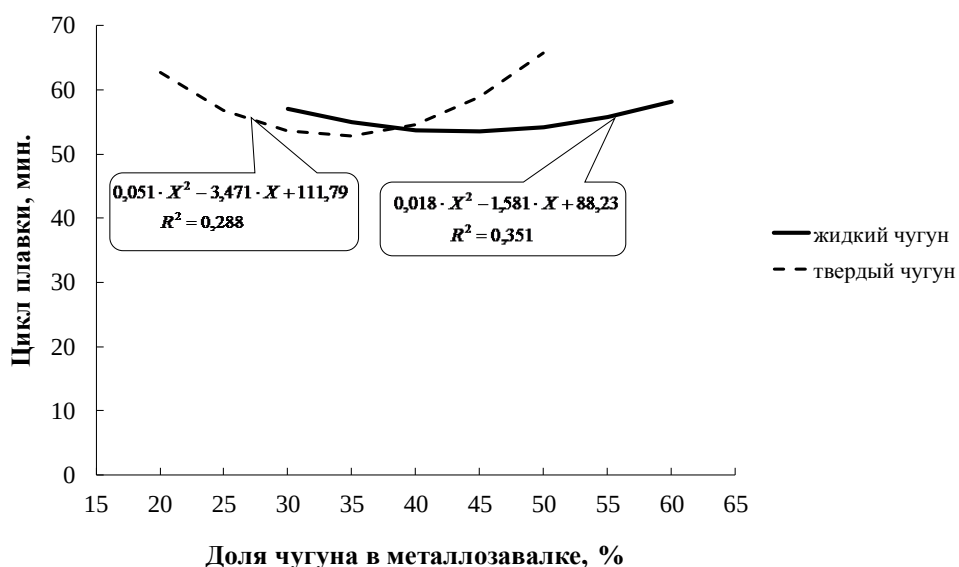


Рисунок 4 – Зависимость длительности электроплавки от доли чугуна в металлозавалке

При этом указанный минимум при использовании жидкого чугуна находится в интервале 35-40 %, а при использовании твердого чугуна – 30-35 %. Такой характер зависимости, очевидно, обусловлен разнонаправленным влиянием увеличения расхода чугуна на продолжительность периодов плавки (период плавления, окислительный период, количество подвалок металлолома) и нелинейным изменением продолжительности самих периодов.

Так при увеличении расхода чугуна происходит снижение продолжительности периода плавления при одновременном увеличении длительности окислительного периода. При этом, как показано выше, увеличение расхода жидкого чугуна оказывает более сильное влияние на ускорение расплавления шихты по сравнению с твердым чугуном. Также повышение расхода чугуна приводит к снижению или полному отказу от подвалок металлолома, что естественно уменьшает продолжительность

ность плавки.

На основании полученных зависимостей построена статистическая модель влияния состава металлошихты на технико-экономические показатели работы ЭСПЦ при выплавке рельсовой стали. В качестве параметров оптимизации выбрали: суммарные затраты по статьям себестоимости, зависящим от состава металлошихты и производительность цеха по годным непрерывнолитым заготовкам.

В качестве формирующих суммарные затраты по зависящим от состава металлошихты статьям себестоимости компонентов выступили: затраты на шихтовые материалы (чугун и лом), затраты на электроэнергию, кислород, ферросплавы:

$$Z_{\text{СУМ}} = (P_{\text{ЧУГ}} \cdot Ц_{\text{ЧУГ}} + P_{\text{ЛОМ}} \cdot Ц_{\text{ЛОМ}} + P_{\text{ЭЛ.ЭН.}} \cdot Ц_{\text{ЭЛ.ЭН.}} + P_{\text{КИСЛ.}} \cdot Ц_{\text{КИСЛ.}} + P_{\text{ФЕР.}} \cdot Ц_{\text{ФЕР.}}), \quad (1)$$

где: $P_{\text{ЧУГ}}$, $P_{\text{ЛОМ}}$, $P_{\text{ЭЛ.ЭН.}}$, $P_{\text{КИСЛ.}}$, $P_{\text{ФЕР.}}$ – удельные расходы чугуна, лома, электроэнергии, кислорода и ферросплавов соответственно;

$Ц_{\text{ЧУГ}}$, $Ц_{\text{ЛОМ}}$, $Ц_{\text{ЭЛ.ЭН.}}$, $Ц_{\text{КИСЛ.}}$, $Ц_{\text{ФЕР.}}$ – цена чугуна, лома, электроэнергии, кислорода и ферросплавов соответственно.

Расход марганецсодержащих ферросплавов обратно пропорционален содержанию марганца на выпуске из печи. С учетом содержания марганца в ферросплаве и его угаром удельный расход ферросплавов определится по следующей формуле:

$$P_{\text{ФЕР.}} = \frac{10 \cdot (C_{\text{ГОТ}} - C_{\text{ВЫП}})}{C_{\text{Ф}} \cdot (100 - Y)}, \text{ т/т} \quad (2)$$

где: $C_{\text{ГОТ}}$ – содержание марганца в готовой стали, %;

$C_{\text{ВЫП}}$ – содержание марганца на выпуске из печи, %;

$C_{\text{Ф}}$ – содержание марганца в ферросплаве, %;

Y – угар марганца, %.

Производительность цеха определяли по формуле:

$$\Pi_{\text{ЗАГ}} = \frac{1440 \cdot M}{100 \cdot T} \cdot B \cdot \Phi, \quad (3)$$

где: M – масса металлозавалки, т;

B – выход годного, %;

Φ – фонд времени работы цеха, сут/год.

T – цикл плавки, мин.

Модель реализована в программе «Excel» и работает следующим образом. В качестве изменяющихся исходных данных используются: цены на чугун, металлический лом, электроэнергию, кислород и марганецсодержащие ферросплавы, а также такие параметры, как средняя масса металлозавалки, выход годного, фактическое время работы цеха, среднее содержание марганца в ферросплавах, угар марганца при раскислении и легировании.

После ввода исходных данных программа рассчитывает прогнозные значения расходов электроэнергии, кислорода, содержания марганца на выпуске из печи и длительности плавки по уравнениям регрессии, изображенным на рисунках 1-4. Затем производится расчет прогнозируемой величины суммарных затрат по статьям, зависящим от соотношения чугуна и лома в металлозавалке и прогнозируемой производительности цеха. Полученные данные выводятся на экран в виде графиков.

Использование разработанной модели позволяет выработать обоснованные рекомендации по оптимальной доле чугуна в металлозавалке для текущего уровня цен на используемые при электроплавке материалы и энергоносители, а также с учетом изменения производительности цеха.

Библиографический список

1. Katunin A.I., Kozyrev N.A., Obsharov M.V., Timmerman N.N., Sychev P.E. Economic aspects of the use of liquid pig iron in electric steelmaking // Metallurgist. 2000. Vol. 44. Nos. 11-12. pp. 560-562.
2. Godik L.A., Kozyrev N.A., Shabanov P.A., Timmerman N.N., Zakharova T.P. Smelting steel in electrofurnaces with increased hot-metal consumption // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No 5. pp. 412-415.
3. Липухин Ю.В., Молчанов О.Е., Балдаев Б.Я. Опыт выплавки стали в 100-т дуговых электропечах с использованием в шихте жидкого чугуна // Сталь. 1997. №7. С.26-27.

4. Миллюц В.Г., Бочарников А.Ф., Куликов В.В. Опыт разработки технологии выплавки стали в 100-тонных дуговых печах с использованием жидкого чугуна // Сталь. 1997. №8. С. 30-32.
5. Уйманов В.А., Балдаев Б.Я., Шурыгин А.В., Громов Г.И. Опыт выплавки стали в 100-тонных дуговых электропечах АО «Северсталь» с использованием в шихте жидкого чугуна // Труды четвертого конгресса сталеплавателей – М.: Черметинформация, 1997. С.148-149.
6. Katunin A.I., Godik L.A., Obsharov M.V., Kozyrev N.A., Timmerman N.N. Use of liquid pig iron in electric-arc furnaces // Metallurgist. 2000. Vol. 46. Nos. 6. pp. 299-301.
7. Katunin A.I., Godik L.A., Kozyrev N.A., Timmerman N.N., Sychev P.E. Smelting rail steel in arc furnaces using liquid iron // Steel in Translation. 2001. Vol. 31. No 1. pp. 19-21.
8. Годик Л.А., Козырев Н.А., Данилов А.П., Захарова Т.П., Тиммерман Н.Н. Использование жидкого чугуна при выплавке стали в дуговых электропечах // Электromеталлургия. 2002. №1. С.9-14.
9. Айзатулов Р.С., Уманский А.А., Чернышева Н.А. Статистический анализ влияния состава металлической шихты на основные технико-экономические показатели работы электросталеплавильного цеха ОАО «НМК» // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2009. Вып. 23. С. 39-46.
10. Думова Л.В., Уманский А.А. Исследование влияния параметров металлозавалки на технико-экономические показатели производства электростали // В сборнике: Роль технических наук в развитии общества, Кемерово: Западно-Сибирский научный центр, 2017. С. 131-134.

УДК 669.713.7

СИСТЕМЫ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ПОДАЧИ СЫРЬЯ (АПС)

Григорьев В.Г., Тепикин С.В., Кузаков А.А. Пьянкин А.П.,
Тимкина Е.В., Пинаев А.А.

АО «СибВАМИ»,
г. Иркутск, Россия, Aleksey.Piyankin@rusal.com

Аннотация: Материально-техническое обеспечение сырьем представляет собой важную часть производства алюминия, включая внутризаводской транспорт, хранение, подачу сырья в ванны. Как правило, электролизёры повышенной мощностью с обожжёнными анодами оборудованы системами автоматического питания точечного типа, чтобы сырьё поступало в ванны в необходимом количестве и в нужных точках равномерно на всю площадь шахты. Для обеспечения подачи сырья в электролизёры была разработана и внедрена система автоматизированного питания сырьем электролизёров (АПС).

Ключевые слова: система автоматизированного питания сырьём электролизёров (АПС), система автоматизированной централизованной раздачи глинозёма (ЦРГ,) транспортные аэрожелоба, фтористые соли, фторированный глинозём.

AUTOMATIC RAW MATERIAL FEEDING SYSTEMS

Grigoryev V., Tepikin S., Kuzakov A., Pyankin A., Timkina E.

AO SibVAMI,
Irkutsk, Russia, Aleksey.Piyankin@rusal.com

Synopsis: Supply of raw materials is an important element of aluminium production and includes various aspects from internal logistics to storage and feeding of reduction cells. Typically, powerful pre-baked pots are equipped with point feeders to add raw materials in necessary amounts and at correct locations across the cell. For this, an automatic pot feeding system was developed and implemented.

Key words: automatic pot feeding system, automatic centralised alumina distribution system, air slides, fluorine salts, fluorinated alumina.

Введение

Известно, что для получения 1 тонн алюминия необходимо подать в электролизёр около двух тонн глинозёма. Отсюда ясна актуальность разработки и совершенствования системы автоматизиро-

ванного питания сырьём (далее АПС) электролизёров, использование которой даёт значительные преимущества по сравнению с традиционной загрузкой глинозёма непосредственно в расходные бункера, установленные на электролизёре, а именно: сокращает трудозатраты; высвобождает обрабатывающую технику, в частности, многооперационные краны; сокращает потери глинозёма; стабилизирует процесс электролиза.

АПС включает в себя автоматизированную централизованную раздачу глинозёма (далее ЦРГ) - доставка глинозёма до ванны и автоматизированную подачу глинозёма непосредственно в шахту (в расплав) электролизёра.

Данная система является энергоэффективной и экологически чистой системой транспорта сырья, предназначенная для обеспечения электролизного производства глинозёмом и фтористыми солями, которые используются в качестве сырья для получения алюминия.

Созданная отечественная технология подачи сырья, не уступает зарубежным аналогам. Разработанная система автоматизированного питания сырьём электролизёров защищена патентами (1-5).

Системы АПС внедрены на Иркутском, Братском, Волгоградском, Саяногорском и Новокузнецком алюминиевых заводах.

В настоящий момент построенные транспортные аэрожёлоба системы централизованной раздачи глинозёма можно выложить в длину на 12 километров, а так же проектируется и строится порядка 18 километров трасс для транспорта глинозёма с помощью ЦРГ.

Основные технические решения по системе

Система автоматической подачи сырья (АПС) от силосов запаса до электролизёров состоит из:

- системы централизованной раздачи глинозёма (ЦРГ),
- системы автоматической подачи глинозёма (АПГ),
- системы автоматической подачи фтористых солей (АПФ),

Для обеспечения возможности доставки фторированного глинозёма до всех групп электролизёров предусматривается реализация следующих мероприятий (рисунок 1):

- строительство новых силосов с узлами загрузки их автоцистерной;
- замена существующих узлов разгрузки силосов в машины напольные рельсовые (МНР) на узлы разгрузки фторированного/чистого глинозёма в систему ЦРГ;
- оснащение корпусов электролиза системой централизованной раздачи глинозёма (ЦРГ);
- оснащение электролизёров корпусов электролиза системой АПГ и АПФ;
- замена существующих узлов разгрузки силосов в МНР на узлы разгрузки силосов в машины раздачи глинозёма (МРГ);
- модернизация узла загрузки автоцементовозов типа "Бецема" из силоса;
- оснащение существующих силосов узлами загрузки автоцистернами;
- оснащение объектов нового строительства и реконструкции общепромышленным обеспечением.

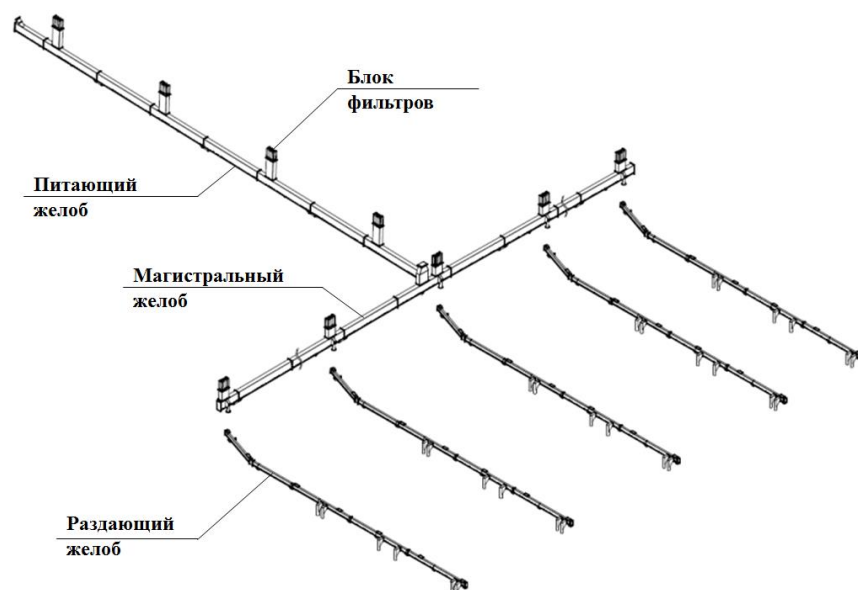


Рисунок 1 - Схема системы ЦРГ

Система ЦРГ состоит из следующих основных элементов:

- секции питающие;
- переход;

- секции магистральные;
- секции раздающие;
- ловушка;
- блок фильтров;
- система воздухообеспечения;
- электрооборудование;
- АСУТП ЦРГ.

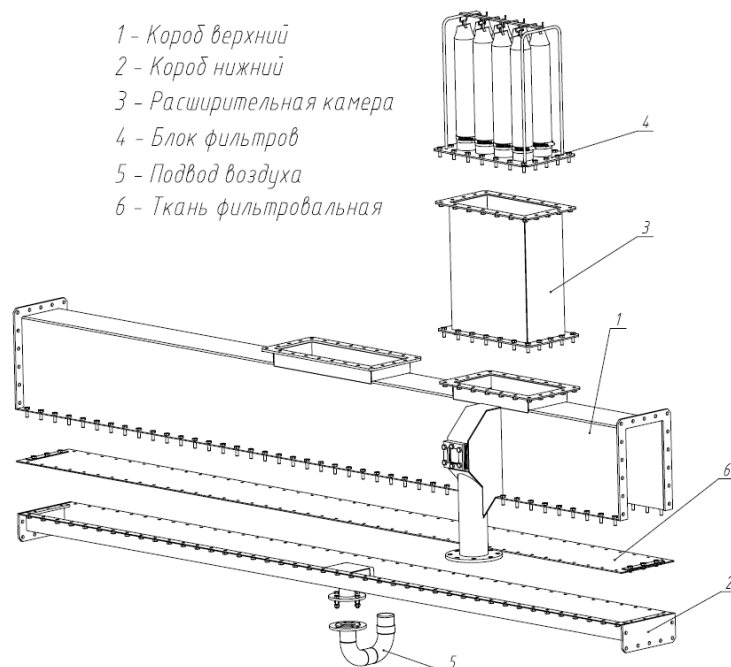


Рисунок 2 – Конструкция аэрожелоба

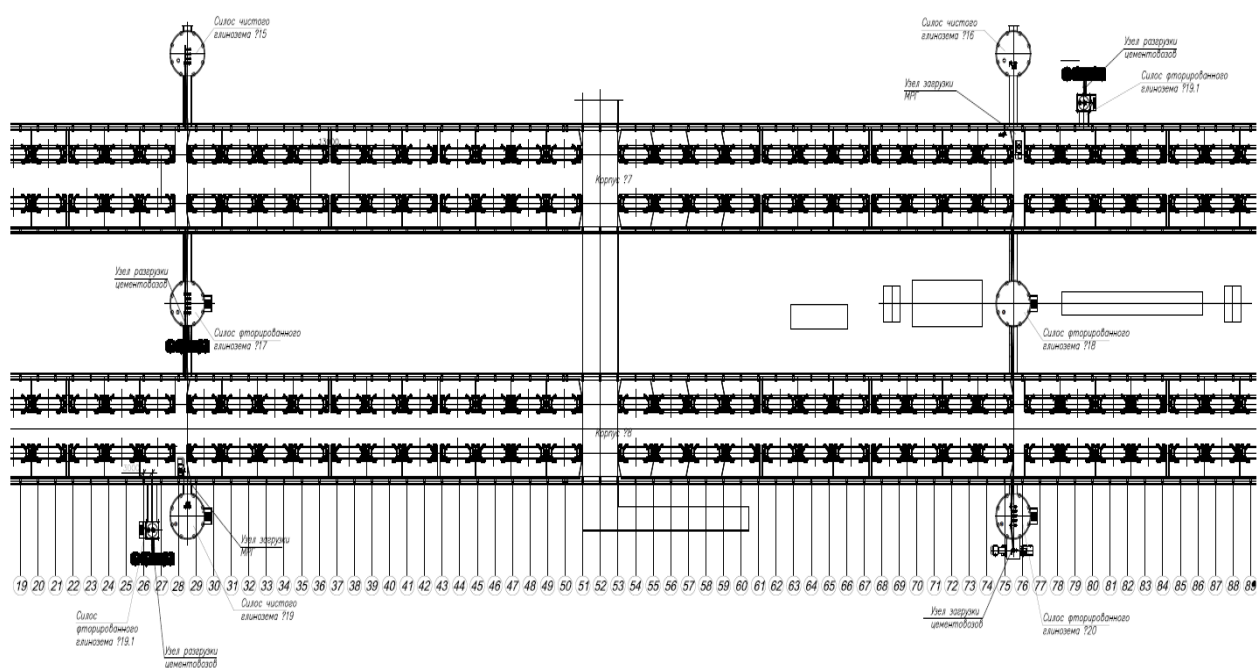


Рисунок 3 – План расстановки оборудования и объектов системы АПС на примере 4 серии электролиза ПАО «РУСАЛ Братск»

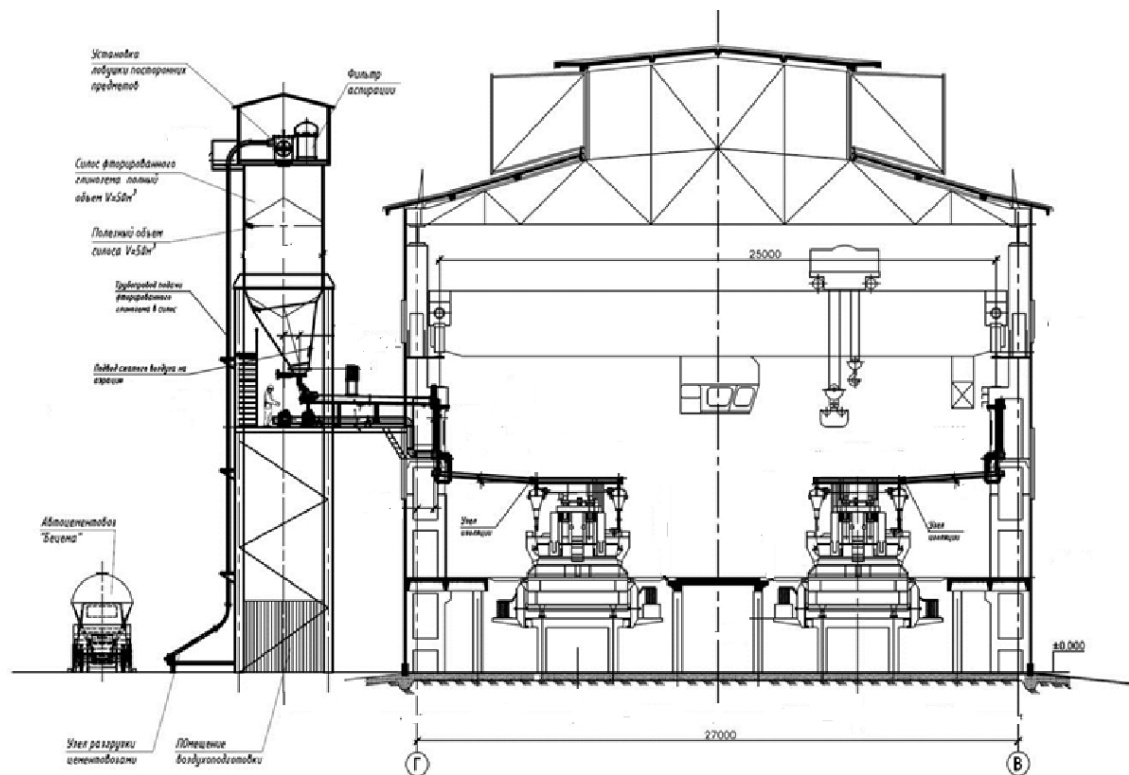


Рисунок 4 – Новые бункера системы АПС на примере 4 серии электролиза ПАО «РУСАЛ Братск»

В 2013 году в АО «РУСАЛ Новокузнецк» на опытном участке электролизёров с обожжёнными анодами была запущена система ЦРГ без фильтровальных блоков. Сброс транспортного воздуха осуществляется в газоход системой уравнивающих колонок и аспирационного трубопровода из ПВХ, установленных на магистральных и/или питающих желобах.

Система зарекомендовала себя с положительной стороны. Полностью исключается пыление и необходимость обслуживания и замены фильтровальных блоков.



Рисунок 5 – Сброс аспирационного воздуха в газоход



Рисунок 6 – Система ЦРГ (магистральные желоба)

В 2016 году аналогичная система была запущена на АО «РУСАЛ Саяногорск» для электролизёров повышенной мощности с обожжёнными анодами.



Рисунок 7 – Система ЦРГ (магистральные желоба) на АО «РУСАЛ Саяногорск»

В существующих стеснённых условиях цехов электролиза алюминиевых заводов выполнение данных решений проблематично. Но в качестве опытного участка разработана такая система для участка ЦРГ ПАО «РУСАЛ Братск».

В ходе эксплуатации разработанных систем ЦРГ можно с уверенностью сказать, что одним из важнейших параметров, обеспечивающих стабильную работу системы ЦРГ, является качество транспортируемого сырья – глинозёма, характеристики которого должны соответствовать следующим параметрам:

Параметр	Значение
угол естественного откоса	до 38 град
насыпной вес	0,97
насыпная плотность	0,8-1,13г/см3
склонность к налипанию	нет
влажность материала	0,5 %
гранулометрический состав:	
для фракции, мкм	+125 до 10 %
для фракции, мкм	- 45 до 20 %

А также выявлены следующие проблемы и пути их решения:

Проблемы	Решение
Качество сырья: ➤ мусор ➤ влажность ➤ гранулометрический состав	✓ Установка устройств, улавливающих мусор ✓ Уменьшение протяженности трассы фторированного глинозема от СГОУ до накопительных бункеров ✓ Контроль качества транспортного воздуха ✓ Настройка параметров системы (АСУТП) под определённый сорт сырья • Предварительная продувка • Увеличение расхода воздуха, установкой дополнительного затвора на трассе воздухоподачи.
➤ Угол наклона ветви - ограничение существующих строений конструкций	✓ Уменьшение присоединительного размера подводящих патрубков боковым входом в дутьевую полость ✓ Смещение трубопровода транспортного воздуха под галерею размещения ЦРГ
➤ Несвоевременное обслуживание	✓ Регулярное обслуживание ✓ Визуальный контроль ✓ Чистка и замена фильтровальных рукавов

С точки зрения экологии система автоматической подачи сырья относится к одной из мер по улучшению экологической обстановки на производстве. Поскольку нарушение стандартов качества воздуха предприятиями алюминиевой промышленности (превышения ПДК) происходит, главным образом, вследствие выбросов загрязняющих веществ электролизного цеха (фтористых соединений, бенз(а)пирена, пыли неорганической, оксида углерода и др.).

Автоматическая подача сырья (АПС) – это один из примеров совершенствования технологического процесса производства алюминия сыра, который позволяет существенно сократить выбросы загрязняющих веществ в атмосферу за счёт повышения степени герметизации электролизера до 90-94%. Такой эффект достигается вследствие сокращения поточных обработок электролизёра до 2-4 раз в сутки, т.к. его питание происходит автоматически. Кроме сокращения выбросов загрязняющих веществ снижается степень пыления при подачи сырья в электролизёр, сокращаются потери сырья в виде просыпей, которые обычно переходят разряд отходов.

В ходе эксплуатации автоматической системы подачи сырья в электролизёры снижены потери сырья - от 1 азрационного фонаря корпуса электролиза по состоянию на 2017 г. более чем на 7 тонн год, что является значительным экологическим и экономическим эффектом данной системы.

Заключение

Внедрение системы АПС позволяет повысить технологические и технико-экономические показатели работы электролизёров, снизить эксплуатационные затраты и выбросы загрязняющих веществ в атмосферу, улучшить экологическую обстановку на рабочих места и в целом на производстве, внедрить автоматизацию технологических процессов и минимизацию ручного труда в опасных зонах производственного процесса. Внедрение системы автоматической подачи сырья (АПС) на электролизёрах с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода уменьшает расход технологической электроэнергии до 5 %, сырья (глинозёма и фтористых солей) - до 4 %, увеличивает коэффициент полезного действия (КПД) газосборного колокола с 87,2 % до 90,0 % за счёт исключения вскрытия электролитной корки для загрузки сырья.

Библиографический список

1. Патент РФ на полезную модель №117442 «Технологическая линия подачи сырьевых сыпучих материалов для электролитического производства алюминия», 2012г.
3. Патент РФ на полезную модель №125565 «Бункер для сыпучих материалов», 2013г.
4. Патент РФ на изобретение №2332347 «Комплекс для транспортировки в псевдоожиженном состоянии сыпучего материала (варианты)», 2008г.
5. Патент РФ на изобретение №2314365 «Устройство для подачи сырья в электролизёр для получения алюминия», 2008г.
6. Вишня Б.Л., Дроздов Б.С., Стефаненко В.Т. «Пневмотранспорт. Расчёты, схемы, оборудование», изд-во «Сократ», Екатеринбург, 2010 г.
7. «Методика расчёта установок пневматического транспорта. Пневмопочта» под редакцией к.т.н. Сегаль И.С., Труды ВНИИПТМАШ, 1962, 130с.

УДК 624.7.001.5

О ГРАФИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ РАБОТЫ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СИСТЕМ В МЕТАЛЛУРГИИ

Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, e-mail kulakov-ais@mail.ru*

Аннотация. Рассмотрена поэтапная процедура построения графических моделей функционирования производственных систем, использование которых необходимо при разработке математических нормативных моделей для планирования и прогнозирования технико-экономических показателей системы. Представлены графические модели на конкретных примерах.

Ключевые слова: графические модели, производственные операции, декомпозиция, материальные потоки, длительности, нормативные модели.

ON GRAPHICAL MODELING OF WORK PRODUCTION SYSTEMS IN METALLURGY

Kulakov S.M., Musatova A.I., Kadykov V.N.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, kulakov-ais@mail.ru*

Annotation. A step-by-step procedure for constructing graphic models for the operation of production systems is considered, the use of which is necessary when developing mathematical normative models for planning and forecasting the technical and economic indicators of the system. Graphical models on concrete examples are presented.

Keywords: graphic models, production operations, decomposition, material flows, durations, normative models.

Для принятия рациональных управленческих решений в условиях действующих автоматизированных производственных систем необходимы нормативные модели их функционирования, которые могут быть представлены в виде комплекса взаимосвязанных графических и математических моделей, включающего следующие составляющие:

1. Графические модели функционирования производственных систем, в том числе модели: пространственной организации материальных потоков; пооперационной структуры производственных процессов; декомпозиционные модели производственных операций.

2. Структурированные многофакторные математические модели функционирования производственных систем.

3. Графические агрегатно-временные нормативные модели функционирования производственных систем (комплексные графики, отражающие последовательность и параллельность работы оборудования, трудовых действий персонала, организации материальных потоков) [1].

4. Математические нормативные модели ситуационных технико-экономических показателей производственных систем (ПС).

В данной работе основное внимание уделяется процедуре построения графических моделей, которые необходимы в дальнейшем при разработке нормативных математических моделей, применяемых для планирования и прогнозирования технико-экономических показателей функционирования ПС.

Графическая модель пространственной организации материальных потоков производственной системы – это условно-графическое изображение потока материалов (сырья, полуфабрикатов, продукции), совмещенное с планом расположения оборудования (агрегатов, машин, транспортных средств) конкретной ПС (технологического комплекса, цеха, отделения, технологической линии).

Графическая модель, представленная в виде схемы организации материальных потоков необходима для обоснования и построения рациональной производственной структуры на разных уровнях детализации системы (предприятие, подразделения, звенья подразделений) по всем стадиям жизненного цикла.

Построение этой модели включает следующие этапы:

а) подготовка исходной информации:

– определение границ рассматриваемой (исследуемой, моделируемой) ПС; изучение плана (чертежа) ПС со спецификацией оборудования и технологических инструкций;

– декомпозиция ПС на специализированные подразделения (отделения, участки), с учетом назначения их в производственном процессе, типов и количества используемого оборудования (пример приведен в форме таблицы 1);

Таблица 1 – Перечень и характеристика производственных участков ПС

Наименование участков	Назначение участков	Оборудование участков	
		наименование	кол-во
1. Склад заготовок	Прием, разгрузка, складирование, хранение, контроль, подготовка и подача заготовок к нагреву	1. Электромостовой кран	2
		2. Передаточная тележка	2
		3. Стеллажи для осмотра и зачистки заготовок	4
		4. Рольганг	2
2. Участок нагрева	Нагрев заготовок до температуры прокатки	1. Печь методическая с шагающими балками	3
		2. Загрузочная решетка	3
		3. Печной рольганг	1
.....			
8. Склад готовой продукции			

– анализ сортамента выпускаемой (планируемой) продукции с указанием доли каждого вида за определенный период времени (год, квартал или месяц); изучение технологических маршрутов (карт) изготовления всех видов продукции по агрегатам.

б) разработка основных компонентов схемы организации материальных потоков ПС:

– построение укрупненной схемы взаимосвязей отделений (участков) и агрегатов ПС;

– проведение визуальных (мониторинговых) наблюдений за потоком материалов на конкретных объектах (участках, агрегатах ПС);

– вербальное описание конструктивных особенностей и назначение основного, вспомогательного и транспортного оборудования ПС и технологических маршрутов для всех видов выпускаемой продукции;

– формирование схемы материальных потоков посредством комплексирования технологических маршрутов по агрегатам с учетом сортамента;

в) составление общей схемы организации материальных потоков исследуемой ПС путем совмещения символического изображения оборудования (на основе плана-чертежа системы), технологических маршрутов, входных и выходных потоков соответствующих сортаменту продукции; при этом модель отличается от исходного чертежа измененным (условно принятым) масштабом (пример приведен на рисунке 1).

Графическая модель пооперационной структуры производственных процессов ПС – представляет собой схематическое отображение последовательности производственных операций и их связей с учетом технологических маршрутов изготовления продукции и разработанной модели орга-

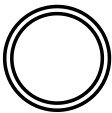
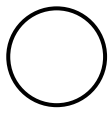
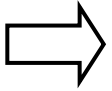
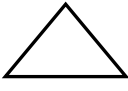
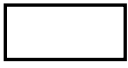
низации материальных потоков. В соответствии с теорией графов эта модель может быть названа направленным производственным графом. Для ее построения необходимо предварительно выполнить пассивные эксперименты (наблюдения) с целью изучения и описания операций производственного процесса по участкам и агрегатам системы в форме табличной классификационной модели множества операций, пример представлен в таблице 2.

Таблица 2 – Классификация производственных операций по участкам ПС

Индекс операции*	Наименование операции	Вид оборудования	Границы операции (момент)	Единица потока	Характер операции**
<i>М</i>	Зачистка конца проволоки	Острильный станок	Момент включения станка – Момент его выключения	Бунт проволоки	<i>BC</i>
<i>Ч</i>	Подготовка новой катушки к волочению	–	Момент начала заправки – Момент ее окончания	Проволока	<i>BC</i>
.....					
<i>М</i>	Собственно волочение	Волочильный стан	Момент включения стана – Момент его выключения	Моток проволоки	<i>ТХ</i>
*: <i>М</i> – машинная, <i>М-Ч</i> – машинно-ручная, <i>Ч</i> – ручная; **: <i>BC</i> – вспомогательная, <i>ТХ</i> – технологическая, <i>ТР</i> – транспортная, <i>К</i> – контрольная..					

При схематическом представлении пооперационной графической модели предлагается использовать следующие условные обозначения (символы) производственных операций (таблица 3).

Таблица 3 – Условные обозначения (символы) производственных операций

Условные обозначения	Производственные операции
	– основная технологическая операция, которая является главной частью производственного процесса, осуществляемая в ведущем агрегате, связанная с превращением исходных материалов (сырья) в полупродукт (или продукт) с требуемыми свойствами и характеристиками (химическим составом, механическими параметрами, внутренней структурой, внешней формой и т.п.). Например: прокатка заготовки в рабочей клетке для получения раската заданной формы поперечного сечения; плавление шихтовых материалов в печи (конвертере) для получения чугуна, стали или иного сплава;
	– вспомогательная технологическая операция, предшествующая или последующая по отношению к основной операции. Например: предварительный нагрев заготовок в печи перед прокаткой и операции, следующие после прокатки: охлаждение, порезка, пакетировка; подготовка шихтовых материалов к выплавке стали в конвертере и последующие операции: внепечная обработка стали (продувка стали аргонном в специальной установке), разливка стали в машине непрерывного литья для получения заготовок, замедленное охлаждение в камерах;
	– транспортная операция, связанная с перемещением сырья (материалов, полуфабрикатов, пакетов, пачек) внутри системы, в частности: разгрузка, погрузка, подача, передача электромостовым краном, конвейером, шлеппером, рольгангом, передаточными устройствами;
	– контрольная операция, включающая оценку характеристик материалов, полупродуктов, готовых продуктов и проверку их на соответствие стандартам;
	– элемент операции (заправка, подготовка, установка).

Внутри каждого символа указывается: наименование операции, отражающее процесс (нагрев, прокатка, выплавка), вид материала (заготовка, слиток, чугун, сплав), наименование используемого оборудования (методическая печь с шагающими балками, машина непрерывной разливки стали). Для транспортной операции внутри символа указывается: вид операции, используемое оборудование, объект транспортировки, пункты отправления и назначения.

Решение задач нормирования характеристик (показателей) производственного процесса требует многоуровневого графического описания каждой операции, исходя из декомпозиции на элементы и микроэлементы.

Декомпозиционная графическая модель производственных операций ПС представляет собой символическое изображение компонентов операций и их связей. Декомпозиция дает возможность исследовать и описать внутреннюю структуру операций, то есть определить и классифицировать ее элементы и микроэлементы, последовательность и параллельность их выполнения, установить пространственно-временные фиксационные точки, соответствующие моментам начала и окончания каждого элемента и микроэлемента (действий, движений) и наглядно представить весь процесс в целом.

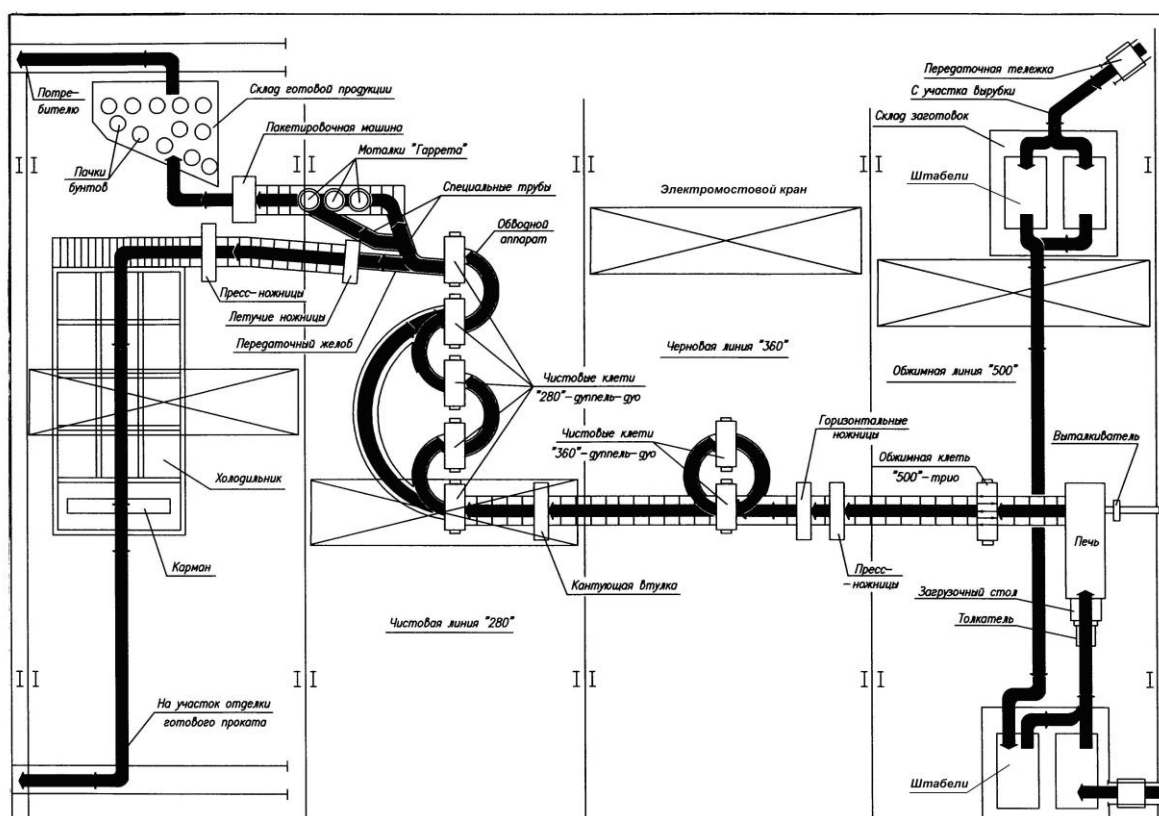


Рисунок 1 – Схема организации материальных потоков в мелкосортном цехе

При декомпозиционном изображении операций могут включаться дополнительные символы, отражающие характер их выполнения (действия механизмов, рабочих – исполнителей и т.п.). Примеры графических моделей (пооперационной организации производственных процессов ПС) в сочетании с декомпозицией операций представлены фрагментарно на рисунках 2, 3, [1]. Далее составляется табличная модель, характеризующая элементы и микроэлементы операций ПС, которая по своей форме соответствует таблице 2.

Следует отметить, что декомпозиция операции осуществляется на основе детальных хронометражных (мониторинговых) наблюдений с обязательной фиксации взаимодействия трех составляющих: работы оборудования (включая отдельные механизмы), обработки материалов (потока) и действий рабочего персонала. Например, исследование такта работы обжимной клетки осуществлялось с применением декомпозиции технологических операций процесса прокатки (рисунок 4). Предварительно были установлены фиксационные точки для визуального определения моментов начала и окончания элементов и микроэлементов операций. Двухвариантное определение фиксационных точек элементов операций представлено в таблице 4. На основе декомпозиции и выбранных методов оценивания длительности элементов операций была сформирована модель функционирования обжимной клетки, затем определены нормативные длительности операций, алгоритм и расчеты приведены в статье [5].

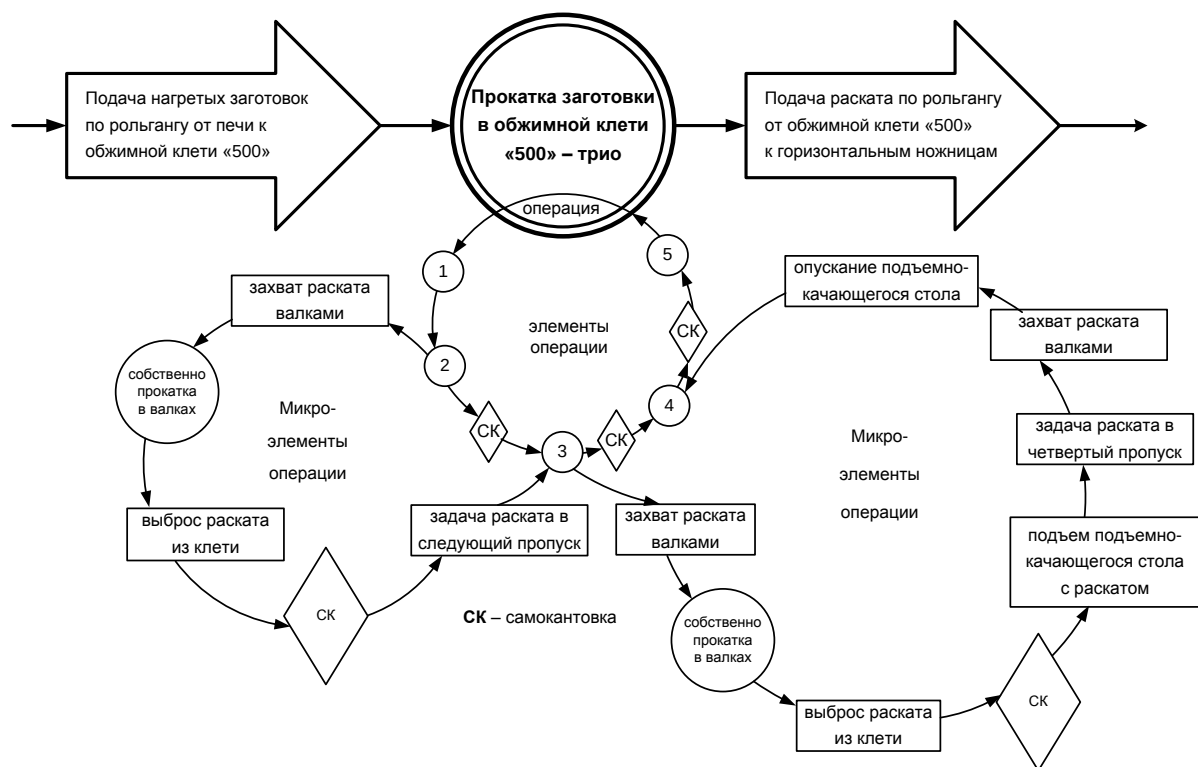


Рисунок 2 – Схема последовательности производственных операций в прокатном цехе (фрагмент)

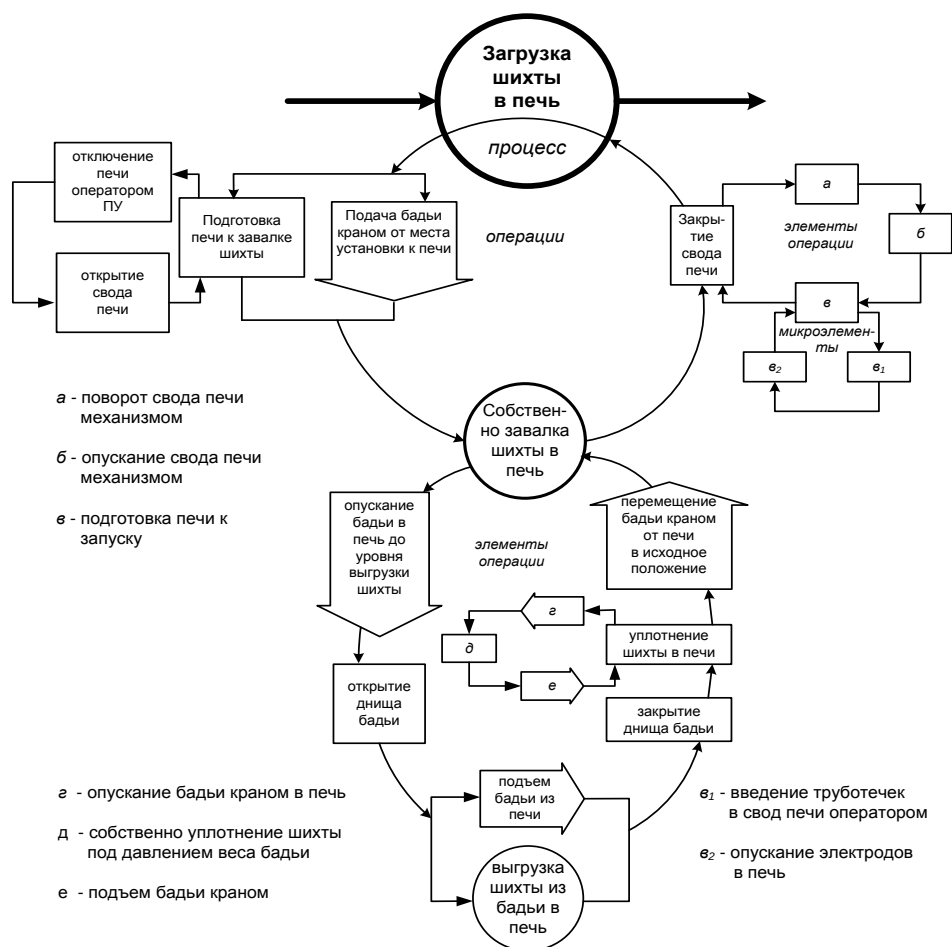


Рисунок 3 – Декомпозиция процесса загрузки шихты в дуговую сталеплавильную печь

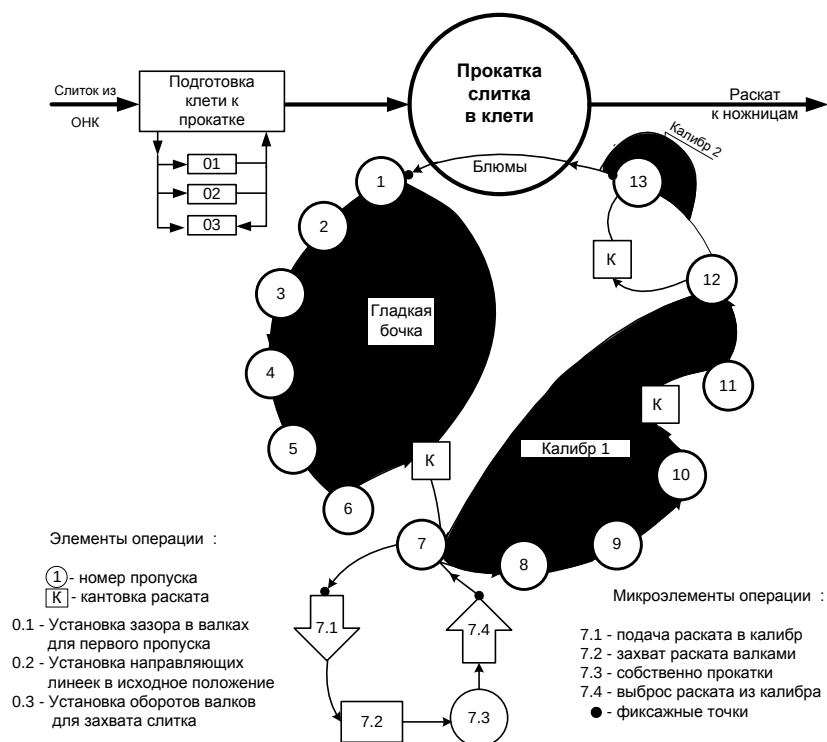


Рисунок 4 – Декомпозиционная схема процесса прокатки слитков

Таблица 4 – Определение фиксажных точек элементов операций

Для единицы материального потока			Для единицы оборудования		
Наименование элементов операции	Фиксажные точки элементов операции (моменты)		Наименование элементов операции	Фиксажные точки элементов операции (моменты)	
	начальная	конечная		начальная	конечная
Начальная пауза	Остановка слитка перед клетью	Начало захвата слитка валками	Время подготовки рабочей клетки к прокатке слитка	Начало подъема верхнего валка клетки	Установка зазора между валками для первой подачи слитка (пропуск 1)
Время деформации слитка или раската валками	Захват переднего конца слитка (раската) валками	Выход заднего конца раската из валков	Машинное время прокатки (пропуск)	Начало ускорения оборотов валков при захвате слитка (раската)	Окончание замедления оборотов валков после выхода раската
Пауза между пропусками	Выход заднего конца раската из валков	Захват заднего конца раската валками после реверсирования	Время подготовки механизмов к очередному пропуску	Начало замедления оборотов двигателя после выхода раската	Начало ускорения оборотов валков при захвате раската
Время кантовки раската перед очередным пропуском	Касание раската крюком кантователя	Окончание установки раската на рольганге	Время рабочего хода кантователя	Начало подъема кантователя из исходного положения	Начало вращения роликов рабочего рольганга

Таким образом, с целью создания нормативной базы технико-экономических показателей для ситуационного планирования и прогнозирования работы ПС предложено использовать комплекс взаимосвязанных графических и математических моделей. В статье приводится методика формирования комплекса графических моделей. Необходимо отметить, что разработанные авторами нормативные многовариантные математические модели функционирования ПС применены в системах управления объектами металлургических предприятий и опубликованы в статьях [1–3 и др.]. Графические модели, которые являются основой для создания соответствующих математических моделей ПС, недостаточно освещены. Поэтому в данной статье подробно рассматривается поэтапная процедура построения графических моделей, иллюстрируемая конкретными примерами.

Библиографический список

1. Мусатова А.И., Кулаков С.М. Особенности построения нормативной модели производительности волочильных станов // Научное обозрение – 2014, № 3. – С. 139 – 149.
2. Musatova A.I., Kulakov S.M., Kadykov V.N. Operating Cycles of Automated Production Sysytem. Steel in Translation, volume 41, Number 4, April 2011. – P. 294 – 300.
3. Кулаков С.М., Кадыков В.Н., Мусатова А.И. и др. Алгоритмизация нормирования тактов работы жесткосвязанных производственных систем // Известия ВУЗов. Черная металлургия – № 2003, № 12. – С.43 – 50.
4. Леушен И.О. Моделирование процессов и объектов в металлургии: учебник / И.О. Леушев. – М.: Форум. НИЦ ИНФРА-М, 2013. – 208 с.
5. Окунев Л.Я. Моделирование компонентов и элементов интегральных схем: учеб пособие / Л.Я. Окунев. – СПб.: Лань П, 2016. – 464 с.
6. Хрипунов Н.В. Развитие графических моделей управления качеством // Альманах современной науки и образования. Тамбов: Грамота, 2010, № 5. – С. 144 – 147.
7. Фомина В.В. Изображение технологических процессов методом графических моделей // Образование, наука, производство, сб. научных трудов. – Уфа. 2003. С. 42 – 44.
8. Раков В.С. Диалоговые графические методы и модели многокритериальной оптимизации // Альманах современной науки и образования. Тамбов: Грамота, 2011, № 9. – С. 37 – 41.
9. Загороднев Д.И. Оптимизация материальных потоков в распределенной системе управления машиностроительного предприятия на основе эвристических алгоритмов / Д.И. Загороднев, Л.А. Санакулова, Л.А. Симокова // Научно-технические ведомости. СПбГПУ. Серия «Наука и образование» – 2010, № 3 (106). – С. 101 – 107.

УДК 669.046.01

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВАНАДИЯ В СИСТЕМЕ $V_2O_5 - C - Si$

Голодова М.А., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Рыбенко И.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, golodova_ma@mail.ru*

Аннотация: Представлены результаты экспериментального исследования процесса восстановления пентаоксида ванадия углеродом и кремнием, показавшие хорошее соответствие полученных экспериментальных данных с данными, полученными в ходе термодинамического моделирования.

Ключевые слова: ванадий, восстановление ванадия, пентаоксид ванадия, карбид ванадия, силициды ванадия.

EXPERIMENTAL STUDY OF RECOVERY OF VANADIUM IN SISTEM $V_2O_5 - C - Si$

Golodova M.A, Rogihina I.D., Nohrina O.I., Rybenko I.A.

*Siberian State industrial University,
Novokuznetsk, Russia, golodova_ma@mail.ru*

Abstract: The results of experimental research of vanadium pentoxide vanadium recovery process carbon and silicon, which showed good compliance with the obtained experimental data with the data ob-

tained during the thermodynamic modeling.

Keywords: vanadium, recovery of vanadium, vanadium pentoxide, vanadium carbide, vanadium silicide.

С целью подтверждения результатов термодинамического моделирования, выполненного в работах [1-4] были проведены экспериментальные исследования процессов восстановления ванадия из оксидных материалов путем изотермической выдержки подготовленных проб при температуре 1873 К.

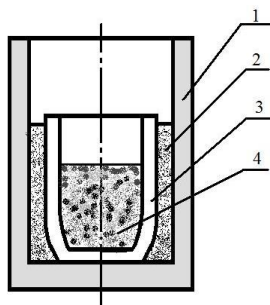
В качестве исходных материалов использовались: пентаоксид ванадия марки ЧДА, графит и кристаллический кремний.

Материалы предварительно измельчались на виброустановке до крупности не более 0,25 мм, взвешивались и тщательно перемешивались.

Подготовленные образцы помещались в алундовые тигли, установленные для предотвращения растрескивания в тигли графитовые, как показано на рисунке 1. Выбор материала тигля был обоснован необходимостью контроля количества углерода в исследуемых образцах.

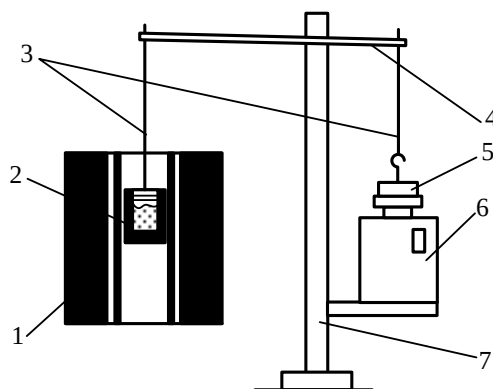
Тигли помещали в предварительно нагретую до температуры 1873 К печь сопротивления с графитовым нагревателем и выдерживали после достижения стабилизации температуры в течение заданного времени. Температура проведения экспериментов контролировалась вольфрам-рениевой термопарой ВР5/20.

Для определения продолжительности изотермической выдержки образцов были проведены исследования кинетики процесса восстановления ванадия методом непрерывного взвешивания. Принципиальная схема установки для проведения экспериментов приведена на рисунке 2.



1 - графитовый тигель; 2 – графитовая засыпка; 3 – алундовый тигель; 4 – опытный образец.

Рисунок 1 - Схема подготовленного тигля



1 – электропечь с графитовым нагревателем; 2 – графитовый тигель с шихтой; 3 – подвески;
4 – коромысло; 5 – контргруз; 6 – весы электронные; 7 – опорная стойка

Рисунок 2 – Принципиальная схема установки

Графитовый тигель с установленным в него алундовым тиглем с исследуемым образцом помещали в печь, заранее нагретую до температуры эксперимента. С помощью подвески (графитовой и молибденовой) тигель подвешивался за рабочий конец разноплечего коромысла (соотношение плеч 3:1) таким образом, чтобы он не касался стенок нагревателя. На противоположный конец коромысла подвешивали контргруз, уравнивающий вес тигля с образцом и обеспечивающий определенный ход чашки весов для регистрации изменения веса тигля в процессе опыта.

Убыль массы фиксировалась с интервалом 1 минута. Кинетические кривые, приведенные на рисунке 3, построены по усредненным данным.

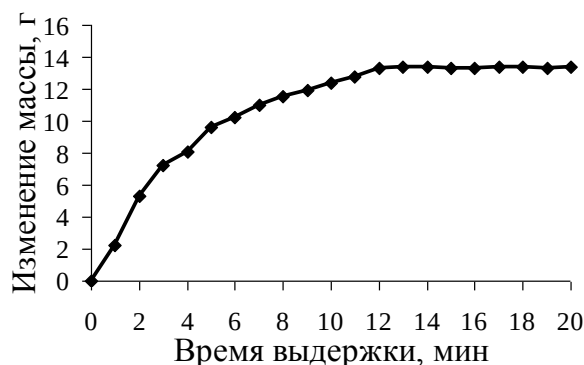


Рисунок 3 –Кинетическая кривая восстановления ванадия из пентаоксида ванадия при температуре 1873К

Из приведенных на рисунке 3 зависимостей следует, что после 15 минут выдержки в печи изменения веса исследуемого образца уже не происходит, т.е. система достигает равновесного состояния. С учетом полученных результатов, время изотермической выдержки было принято равным 20 минутам.

Были проведены три серии экспериментов при различных расходах углерода и кремния и температуре 1873К.

Количество исходных материалов и массы полученных проб представлены в таблице 1.

В экспериментах с использованием в качестве восстановителя одного углерода или совместно углерода и кремния образовывалась пористая хрупкая масса, легко отделяемая от стенок тигля. Цвет образцов изменялся от серого до серо-синего при восстановлении углеродом (рисунок 4), или от светло-коричневого до темно-коричневого при совместном восстановлении углеродом и кремнием (рисунок 5).

При использовании в качестве восстановителя одного кремния наблюдалось спекание содержимого со стенками тигля в результате реакции диоксида кремния, образующегося при восстановлении оксидов ванадия, с материалом тигля с образованием алюмосиликатов (рисунок 6).

После изотермической выдержки образцы охлаждались на воздухе в графитовых тиглях. Содержимое тиглей взвешивалось. Полученные в результате проведенных экспериментов образцы подвергались рентгенофазовому анализу (таблица 2).

Таблица 1 – Количество и состав исходных материалов

Восстанови- тель	Опыт	Масса V ₂ O ₅ , г	Расход восстановителя				Масса пробы, г
			углерод		кремний		
			г	кг/кг V ₂ O ₅	г	кг/кг V ₂ O ₅	
углерод	1-1	10	1,98	0,20	0	0	6,0
	1-2	10	2,64	0,26	0	0	6,3
	1-3	10	3,3	0,33	0	0	6,65
	1-4	10	3,96	0,40	0	0	7,0
	1-5	10	4,62	0,46	0	0	7,3
кремний	2-1	10	0	0	1,54	0,15	5,75
	2-2	10	0	0	3,08	0,31	6,55
	2-3	10	0	0	4,62	0,46	7,3
	2-4	10	0	0	6,16	0,60	8,1
	2-5	10	0	0	7,7	0,77	8,85
	2-6	10	0	0	9,23	0,92	9,6
углерод + кремний	3-1	10	4,62	0,46	1,54	0,15	8,05

Из результатов рентгенофазового анализа следует, что как при восстановлении ванадия одним углеродом, так и совместно углеродом и кремнием, в продуктах реакции присутствует карбид ванадия (V_8C_7). Кроме того, оксид ванадия связан с углеродом в комплекс VC_xO_y . Силициды ванадия представлены соединением Si_3V_5 . Металлический ванадий обнаружен не был.

При восстановлении кремнием и совместно углеродом и кремнием в продуктах реакции рентгенофазовый анализ показал присутствие незначительного количества диоксида кремния (α – кристобалит). В пробах с исходным количеством углерода более 1,3г на 10 г пентаоксида ванадия и кремния более 3,08 г на 10г пентаоксида, в конечном продукте присутствует карбид кремния (β -SiC).

Результаты рентгенофазового анализа указывают на хорошее соответствие полученных экспериментальных результатов с результатами термодинамического моделирования.

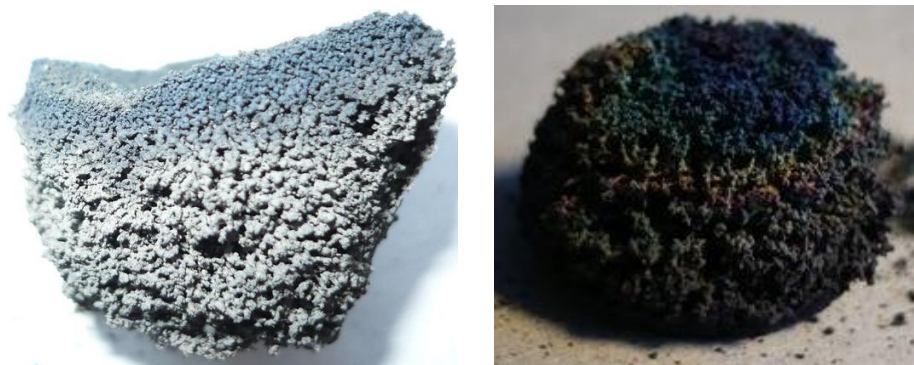


Рисунок 4 – Вид образцов после изотермической выдержки пентаоксида ванадия с углеродом



Рисунок 5 – Вид образцов после изотермической выдержки пентаоксида ванадия с углеродом и кремнием



Рисунок 6 – Вид образцов после изотермической выдержки пентаоксида ванадия с кремнием

Таблица 2 - Расчетный состав и результаты рентгенофазового анализа системы $V_2O_5 - C - Si$

Опыт	Расчетный состав образца	Результаты анализа
1-5	C – 1,1; VC – 94,0	преобладает V_8C_7 , небольшое количество графита
2-2	SiO_2 – 43,4; VO – 43,9; V_5Si_3 – 12,7	муллит $3Al_2O_3 \times 2SiO_2$, V_5Si_3 , немного Si
2-6	SiO_2 – 42,5; VO – 0,17; V_5Si_3 – 7,88; VSi_2 – 49,44	Si, VSi_2 , муллит $3Al_2O_3 \times 2SiO_2$, немного $VO_{0,9}$
3-2	SiO_2 – 38,3; VO – 0,4; VC – 48,7; SiC – 4,9; V_5Si_3 – 7,7	V_8C_7 , β - SiC, VC_xO_y , графит, немного α – кристобалита, Si_3V_5
3-4	SiO_2 – 39,6; VO – 0,3; SiC – 11,8; V_5Si_3 – 48,2	β -SiC, V_5Si_3 , VC_xO_y , V_8C_7 , немного α – кристобали- та, графита
3-6	SiO_2 – 30,8; VO – 69,0;	преобладает VC_xO_y

Библиографический список

1. Голодова, М. А. Исследование процессов восстановления элементов в системе V_2O_5 -C-Si [Текст] / М. А. Голодова, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, Н. А. Рыбенко. «Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XIX Международной научно-практической конференции, 15-16 декабря 2015 г.». – Новокузнецк: СибГИУ, 2015 . – Ч. 1. - С. 62-66
2. Голодова М.А. Исследование условий и режимов процесса восстановления ванадия в элементарных системах [Текст] / М.А. Голодова, В.И. Дмитриенко, И.Д. Рожихина, И.А. Рыбенко Известия вузов. Черная металлургия. – 2010 . – N 4. - С. 7-11
3. Голодова, М.А. Исследование условий процесса восстановления ванадия в системе V-O-C-Fe-Si [Текст] / М.А. Голодова, И.Д. Рожихина, В.И. Дмитриенко, И.А. Рыбенко // «Природные интеллектуальные ресурсы Сибири (СИБ-РЕСУРС-15-2009) 15-я Международная научно практическая конференция: доклады». Ответственный редактор: В.Н. Масленников. 2009. С. 57-60.
4. Голодова, М.А. Использование методов термодинамического моделирования для описания процессов восстановления элементов из чистых оксидных систем [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. 117-121

УДК 669.187.012.7

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Уманский А.А., Думова Л.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

Аннотация: Проведенными в условиях рельсового производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» исследованиями показано, что увеличение содержания меди с 0,07 % до 0,15 % и серы с 0,006 % до 0,015 % в рельсовой электростали марки Э76ХФ оказывает значимое влияние на повышение отбраковки рельсов по дефектам поверхности. Раскрыт механизм отрицательного влияния меди и серы на качество рельсовой стали. Проанализированы и предложены технологические мероприятия по снижению концентрации указанных элементов в рельсовой электростали.

Ключевые слова: рельсовая электросталь, примеси цветных металлов, неметаллические включения, пластичность, металлический лом

ANALYSIS OF INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF RAILWAY ELECTRO-STEEL ON QUALITATIVE INDICATORS OF RAILWAY RAILS

Umanskii A.A., Dumova L.V.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru*

Abstract: Conducted in the conditions of rail production of «EVRAZ ZSMK», studies have shown that an increase in the copper content from 0.07% to 0.15% and sulfur from 0.006% to 0.015% in E76XF rail steel has a significant effect on the increase in the rejection of rails due to surface defects. The mechanism of the negative influence of copper and sulfur on the quality of rail steel is disclosed. Analyzed and proposed are technological measures to reduce the concentration of these elements in rail electric steel.

Key words: rail electric steel, non-ferrous metals, non-metallic inclusions, plasticity, scrap metal

В настоящее время имеет место тенденция к переходу на производство термоупрочненных железнодорожных рельсов из сложнелегированных сталей, что обусловлено постоянным повышением требований к механическим свойствам и эксплуатационной стойкости рельсов [1]. В частности, на АО «ЕВРАЗ Объединенном Западно-Сибирском металлургическом комбинате» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»), являющемся на сегодняшний день ведущим производителем рельсов в России, в качестве одной из основных марок для производства длинномерных железнодорожных рельсов выступает сталь марки Э76ХФ. Однако при этом имеет место проблема достаточно высокого уровня отбраковки готовых рельсов по дефектам поверхности. Таким образом, актуальной тематикой является проведение исследований влияния изменения химического состава стали в рамках требований ГОСТ на качественные показатели готовых рельсов.

Исследования проводили методом пассивного эксперимента с использованием множественного регрессионного анализа случайного массива плавов текущего производства электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». В качестве объекта исследований выбрали 100 плавов стали марки Э76ХФ, произведенные в 2016 г. в электросталеплавильном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Технология производства рассматриваемых плавов включала в себя выплавку в дуговой сталеплавильной печи с последующей внепечной обработкой на двух агрегатах «ковш-печь» и вакууматоре и разливку на блюмовой МНЛЗ на заготовки сечением 300×360 мм. Полученные заготовки доставлялись в рельсобалочный цех, где производился их нагрев, прокатка и термообработка с получением готовых рельсов типа Р65.

Анализировали влияние концентрации следующих химических элементов в готовой стали марки Э76ХФ на отбраковку готовых рельсов по дефектам поверхности: углерод, кремний, марганец, хром, фосфор, сера, никель, медь, алюминий, титан, ванадий, азот. Диапазон изменения содержания перечисленных элементов находился в пределах требований действующего ГОСТ Р 51685-2013.

По полученным данным в рассматриваемом диапазоне изменения концентраций значимое влияние на отбраковку рельсов по дефектам поверхности оказывает содержание меди и серы в готовой стали.

Уравнение регрессии в натуральном масштабе имеет вид:

$$Y = -4,73 + 28,91 \cdot [Cu] + 386,09 \cdot [S], \quad (1)$$

где Y – отбраковка рельсов по дефектам поверхности, %;

$[Cu]$ и $[S]$ – содержание серы и меди в готовой стали соответственно, %.

Повышение концентрации меди с 0,07 % до 0,15% и серы с 0,006 % до 0,011 % способствует увеличению отбраковки рельсов по поверхностным дефектам (рисунки 1, 2).

Механизм отрицательного влияния меди на качество рельсов заключается в следующем. При кристаллизации медь, как и ряд других примесей цветных металлов, имеет свойство концентрироваться в межзеренном пространстве. Ситуация усугубляется склонностью меди к диффузии, что приводит к значительному увеличению ее концентрации в приповерхностных слоях «выпотевание меди» [2, 3]. Поскольку температура плавления меди (1083°C) ниже температуры начала прокатки рельсов, то находящаяся в жидком состоянии медь распространяется в межзеренных границах, ослабляет связь между зернами и охрупчивает металл. В результате возникает, так называемая «поверхностная краснотомкость», приводящая к образованию поверхностных дефектов при прокатке [4, 5].

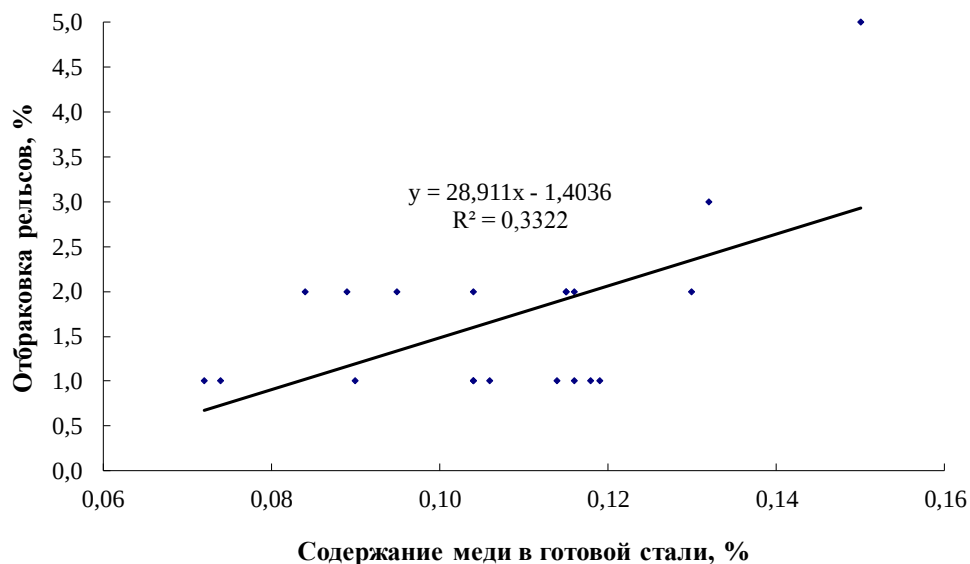


Рисунок 1 – Зависимость отбраковки рельсов по дефектам поверхности от содержания меди в готовой стали

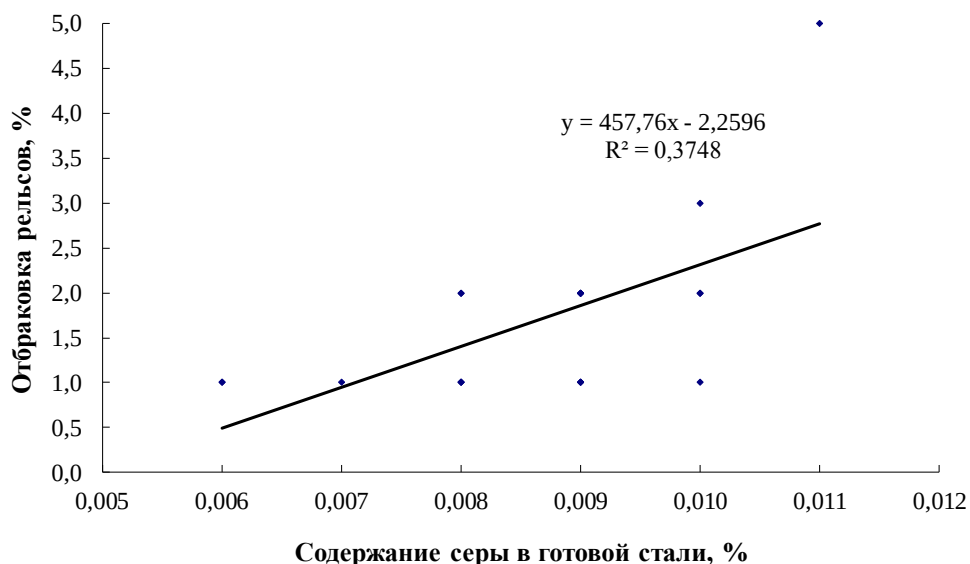


Рисунок 2 – Зависимость отбраковки рельсов по дефектам поверхности от содержания серы в готовой стали

Механизм отрицательного влияния серы на качество стальных изделий обусловлен ее практически неограниченной растворимостью в жидкой стали и очень малой растворимостью в твердом состоянии [6, 7]. Для малых концентраций серы, предельная растворимость S в железе при 1365° С составляет 0,05%, а при 1000° С – 0,013%. В α -железе растворимость серы ничтожна. Вследствие понижения растворимости во время кристаллизации стали и ее охлаждения сера выделяется из раствора в виде включений сульфидов FeS или окисульфидов FeS-FeO. При этом концентрация концентрации серы в областях по границам дендритов над среднеплавающим значением может достигать очень значительных величин – по данным работы [8] до 2000 раз.

При температурах прокатки (850-1200°С) сера в стали вызывает понижение технологической пластичности, называемое «красноломкостью» (потеря пластичности при температуре красного каления). Красноломкость проявляется в образовании рванин и трещин в процессе прокатки. Причиной возникновения красноломкости является оплавление окисульфидов и сульфидов по границам зерен, вызывающее разрушение металла. Это может происходить при содержании серы в стали более 0,01%, то есть тогда, когда оно выше предела растворимости в γ -железе.

При комнатной и близких к ней температурах включения сульфидов понижают механические свойства стали, характеризующие пластичность (относительные сужение и удлинение) и ударную вязкость. При этом после прокатки, когда сульфидные включения вытянуты в виде строчек в направ-

лении горячей пластической деформации, отрицательное влияние серы в стали проявляется лишь в направлении, поперечном к линии вытяжки в процессе этой деформации.

Степень влияния серы на свойства стали зависит от характера сульфидных включений и их расположения в металле, что определяется воздействием некоторых сульфидообразующих элементов, вводимых в сталь для раскисления [9]. При раскислении стали марганцем и кремнием без алюминия или с небольшим количеством алюминия (до 0,006 %) образуются сульфиды и преимущественно окисульфиды в виде обособленных, беспорядочно разбросанных обычно крупных глобул – I тип включений.

При более полном раскислении алюминием сульфидные включения выпадают в виде цепочек мелких глобул или пленок – II тип включений. Критическое содержание алюминия, при котором образуются включения второго типа, составляет примерно 0,005-0,020% в средне- и высокоуглеродистой сталях. Дальнейшее увеличение количества вводимого в сталь алюминия приводит к образованию включений III типа, относительно крупных, обычно неправильной формы, беспорядочно расположенных в металле. Эти включения состоят из сульфидов алюминия, марганца и железа.

Наиболее вредное влияние на механические свойства стали и склонность к красноломкости сера оказывает при образовании включений II типа. Влияние это меньше при образовании включений III типа и еще меньше при образовании включений I типа. Особое влияние на склонность к возникновению красноломкости оказывает марганец. В стали, не содержащей марганца, красноломкость возникает при очень малой концентрации S, критическая величина которой зависит от состава металла и условий деформации.

Исходя из химического состава анализируемой стали (содержание алюминия 0,003-0,004 %) основную долю составляют включения I типа, то есть окисульфиды. Однако, проведенные металлографические исследования показали наличие в готовых рельсах также и включений II типа (рисунок 3), являющихся наиболее опасными с точки зрения образования поверхностных дефектов.



Рисунок 3 – Сульфиды марганца в непрерывнолитой заготовке рельсовой стали Э76ХФ производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

С целью разработки мероприятий по снижению содержания меди и серы в готовой рельсовой стали проведен дополнительный анализ влияния состава исходной металлошихты, а именно соотношения чугуна и лома, на концентрацию указанных элементов. По полученным данным при повышении доли чугуна в металлозавалке с 20 % до 50 % происходит снижение концентрации меди при одновременном повышении содержания серы. Таким образом, увеличение доли чугуна в металлозавалке сверх существующего среднего показателя (25-30 %) является неэффективным с точки зрения повышения качества поверхности рельсов. Кроме того, возможности увеличения доли чугуна в металлозавалке ограничены по причинам технологического и экономического характера [10].

В соответствии с вышесказанным возможными вариантами решения указанной проблемы является, либо повышение качества металлического лома либо использование в металлошихте альтернативных материалов. В электросталеплавильном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК» имеется опыт проведения экспериментальных плавов с использованием синтикома, представляющего собой новый композиционный материал на основе чугуна с добавками твердых окислителей и флюсов. По сути, синтиком

(ПФК-10) представляет собой чугунные чушки с содержанием порядка 10 % твёрдого окислителя (агломерата) в виде неметаллизированных окатышей. Несмотря на то, что проведенные в 2008 г. опытно-промышленные плавки в целом показали возможность и целесообразность применения данного материала в количестве порядка 170-200 кг на 1 т металлозавалки, однако отработка промышленной технологии выявила ряд технологических трудностей, в частности увеличение длительности плавки. В дальнейшем развитие данного направления было приостановлено в связи с закрытием доменного цеха на площадке рельсового проката АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (при производстве синтикама использовался жидкий чугун).

В последнее время все более широкое распространение получают технологии производства стали с использованием в исходной металлошихте продуктов прямого восстановления железа. По данным ЦНИИЧМ при использовании губчатого железа взамен металлического лома концентрация цветных металлов снижается от 2 до 24 раз для различных элементов.

Однако в случае частичной замены металлического лома губчатым железом необходимо учитывать изменение охлаждающего эффекта, изменения в расходах шихтовых материалов и количества шлака. Так при конечной температуре процесса 1600°C отношение охлаждающего эффекта губчатого железа к охлаждающему эффекту лома для различных сортов губчатого железа составляет 1,1 – 1,25. Имеющиеся данные свидетельствуют, что при использовании на 1 т жидкой стали 100 кг губчатого железа, необходимо увеличить извести на 8 кг на 1 т жидкой стали. При этом количество шлака увеличится на 13 кг/т стали, что обусловлено повышенным содержанием кремнезема в губчатом железе.

На сегодняшний день к наиболее эффективным методам предварительной подготовки лома относится его переработка на шреддинг-установках, технологический процесс которой включает следующие операции: подготовку; загрузку в дробилку; дробление; очистку и сортировку дробленого металлолома; удаление и складирование готовой продукции. Использование шреддинг-установок обеспечивает отсев вместе с мелкой фракцией до 60% меди. Исходя из текущей производительности рассматриваемого электросталеплавильного цеха для решения проблемы загрязненности металлического лома примесями цветных металлов достаточно установить шредерный комплекс производительностью порядка 90 т/час.

Библиографический список

1. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Dorofeev V.V. Analysis of the main trends in the development of rail production in Russia and abroad // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012002.
2. Медь в черных металлах / Под ред. И. Ле Мэя и Л. М. Д. Шетки: Пер. с англ. И. Д. Марчуковой и А. Н. Штейнберга. М.: Металлургия, 1988.
3. Гинцбург Я.С., Андрацкий К.К. Прокатка качественной стали – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по чёрной и цветной металлургии, 1953. 464 с.
4. Kuznetsov I.S., Prakhov A.E., Umanskii A.A., Rubtsov Yu.T. Influence of technological factors on surface quality of structural-steel billet // Steel in Translation. 2008. Vol. 38. No 4. pp. 318-321.
5. Rubezhanskaya I.V., Pozdnysheva Y.A., Zyuban N.A., Pegisheva S.A. Ways of improving the quality of the surface of rolled products made of low-carbon structural steel ingots // Metallurgist. 2013. Vol. 56. NoS. pp. 773-778.
6. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов – М.: ИКЦ «Академкнига», 2002. С. 214-228.
7. Еланский Г.Н., Еланский Д.Г. Строение и свойства металлических расплавов – М.: МГВМИ, 2006. 228 с.
8. Suzuki H. // Testu to hagane. J.I.S.I. Japan, 1981. V. 67. №4. P. 166.
9. Губенко С.И. Трансформация неметаллических – М.: Металлургия, 1991. – 224 с.
10. Айзатулов Р.С., Уманский А.А., Чернышева Н.А. Статистический анализ влияния состава металлической шихты на основные технико-экономические показатели работы электросталеплавильного цеха ОАО «НКМК» // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2009. Вып. 23. С. 39-46.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА АГРЕГАТЕ «КОВШ-ПЕЧЬ» С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Уманский А.А.¹, Козырев Н.А.¹, Бойков Д.В.², Думова Л.В.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

²*АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация: В ходе проведения экспериментальных исследований в условиях электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» показано снижение концентрации кислорода, связанного в оксидные неметаллические включения, в рельсовой стали при увеличении длительности продувки инертным газом на агрегате «ковш-печь» до 100 мин. Практическая реализация технологии с увеличенной длительностью продувки рельсовой стали достигнута за счет внедрения последовательной обработки на двух агрегатах «ковш-печь».

Ключевые слова: внепечная обработка, рельсовая сталь, оксидные включения, стойкость рельсов, контактно-усталостные дефекты

DEVELOP THE SECONDARY TREATMENT OF RAIL STEEL ON THE UNIT "LADLE-FURNACE" WITH THE AIM OF INCREASING THE OPERATIONAL STABILITY OF RAILS

Umanskii A.A.¹, Kozyrev N.A.¹, Boikov D.V.², Dumova L.V.¹

¹*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru*

²*«EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant»
Novokuznetsk, Russian Federation*

Abstract: In the course of conducting experimental research in electric-furnace melting shop of "EVRAZ ZSMK" shows the decrease in the concentration of oxygen bound in oxide non-metallic inclusions in rail steel by increasing the length of an inert gas purge on the unit "ladle-furnace" up to 100 min. Practical implementation of technology with increased duration of the purge rail steel achieved through the implementation of sequential processing of two units "ladle-furnace".

Key words: ladle treatment, rail steel, oxide inclusions, the resistance of the rail contact fatigue defects.

Результаты комплексных исследований ВНИИЖТ и ИМЕТ РАН им. Байкова [1-4] свидетельствуют, что основной причиной преждевременного вывода из эксплуатации рельсов является образование контактно-усталостных дефектов в рабочей выкружке головки рельсов, возникновение которых связано со скоплением неметаллических включений, а именно хрупкоразрушенных оксидных включений.

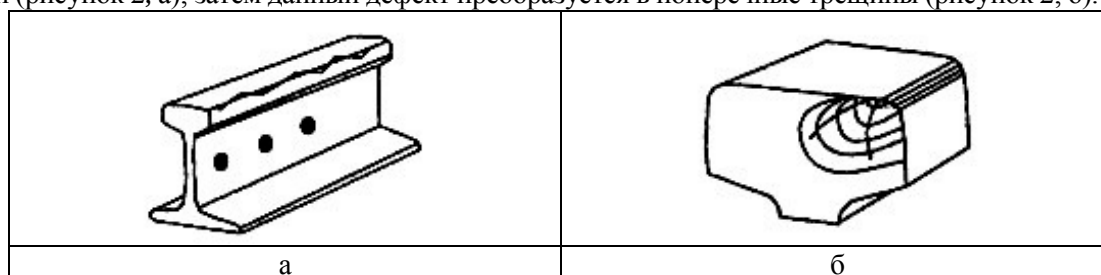
Хрупкоразрушенные оксидные включения по степени пластичности при деформации занимают промежуточное положение между так называемыми «пластичными» включениями, которые изменяют свою форму и вытягиваются в строчки при прокатке (сульфидные включения, пластичные силикаты), и «хрупкими» включениями, которые при аналогичной обработке не вытягиваются, а дробятся (глинозём, кремнезём).

Хрупкоразрушенные оксидные включения, представляющие собой в основном сложные окислы (алюминаты, силикаты, шпинели), при деформации способны вытягиваться в строчки, однако при достижении некоторого предельного значения степени деформации разрушаются. Основная масса хрупкоразрушенных оксидных включений в рельсовой стали (в частности алюминаты кальция – рисунок 1) образуется при ее раскислении. Причем данный факт имеет место, несмотря на отказ от использования алюминия в качестве раскислителя для рельсовых сталей – алюминий в качестве побочного продукта вносится ферросплавами (феррованадий, силикомарганец).



Рисунок 1 – Аллюминаты кальция в рельсовой электростали

Образование указанных дефектов происходит по следующей схеме (рисунок 2): в начальный момент в зоне скопления хрупкоразрушенных оксидных включений возникает продольная наклонная трещина, развитие которой приводит к отслоению металла – выкрашиванию металла на боковой выкружке головки (рисунок 2, а); затем данный дефект преобразуется в поперечные трещины (рисунок 2, б).



а – образование продольной наклонной трещины; б – образование поперечных трещин

Рисунок 2 – Стадии формирования контактно-усталостных дефектов в головке рельсов в процессе эксплуатации

В связи с резко негативным влиянием указанных неметаллических включений на эксплуатационную стойкость рельсов действующей нормативной документацией, распространяющейся на производство рельсового проката различных категорий, предусмотрена жесткая регламентация не только общего содержания кислорода в готовых рельсах (не более 20 ppm), но и кислорода, связанного в хрупкоразрушенные оксидные включения (не более 10 ppm).

На АО «ЕВРАЗ ЗСМК», являющемся в настоящее время одним из ведущих отечественных производителей железнодорожных рельсов [5, 6], на протяжении последних лет целенаправленно проводятся работы по снижению загрязненности рельсовой стали кислородом и оксидными неметаллическими включениями. Так за период с 2005 г. по 2013 г. за счет внедрения комплекса технических и технологических мероприятий по совершенствованию технологических режимов выплавки, раскисления, внепечной обработки и вакуумирования рельсовой стали [7-9] удалось достичь снижения общего содержания кислорода в рельсах более, чем в 2 раза – до уровня 14 ppm (рисунок 3).

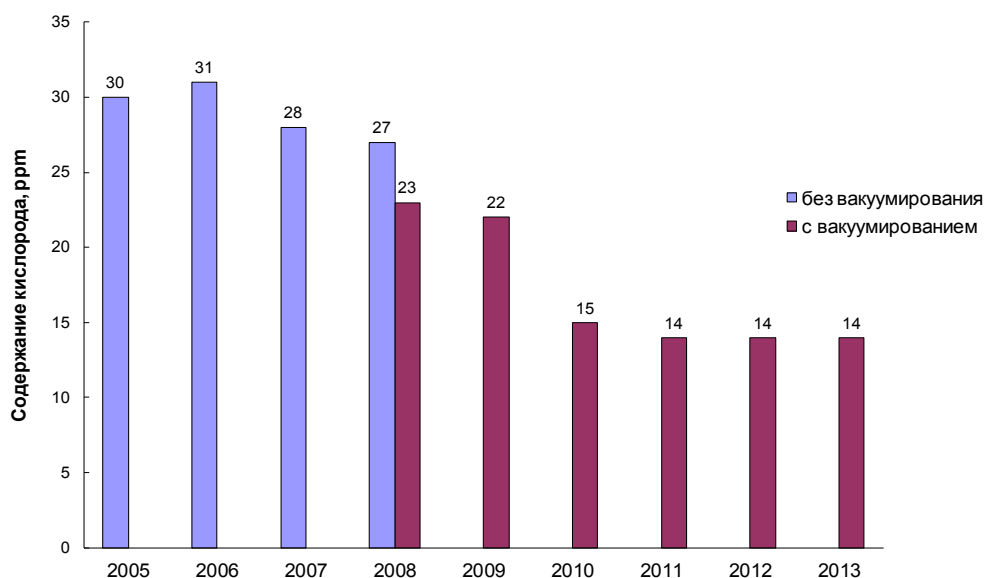


Рисунок 3 – Динамика содержания кислорода общего в готовых рельсах производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Однако для гарантированного выполнения требований стандартов по концентрации кислорода, связанного в хрупкоразрушенные оксидные включения (не более 10 ppm), необходимо дальнейшее снижение содержания общего кислорода в рельсовом металле до уровня не более 12-13 ppm.

Исследования проводили методом множественного регрессионного анализа. Объектом исследования явилась случайная выборка из 190 плавов рельсовой стали марки Э76Ф текущего производства.

При проведении исследования анализировали влияние следующих технологических параметров на содержание общего кислорода в рельсовом прокате:

- содержание кремния в стали в первой пробе на АКП;
- содержание углерода на выпуске из печи;
- расход коксовой мелочи при раскислении стали на выпуске из печи;
- расход силикомарганца при раскислении стали на выпуске;
- продолжительность продувки инертным газом при обработке на АКП;
- продолжительность обработки стали на вакууматоре.

Проведенным анализом установлено значимое влияние на содержание общего кислорода в металле длительности продувки металла на установке «ковш-печь». По полученным данным при увеличении длительности продувки стали на АКП в интервале 40-128 мин. наблюдается снижение концентрации общего кислорода в металле (рисунок 4). При этом снижение содержания общего кислорода достигается за счет снижения содержания кислорода, связанного в неметаллические включения.

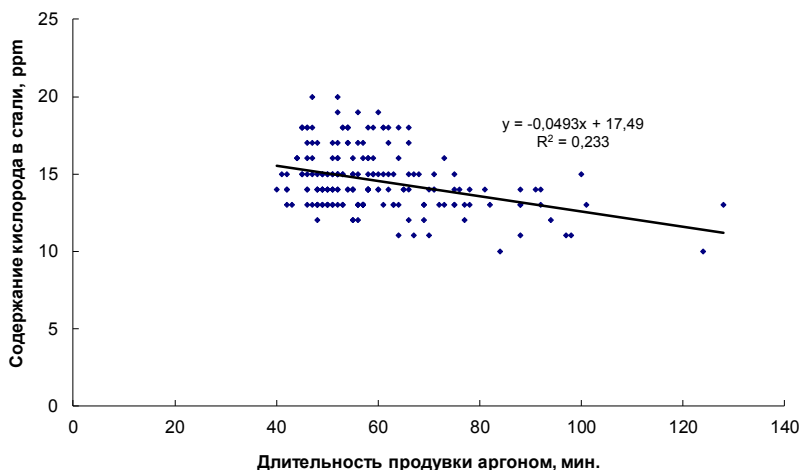


Рисунок 4 – Зависимость содержания кислорода в рельсовой стали от длительности продувки инертным газом при внепечной обработке

Полученная зависимость объясняется известным явлением интенсификации процессов переноса неметаллических включений в шлак при увеличении длительности продувки. Поскольку процесс переноса включений пузырьками газа обусловлен общим свойством не смачиваемых жидкостью твердых частиц прилипать к находящимся в жидкости пузырькам газа – флотацией, то значительное влияние на степень рафинирования расплава оказывают силы адгезии, которые в свою очередь определяются размерами неметаллических включений и их составом.

Таким образом, выбор оптимальной длительности продувки зависит от параметров, оказывающих влияние на состав образующихся неметаллических включений, в частности от марки стали, используемых раскислителей и легирующих добавок. Так применительно к условиям производства рельсовой стали марки Э76ХФ в электросталеплавильном цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» значительное уменьшение концентрации хрупкоразрушенных оксидных включений наблюдается при увеличении длительности продувки более 100 мин.

Отсутствие взаимосвязи между содержанием кислорода в стали и параметрами, характеризующими окисленность расплава (содержание углерода на выпуске из печи и содержание кремния в первой ковшевой пробе на АКП) обусловлено используемым порядком присадки раскислителей. В настоящее время присадка коксовой мелочи осуществляют после присадки силикомарганца, то есть в раскисленный металл. Отсутствие зависимости содержания кислорода в стали от основности шлака в процессе обработки на АКП обусловлено достаточно узким интервалом изменения значений данного параметра (2,2-2,8).

Для анализа изменения технико-экономических показателей производства стали при использовании технологии внепечной обработки с увеличенной продолжительностью продувки стали

инертным газом проведена серия из 15 опытных плавов, на которых длительность продувки составляла не менее 100 мин. В качестве базы для сравнительного анализа использованы 19 плавов текущего производства, произведенных в этот же период.

По полученным данным (таблица 1) увеличение средней длительности продувки металла на АКП с 63 мин. до 122 мин. привело к увеличению удельного расхода электроэнергии в среднем на 27,3 кВт·ч/т (с 64,9 кВт·ч/т до 92,2 кВт·ч/т стали); удельный расход аргона увеличился на 0,32 м³/т (с 0,24 м³/т до 0,46 м³/т).

При этом содержание общего кислорода и кислорода, связанного в хрупкообразующие неметаллические включения, в рельсах, полученных из стали опытных плавов, ниже на 2 ppm по сравнению с рельсами от плавов текущего производства. Длина строчек неметаллических включений на рельсах, полученных из стали опытных плавов, ниже на 0,004 мм.

Также был проведен анализ влияния новой технологии с увеличенной длительностью продувки стали инертным газом на механические свойства рельсов после прокатки (до закалки). В результате установлено (таблица 2), что рельсы, полученные из стали опытных плавов, имеют несколько лучшие показатели по сравнению с рельсами, полученными от плавов текущего производства (отмечено повышение таких показателей, как предел прочности, предел текучести, относительное сужение, относительное удлинение, твердость).

Таблица 1 – Анализ изменения технико-экономических показателей при использовании технологии с увеличенной длительностью продувки

Наименование показателя	Средние значения показателя	
	опытные плавки	плавки текущего производства
Длительность продувки на АКП, мин.	126,4	63,0
Расход аргона на продувку, м³/т	0,46	0,24
Температура, °C:		
в начале обработки на АКП	1549	1545
в конце обработки на АКП	1620	1620
Удельный расход электроэнергии на АКП, кВт·час/т	92,2	64,9
Расход феррованадия азотированного, кг/т	1,44	1,44
Содержание общего кислорода в рельсовом прокате, ppm	12	14
Содержание кислорода, связанного в хрупкообразующие неметаллические включения, в рельсовом прокате, ppm	8	10
Длина строчки хрупкообразующих оксидных включений, мм	0,008	0,012

Таблица 2 – Анализ влияния новой технологии внепечной обработки стали на механические свойства рельсов после прокатки (до закалки)

Наименование показателя	Средние значения показателя		Требования ГОСТ (не менее)
	опытные плавки	плавки текущего производства	
1. Предел текучести (σ_T), Н/мм²	700	620	-
2. Предел прочности (σ_B), Н/мм²	1150	1130	1111
3. Относительное удлинение (δ), %	11,5	10,5	8,1
4. Относительное сужение, %	18,3	14,5	-
5. Твердость, HB	339	333	-

Увеличение длительности продувки до 100 мин. и более, как было показано выше, способствует уменьшению концентрации хрупкообразующих оксидов в стали, что и приводит к повышению прочностных и пластических характеристик рельсового проката.

Таким образом, установлено, что использование новой технологии внепечной обработки стали с увеличенной длительностью продувки стали инертным газом позволяет снизить концентрацию кислорода, связанного в хрупкообразующие оксидные неметаллические включения, в рельсах до уровня в соответствии с требованиями стандартов и, при этом повысить механические свойства рельсов после прокатки. Однако, использование указанной технологии влечет за собой увеличение себестоимости производства стали за счет повышения удельных расходов аргона и электроэнергии.

На основании проведенных исследований в ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК» внедрена технология внепечной обработки рельсовой стали последовательно на двух агрегатах «ковш-печь», что позволило достичь рекомендуемых значений длительности продувки инертным газом [10].

Библиографический список

1. Дерябин А.А., Добужская А.В. Исследование эффективности процессов раскисления, модифицирования и микролегирования рельсовой стали // Сталь. 2000. №11. С. 38-43.
2. Дерябин А.А., Рабовский В.А., Шур Е.А. Повышение требований к качеству железнодоменных рельсов в новом национальном стандарте // Сталь. 2000. № 11. С. 82-85.
3. Deryabin A.A., Mogil'nyi V.V. More effective removal of oxide inclusions from rail steel in the intermediate ladle // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No 5. pp. 464-471.
4. Deryabin A.A., Semenov V.E., Matveev V.V., Dobuzhskaya A.B., Karimov Kh.I. Quality of rails from steel alloyed with chromium and vanadium // Stal'. 2004. No 1. pp. 58-61.
5. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Dorofeev V.V. Analysis of the main trends in the development of rail production in Russia and abroad // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012002.
6. 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.
7. Yurev A.B., Kozyrev N.A., Boikov D.V., Feiler S.V., Zakharova T.P. Influence of melt oxidation on the quality of rail steel // Steel in Translation. 2013. Vol. 43. No 2. pp. 42-46.
8. Kozyrev N.A., Protopopov E.V., Aizatulov R.S., Boikov D.V. New production technology for rail steel // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No 2. pp. 110-113.
9. Korneva L.V., Yunin G.N., Kozyrev N.A., Atkonova O.P., Polevoi E.V. Quality comparison of «NKMK» and imported rails // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No 12. pp. 1047-1050.
10. Kozyrev N.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Boikov D.V. Improving the reduction and ladle treatment of electrosteel for rail production // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No 10. pp. 717-722.

УДК 669.187

ИЗУЧЕНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МАРГАНЦА В ОКИСЛИТЕЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ

Дмитриенко В.И., Протопопов Е.В., Дмитриенко А.В., Носов Ю.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г.Новокузнецк, Россия, dmvliv@gmail.com*

Аннотация: Термодинамическими расчетами изучены возможные пределы повышения остаточного содержания марганца в окислительных условиях сталеплавильных процессов. В условиях действующего производства исследовано поведение марганца при окислении углерода для конвертора (300т) и электросталеплавильной печи (100т). Промышленные данные подтвердили термодинамические расчеты. Предложены технологические приёмы внедрение которых позволит снизить расход марганцевых ферросплавов.

Ключевые слова: марганец, углерод, окисление, конвертор, электропечь.

RESEARCH OF MANGANESE BEHAVIOR IN OXIDATIVE CONDITIONS OF STEELMAKING PROCESS

Dmitrienko V.I., Protopopov E.V., Dmitrienko A.V., Nosov U.N.

*Siberian state industrial university,
s.Novokuznezk, Russia, dmvliv@gmail.com*

Abstract: Wherewith thermodynamic calculations studied possible limits of rising remaining content of manganese in oxidative conditions of steelmaking process. Manganese behavior has been explored during oxidation of carbon for converter (300 tons) and electric steelmaking furnace (100 tons). Industrial data confirmed thermodynamic calculations. Implantation of technologies that has been proposed let reduce con-

sumption of manganese ferroalloys.

Key words: manganese, carbon, oxidation, converter, electric furnace.

С ростом производства сталей и повышением их качества происходит и повышение расхода ферросплавов. Для России серьезную проблему представляет снабжение марганцевыми ферросплавами, т.к. собственное производство крайне недостаточно, а его увеличению препятствует отсутствие запасов именно марганцевых руд, требуемого для ферросплавного производства количества и качества.

Частичное решение проблемы может быть достигнуто путем разработки новых ресурсосберегающих технологий, обеспечивающих снижение расхода марганцевых ферросплавов.

Добиться этого можно за счет повышения остаточного марганца в конце окислительных процессов и, особенно за счет применения технологии прямого легирования оксидными марганцевыми материалами.

К таким материалам можно отнести как марганцевую руду и концентраты, так и техногенные отходы и вторичные ресурсы горно-металлургической промышленности.

Особая привлекательность этого направления состоит в том, что для подобных технологий могут быть привлечены ресурсы небольших месторождений регионального значения. Для Кузбасской металлургии это могут быть марганцевые руды Дурновского и Селезеньского месторождений, а также руды соседнего Алтайского края.

В связи с этим вопрос поведения марганца в окислительных условиях сталеплавильных процессов является весьма актуальным.

Надо подчеркнуть, что различные варианты оптимизации технологий окислительного процесса и прямого легирования опробовались применительно к условиям производства стали как в конверторах, так и мартеновских и электросталеплавильных печах. Однако за последние годы в технологии производства стали внесены серьезные инновации. Поэтому необходимость дальнейшего изучения данного вопроса применительно к современным металлургическим процессам является актуальной.

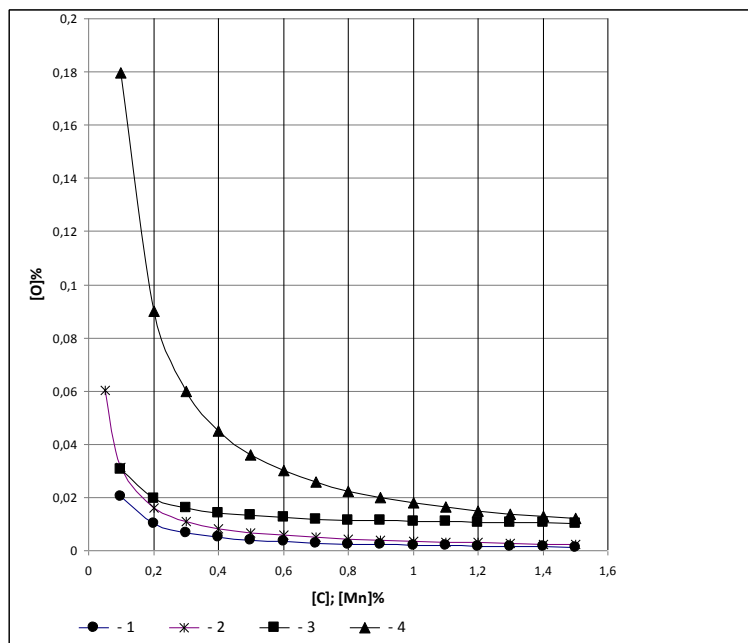
Термодинамический анализ применительно к Mn был проведен исходя из условий стремления к равновесию системы C – Mn – O.

Обычно при рассмотрении окисления марганца используют реакцию:

$[Mn] + (FeO) = (MnO) + [Fe]$ ($\lg K = (6440/T) - 2,95$) [1], т.е. с участием шлаковой фазы. Однако в современных быстротечных сталеплавильных процессах с большим расходом газообразного кислорода в первом приближении можно использовать реакции прямого окисления:

$[Mn] + [O] = (MnO)$ и $[C] + [O] = \{CO\}$.

Полученные результаты представлены на рисунке 1.



1- $[C] - [O]$ по реакции $[C] + [O] = \{CO\}$ при $P_{CO} = 1 \text{ атм.}$ [2]; 2 - $[C] - [O]$ по практическим данным для 300т – конвертора; 3 - $[C] - [O]$ по практическим данным для дуговых сталеплавильных печей $[O] = - (0,00216/[C]) + 0,00884$ [1]; 4 - $[Mn] - [O]$ по реакции $[Mn] + [O] = (MnO)$ [2].

Рисунок 1 - Соотношение $[C] - [O] - [Mn]$

Анализ результатов показывает, что практически во всём диапазоне концентраций углерода и марганца, характерных для окислительных условий сталеплавильных процессов именно углерод определяет содержание кислорода в металле. Марганец в стали может не окисляться при его концентрации до $\sim 1,0\%$. Только при снижении содержания углерода менее $0,1\%$ должно снижаться и содержание марганца.

Равновесное содержание углерода и марганца представлено на рисунке 2.

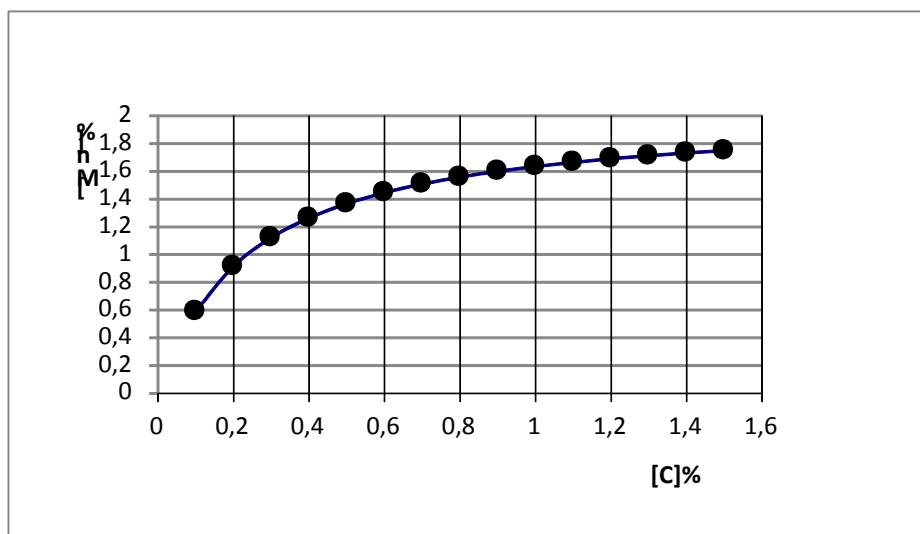


Рисунок 2 - Равновесное соотношение [C] – [Mn] в окислительных условиях.

Совместное поведение углерода и марганца были изучены в условиях действующих производств – конверторного (конвертор ёмкостью 300т) и электросталеплавильного (100т дуговая печь).

Данные по поведению марганца и углерода в конверторной плавки (300т) представлены на рисунке 3.

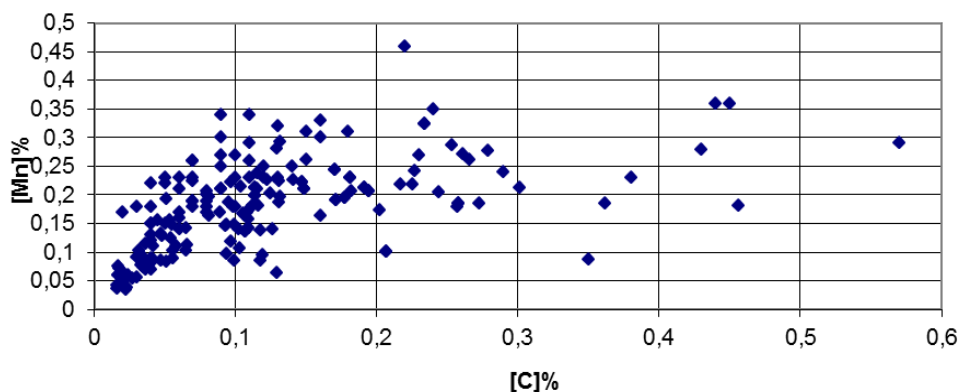


Рисунок 3 - Соотношение [C] – [Mn] в конверторной плавки

Данные по поведению марганца и углерода в электросталеплавильной печи (100т) представлены на рисунке 4.

Анализ полученных промышленных данных показывает, что они хорошо коррелируют с выше представленными термодинамическими расчетами.

Хорошо видно, что по ходу окисления углерода содержание марганца практически не меняется. Только по достижению содержания углерода $0,1\%$ начинает происходить резкое окисление марганца. Концентрация марганца при углероде менее $0,1\%$ становится ниже, чем расчетные значения. Она доходит до $0,05\%$. Это можно объяснить тем, что при этой концентрации углерода происходит смена лимитирующей стадии процесса окисления. Скорость процесса начинает лимитироваться скоростью массопереноса углерода в металле. Избыточный кислород начинает энергично взаимодействовать с другими элементами, такими как марганец и железо.

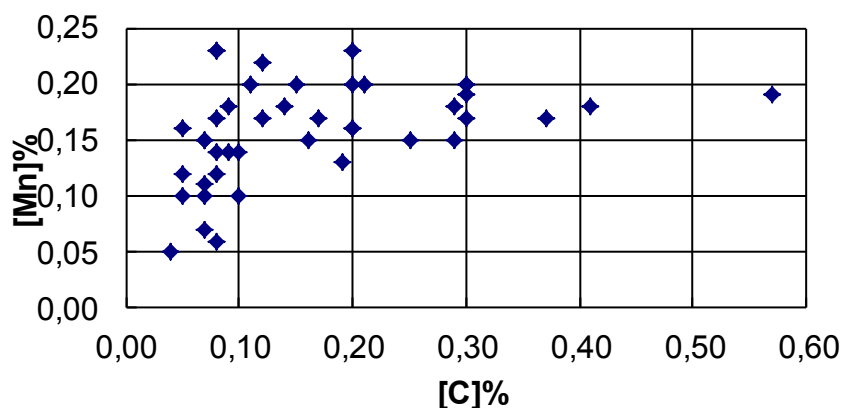


Рисунок 4 - Соотношение [C] – [Mn] на плавки в дуговой электросталеплавильной печи (100т).

Выводы:

Анализ показал, что основными направлениями оптимизации технологии окислительного процесса в вопросе экономии марганцевых ферросплавов являются:

- повышение содержание марганца в металле за счет использования металлошихты с повышенным содержанием марганца;
- прямое легирование марганцем из оксидных марганцевых материалов;
- контроль углерода и соответственно остановка процесса на максимально допустимых его концентрациях на конечных этапах продувки металла кислородом.

Библиографический список

1. Д.Я. Поволоцкий, В.Е.Рощин, Н.В. Мальков Электromеталлургия стали и ферросплавов. – М.: «Металлургия». 1995. - 592с.
2. В.А. Григорян, Л.Н. Белянчиков, Ф.Я. Стомахин Теоретические основы электросталеплавильных процессов. - М.: «Металлургия». 1987. - 271с.

УДК 669.76:669.184.001

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗБРЫЗГИВАНИЯ ШЛАКА В КИСЛОРОДНОМ КОНВЕРТЕРЕ

Синельников В.О., Калиш Д., Шуцки М.

*AGH Научно-технический университет,
Краков, Польша, victoriano090691@gmail.com, dak@agh.edu.pl*

Аннотация: Данная работа посвящена одному из главных проблемных вопросов конвертерного производства – утилизации остаточного шлака и регенерации огнеупорной футеровки кислородных конвертеров. Представлены результаты моделирования процесса «slag splashing» в коммерческих программах «FLOW-3D» и «Solid Works». Даны рекомендации для дальнейшего совершенствования получаемых результатов.

Ключевые слова: кислородный конвертер, огнеупорная футеровка, фурма, угол наклона сверхзвуковых сопел, шлаковый расплав.

MODELING OF PROCES SLAG SPLASHING IN THE OXYGEN CONVERTER

Sinelnikov V.O., Kalisz D., Szucki M.

*AGH University of Science and Technology,
Krakow, Poland, victoriano090691@gmail.com, dak@agh.edu.pl*

Abstract: This work is devoted to one of the main problematic issues (question) in converter production – recycling of residual slag and regeneration refractory lining of oxygen converters. Presented the re-

sults modeling of the process «slag splashing» in commercial programs «FLOW-3D» and «Solid Works». Also presented recommendations for further improvement of the obtained results.

Key words: oxygen converter, refractory lining, lance, angle of inclination the supersonic nozzles, molten slag.

Проблемы рационального использования отходов конвертерного производства давно известны. Одной из таких, без сомнения, является утилизация конвертерного шлака, который остается в конвертере после слива стали. Данной тематике посвящено огромное количество работ, разработок и внедрений, однако до сих пор нельзя говорить о высокой эффективности применения процесса «slag splashing» [1,2]. Причин тому несколько: простой конвертера в результате смены фурмы для продувки кислородом на фурму для разбрызгивания азотом (~ 7 мин), само разбрызгивание (суммарно 4 – 6 мин), дороговизна и другие проблемы эксплуатации водоохлаждаемых или газоохлаждаемых фурм [3 – 5], проблемы химического сродства футеровки и разбрызгиваемого шлака (т.е. процентное содержание MgO в шлаке) [6 – 8], трудность и высокая стоимость измерений вязкости шлакового расплава, вопросы адгезии уже раздутого шлака и огнеупорной футеровки и многое другое.

Стоит отметить тот факт, что технология разбрызгивания шлака связана с зоной высоких температур в конвертере и именно этот факт не дает возможности для полноценного физического эксперимента большинству исследователей. Именно по этой причине обойтись без прогнозирования (моделирования) процесса «slag splashing» весьма затруднительно. Подобного рода исследования (моделирование) были проведены исследователями из Мексики [9 – 10]. В [9] отображены результаты моделирования процесса разбрызгивания шлака в зависимости от переменных: высоты фурмы по отношению к расплаву, скорости сверхзвуковых струй, угла наклона сверхзвуковых сопел, а также вязкости шлака. Научный интерес представляет и статья [10], которая посвящена исследованиям при переменной плотности шлака от 2000 кг/м³ до 3000 кг/м³. При этом стоит заметить, что вязкость шлака, наряду с физико-химическими свойствами шлака являются одними из важнейших составляющих, которые влияют на успешность технологии «slag splashing». Именно этим исследованиям посвящены работы [1, 7 – 8]. В работе [6] приведены результаты экспериментов, которые позволяют констатировать положительную динамику смещения шлака по составу в область MgO. Опираясь на вышеупомянутые исследования и учитывая успешность опытного эксперимента [6], авторы работ [7 – 8] провели моделирование вязкости шлака в период перед продувкой, при этом учитывали химический состав шлака с учетом добавленного MgO и изменяющуюся температуру в полости кислородного конвертера. Результаты этих работ (т.е. результаты вязкости конвертерного шлака) были использованы авторами в исследованиях, проведенных в [1], а также в нынешней работе.

Таблица 1 – Исходные данные, использованные при моделировании

Продувочный газ	азот (N ₂)
Диаметр фурмы	0,2 – 0,25 м
Расход (N ₂) через одно сопло	2 – 8 м ³ /мин
Угол наклона сверхзвуковых сопел	14°
Количество расширяющихся сопел	1 – 5
Диаметр сопел в критическом сечении	0,043 м
Диаметр сопел в выходном сечении	0,063 м
Вязкость (N ₂)	6 · 10 ⁻⁵ Па·с
Вязкость шлака	0,07 Па·с
Плотность шлака	3000 кг/м ³
Интервал моделирования	0,5 с

На рисунке 1 изображена схема раздувки шлака в полости кислородного конвертера с номинальными размерами, которые были использованы для создания физической модели процесса «slag splashing» в программе «FLOW-3D».

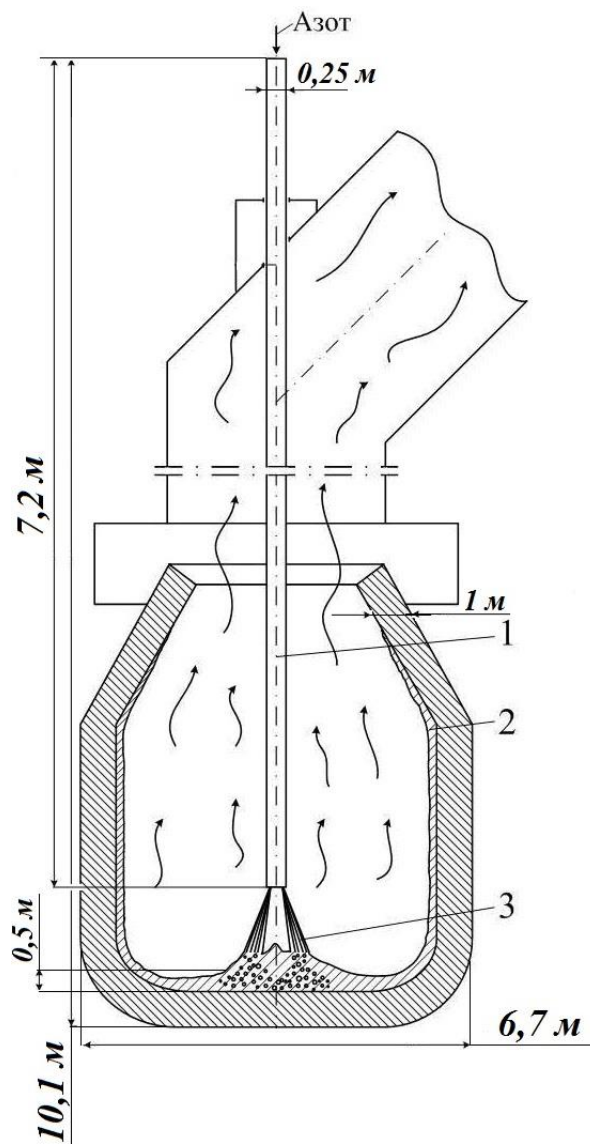


Рисунок 1 – Схема раздувки шлака в полости конвертера: 1 – продувочная азотная фурма; 2 – слой шлака; 3 – сверхзвуковая нерасчётная струя

Результаты моделирования. Макет кислородного конвертера с точными размерами был создан в коммерческой программе «Solid Works» и передан в базу данных программы «Flow – 3D».

На рисунке 2, а показан начальный вариант перед подачей азота через фурму ($t = 0$ с). Рисунок 2,б показывает картину внедрения азотной струи в шлак через $t = 3$ с, при этом следует отметить, что уже на этом этапе разбрызгивания, шлак начинает перемещаться в сторону огнеупорной футеровки. Рисунок 3а иллюстрирует картину процесса разбрызгивания через 7 секунд. Анализируя этот процесс в данный момент времени, можно смело утверждать, что мощность истекающего азота из фурмы такова, что позволяет поднять шлак на несколько метров. Однако и здесь существуют определенного рода проблемы, не стоит забывать и про диссипацию энергии в скачках уплотнения, ведь мощность струй, истекающих из фурмы кислородного конвертера при ошлаковке, достигает несколько МВт. Правильное использование этой силовой энергии дает возможность повысить стойкость футеровки в несколько раз, более подробный анализ этой проблемы изложен в [11]. Как следует из рисунка 3,б ($t = 15$ с), почти весь шлак поднят сверхзвуковой струей с дна конвертера, что, несомненно, подтверждает адекватность используемой модели. Видно, что через $t = 30$ с (рисунок 4, а) до 80% шлака уже перемещается в направлении футеровки. В тоже время, например, при $t = 50$ с (рисунок 4, б) весь разбрызгиваемый шлак за счет импульса сверхзвуковых струй, приложенного к расплаву, располагается по всему объему полости конвертера, а попадая на футеровку, застывает в виде защитного гарнисажа.

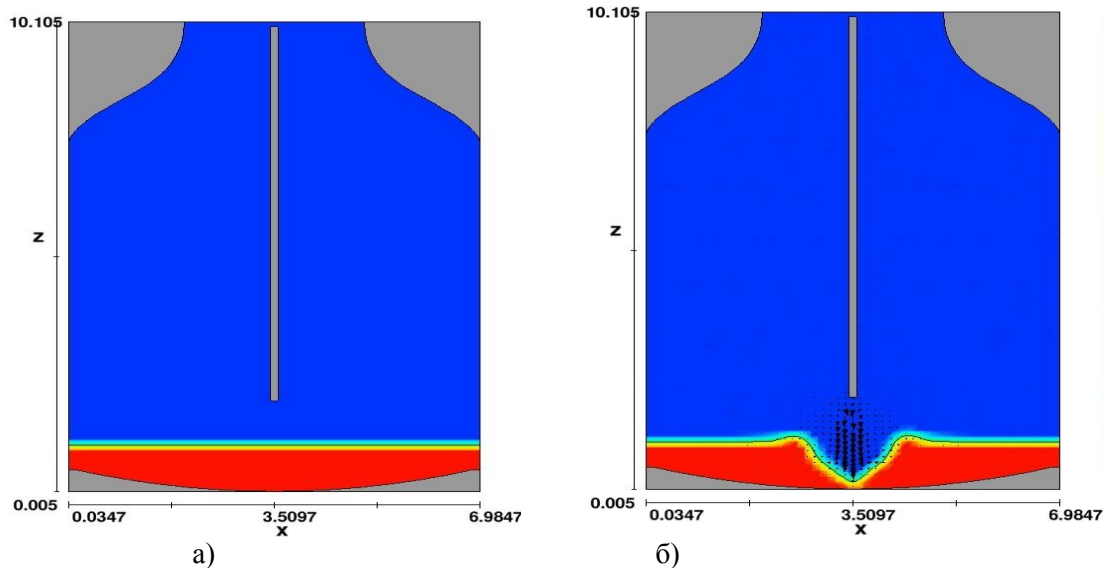


Рисунок 2 – а) кислородный конвертер перед началом разбрызгивания $t = 0c$; б) разбрызгивание шлака $t = 3c$

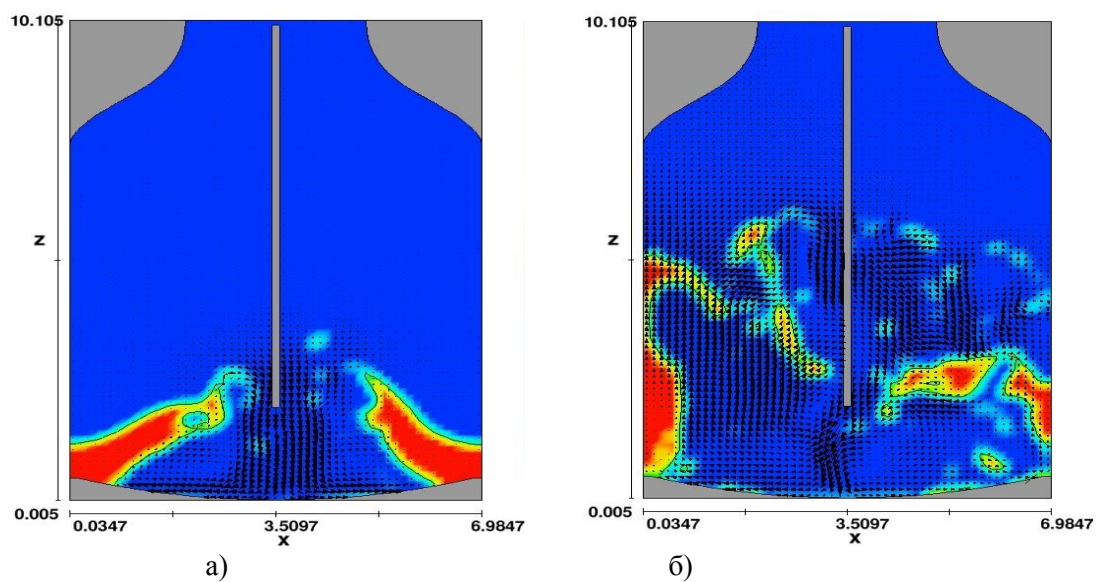


Рисунок 3 – а) разбрызгивание шлака $t = 7c$; б) разбрызгивание шлака $t = 15c$

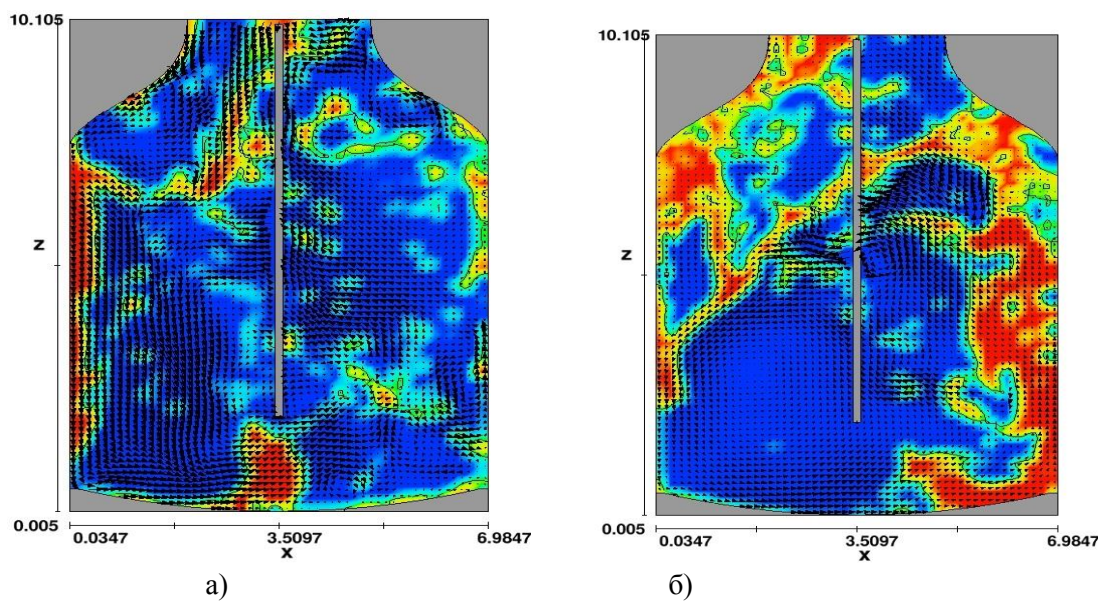


Рисунок 4 – а) разбрызгивание шлака $t = 30c$; б) разбрызгивание шлака $t = 50c$

Таким образом, математическое моделирование технологии «slag splashing» дает возможность представить динамическую картину раздува специально подготовленного шлака в любой момент времени и для любого кислородного конвертера.

Рекомендации для дальнейшего совершенствования процесса раздувки шлака в кислородном конвертере

1. Процентное содержание MgO в шлаке после продувки составляет 6 – 7%, опираясь на результаты и успешность экспериментов (как промышленных, так и моделируемых) для наиболее эффективного химического средства с футеровкой необходимо повысить его содержание до 12 – 14%.

2. Следует обратить внимание на температуру шлака перед его раздувкой. Не следует допускать остывание шлака до сравнительно низких температур 1400 – 1500°C, т.к. при таких температурах в шлаке может присутствовать не только жидкая, но и твердая фаза.

3. Вязкость шлака – ключевое физическое свойство при разбрызгивании шлака в кислородном конвертере. Трудность и высокая стоимость замеров вязкости шлакового расплава привели к развитию огромного ряда моделей вязкости. Авторы данной статьи, основываясь на лично проведенных экспериментах, рекомендуют использовать модель Riboud, более детально описанную в [7].

4. Физико-химические свойства шлака имеют огромное влияние на успешность технологии «slag splashing». Ключевыми параметрами здесь являются сила адгезии шлаковых частиц с поверхностью футеровки, краевой угол смачивания и плотность шлака [1].

5. При выборе физической модели следует обратить внимание на конструкции фурм для разбрызгивания шлака [4 – 5]: водоохлаждаемая или газоохлаждаемая. Не менее важным является правильное понимание влияния на процесс «slag splashing» физических параметров: температур в полости конвертера и газа истекающего из сопел, расхода азота, скорости на входе и выходе из сопел, а также многих других факторов.

Библиографический список

1. Калиш Д. Исследования физико-химических свойств шлака при его разбрызгивании на футеровку кислородного конвертера / Д. Калиш, В.О. Синельников // Новые огнеупоры. – 2017. – №3. – С. 78-83.
2. Ciechanowska M. Model research of the maintenance of the refractory lining of the BOF with "slag splashing" method / M. Ciechanowska, J. Pieprzyca // Hutnik Wiadomości Hutnicze. – 2014. – № 3(81). – P. 136 – 141.
3. Propopov E.V. Applying Slag Coatings to the Converter Lining / E.V. Protopopov, A.G. Chernyatevich, S.V. Feiler, E.N. Sigarev // Steel in Translation. – 2014. – № 6(44). – P. 403 – 407.
4. Galiullin T. R. Gas-Jet Conditions in the Slag Coating of Oxygen-Converter Linings / T.R. Galiullin, E.V. Protopopov, V.V. Sokolov, A.G. Chernyatevich // Steel in Translation. – 2008. – № 2(38). – P. 97 – 100.
5. Чернятевич А.Г. Разработка конструкций фурменных устройств для горячего ремонта футеровки конвертеров / А.Г. Чернятевич, Е.В. Протопопов, Е.Н. Сигарев, И.В. Чернятевич, Е.А. Чубина // Теория и практика металлургии. – 2010. – №1-2. – С. 68-73.
6. Аксельрод Л. М. Повышение стойкости футеровки конвертеров: огнеупоры, технологические приемы / Л. М. Аксельрод, А. П. Лаптев, В.А. Устинов // Металл и литье Украины. – 2009. – № 1 – 2. – С. 9 – 15.
7. Sinelnikov V.O. Influence the FeO content on slag viscosity at his spraying. Increase the life of the refractory lining / V.O. Sinelnikov, D. Kalisz // Glass and Ceramics. – 2016. – Vol. 73, № 3 – 4. – P. 144-148.
8. Sinelnikov V.O. Modeling viscosity of converter slag / V.O. Sinelnikov, D. Kalisz // Archives of foundry engineering. – 2015. – №4(15) Special Issue. – P. 119 – 124.
9. Barron M.A. Computer Simulation of Slag Splashing in a Steelmaking Converter / M.A. Barron, I. Hilerio // Materials 2011 World Congress in Computer Science, Computer Engineering, and Applied Computing. July 18-21, 2011, USA.
10. Barron M.A. Influence of the Slag Density on the Splashing Process in a Steelmaking Converter / M.A. Barron, D.Y. Medina, I. Hilerio, G. Plascencia // ISRN Metallurgy. – 2014. DOI: 10.1155/2014/525706.
11. Protopopov E.V. Supersonic Jets Injected into Converter Slag / E.V. Protopopov, R.F. Kalimullin, A.G. Chernyatevich, P.S. Kharlashin, N.A. Chernysheva // Steel in Translation. – 2012. – Vol. 42, № 10. – P. 711-715.

ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НА УКП ОСНОВНЫХ БОРСОДЕРЖАЩИХ ШЛАКОВ – ПРИОРИТЕТНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ КОВШЕВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А., Сычев А.В.,
Сельменских Н.И., Уполовникова А.Г.*

ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, upol.ru@mail.ru

Аннотация: Результаты теоретических и экспериментальных исследований вязкости шлаков системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$, их рафинирующих свойств и равновесного распределения бора между основным борсодержащим шлаком и низкоуглеродистым металлом легли в основу разработки технологии формирования основных борсодержащих шлаков на установке ковш-печь (УКП) на основном марочном составе стали, выплавляемой в конвертерном цехе АО «АрселорМиттал Темиртау».

Ключевые слова: шлак, сталь, десульфурация, бор, микролегирование, неметаллические включения, структура, механические свойства.

BASIC BORON-CONTAINING SLAGS FORMATION TECHNOLOGY IN LADLE FURNACE (LF) - PRIORITY DIRECTION OF LADLE METALLURGY

Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Smirnov L.A., Sychev A.V.,
Selmenskih N.I., Upolovnikova A.G.*

*Institute of Metallurgy of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, Russia, upol.ru@mail.ru*

Annotation: The results of theoretical and experimental studies of the slag viscosity of the $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$ system, their refining properties and the equilibrium distribution of boron between the main boron-containing slag and low-carbon metal formed the basis for the development of technology for the formation of basic boron-containing slags in a ladle furnace the basic grade of steel, smelted in the converter shop of JSC "ArcelorMittal Temirtau".

Key words: slag, steel, desulfurization, boron, microalloying, nonmetallic inclusions, structure, mechanical properties.

Введение

В ряду приоритетных задач развития металлургического комплекса страны сохраняется актуальность проблемы повышения качества и снижения себестоимости продукции. Перспективным направлением решения проблемы является микролегирование стали [1-11] и глубокая десульфурация металла [12-14].

Микролегированные стали достаточно широко применяются в настоящее время в промышленности в связи с высоким комплексом механических свойств в сочетании с пониженной стоимостью [1-11]. Особое место среди микролегирующих элементов занимает бор, введение которого в металл в небольших количествах (0,001-0,005 %) дает возможность увеличить прочность стали без снижения пластичности [5-11]. Микролегирование стали бором осуществляют, как правило, за счет присадок борсодержащих ферросплавов, использование которых увеличивает себестоимость стали. Встречаются публикации [4, 9-11], в которых рассматривается возможность протекания процесса восстановления бора из оксидных борсодержащих систем.

Производство стали с низким, не более 0,010% содержанием серы осуществляется, как правило, в сталеразливочных ковшах под шлаками системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с добавлением плавикового шпата [12-14].

* В работе принимали участие Акбердин А.А., Ким А.С., Ермаковой В.П., Смирновой В.Г., Витущенко М.Ф., Золин А.Н., Добромиллов А.А., Есильбаев Р.Д., Саврасов А.И. и Кутдусова Х.Ж.

Однако при использовании плавикового шпата, выделяется газообразный фтор, который в совокупности с формированием «самораспадающихся» шлаков приводит к ухудшению экологической обстановки [14]. Для формирования высокоосновных не подверженных силикатному распаду шлаков с сохранением высоких рафинирующих свойств взамен плавикового шпата используются добавки B_2O_3 [14-17].

Целью работы – разработка и освоение технологии формирования в сталеразливочном ковше на установке ковш-печь (УКП) основных борсодержащих шлаков, обеспечивающих одновременно протекание процессов глубокой десульфурации и прямого микролегирования стали бором за счет его восстановления из оксидной борсодержащей фазы.

Методика исследования

Фундаментальные результаты исследования вязкости шлаков системы $CaO-SiO_2-MgO-Al_2O_3-B_2O_3$, их рафинирующих свойств и равновесного межфазного распределения бора между шлаком и металлом, приведенные в работах [10, 17-18], легли в основу разработки технологии формирования основных борсодержащих шлаков в сталеразливочном ковше на УКП на основном марочном составе стали, выплавляемом в конвертерном цехе АО «АрселорМиттал Темиртау» при производстве стали [10].

Формирование основных борсодержащих шлаков осуществляли загрузкой в сталеразливочный ковш извести, борсодержащего материала-колеманита (Турция), содержащего 39-41 % B_2O_3 , 26-28 % CaO , не более 5 % SiO_2 и 3 % MgO и пирамидального алюминия для раскисления шлака и восстановления бора [10,19-21]*. Химический состав формируемых на УКП шлаков в зависимости от расхода основных материалов приведен в таблице 1.

Механические свойства опытного и сравнительного металла определяли в лаборатории мехиспытаний АО «АрселорМиттал Темиртау» по стандартным методикам контроля на четырех группах марок стали: 08КП, 3СП, 09Г2С и 17Г1С-У.

Таблица 1– Химический состав формируемых на УКП шлаков

№ п/п	Расход материалов на УКП, кг			Химический состав шлака, %					Вшл
	Известь	Колеманит	$Al_{пир.}$	CaO	SiO_2	Al_2O_3	MgO	B_2O_3	
1	1300	110	160	50,7	9,0	24,3	5,1	3,1	5,6
2	1100	120	75	52,2	14,6	10,2	4,3	3,3	3,6
3	1400	160	160	51,8	21,4	18,7	6,4	4,1	2,4

Микроструктурный анализ образцов горячекатаного листа трубной стали 17Г1С-У выполнен с помощью оптического (Olympus) и растрового электронного (JSM-59000LV) микроскопов. Рентгеноспектральный микроанализ проведен на энергодисперсионном рентгеновском спектрометре INCA Energy 200. Величину зерна феррита и аустенита определяли в соответствии с ГОСТ 5639 (п.3.5.4).

Результаты исследования и их обсуждения

Отдельные технологические и технико – экономические показатели опытных и сравнительных плавов приведены в таблице 2. В качестве сравнительных использовали плавки текущего производства с формированием на УКП основных шлаков с использованием в качестве флюса плавикового шпата или глиноземсодержащего шлака.

Видно, что разработанный режим присадки шлакообразующих материалов и раскислителей обеспечивает формирование на УКП борсодержащих основных шлаков, обладающих по сравнению со шлаками текущего производства более высокой степенью десульфурации (ΔS).

На плавках, раскисленных только алюминием (08КП), отмечена пониженная по сравнению с другими марками стали в среднем до 17,6 % степень десульфурации, но она в 2,3 раза выше, чем на плавках текущего производства.

На плавках, раскисленных алюминием и кремнием (3ПС, 3СП и 09Г2С), отмечается более высокая степень десульфурации, достигающая 22,2 – 23,1 % против 12,5 – 16,7 % на плавках текущего производства. При этом на опытном металле содержание серы находится на уровне 0,010 – 0,014 % против 0,013 – 0,015 % в металле текущего производства. На опытных плавках стали 17Г1С-У сохраняется высокая степень десульфурации - 66,7 %. Среднее содержание серы в металле достигает 0,004 %. При этом наблюдается снижение расхода извести до 500 кг на плавку и сокращение времени обработки на УКП до 40 минут. Наряду с десульфурацией металла его выдержка под борсодержащим шлаком сопровождается развитием процесса прямого микролегирования стали бором за счет его восстановления из шлака.

*В скобках указаны значения предела текучести и временного сопротивления соответствующие классу прочности X80, стандарта APJ Spect SL.

Например, на опытном металле со средним расходом колеманита 143 – 144 кг на плавку и восстановителя (пирамидального алюминия) в количестве 70 - 147 кг на плавку отмечено микролегирование стали бором в количестве 0,002 – 0,004 %. Сокращение расхода колеманита до 110 – 112 кг на плавку даже при повышенных до 134 - 153 кг на плавку расходах пирамидального алюминия не обеспечивает содержания бора в стали выше 0,001 %. Повышенный до 258 кг на плавку расход колеманита, в совокупности с высоким (373 кг на плавку) расходом пирамидального алюминия, обеспечивают более высокое содержание бора в стали, достигающее в среднем 0,008 %.

Таблица 2 – Отдельные технологические и технико – экономические показатели опытных сравнительных плавов

Показатели	08кп		Зпс		Зсп		09Г2С		17Г1СУ	
	опытн.	сравн.	опытн.	сравн.	опытн.	сравн.	опытн.	сравн.	опытн.	сравн.
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Расход материалов на УПК, кг										
Известь	1394	800	1233	1250	1386	1040	1386	1280	2140	2617
Колеманит	110	0	143	0	112	0	144	0	258	530*)
Плав. шпат	0	60	0	175	0	200	0	0	-	-
Al ₂ O ₃ - шлак	0	0	0	0	0	30	0	200	-	0,533
Al пров.	148	240	80	90	66	110	44	112	115	140
Al пирам.	134	80	68	75	153	102	147	160	373	381
FeMn	12	320	69	62	21	70	0	87	0	0
FeSi	0	0	60	0	19	120	196	77	30	260
SiCa	0	0	0	0	0	0	0	0	150	0
FeNb	0	0	0	0	0	0	54	25	320	278
Время обработки на УПК, мин	68,4	71,0	88,0	69,3	85,9	85,4	123,1	104,0	138,2	181
[S] _{нач.} УПК, %мас.	0,017	0,013	0,013	0,016	0,018	0,018	0,013	0,017	0,012	0,010
[S] _{кон.} УПК, %мас.	0,014	0,012	0,010	0,014	0,014	0,015	0,010	0,013	0,004	0,003
ΔS УПК, %отн.	17,6	7,7	23,1	12,5	22,2	16,7	23,1	23,5	66,7	68,0
[B] _{г.м.} %мас	0,001	0	0,002	0	0,001	0	0,004	0	0,008	0
*) Расход глиноземсодержащего шлака										

Механические свойства опытных и сравнительных образцов металлопроката стали марок 08КП, ЗСП, 09Г2С и 17Г1С-У приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Механические свойства опытных и сравнительных образцов металлопроката

Марка стали	Толщина проката, мм	Опытный металл			Сравнительный металл		
		σ _T , Н/мм ²	σ _B , Н/мм ²	δ, %	σ _T , Н/мм ²	σ _B , Н/мм ²	δ, %
08КП	0,25-0,50	378,0	411,0	33,6	304,6	380,5	32,7
ЗСП	2,0	392,3	487,3	25,8	389,1	477,8	28,3
09Г2С	4-6	464	576	28	468	574	28,9
17Г1СУ	10	561,7	646,8	19,4	548,6	615,7	26,1

Видно, что прокат толщиной 0,25–0,50 мм из «кипящей» стали, содержащей в среднем 0,001 % бора, характеризуется повышенными прочностными и пластическими свойствами. Абсолютные величины предела текучести и временного сопротивления на опытном металле на 73,4 и 30,5 Н/мм² выше, чем на металле сравнительных плавов. Величина относительного удлинения, характеризующая пластические свойства проката, достигает на опытном металле в среднем 33,6 против 32,6 % на плавках сравнительного металла.

Положительное влияние бора на прочностные свойства получено и на стали марки ЗСП. Предел текучести и временное сопротивление на прокате толщиной 2,0 мм на 3,2 и 9,5 Н/мм² выше, чем на металле сравнительных плавов.

Прочностные свойства и пластические характеристики низколегированного металла марки 09Г2С, содержащего в среднем 0,004 % бора, практически не отличаются от свойств металлопроката сравнительных плавов.

Трубная сталь марки 17Г1С-У, содержащая в среднем 0,008 % бора, толщиной проката 10,0 мм характеризуется повышенными прочностными свойствами. Абсолютные величины предела текучести и временного сопротивления на опытном металле на 13,1 и 31,1 Н/мм² выше, чем в плавках сравнительного металла. При этом пластические характеристики проката удовлетворяют требованиям ГОСТа.

В таблице 4 приведены экспериментальные данные, характеризующие влияние концентрации марганца в стали, микролегированной бором, на механические свойства металлопроката. Снижение содержания марганца в стали марки 08кп на 0,05% практически не повлияло на прочностные и пластические показатели металлопроката толщиной 0,25-0,50 мм. Наблюдается увеличение прочностных свойств металлопроката толщиной 1,0-2,0 мм с сохранением высоких пластических характеристик. При этом удельный расход марганцевых ферросплавов снижается в среднем на 0,5 и 1,3 кг/т стали соответственно.

Таблица 4 - Механические свойства металлопроката опытных плавов в зависимости от содержания марганца в стали

Марка стали	Химический состав стали, %						Толщина проката, мм	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ , %	Уд. расход Mn – ферросплавов, кг/т
	C	Mn	Si	P	S	B					
08 КП	0,06	0,24	0,013	0,016	0,011	0,0024	0,25-0,50	377	415	32,5	2,8
	0,05	0,19	0,010	0,014	0,016	0,0030		380	408	34,3	2,3
09Г2С	0,08	1,57	0,63	0,025	0,010	0,0048	4,0-6,0	429	551	29,5	22,2
	0,07	1,42	0,65	0,020	0,009	0,0030		497	590	27,0	20,8
17Г1С-У	0,07	1,60	0,17	0,015	0,011	0,006	10,0	565	640	19,0	24,9
	0,06	1,40	0,17	0,014	0,003	0,006		585	650	20,0	24,1

Аналогичные результаты получены на 09Г2С и 17Г1С-У марках стали (таблица 4). При этом установлено, что микролегирование трубной стали бором обеспечивает преимущественное формирование мелких неметаллических включений размером не превышающем 5 мкм, представленных оксидными и комплексными оксисульфидными включениями с исходной оксидной составляющей на основе алюмомагнетитовой шпинели с небольшим (не более 1 %) содержанием сульфидных включений на поверхности шпинели, практическое отсутствие обособленных сульфидных включений, формирование мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры и, как следствие, высокие прочностные свойства (таблица 3) даже при пониженных до 1,4% содержаниях марганца (таблица 4). Абсолютные значения предела текучести и временного сопротивления металлопроката трубной стали, содержащей 1,4 % марганцем, 0,006 % бора и 0,003 % серы достигают 585(555-675)* и 650(625-825)* МПа и обеспечивают без термической обработки класс прочности Х80.

Закключение.

Разработка и внедрение в конвертерном цехе АО «АрселорМиталл Темиртау» технологии формирования на установке ковш-печь основных борсодержащих шлаков обеспечило содержание бора в стали в среднем на уровне 0,001-0,008 %, низкие, не более 0,004 – 0,014 % мас. концентрации серы в металле, сокращение расхода марганцевых ферросплавов от 0,2 кг/т стали 3СП до 1,4 кг/т стали 09Г2С, исключение присадок в ковш ферробора и плавикового шпата и достижение высоких механических свойств готового металлопроката. На опытном холоднокатаном прокате толщиной 0,25 – 0,50 мм стали 08КП, содержащей в среднем 0,001 % бора, отмечено увеличение предела текучести и временного сопротивления в среднем на 73,4 и 30,5 Н/мм² соответственно. Относительное удлинение, характеризующее пластические свойства проката, на опытном металле достигает в среднем 33,6 против 32,7 % на плавках сравнительного металла. Положительное влияние бора на прочностные свойства отмечено и на стали марок 3СП и 09Г2С. На трубной стали 17Г1С-У неметаллические включения, представленные преимущественно мелкими, не более 5 мкм, оксидными и оксисульфидными включениями, и формирование мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры обеспечили высокие прочностные свойства горячекатаного проката толщиной 10 мм соответствующие классу прочности Х80 без термической обработки.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (проект № 16-08-00185)

Библиографический список

1. Пилюшенко В.Л., Вихлевщук В.А. Научные и технологические основы микролегирования стали: М.: Металлургия, 2000. 384с.
2. Голубцов В.А., Лунев В.В. Модифицирование стали для отливок и слитков: Челябинск-Запорожье: ЗНГУ. 2009. – 356с.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия. 1986. – 272с.
4. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали/ Под ред. С.М. Винорова, ГНТИ по черной и цветной металлургии. – 1961. – 459 с.
5. Бобылев М.В., Королева Е.Г., Штанников А.М. Перспективные экономлегированные борсодержащие стали для производства высокопрочных крепежных деталей// Металловедение и термическая обработка металла. – 2005. №5 – С. 51-55.
6. Сычков А.Б., Парусов В.В., Нестеренко А.М., Жигарев М.А. Структура и свойства канатки из борсодержащих сталей, предназначенной для изготовления сварочной проволоки// Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. № 3. – С. 48-51.
7. Левченко Г.В., Яценко А.И., Репина Н.И. Опробование технологии производства тонколистовой низкоуглеродистой стали, микролегированной бором// Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. № 1. – С. 56-59.
8. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы: М.: Металлургия. – 1986. -192с.
9. Бабенко А.А., Жучков В.И., Леонтьев Л.И. и др. Микролегирование стали бором – перспективное направление повышения конкурентоспособности отечественной металлопродукции// Труды научно – практической конференции «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР» – Екатеринбург: ООО «УИПЦ». – 2013. – С. 162 - 165
10. Кривко Е.М., Чуб П.И., Коновалов Р.П. и др. Микролегирование кипящей стали бором при восстановлении его из окислов// Разливка стали в изложницы: Сб.науч.тр. НЧМ СССР. – М.: Металлургия, 1984. С. 24-25.
11. Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А. и др. Исследование и разработка комплексной технологии производства низкоуглеродистой борсодержащей стали с низким содержанием серы // Сталь. – 2015. №11. – С.48-50.
12. Соколов Г.А. Внепечное рафинирование стали. – М.: Металлургия. 1977.-208с.
13. Чумаков С.М., Ламухин А.М., Зинченко С.Д. и др. Концепция производства низкосернистых сталей на ОАО «Северсталь» с учетом технологических аспектов // Труды VI конгресса сталеплавателей. М.: АО «Черметинформация», 2001. – С. 63–66.
14. Hongming, W. Effect of B₂O₃ on Melting Temperature, Viscosity and Desulfurization Capacity of CaO – based Refining Flux / W. Hongming, Z. Tingwang, Z. Hua, и др. // ISIJ International. vol. 51. 2011. № 5. pp. 702–708.
15. Акбердин А.А., Киреева Г.М., Медведовская И.А. Влияние B₂O₃ на вязкость шлаков системы CaO - SiO₂ - Al₂O₃ // Известия АН СССР. Металлы. – 1986. № 3. – С. 55-56.
16. Рафинирование стали в процессе CAS-OB при модификации шлака B₂O₃ – CaO и CaF₂ – CaO // Новости черной металлургии за рубежом. 2008, № 3. – С. 30-32.
17. Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А., Сычев А.В., Уполовникова А.Г. Использование метода симплексных решеток для построения диаграмм состав-вязкость шлаков системы CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO-B₂O₃. Бутлеровские сообщения. – 2016. Т.48. №11. – С. 40-44.
18. Уполовникова А.Г., Бабенко А.А. Термодинамическое моделирование процессов восстановления бора из борсодержащих шлаков. Бутлеровские сообщения. – 2016. Т.48. №10. – С. 114-118.
19. Патент № 2562849 «Шлаковая смесь для обработки стали в ковше» Бабенко А.А., Жучков В.И., Селиванов Е.Н., Сычев А.В., Золин А.Н., Добромилов А.А., Кутдусова Х.Ш., Саврасов А.И., Ким А.С., Акбердин А.А. Опубликовано Бюл. №25 от 10.09.2015 г.
20. Патент № 2563400 «Способ микролегирования стали бором» Бабенко А.А., Жучков В.И., Селиванов Е.Н., Сычев А.В., Белев А.А., Дресвянкина Л.Е., Житлухин Е.Г., Зуев М.В., Мурзин А.В., Ушаков М.В. Опубликовано 20.09.2015. Бюл. № 26.
21. Бабенко А.А., Жучков В.И., Селиванов Е.Н., Сычев А.В. Шлаковая смесь для обработки сталит в ковше. Пат. № 30964 (Республика Казахстан) 2016.

НЕРАВНОВЕСНЫЕ ДИССИПАТИВНЫЕ СТРУКТУРЫ И УПРАВЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА В СТРУЙНО-ЭМУЛЬСИОННОМ АГРЕГАТЕ

Цымбал В.П., Сеченов П.А., Рыбенко И.А., Оленников А.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, tsymbal33@mail.ru*

Аннотация: Рассмотрены принципы создания самоорганизующегося струйно-эмульсионного реактора (СЭР), основой которых является организация вынужденного движения двухфазной рабочей (реакционной) смеси в замкнутой системе под давлением, что позволило создавать значительное отклонение от термодинамического равновесия и получать неравновесные диссипативные структуры. Показана роль диссипативных структур в решении задач управления химическим составом металла, а также в создании процесса и агрегата, имеющего малый удельный объем и энергоемкость.

Ключевые слова: диссипативные структуры, принципы, струйно-эмульсионный реактор, удельный объем, энергоемкость.

NON-EQUILIBRIUM DISSIPATIVE STRUCTURES AND MANAGEMENT OF CARBON CONTENT IN A JET-EMULSION AGGREGATE

Tsymbal V.P, Sechenov P.A, Rybenko I.A, Olennikov A.A

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, tsymbal33@mail.ru*

Abstract: The principles of creating a self-organizing jet-emulsion reactor (SIR) are considered, the basis of which is the organization of forced motion of a two-phase working (reaction) mixture in a closed system under pressure, which allowed creating a significant deviation from thermodynamic equilibrium and obtaining non equilibrium dissipative structures. The role of dissipative structures in solving problems of controlling the chemical composition of the metal, as well as in creating a process and an aggregate having a small specific volume and energy capacity is shown.

Keywords: dissipative structures, principles, jet-emulsion reactor, specific volume, energy intensity.

Введение

Исследования, направленные на создание непрерывных металлургических процессов, особенно интенсивно велись в 70 – 80-ых годах прошлого столетия. В сборнике докладов [1], целиком посвященном разработке непрерывных процессов, представлены агрегаты с последовательно соединенными ваннами, процессы конвертерного типа и др. Особый интерес представляют исследования по струйно-эмульсионным процессам, весьма ценные результаты которых не потеряли значение и в настоящее время. А.М. Бигеев, вложивший большой вклад в разработку непрерывного сталеплавильного процесса [2, 3], важным и необходимым преимуществом такого процесса, наряду с отсутствием промежуточных потерь энергии и сырья, считал наличие отдельных камер (зон) для реализации необходимых технологических операций (обезуглероживание, обессеривания, обесфосфоривания и др.). Однако, в то время, в связи протеканием процесса близко к состоянию равновесия и, как следствие, низкими скоростями химических реакций, эти камеры получались достаточно громоздкими, а агрегат в целом капиталоемким.

В представляемой статье показано, что одновременное решение задачи управления химическим составом металла и уменьшения удельного объема агрегата достигается путём конструктивной и режимной организации динамических диссипативных структур [4], играющих роль своеобразных «камер», которые планировалось создавать в первоначальных конструкциях агрегатов.

Основные принципы и решения

В основу конструктивной реализации рассматриваемого ниже процесса и агрегата [4, 5] были заложены следующие принципы и решения:

– организация вынужденного движения рабочей (реакционной) смеси в замкнутой системе под давлением, что позволило создавать значительное отклонение от термодинамического равновесия и одновременно решить задачу внутреннего транспорта продуктов реакции через все последова-

тельно соединенные аппараты;

- создание большой реакционной поверхности и двухфазной рабочей смеси (газовзвеси или эмульсии), то есть перевод процесса в область газодинамики, что позволило получить большие скорости физико-химических процессов;

- использование нелинейной зависимости скорости течения двухфазной среды от газосодержания для создания потенциала давления за счет эффекта газодинамического запирания соединительного канала;

- создание диссипативных структур, существенно отклоненных от термодинамического равновесия, что позволило получить большие возможности по управлению химическим составом металла и шлака.

Ниже кратко рассмотрим эти диссипативные структуры [4], со ссылкой на представленную на рисунке 1: зонную модель: 1 – ядро уплотнения; 2 – реактор-осциллятор; 3 – соединительный канал; 4 – динамическая подушка; 5 – относительно плотная газшлаковая эмульсия; 8 – слой жидкого металла; 6,7 – диссипативный гравитационный сепаратор.

1. *Ядро уплотнения* на встречных струях газа (зона 1) позволяет организовать интенсивную диспергацию падающей сверху шихты.

2. *Реактор-осциллятор* (рисунок 2), включающий упомянутую структуру 1, а также зону 2 (газовзвесь, созданную в результате диспергации встречными струями) и соединительный канал 3, играющий роль газодинамического затвора. В результате использования эффекта нелинейной зависимости скорости звука от газосодержания [6] создан реактор-осциллятор, в котором реализована внутренняя обратная связь за счет критического истечения двухфазной среды [4] и влияния давления (по принципу Ле-Шателье-Брауна) на протекании химических реакций с газовыделениями, что приводит к изменению объемного газосодержания в реакторе, а затем к изменению скорости истечения двухфазной среды в соединительном канале 3 по формуле:

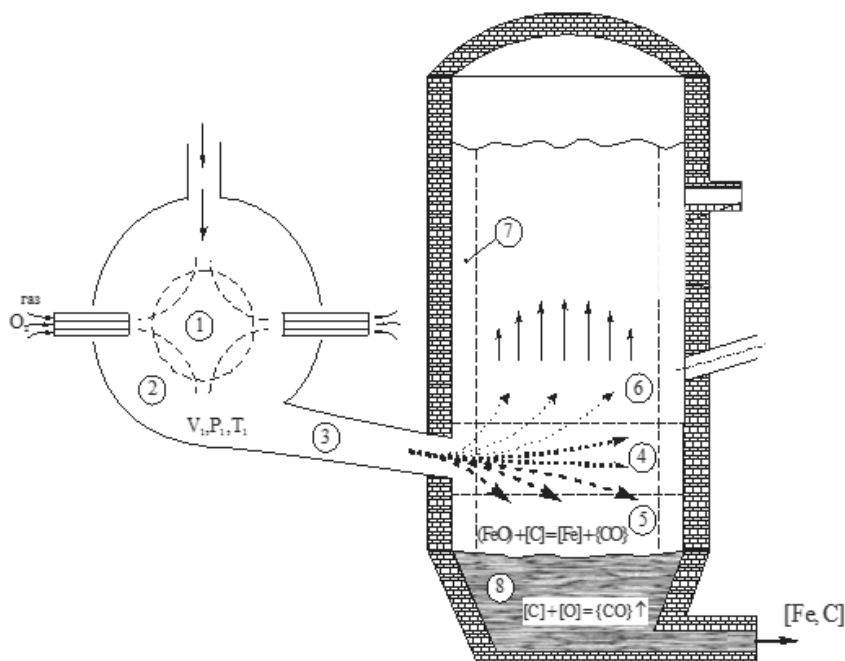


Рисунок 1 – Зонная модель струйно-эмульсионного процесса

$$\alpha_{\Gamma} = \frac{V_{\Gamma}}{V_{\Gamma} + V_{\text{КФ}}}, \quad (1)$$

где: V_{Γ} – объем газа, м^3 ;

$V_{\text{КФ}}$ – объем конденсированной фазы, м^3 .

Процесс как бы «бегает» по правой ветви нелинейной зависимости скорости звука c от газосодержания α_{Γ} , представленной на рисунке 3. В результате получена возможность создания стационарного колебательного режима на любом заданном уровне давления. Это важнейшее звено в задаче создания самоорганизующегося процесса.

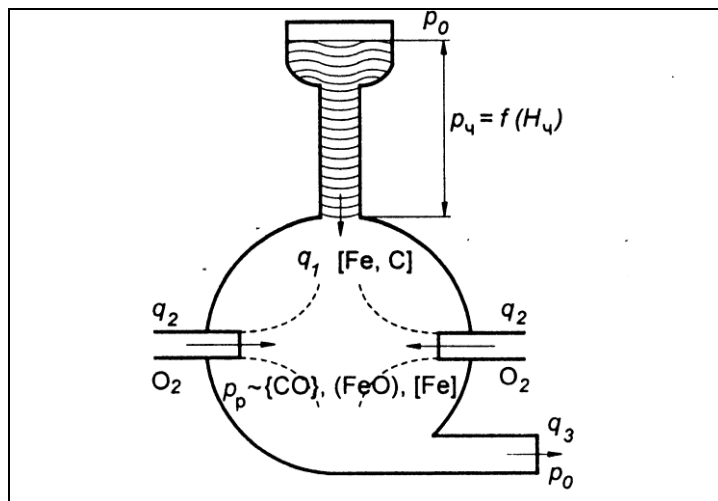


Рисунок 2 – Реактор-осциллятор: p_0 , p_p , p_q – соответственно давление атмосферное, в реакторе и столба шихты; q_1 , q_2 , q_3 – потоки шихты, кислорода и истекающей из реактора двухфазной среды

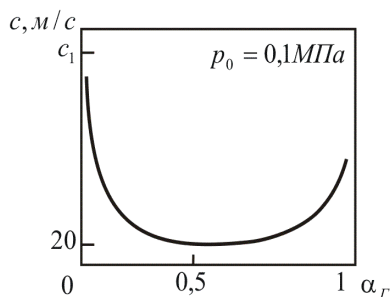


Рисунок 3 – Зависимость скорости звука в водовоздушной смеси от газосодержания

Таким образом, на основе реактора-осциллятора был создан побудитель расхода (своеобразный карбюратор-компрессор), с помощью которого (в сочетании с переводом процесса в область газозвеси и эмульсии) оказалось возможным создать внутренний транспорт рабочей смеси через все элементы агрегата, в том числе через теплоутилизирующие устройства (котел-утилизатор, газовая турбина, кипящий слой, реформатор дыма в синтез-газ). Это позволяет создать условия для глубокого использования энергии исходного топлива.

3. *Динамическая «подушка»*, играющая роль провальной решётки (зона 4), образуемая в результате превращения кинетической энергии струи, вылетающей из реактора-осциллятора, в потенциальную энергию давления. Эта подушка отделяет и поддерживает зоны 6 и 7, где протекают в основном восстановительные реакции, от зон 5 и 8, где могут протекать, в том числе и окислительные реакции.

4. *Относительно плотная газошлаковая эмульсия* типа сильно вспененного конвертерного или мартеновского шлака в слое, прилегающем к металлу (зона 5). Эта зона может играть решающую роль в процессах самоорганизации в рафинирующем отстойнике, так как здесь находится самая неравновесная составляющая процесса, связанная с большим содержанием оксидов железа в шлаке.

5. *Слой жидкого металла*, зона 8 – предназначена для накопления металла, восстанавливаемого в зоне 6 и опускающегося через зону 5. Следует также подчеркнуть, что на границе зон 5 и 8 могут протекать окислительные реакции, особенно в случае попадания на эту границу относительно крупных кусков, например, руды.

6. *Диссипативный гравитационный сепаратор* (зона 6). Это взвешенный над зоной 4 достаточно высокий слой пенистой газо-шлако-металлической эмульсии, в которой также могут находиться частицы твердых оксидов и углерода. Эта зона занимает подавляющую часть колонного реактора (рафинирующего отстойника). Из-за влияния гравитационной составляющей и близкого к параболическому распределения вектора скорости движения эмульсии в поперечном сечении колонного реактора в нем имеет место сепарация частиц в зависимости от их плотности. Вследствие этого явления, частицы восстановленного железа, имеющие плотность в два-три раза большую, чем частицы оксидов железа, «скатываются» на периферию потока и образуют пристенный слой с отрицательной (об-

ратной) скоростью (зона 7). Это явление наблюдалось нами визуально на физической модели.

Рассмотреть системную модель представленного выше комплекса диссипативных структур [4, 7] в рамках данной статьи не представляется возможным. Но важно отметить, что декомпозиция процесса и его модели в виде совокупности диссипативных структур позволила существенно упростить математическое описание этого сложного процесса. В связи с тем, что внутри каждой диссипативной структуры имеет место самоорганизация, или, по крайней мере, самостабилизация, происходит, по существу, сворачивание информации [8], а структуры обмениваются между собой и с внешней средой только потоками вещества и энергии. Это позволяет строить модели каждой диссипативной ячейки в отдельности и значительно уменьшить количество необходимых связей между элементами (подсистемами).

Ниже кратко коснемся модели лишь одной очень важной структуры, диссипативного гравитационного сепаратора металла, шлака и газа.

Учитывая важную роль отмеченной диссипативной структуры, связывающей все остальные зоны и обуславливающей круговорот веществ в агрегате, для ее воспроизведения и изучения создана имитационная модель [9], в которой в качестве «первых принципов» – элементов нижнего уровня иерархии, выступают дисперсные частицы шихты с реально заданным гранулометрическим распределением. Вид графического интерфейса программы представлен на рисунке 4.

Ядром этой модели является задача обтекания единичной частицы вертикальным потоком несущего реакционного газа. С помощью специально созданного алгоритма и программы на ЭВМ с использованием метода Монте-Карло проигрывается большое число упругих и неупругих столкновений частиц шихтовых материалов и продуктов реакций, с учетом протекающих в них процессов. Разработанная модель, тестируемая на основе результатов большого числа компьютерных статистических испытаний по совпадению с законами сохранения, оказалась достаточно адекватной «виртуальной реальностью» изучаемого процесса). Она позволяет вскрывать внутренний механизм сложных взаимодействий, протекающих в колонном реакторе: оценивать время пребывания в агрегате исходных веществ и продуктов реакций, в том числе металла и шлака; распределение плотности взвешенных дисперсных материалов по высоте агрегата; влияние на ход процесса различных управляющих воздействий, в том числе гранулометрического состава металла, соотношения рудных материалов и топлива-восстановителя и др. Являясь заместителем объекта, эта модель позволяет численным методом решать задачи системной динамики, проигрывать и разрабатывать проектируемые технологии. Более подробно эта модель заслуживает отдельного рассмотрения [9].

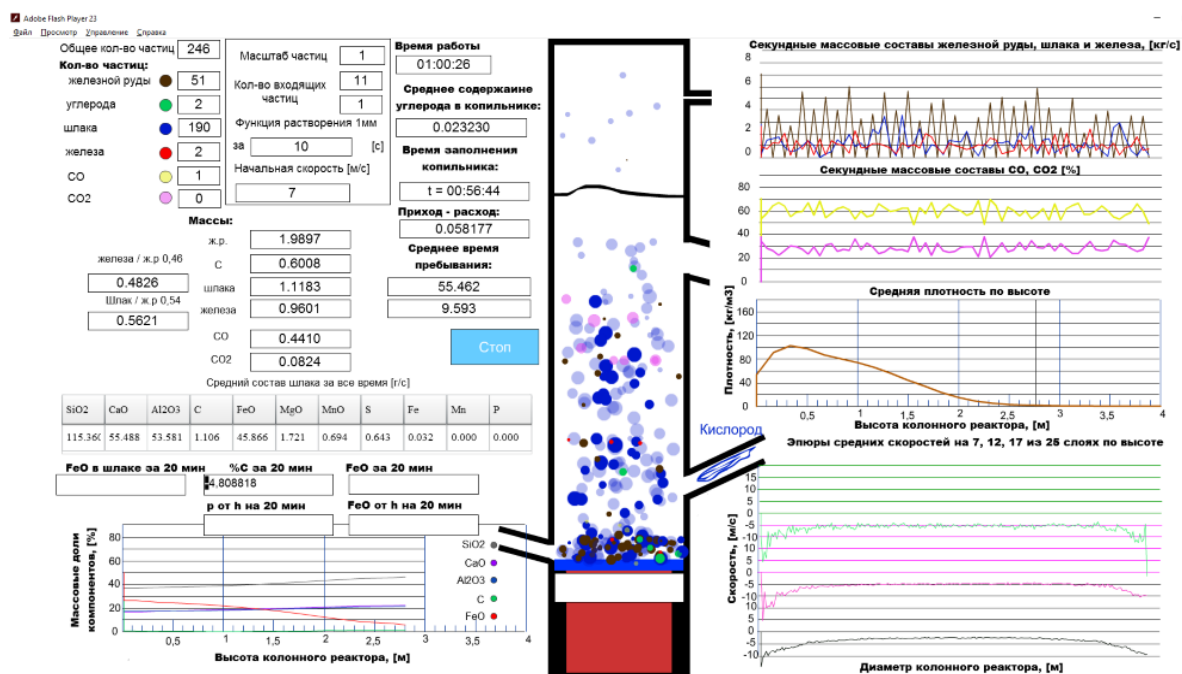


Рисунок 4 – Фрагмент реализации имитационной модели гравитационного сепаратора

Управление химическим составом металла

После знакомства с основными принципами функционирования процесса и ролью диссипативных структур, остановимся на вопросе управления химическим составом металла, прежде всего содержанием углерода [10]. Для этого снова обратимся к зонной модели (рисунок 1). Подчеркнув, что

химические реакции протекают в неравновесных условиях с отводом продуктов реакций, отметим, что реакции восстановления оксидов железа твердым углеродом:



имеют преимущественное развитие в зоне 6 (верх колонного реактора), а реакции с растворенным в металле углеродом:



имеют место на границе зон 5 и 8 (турбулентный слой на границе металл-шлак) и скорость на порядок большую, чем реакции (2-4).

При этом зоны 5 и 8 отделены динамической «подушкой» (зоной 4) от зоны 6.

Долю оксидов железа, перерабатываемых на границе шлак-металл (зоны 5 и 8) можно увеличивать за счет повышения доли более крупных рудных материалов и дополнительного индукционно-го подогрева копильника, а в зоне 6 повышать восстановительный потенциал за счет подачи угля в колонный реактор на верхний уровень газошлаковой эмульсии.

Таким образом, возможность создания описанных выше динамических диссипативных структур при определенных газодинамических режимах позволяет отдельно управлять соотношением скоростей восстановительных и окислительных процессов, а, следовательно, и содержанием углерода в получаемом металле.

Конструктивные и технологические особенности агрегата СЭР

Использование описанных выше подходов и принципов позволило создать агрегат с очень малым удельным объемом и энергоемкостью [4, 5, 10]. Технологическая схема и краткое описание агрегата СЭР (самоорганизующийся струйно-эмульсионный реактор) представлено ниже (рисунок 5).

Основу технологической схемы мини-модуля составляют: система подачи шихты 1-5, реактор-осциллятор 6, соединительный канал с газодинамическим самозапираем 7, рафинирующий отстойник 8, одновременно играющий роль первой ступени мокрой газоочистки, копильник 9, а также система гарнисажного охлаждения 10, канал 11 для выдачи газошлаковой эмульсии и канал 12 для перетока части газа, шлакоприемник 13 с гранулятором 14, система утилизации тепла в кипящем слое или реформации дымовых газов в синтез-газ 17 и система газоочистки 18.

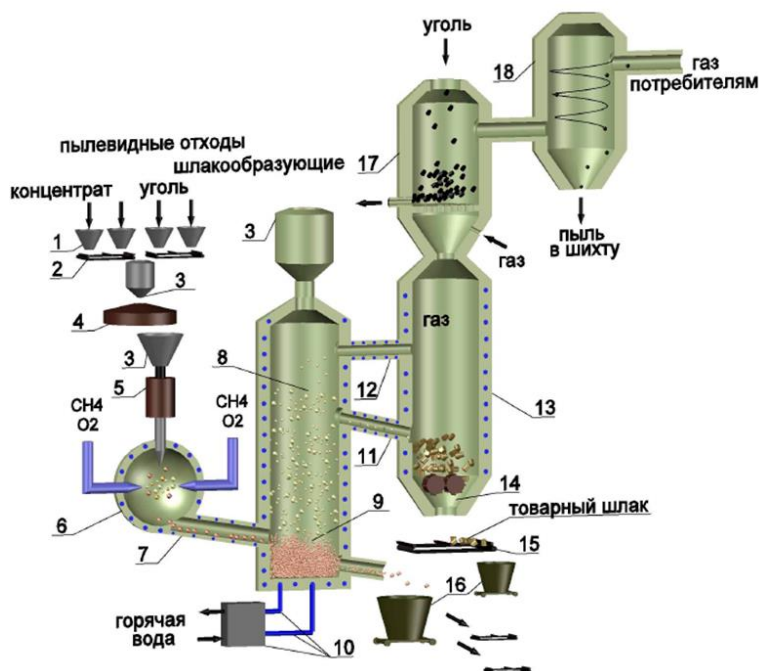


Рисунок 5 – Технологическая схема мини-модуля на основе процесса СЭР

Созданный в реакторе-осцилляторе 6 высокий потенциал давления, а также полная изоляция процесса от атмосферы, позволяет проталкивать продукты реакций через все находящиеся за основ-

ным технологическим агрегатом устройства утилизации энергии без использования высокотемпературных побудителей расхода.

Пылевидная шихта, состоящая из смеси оксидов металлов и твердых восстановителей, эффективно диспергируется в реакционной камере 6. Здесь создается газовзвесь с объемной долей газа порядка 0,99. Вследствие зависимости скорости истечения двухфазной среды от газосодержания (рисунков 3), в соединительном канале 7 образуется аэродинамически запираемый затвор (торможение струи), а в сочетании с обратной связью по газосодержанию (за счет изменения условий протекания химических реакций, а также условий подачи в реактор шихты и кислорода) имеется возможность создавать стационарный колебательный режим (самоорганизующийся реактор-осциллятор).

Использование в качестве рафинирующего отстойника вертикального колонного реактора 8 с нижней подачей через канал 7 реакционной газовзвеси в сочетании с существенным отклонением процессов от термодинамического равновесия является важнейшим фактором, который обуславливает возможность гравитационного разделения потока железоуглеродистого металла, стекающего по периферии колонного реактора и оседающего в копытнике 9, и потока обедненного железом шлака, отводимого по наклонному каналу 11 в шлакоприемник 13.

Резюме

При создании этого агрегата впервые в мировой металлургии [10] была предпринята попытка использования некоторых идей теории самоорганизации (синергетики), таких как принципы подчинения и наименьшего принуждения, большого отклонения от термодинамического равновесия [11] и др. Для реализации этих принципов удалось применить ряд физических эффектов, таких как диспергация шихты встречными струями газа, создание самоорганизующегося реактора-осциллятора за счет использования эффекта критического истечения двухфазного потока и обратной связи по изменению газосодержания продуктов реакций, нижняя подача рабочей смеси из реактора-осциллятора в колонный реактор, организация вынужденного движения и внутреннего пневмотранспорта двухфазной рабочей смеси.

Сочетание этих факторов и мероприятий позволило создать в агрегате динамические диссипативные структуры, что привело к резкому уменьшению удельного объема агрегата (в 10-15 раз) и обеспечило значительную гибкость управления, в том числе соотношением скоростей восстановительных и окислительных реакций, что дает возможность прямого получения металла с достаточно широким диапазоном содержаний углерода. В настоящее время в мире известно несколько десятков создаваемых новых агрегатов для прямого восстановления, но ни в одном из них, включая КОРЕКС, принципиально невозможно получить железо-углеродистый сплав с содержанием углерода ниже 2%, в связи с тем, что процессы в них находятся близко к состоянию равновесия и управлять отдельно составом металла и шлака невозможно.

Ниже (таблица 1) приведено сравнение технико-экономических показателей процесса СЭР с наиболее близким и продвинутым в мире аналогом – агрегатом КОРЕКС.

Таблица 1 – Сравнение технико-экономических показателей процессов СЭР и КОРЕКС

Позиция	Показатели	Процесс КОРЕКС	Процесс СЭР	Преимущество
1	Энергоемкость, ГДж/т	29	15-17	в 1,7 раза
2	Удельный объем, т/м ³ сут.	1,1	11	в 10 раз
3	Капитальные затраты, \$/т.год	350	120-150	в 2,5 раза

Библиографический список

1. Труды совещания «Непрерывные процессы выплавки черных и цветных металлов», 26-28 ноября 1973 г., Академия наук СССР, Научный совет «Физико-химические основы металлургических процессов». – Москва: Наука, 1975 –195 с.
2. Бигеев, А.М. Непрерывные сталеплавильные процессы / А.М. Бигеев. – М.: Металлургия, 1986. – 136с.
3. Бигеев, А.М. Теория и технология плавки стали. Учебник для вузов. 3-е изд. перераб. и доп. / А.М. Бигеев. – Магнитогорск: МГТУ. 2000. – 344с.
4. Цымбал, В.П. Процесс СЭР – металлургический струйно-эмульсионный реактор / В.П. Цымбал, С.П. Мочалов, И.А. Рыбенко, Р.С. Айзатулов, В.В. Соколов, А.Г. Падалко, В.И. Кожемяченко, С.Ю. Красноперов, К.М. Шакиров, С.Н. Калашников, Л.А. Ермакова, А.А. Оленников, А.М. Огнев, С.В. Щепанов, А.А. Рыбушкин, Е.В. Суздальцев // Под ред. В.П. Цымбалы. – М: Металлургиздат, 2014. – 488 с., ил.
5. Цымбал, В.П. Использование принципов самоорганизации и диссипативных структур при

создании нового струйно-эмульсионного металлургического процесса // В.П. Цымбал, В.И. Кожемяченко, И.А. Рыбенко, А.Г. Падалко, А.А. Оленников Сб. тр. XIII Международного конгресса сталеплавателей. – М.: Полевской, 2014. – С. 472-477.

6. Накоряков, В.Е. Волоновая динамика газо- и парожидкостных сред / В.Е. Накоряков, Б.Г. Покусаев, И.Р. Шрейбер. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 248 с.

7. Цымбал, В.П. Имитационное моделирование диссипативных структур в струйно-эмульсионном металлургическом реакторе / В.П. Цымбал, П.А. Сеченов, А.А. Оленников // Моделирование и наукоемкие информационные технологии. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – С. 52-59.

8. Хакен, Г. Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах / Г. Хакен. – М.: Мир, 1985. – 419с.

9. Цымбал, В.П. Имитационное моделирование гетерогенного сепаратора в агрегате СЭР и проблема применения уравнения Навье-Стокса / В.П. Цымбал, П.А. Сеченов, А.А. Оленников, А.Г. Падалко // Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XIX Международной научно-практической конференции, 15-16 декабря 2015 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Ч. 1. – С. 73-80.

10. Tsymbal V.P., Mochalov S. P., Shakirov K. M. Controlling the Composition of the Metal in the Direct Reduction of Dust-Sized Materials and Waste Products in a Jet-Emulsion Reactor. Springer Journals, 2015, Vol. 59, pp 119-125: <http://link.springer.com/article/10.1007/s11015-015-0070-0>

11. Николис, Г. Самоорганизация в неравновесных системах / Г. Николис, И. Пригожин. – М.: Мир, 1979. – 512 с.

УДК 669.15'782-198:621.365.31

ОПТИМИЗАЦИЯ ВЫСОТЫ ВАННЫ РУДОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ

Кравцов К.И.

*Акционерное общество "Кузнецкие ферросплавы",
Новокузнецк, Российская Федерация, kki-2006@mail.ru*

Аннотация: Исследование механизма повышенного износа футеровки подины рудотермической печи, выплавляющей ферросилиций. Показана необходимость соответствия глубины ванны вводимой мощности. Выявлена взаимосвязь повышенного износа футеровки подины и недостаточной глубины ванны.

Ключевые слова: рудотермическая, печь, футеровка, эксплуатация, геометрические параметры, ферросилиций, износ, подина

OPTIMIZATION OF SAF BATH DEPTH

Kravtsov K.I.

*JSC "Kuznetsk Ferroalloy Works"
Novokuznetsk, Russia, kki-2006@mail.ru*

Abstract: Discussed SAF dimensions basing on data obtained from bath excavation. Shown influence of non-optimal bath depth on lining wear.

Key words: SAF, submerged arc furnace, lining, bath dimensions, lining wear, furnace excavation, ferrosilicon.

Введение

В 2014г. произведен поэтапный разбор ванны печи РКО-20 [1]. На основании данных о состоянии ее футеровки в работе [1] были сделаны выводы о соответствии размера ванны вводимой мощности.

1. Состояние футеровки печи

Активная мощность печи составляла 16,5 МВт. Ток электрода 65 кА, диаметр электрода 1200 мм. Печь выплавляла ферросилиций марок ФС65 и ФС75, перед остановкой – только ФС75.

При обследовании футеровки печи обнаружено, что наибольший износ подины отмечен под электродами, стен - напротив электродов. Футеровка вне активной зоны плавления шихты сохранилась практически полностью.

Строение ванны печи приведено на рисунках 1-2.

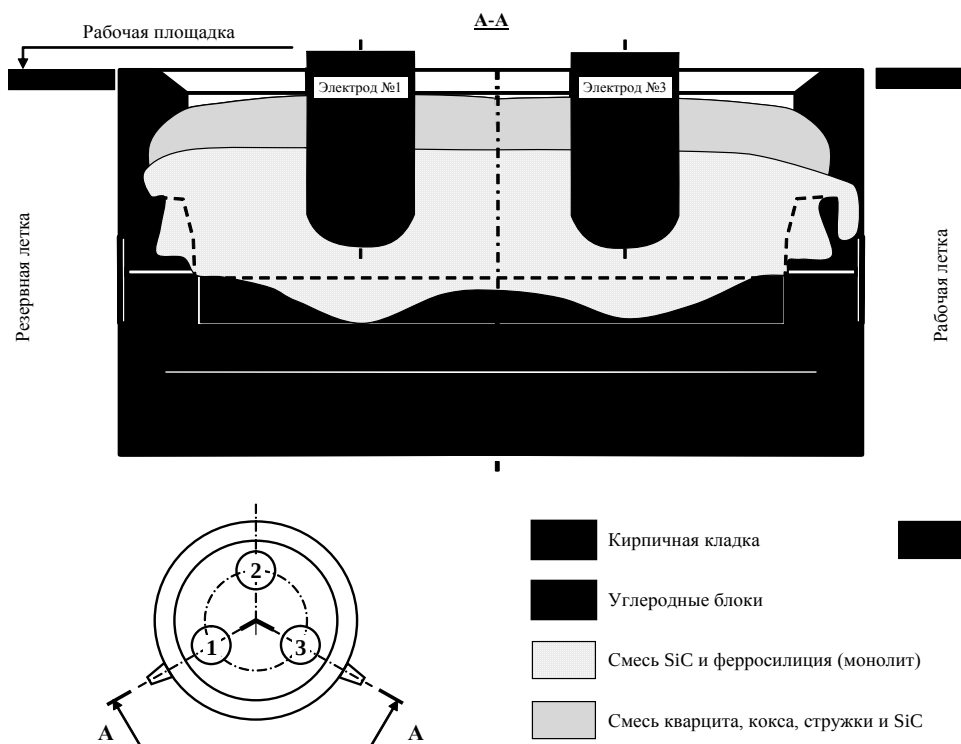


Рисунок 1 - Схема износа футеровки в районе электродов №1 и №3

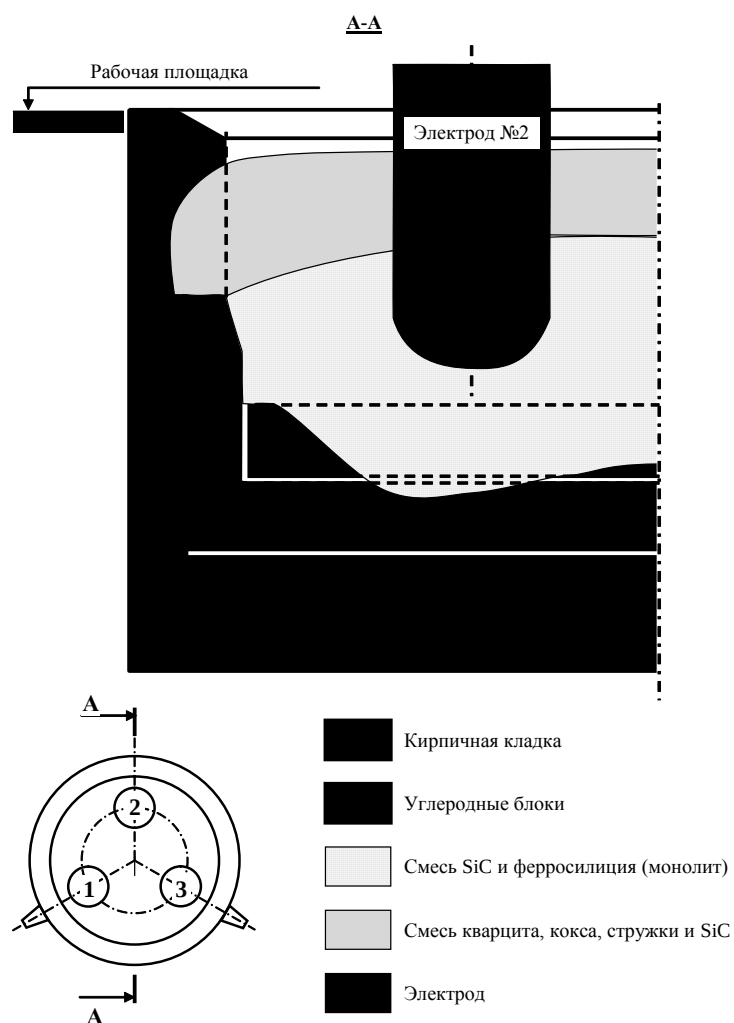


Рисунок 2 - Схема износа футеровки в районе электрода № 2

Из рисунков 1-2 следует, что в результате разрушения подовых блоков глубина ванны увеличилась. Диаметр ванны также увеличился по кирпичной кладке.

2. Анализ причин изменения рабочего пространства печи

Проектная мощность печи составляла 13,3 МВА, под эту мощность спроектированы размеры цеха. Из работы [2] следует, что увеличение размеров ванны при увеличении мощности произведено только в горизонтальной плоскости при сохранении прежней глубины.

Низкие показатели работы печи после реконструкции обсуждались в работе [3]. Указано на ограничение высоты ванны расположением высотных отметок в здании цеха. Высота ванны, определенная по печам сравнения (рисунок 3), должна составлять 2,7-2,9 м.

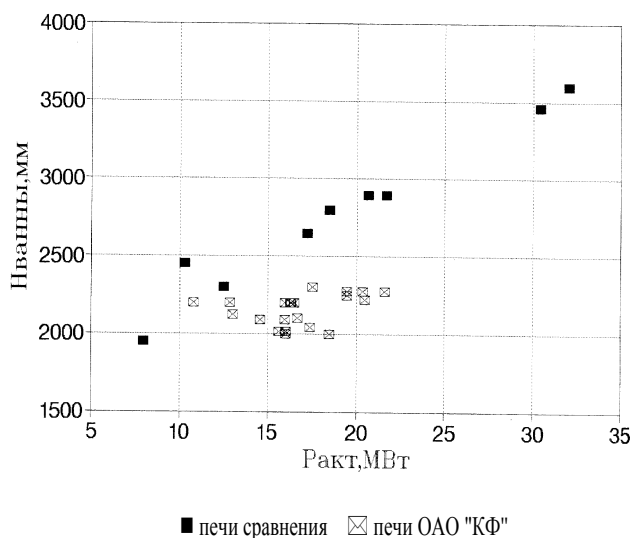


Рисунок 3 - Зависимость глубины ванны от активной мощности печи [3]

Высота ванны по результатам разбора ванны составила требуемые 2,7 м. К моменту остановки печи для замены ванны технология плавки на печи претерпела существенные изменения:

- в 90-е гг. 20 века существенно повысили сопротивление шихты за счет замены части кокса на древесную щепу и уголь;
- активная мощность печи была повышена с 15,9-16,2 МВт до 16,5-17,0 МВт;
- длина электродов была увеличена на 17 %.

Образование полости вокруг электрода ("тигля") при выплавке ферросилиция признается всеми исследователями. После увеличения мощности печи объем подэлектродной полости увеличился. Строение ванны печи до и после реконструкции приведено на рисунке 4.

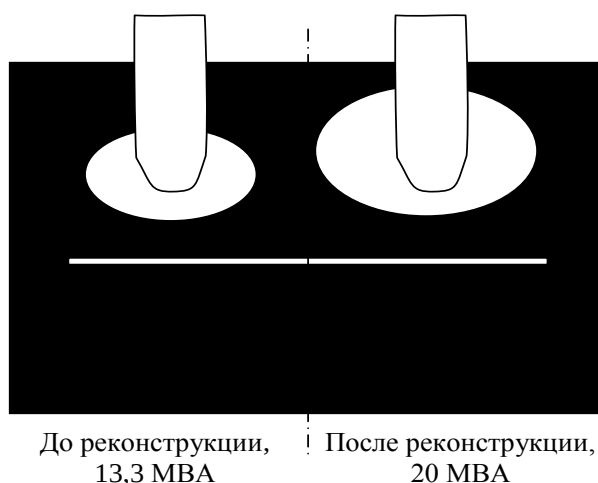


Рисунок 4 - Ванна печи при выплавке ферросилиция марки ФС75 до и после реконструкции

Повышенные потери как тепла, так и монооксида кремния через колошник обусловили низкие показатели работы печи как по производительности, так и по удельному расходу электроэнергии и

извлечению кремния.

До использования угля в составе шихты низкую посадку электродов обеспечивали за счет снижения напряжения с высокой стороны с 10,5 кВ до 10,1-10,2 кВ и регулярной работой с недостатком углерода.

В результате низкой посадки электродов, при которой достигался наиболее высокое извлечение кремния и высокая производительность печи за счет улавливания монооксида кремния, произошло выгорание подовых блоков за счет испарения в зоне действия электрической дуги и химической реакции углерода подовых блоков с кремнеземом кварцита. Образующийся гарнисаж из карбида кремния разрушался за счет недостатка углерода, что также способствовало выгоранию подовых блоков.

После замены части кокса на каменный уголь, древесную щепу, сопротивление шихты повысилось, что уменьшило необходимость регулярной работы с недостатком углерода и позволило повысить напряжение с высокой стороны и токовой уставки для повышения мощности печи с целью повышения производительности. Изменение строения ванны печи приведено на рисунке 5.

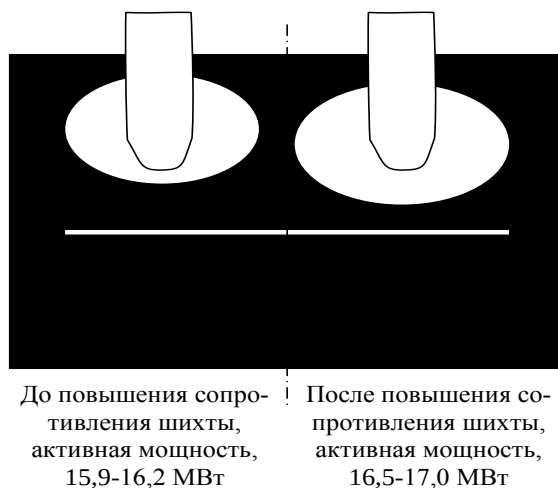


Рисунок 5 - Ванна печи при выплавке ферросилиция марки ФС75 до и после изменения сопротивления шихты и активной мощности.

После углубления ванны печи под электродами до оптимальной величины показатели печи были наилучшими. Рост показателей печи при использовании угля в составе шихты произошел за счет углубления ванны в результате ее повышенного износа.

После работы с наилучшими показателями рост температуры днища в результате повышенного износа футеровки привел к необходимости ограничения длины электродов и мощности печи.

Выводы:

1. Исследованная печь имеет недостаточную глубину ванны печи.
2. Несоответствие мощности печи размерам ванны привело к высокой посадке электродов и, как следствие, низкой производительности и высокому дельному расходу электроэнергии за счет повышенных потерь тепла и ведущего элемента с отходящими газами.
3. Повышение показателей работы печи получено за счет повышения сопротивления шихты, увеличения длины электродов и доведения размеров ванны до оптимальных за счет усиленного износа футеровки.
4. Форсирование активной мощности печи приводит к ускоренному износу футеровки ванны печи.

Библиографический список

1. Исследование состояния футеровки рудотермической печи// Коренная К.А., Максимов А.А., Соколов С.Е., Морозов А.А., Кравцов К.И. // Металлургия: технологии, инновации, качество. Ч. 1 : труды XIX Международной научно-практической конференции, 15–16 декабря 2015 г. / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 401 с.
2. Модернизация оборудования при производстве кремнистых сплавов (из опыта Кузнецкого завода ферросплавов) / Э.И. Шкрабов, Г.В. Серов, А.Н. Сидоров, Ю.П. Канаев, В.А. Воскресенский, Ю.А. Епифанцев.- М.: Металлургия, 1990. - 79 с.
3. Снитко Ю.П. Рациональные геометрические и электрические параметры печей для выплавки ферросилиция / Ю.П. Снитко, И.М. Кашлев, Г.А. Чашин //Совершенствование производства ферросилиция: сб. тр. науч.-практич. конф.— Новокузнецк, 1997.— Вып. 3. – С. 48-55.

**ПОВЫШЕНИЕ КВАЛИФИКАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПЕРСОНАЛА
ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ ПО ПРОИЗВОДСТВУ АЛЮМИНИЯ,
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ
ИНФОРМАЦИОННО-ОБУЧАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ «АЛЮМИНЩИК»**

Мартусевич Е.А., Буинцев В.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, nvkz_science@mail.ru*

Аннотация: Разработанная автоматизированная информационно-обучающая система предназначена для организации начального обучения и повышения квалификации технологического персонала алюминиевого предприятия с целью снижения энергетических затрат производства и, как следствие, уменьшения себестоимости конечной продукции при выпуске металла требуемой марки.

Ключевые слова: информационная система, исходные данные, обучение, энергосбережение, тренажер, модель объекта, моделирование процесса, марки алюминия, шихтовка, снижение себестоимости, готовая продукция, повышение квалификации, технологический персонал, технологический процесс, производство, металл.

**IMPROVEMENT OF QUALIFICATION OF TECHNOLOGICAL PERSONNEL
OF INDUSTRIAL ENTERPRISES BY PRODUCTION OF ALUMINUM, WITH THE
USE OF AUTOMATED INFORMATION AND TRAINING SYSTEM «ALUMINSCHIK»**

Martusevich E.A., Buintsev V.N.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, nvkz_science@mail.ru*

Abstract: The developed automated information and training system is designed for the organization of initial training and advanced training of technological personnel of the aluminum enterprise with the aim of reducing the energy costs of production and, as a consequence, reducing the cost of the final product when producing the metal of the required brand.

Key words: information system, initial data, training, energy saving, simulator, object model, process modeling, aluminum grades, batching, cost reduction, finished products, advanced training, technological personnel, technological process, production, metal.

Развитие современного уровня жизнедеятельности человечества обусловлено новыми, стремительно развивающимися информационными технологиями, а также новыми синтезируемыми материалами с особыми свойствами и предназначением, с использованием различных способов их обработки.

К списку самых востребованных для производства материалов можно отнести алюминий. Данный металл обладает большим набором полезных свойств, таких как легкость, прочность, устойчивость к коррозии, возможность переносить переплавку без потери химических и механических характеристик, а также другие качества, позволяют считать алюминий главным конструкционным материалом настоящего времени.

Известно, что алюминий в чистом виде не встречается на земной поверхности. С учётом того, что открытие и освоение данного металла произошло сравнительно недавно, то и технология производства до сих пор остается несовершенной [1].

Произведённый анализ основных этапов производства, показал, что заключительный этап производства, а именно этап шихтовки алюминия-сырца до заданной марки металла наиболее подвержен человеческому влиянию из-за неточностей расчёта компоновки масс исходных компонентов. Это происходит из-за отсутствия автоматизированного подхода к реализации технологии изготовления алюминия-сырца. Последствия неверных задающих управлений процесса шихтовки выражаются в повышении себестоимости конечного продукта, повышении процента брака, задержке сроков поставки товара на рынок потребителей и др.

Таким образом, требуется произвести совершенствование имеющегося подхода к организации управления технологией шихтовки и разлива металла. Одним из самых доступных и очень эффективных способов повышения показателей качества любого производства является обучение и повышение квалификации текущего технологического персонала. Обучение позволяет снизить количество ошибок управления и повысить конечную долю полезных воздействий на объект управления [2].

С учётом вышеизложенных сведений спроектирована и разработана специальная автоматизированная информационно-обучающая система «Алюминщик» [3].

Система позволяет осуществлять моделирование технологического процесса шихтовки алюминиевого расплава в целях получения заданных марок алюминия, с использованием различных модифицирующих добавок, а также с учётом различных ограничений и случайных помех.

Система выступает в роли технологического тренажера, который позволяет пользователям эмпирическим путем, т.е. методом проб и ошибок производить поиск конечного варианта решения заданной технологической задачи шихтовки алюминиевого расплава на основании редактируемых исходных данных. Исходные данные в системе являются либо постоянными, либо уникальными, то есть изменяющимися, что добавляет универсальности, данной разработке (рисунок 1) [3].

Первый этап работы с системой «Алюминщик» предполагает изучение теоретических основ наиболее важных этапов производства алюминия в целом, включая описание технологии шихтовки расплава в плавильной печи, это необходимо использовать, потому что уровень знаний работников предприятия различный и в конечном итоге должен быть равнозначным.

Для организации обучения в системе используется два типа доступа. Первый тип доступа реализован для обучаемого пользователя и позволяет только просматривать исходную, заранее сформированную информацию о технологической задаче шихтовки заданной марки металла. Второй тип доступа разработан для администратора системы. Администратор имеет право вводить и редактировать исходные условия задачи, добавлять только необходимые материалы и настраивать различные ограничения.

Настройка исходных данных:

По умолчанию | Настраиваемый режим

Объект	T(°C)	Доступно(кг)	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Cd	Li
Миксер	708,7	9194	0,382	5,787	0,012	87,821	3,253	0,811	0,039	1,459	0,041	0,09	0	0,012
Ковш № 1	680,6	4099	0,143	2,831	0,128	89,385	3,838	0,066	0,023	2,244	0,079	0,075	0	0,009
Ковш № 2	731,7	4483	0,841	4,433	0,099	86,35	2,959	1,159	0,068	1,839	0,238	0,056	0	0,014
Ковш № 3	689,5	2832	0,069	0,811	0,198	89,782	2,499	2,257	0,051	2,445	0,161	0,1	0	0,021
Ковш № 4	735,9	1941	0,081	7,464	0,076	84,373	2,438	2,51	0,087	0,38	0,031	0,104	0	0,001
Ковш № 5	728,2	2684	0,706	7,063	0,153	86,8	1,906	0,398	0,004	1,519	0,082	0,127	0	0,016
Ковш № 6	723,4	4305	0,881	5,874	0,06	88,071	0,53	2,383	0,037	1,259	0,192	0,021	0	0
Ковш № 7	686,1	3498	0,797	4,624	0,053	87,066	2,668	1,763	0,087	0,425	0,268	0,02	0	0,023
Ковш № 8	699,5	3962	0,476	4,712	0,05	90,543	1,063	0,649	0,068	0,649	0,001	0,176	0	0,01

Генерировать новые данные | Очистить все данные

Легирование компонентов:

По умолчанию | Настраиваемый режим

Легатура	Цена(руб.)	Доступно(кг)	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Cd
АВЗ	8500	1000	0,3	0,3	0	96,04	0	0	0	0	0,04	0,04	0
АВ4	240	1000	0,3	0,3	0	95,04	0	0	0	0	0,04	0,04	0
АВ5	250	1000	0,3	0,3	0	94,04	0	0	0	0	0,04	0,04	0

Добавить строку | Удалить выбранную строку | Удалить последнюю строку | Очистить все данные

Марки Al:

По умолчанию | Настраиваемый режим

Марка Al	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Cd	Li	Na	Ca	Ni
А0	0,5	0,4	0,03	99	0,02	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0
А35	0,03	0,4	0,02	99,35	0,05	0,05	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0
А5	0,15	0,25	0,03	99,5	0,02	0,05	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Добавить строку | Удалить выбранную строку | Удалить последнюю строку | Очистить все данные

Рисунок 1 – Настройка исходных данных технологической задачи шихтовки

После ввода необходимых данных и выбора требуемой марки металла для шихтовки открывается окно с формальным описанием технологической задачи (рисунок 2).

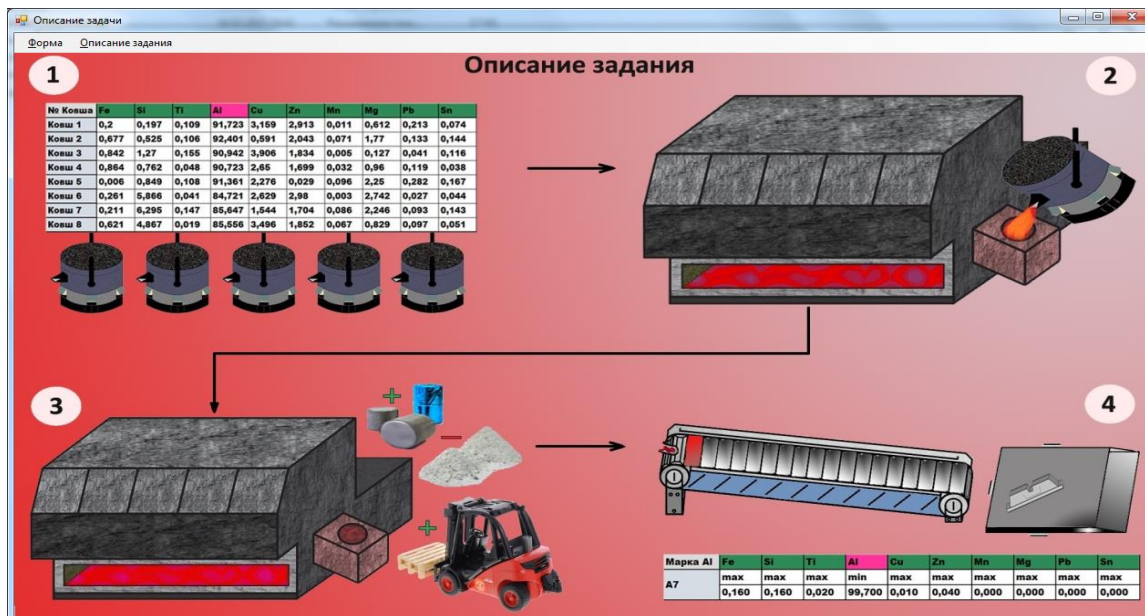


Рисунок 2 – Формальное описание технологической задачи шихтовки

Помимо ввода исходных данных, администратор имеет возможность в автоматическом режиме произвести поиск решения задачи на сгенерированных ранее условиях задачи (рисунок 3). Найденный вариант решения является «эталонным», и становится ориентиром для обучающихся. На основании результатов «эталона» пользователи должны строить собственные результаты решения [4].

Поиск решения задачи

Заданная марка Al: A7C

Условие: Восстановить исходную марку

Марка Al	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Li	Na	Ca	Ni	Be	B
A7C	max 0,6	max 0,5	max 0,15	min 99	max 0,1	max 0,1	max 0	max 0	max 0	max 0	min 0	min 0	min 0	min 0	min 0	min 0

Условие: Условие состава расплава в Миксере (исходный)

Объект	Емкость(кг)	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Li	Na	Ca	Ni	Be
Миксер	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Режим работы:

☒ 1: Данные программы ☐ 2: Собственные данные

☒ Использовать исходные данные. ☐ Использовать данные с учётом текущих изменений (с учётом содержания Миксера).

Максимальная ёмкость миксера: 25000 кг

Условие: Условие состава текущих ковшей

№ Ковша	Емкость(кг)	Fe	Si	Ti	Al	Cu	Zn	Mn	Mg	Pb	Sn	Li	Na	Ca	Ni	Be	B	V	Cr	Ga	Sr	Bi	C
Ковш 1	4990	0,204	5,944	0,081	86,048	2,562	1,066	0,041	1,969	0,099	0,164	0,007	0,004	0,004	1,698	0,022	0,026	0,035	0,021	0,004	0,001	0	0
Ковш 2	4105	0,703	4,338	0,046	88,688	1,927	2,668	0,026	1,023	0,114	0,035	0,004	0,017	0,037	0,249	0,037	0,013	0,027	0,017	0,004	0,027	0	0
Ковш 3	2561	0,14	8,803	0,175	81,755	3,07	1,712	0,086	1,469	0,133	0,053	0,027	0,005	0,016	2,376	0,033	0,037	0,067	0,008	0,03	0,005	0	0
Ковш 4	3060	0,58	3,417	0,193	89,561	0,116	1,688	0,019	1,467	0,144	0,195	0,01	0,021	0,006	2,399	0,015	0,041	0,079	0,001	0,027	0,021	0	0
Ковш 5	4722	0,666	5,572	0,055	89,387	3,265	0,266	0,046	0,199	0,25	0,076	0,003	0,018	0,045	0,026	0,017	0,019	0,04	0,016	0,006	0,028	0	0
Ковш 6	3534	0,351	5,24	0	86,326	1,537	1,803	0,01	2,563	0,241	0,03	0,001	0,007	0,034	1,717	0,047	0,027	0,021	0,017	0,011	0,017	0	0
Ковш 7	3795	0,799	5,089	0,083	89,227	1,411	0,379	0,039	1,823	0,137	0,08	0,023	0,029	0,04	0,723	0,039	0,005	0,041	0,004	0,022	0,007	0	0
Ковш 8	4035	0,682	6,459	0,044	83,679	2,644	3,215	0,081	0,721	0,124	0,136	0,029	0,023	0,004	2,032	0,007	0,048	0,024	0,012	0,029	0,007	0	0

Добавить строку Удалить строку Используйте клавишу "Tab" для перехода между ячейками с целью их заполнения.

Отключить подсветку ячеек Включить подсветку ячеек

Решение

Выгрузить решение в Excel

Состояние: Не запустилось.

Закрывать окно

Рисунок 3 – Поиск наилучшего варианта решения заданной технологической задачи шихтовки алюминиевого расплава

Алгоритм поиска решения основан на использовании метода последовательной оптимизации, которая предполагает разбивку основной задачи на составляющие подзадачи меньшего объема. Этот подход необходимо использовать, так как на данный момент компьютер имеет ограничения по вычислительным ресурсам, времени и объему памяти. Последовательная оптимизация взаимосвязанных результатов решенных подзадач позволяет прийти к общему знаменателю решения [5]. Стоит отметить, что задача оптимизации шихтовки алюминиевого расплава является очень трудоемкой, так как имеется множественное количество исходных параметров, а также помех и различных ограничений [6].

Работа с тренажером осуществляется посредством слива части расплава из ковшей с задан-

ным химическим составом в плавильную печь (миксер), с добавлением различных модифицирующих добавок, а именно легирующих металлов и флюсов (рисунок 4).

После получения заданного объема заказа и достижения заданного химического состава в миксере производится разливка сформированной марки металла в готовую продукцию (рисунок 5) [7].

В процессе работы с тренажером вычисляется себестоимость шихтовки одной тонны алюминия-сырца, за счёт учёта стоимости различных технологических операций, цен на легирующие компоненты и флюсы, энергозатрат на подогрев расплава в плавильной печи, а также вычислением влияния ошибок управления, в виде образования осадка - закристаллизованного металла в ковшах и др. [8].

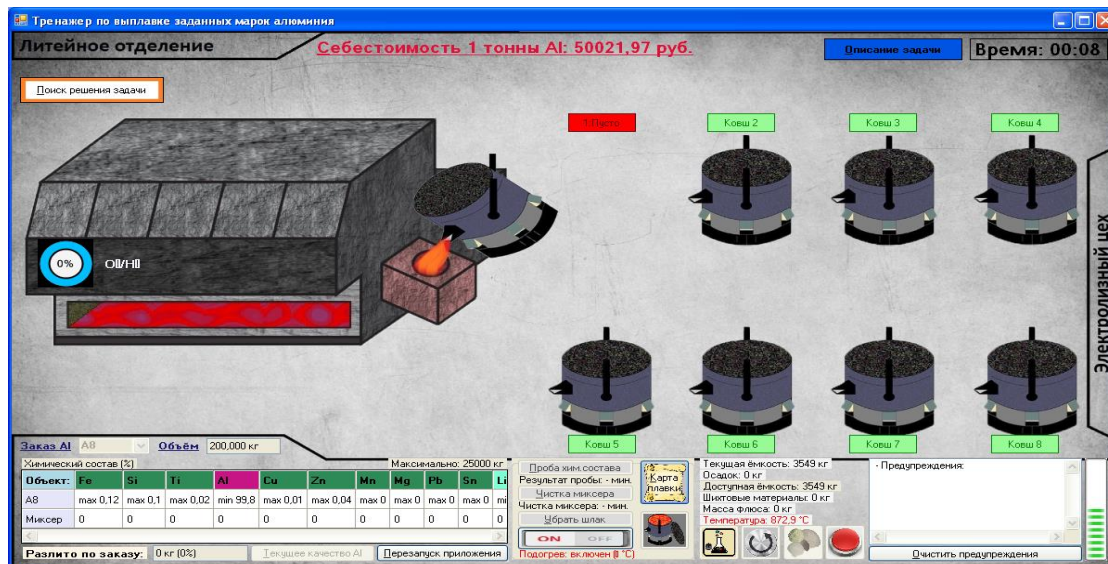


Рисунок 4 – Слив части алюминия-сырца из ковша в миксер

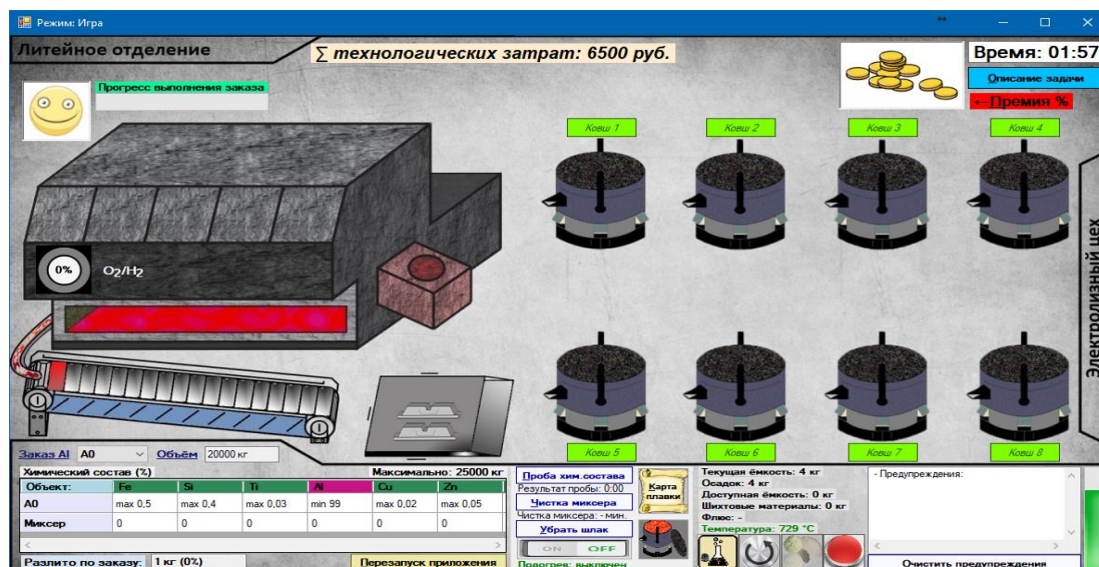


Рисунок 5 – Процесс разливки металла

Таким образом, основные возможности обучающей системы, можно скомпоновать в следующие подпункты, а именно:

- система позволяет вводить любые исходные данные задачи шихтовки;
- система осуществляет моделирование процесса шихтовки;
- дает возможность найти решение технологической задачи на ранее введенных данных;
- осуществляет обучение технологического персонала алюминиевого предприятия навыкам шихтовки, в том числе и по «образцу», в целях снижения ошибок управляющих воздействий и уменьшения себестоимости конечной продукции металла.

Библиографический список

1. Этапы производства алюминия [Электронные данные]: технология производства алюминия. - Режим доступа: http://www.aluminiumleader.ru/production/aluminum_production, свободный (дата обращения: 25.09.2017).
2. Идентификация объектов управления [Электронный ресурс]: энциклопедия кибернетики. - Режим доступа: http://edu.sernam.ru/book_kiber1.php?id=516, свободный (дата обращения: 25.09.2017).
3. Тренажер «Алюминщик» для обучения технологического персонала литейного отделения алюминиевого завода [Электронный ресурс]: II Международная научно-практическая конференция «Современные научные достижения металлургической теплотехники и их реализация в промышленности», посвященная 90-летию заслуженного деятеля науки и техники РФ Юрию Гавриловичу Ярошенко (18-21 сентября 2017 г.) - Режим доступа: <http://conf.tim-urfu.ru/> свободный (дата обращения: 25.09.2017).
4. Повышение эффективности обучения операторов технологических процессов [Электронный ресурс]: база компьютерных тренажеров. - Режим доступа: http://brstu.ru/static/unit/journal_smt/docs/number11/106-114.pdf, свободный (дата обращения: 26.09.2017).
5. Мартусевич Е.А. Поиск решения технологических задач методом последовательной оптимизации [Текст] / Е.А. Мартусевич, В.Н. Буинцев. – 5-е изд. Часть 4/ Уфа: АЭТЭРНА, 2017. - 282 с.
6. Метод последовательной оптимизации [Электронный ресурс]: критерий оптимизации. - Режим доступа: <http://chem21.info/info/141924/>, свободный (дата обращения: 27.09.2017).
7. Введение в математическое моделирование [Электронный ресурс]: имитационное моделирование. - Режим доступа: <http://www.intuit.ru/studies/courses/1384/156/lecture/27241>, свободный (дата обращения: 28.09.2017).
8. Обучение технологическим процессам [Электронный ресурс]: технические и математические науки. - Режим доступа: <http://nauchforum.ru/node/1231>, свободный (дата обращения: 28.09.2017).

УДК УДК 004.942

ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СИСТЕМА «ИНЖИНИРИНГ МЕТАЛЛУРГИЯ» ДЛЯ РЕШЕНИЯ ШИРОКОГО КРУГА ОПТИМИЗАЦИОННЫХ ЗАДАЧ

Рыбенко И.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru*

Аннотация: В работе представлена инструментальная система «Инжиниринг-Металлургия» в виде комплекса программ и баз данных, адаптированных для ряда металлургических технологий, позволяющая осуществлять многовариантные расчеты, проводить исследования и решать различные оптимизационные задачи по определению наилучших условий реализации металлургических процессов.

Ключевые слова: метод, модель, инструментальная система, программа, технология, оптимизация.

THE INSTRUMENTAL SYSTEM «ENGINEERING-METALLURGY» FOR A WIDE RANGE OF OPTIMIZATION PROBLEMS

Rybenko I.A.

*Siberian State industrial University
Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru*

Abstract: Presents instrumental "System Engineering-Metallurgy in the form of a set of programs and databases, adapted for a number of metallurgical technologies enables multivariate calculations, conduct research and solve various optimization problems by definition the best conditions of metallurgical processes.

Keywords: method, model, tooling system, program, technology, optimization.

Одной из важнейших проблем, стоящих в настоящее время перед отраслями черной и цветной

металлургии является снижение удельных расходов исходных материалов и энергии на единицу производимой продукции, то есть проблема создания энерго- и ресурсосберегающих технологий [1]. Разработка новых ресурсосберегающих технологий невозможна без вычислительных экспериментов, которые позволяют анализировать состояния и процессы и делать выводы о поведении исследуемых объектов на основании модельных представлений. Поэтому в настоящее время актуальным является создание инструментальных систем, реализующих математические модели и позволяющих эффективно проводить расчеты, исследования и решать различные оптимизационные задачи. Для решения этих задач с использованием средств MS Excel и Delphi создана инструментальная система «Инжиниринг-Металлургия», осуществляющая решение задач по определению оптимальных условий реализации металлургических технологий, в которой программно реализовано математическое описание взаимосвязи потоков и параметров процессов с использованием комплекса математических детерминированных математических моделей, основанных на первом и втором законах термодинамики [2 – 4].

Инструментальная система, структурная схема которой приведена на рисунке 1, представляет собой комплекс программ, адаптированных для ряда металлургических технологий. Программы включают в себя набор стандартных блоков: «Исходные данные», «Балансы», «Энтальпии», «Активности», «Реакции», «Технико-экономические показатели», «Оптимизация», «Графика», «Исследование», в которых используются следующие базы данных: «Химический состав материалов», «Термодинамические свойства индивидуальных веществ», «Параметры взаимодействия 1-го порядка», «Атомные параметры», «Термодинамические характеристики реакций фазовых переходов и растворения элементов», «Удельные энергоемкости материалов». Алгоритм расчета оптимальных режимов металлургических процессов в системе «Инжиниринг-Металлургия» приведен на рисунке 2.

В блоке «Исходные данные» осуществляется ввод исходных данных: расходов, температур и химического состава для заданного набора шихтовых материалов и технологических параметров процесса. Пользователю предложен полный перечень шихтовых материалов для выбранного варианта технологии, предусмотрена возможность исключения какого-либо материала или добавления нового. По умолчанию в программе заданы химические составы всех используемых материалов, которые пользователь также может изменять по своему желанию. Параметры процесса определяются типом технологии, значения этих параметров также заданы по умолчанию. Их можно изменить или настроить самостоятельно.

В блоке «Балансы» осуществляется расчет всех стадий, подпроцессов и статей материального и теплового балансов. При расчете материального баланса производится декомпозиция входных потоков, поступающих в металлургический агрегат, на вещества и элементы, которые с использованием коэффициентов распределения по фазам перераспределяются в металл, шлак или газ. Коэффициенты распределения настраиваются по результатам термодинамического моделирования для проектируемых процессов либо задаются на основании экспериментальных или литературных данных для известных технологий. Материальный баланс, таким образом, представлен балансами потоков, веществ и элементов. В результате дальнейшего расчета формируются составы и массы металла, шлака и газа. В этом же блоке рассчитываются все статьи теплового баланса. К приходной части баланса относятся энтальпии исходных материалов, тепловые эффекты экзотермических реакций и приход тепла от внешних источников, к расходной – энтальпии продуктов, тепловые эффекты эндотермических реакций и потери тепла в окружающую среду.

Энтальпии исходных материалов и конечных продуктов рассчитываются в отдельном блоке «Энтальпии», в который из блока исходных данных передаются значения температур, масс и состава исходных материалов и из блока расчета материального и теплового балансов – значения температур, масс и составов металла, шлака и газа.

При расчете используются данные термодинамических функций веществ с использованием базы данных «Термодинамические свойства индивидуальных веществ». В блоке «Активности» производится расчет активностей компонентов металла с использованием аппарата параметров взаимодействия, шлака – по теории коллективизированных электронов и парциальных давлений газовой фазы. При расчетах активностей используются базы данных «Параметры взаимодействия 1-го порядка» и «Атомные параметры».

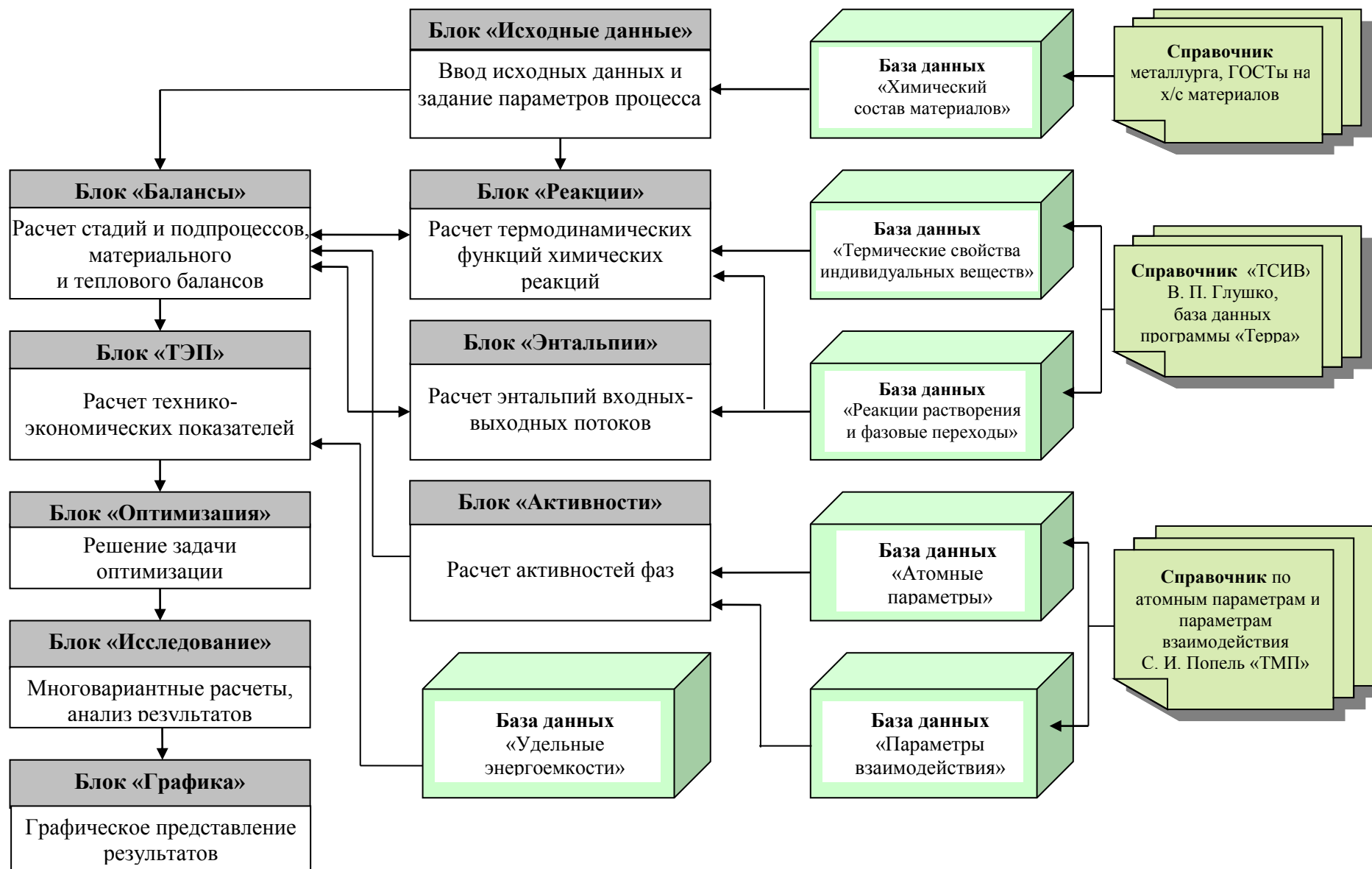


Рисунок 1 – Схема инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия»



Рисунок 2– Алгоритм расчета оптимальных режимов металлургического процесса в инструментальной системе «Инжиниринг-Металлургия»

При расчете используются данные термодинамических функций веществ с использованием базы данных «Термодинамические свойства индивидуальных веществ». В блоке «Активности» производится расчет активностей компонентов металла с использованием аппарата параметров взаимодействия, шлака – по теории коллективизированных электронов и парциальных давлений газовой фазы. При расчетах активностей используются базы данных «Параметры взаимодействия 1-го порядка» и «Атомные параметры».

Термодинамический анализ химических реакций константным методом осуществляется в блоке «Реакции». Перечень независимых реакций формируется с использованием методов термодинамического моделирования в результате анализа всех возможных реакций перехода системы из начального состояния в конечное. Схема расчета термодинамических характеристик основных типов металлургических реакций приведена на рисунке 3.

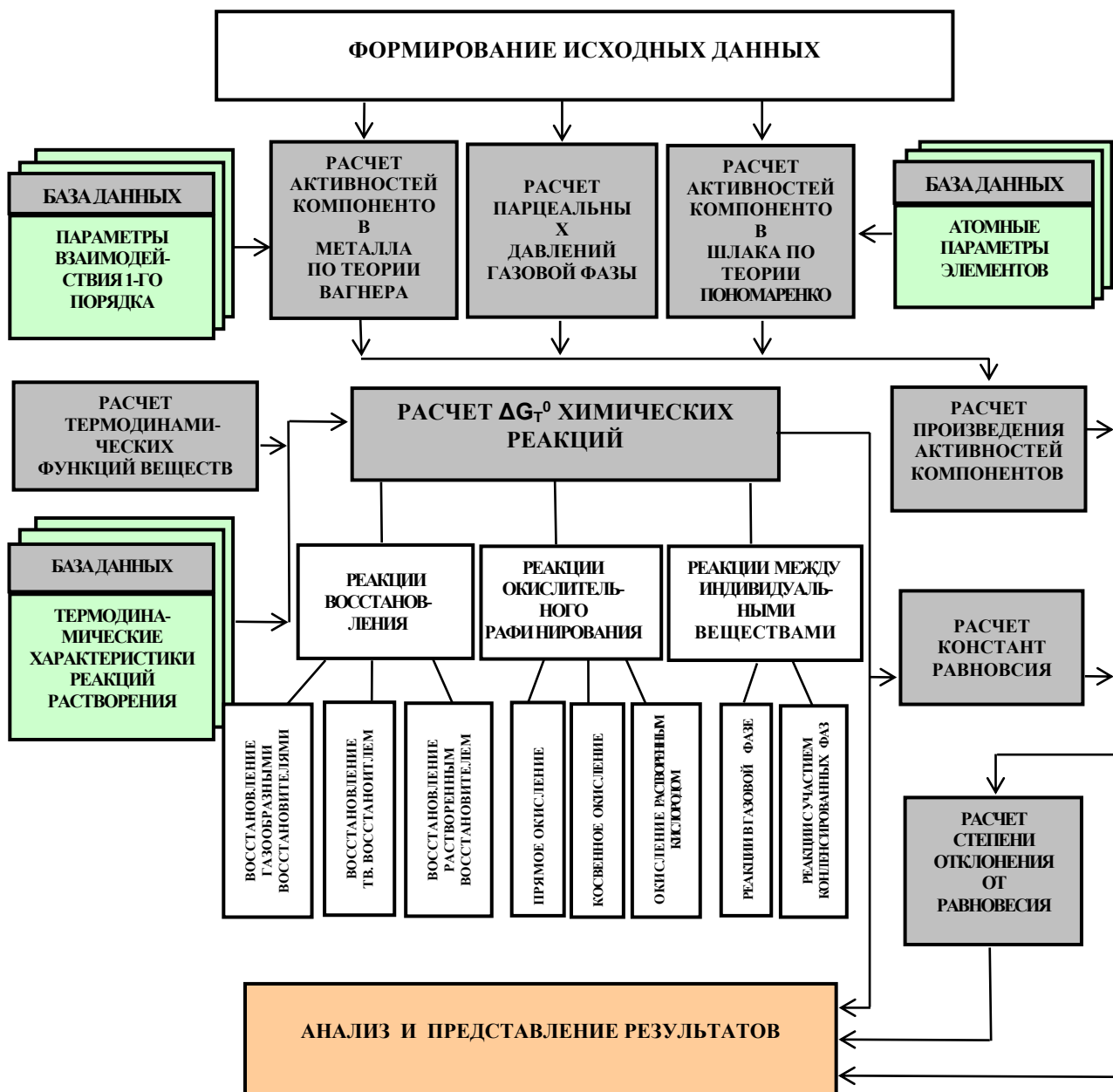


Рисунок 3 – Схема расчета термодинамических характеристик химических реакций

Для реакций горения, восстановления, окислительного рафинирования и реакций между индивидуальными веществами рассчитываются изменение изобарно-изотермического потенциала и константа равновесия. Для этого используются данные расчетов термодинамических функций индивидуальных веществ с использованием справочника по термическим свойствам веществ и баз данных по термодинамическим характеристикам реакций фазовых переходов и реакций растворения элементов в жидком железе. Производится оценка степени отклонения реакций от термодинамического равновесия путем анализа показателя отношения произведения активностей реагирующих веществ к константе равновесия. Для чего используются данные по активностям компонентов металла и шлака.

Блок «Технико-экономические показатели» представлен таблицей расчета производительности агрегата, удельных расходов материалов, себестоимости и энергоемкости продукта. При этом используется база данных значений удельных энергоемкостей материалов.

В блоке «Оптимизация» осуществляется решение задачи по определению оптимальных технологических режимов металлургических процессов, которое заключается в расчете управляющих воздействий для получения продукта с заданными свойствами при оптимизации одного из критериев. В качестве критериев могут быть выбраны следующие показатели: суммарный расход шихтовых материалов; затраты на единицу продукции, себестоимость продукции, энергоемкость процесса или производительность агрегата. Решение задачи оптимизации заключается в определении экстремума

одного из вышеперечисленных критериев при выполнении ограничений на диапазоны изменения расходов компонентов входных потоков; соблюдение закона сохранения массы на уровне потоков, веществ и элементов; соблюдение закона сохранения энергии; соблюдение ограничений на параметры готового продукта; выполнение нормирующих соотношений и выполнение целевых условий по остальным критериям. Схема постановки и решения оптимизационной задачи приведена на рисунке 4. Задача решается методом нелинейного программирования – обобщенного приведенного градиента.

В блоке «Оптимизация» также представлены сводные результаты расчета: материальный баланс по потокам, общий тепловой баланс, технико-экономические показатели и составы металла, шлака и газа. В блоке «Графика» реализовано графическое представление результатов в виде гистограмм, круговых диаграмм и графиков, позволяющих провести полный анализ полученных результатов.

В блоке «Исследование» формируется сводная таблица результатов многовариантных исследований с последующей возможностью построения графиков, включающая значения удельных расходов материалов, технико-экономических показателей, параметров металла, шлака и газа и других необходимых показателей для выбранного варианта технологии.

Модули «Энтальпии», «Активности», «Реакции», «Оптимизация», «Графика» и «Исследование», а также используемые базы данных являются стандартными и могут применяться для расчетов любых типов процессов путем согласования данных с блоками «Исходные данные» и «Балансы», которые, как и модуль «ТЭП», адаптированы к конкретному варианту технологии.

В программном комплексе в виде баз данных реализованы различные справочники, основным из которых является справочник по термодинамическим свойствам индивидуальных веществ.



Рисунок 4 – Схема решения оптимизационной задачи

Он включает следующую информацию: химическую формулу вещества с указанием фазового состояния, молярную массу, энтальпию образования и энтропию вещества при стандартной температуре, температуру и изменение энтальпии фазовых переходов и коэффициенты аппроксимационного уравнения для приведенной энергии Гиббса. При его формировании за основу взяты база данных программного комплекса «Терра» [5] и справочник по термодинамическим свойствам индивидуальных веществ "ТСИВ" [6].

Инструментальная система включает комплекс программ для следующих вариантов технологий: кислородно-конвертерного процесса, электросталеплавильного процесса, процессов легирования стали в ковше, процессов прямого получения металла из железосодержащих материалов, переработки титаномагнетитовых концентратов и марганцевых руд, прямого восстановления железа с попутным получением синтез-газа в агрегате струйно-эмульсионного типа, процессов горения различных видов топлива в вихревой адиабатической топке, процесса получения меди в анодной печи, процесса получения силикомарганца и процесса производства марганца в плазменной печи. Разработанный комплекс зарегистрирован в Федеральной службе по интеллектуальной собственности (№ 2017617445).

Таким образом, созданная инструментальная системы «Инжиниринг-металлургия» позволяет осуществлять многовариантные расчеты, проводить исследования и решать комплекс взаимосвязанных оптимизационных задач по определению наилучших условий металлургических процессов [7 – 10].

Использование этого программного инструмента позволяет существенно повысить производительность труда исследователей и создать условия для объективной оценки достоверности получаемых результатов.

Библиографический список

1. Лисин, В. С. Ресурсо-экологические проблемы XXI века и металлургия [текст] / В. С. Лисин, Ю. С. Юсфин. – М. : Высшая школа, 1998. – 447 с.
2. Рыбенко, И. А. Разработка средствами Excel системы расчета металлургических процессов [текст] / И. А. Рыбенко, С. П. Мочалов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2005. - № 2. – С. 55 – 58.
3. Разработка инструментальной системы моделирования и расчета статических режимов управления сталеплавильными процессами [текст] / С. П. Мочалов, И. А. Рыбенко, В. Ю. Климов, В. И. Кожемяченко // Моделирование физико-химических систем и технологических процессов в металлургии : тез. докл. всесоюз. совещ., Новокузнецк, 14 – 19 октября 2001 г. – Новокузнецк : Изд. СибГИУ, 2001. – С. 191 – 193.
4. Рыбенко, И. А. Разработка методики и системы расчета вариантов технологий непрерывного получения металла в агрегатах струйно-эмульсионного типа [текст] : дис. канд. техн. наук: спец. 05.16.02 : защищена 28.03.00 : утв. 14.06.00 / И. А. Рыбенко. – Новокузнецк, 2000. – 165 с.: ил.
5. Трусов, Б. Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах [текст] / Б. Г. Трусов // III межд. симпозиум «Горение и плазмохимия». 24 – 26 августа 2005. Алматы, Казахстан. – Алматы : Казак университеті, 2005. – С. 52 – 57.
6. Термические константы веществ [текст] : справочник ; под ред. В. П. Глушко. – Вып. 1 – 10. – М. : ВИНТИ, 1965 – 1982.
7. Рыбенко, И. А. Моделирование и оптимизация стационарных режимов металлургических процессов [текст] : монография / И. А. Рыбенко, С. П. Мочалов; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 168 с.
8. 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.
9. 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.
10. Рыбенко, И. А. Оптимизация технологий в струйно-эмульсионном металлургическом агрегате с использованием методики и инструментальной системы моделирования [текст] / И. А. Рыбенко // Бюл. Черная металлургия. – 2017. - № 3. – С. 60 – 65.

РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА АВТОМАТИЗАЦИИ ПОДАЧИ ШЛАКООБРАЗУЮЩЕЙ СМЕСИ В КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ

Гусев А.А., Царуш К. А., Лицин К.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Новотроицк, Россия, alex-970@mail.ru*

Аннотация: В статье предложена автоматизация системы подачи шлакообразующих смесей в кристаллизатор МНЛЗ АО «Уральская сталь». Проанализированы технические параметры установки. Рассмотрена функциональная схема подачи ШОС. Реализован алгоритм автоматической подачи шлакообразующих смесей в кристаллизатор.

Ключевые слова: автоматизация, шлакообразующая смесь, кристаллизатор, МНЛЗ, алгоритм.

DEVELOPMENT OF ALGORITHM FOR AUTOMATION OF SLAG-FORMING MIXTURE FEED INTO CCM MOLD

Gusev A.A., Tsarush K.A., Litsin K.V.

*National Research Technological University "MISiS",
Novotroitsk, Russia, alex-970@mail.ru*

Annotation: The article suggests automation of the system for supplying slag-forming mixtures to the mold of the continuous casting machine of JSC "Ural Steel". The technical parameters of the installation are analyzed. The functional scheme of the SCO supply is considered. An algorithm for automatically feeding the mixture into the crystallizer is implemented.

Key words: automation, slag-forming mixture crystallizer, SCO, algorithm.

За последнее десятилетие мировой объём разливаемой стали на сортовых машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) превысил 60 %. В России также, в связи с ростом потребности в мелко-сортной продукции промышленного и гражданского строительства, увеличилось количество стали, разливаемой на МНЛЗ.

В результате непрерывной разливки образуется большое количество дефектов. Об этом свидетельствуют и литературные данные, и практические данные, полученные в условиях АО «Уральская Сталь».

Основные дефекты непрерывно литой заготовки:

- химическая и структурная неоднородность;
- повышенное содержание вредных примесей;
- неметаллические включения;
- дефекты макро- и микроструктуры;
- внутренние дефекты, дефекты формы и поверхности изделий.

В настоящее время наиболее эффективным способом непрерывной разливки, обеспечивающим высокое качество литой заготовки, является разливка стали под уровень металла через погружаемые огнеупорные стаканы с использованием для защиты металла в кристаллизаторе шлакообразующих смесей (ШОС) [1].

В ходе разливки стали, используют защиту ШОС открытой поверхности металла. ШОС ограничивает развитие вторичного окисления, адсорбирует неметаллические включения и смазывает стенки кристаллизатора. Первоначально ШОС подавали в кристаллизатор вручную, но на многих металлургических предприятиях России, в том числе в АО «Уральская Сталь», и в настоящее время. Такой способ не позволяет осуществить точную и стабильную подачу смеси на поверхность металла. Это приводит к ухудшению качества формирующегося слитка [2]. Поэтому актуально обеспечение равномерной автоматизированной подачи смесей в кристаллизатор.

В настоящее время наибольшее распространение получили машины непрерывного литья заготовок радиального и криволинейного типа, позволяющие существенно уменьшить высоту здания по сравнению с машинами вертикального типа. Различие между МНЛЗ криволинейного и радиально-

го типа заключается в количестве роликов предназначенных для изгиба слитка. Если в первом случае изгиб осуществляется по нескольким радиусам, то во втором - по одному[3].

Предлагаемая схема автоматизации рассматривалась на слябовой МНЛЗ-2 криволинейного типа с изгибом и выпрямлением слитка по 10 радиусам от 10,5 м до 60 м. (г. Новотроицк АО «Уральская Сталь») технические характеристики приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Техническая характеристика слябовой МНЛЗ-2

Наименование	Значение
Тип машины	Слябовая криволинейная
Масса плавки, т	120
Количество ручьев, шт.	1
Радиусы изгиба, м	$R_1 = 60 \dots R_6 = 11$
Радиусы выпрямления, м	$R_7 = 10,5 \dots R_{10} = 33$
Металлургическая длина, м	30, 305
Частота качания кристаллизатора	0 – 300 качания в мин.
Скорость вытягивания по механизмам, м/мин	0,25 ... 2,0
Максимальная скорость разливки, м/мин	1,6
Ширина слябов, мм	1200
Толщина слябов, мм	190, 270
Длина слябов, м:	
- первичная	3,9 ... 5,2
- вторичная	1,3 ... 2,6
Высота разливочной площадки, м	+12,55

Основная цель работы это разработка алгоритма автоматизации подачи ШОС в кристаллизатор МНЛЗ. Для достижения данной цели решим следующие задачи:

1. Рассмотрение функциональной схемы подачи ШОС в кристаллизатор МНЛЗ.
2. Реализация работы автоматической системы подачи ШОС.

Рассмотрим функциональную схему на основе разности температур шлака и стали. Теплопередача описывается по закону Фурье, на величину разности оказывает влияние толщина слоя, теплопроводностью можно пренебречь, т.к. диапазон колебаний температуры не велик. Из этого следует, что уменьшение толщины слоя шлака свидетельствует об снижении разности температур и необходимости увеличения расхода смеси. И аналогично, при возрастании разности температур следствие увеличение толщины слоя шлака – уменьшение расхода смеси.

На рисунке 1 продемонстрирована функциональная схема автоматической системы подачи ШОС.

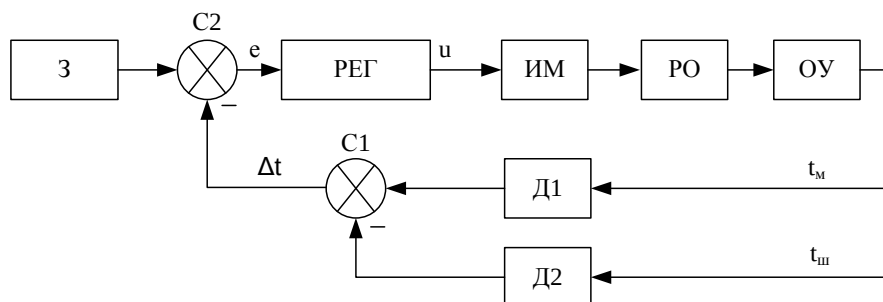


Рисунок 1 - Функциональная схема автоматической системы подачи ШОС

Датчики «Д1» и «Д2» считывают температуры металла t_m и шлака $t_{ш}$. В блоке «С2» разность температур Δt со значением заданном в задатчике «З». Сигнал об ошибке «е» поступает в ПИ-регулятор «РЕГ», который преобразует в управляющее воздействие «u». Управляющее воздействие «u» поступает в исполнительный механизм «ИМ», основанный на системе преобразователь частоты – асинхронный двигатель. Изменяя частоту вращения двигателя, происходит изменение скорости вращения шнека, являющимся рабочим органом «РО». В свою очередь температуры металла и шлака снимается в кристаллизаторе, объекте управления «ОУ».

На основании предлагаемой функциональной схемы был разработан алгоритм автоматической системы подачи ШОС в кристаллизатор МНЛЗ (рис. 2). Алгоритм начинается со считывания температур датчиков Д1 и Д2. Находится разность температур Δt и передается далее, где проверяется с заданным значение «З». Если полученное значение ошибки Е равняется 0, то алгоритм считыва-

ния температур повторяется. При значении ошибки больше 0 происходит уменьшение частоты вращения двигателя, и уменьшение подачи смеси, при значении меньшем 0 происходит увеличение частоты вращения двигателя и увеличение подачи смеси.

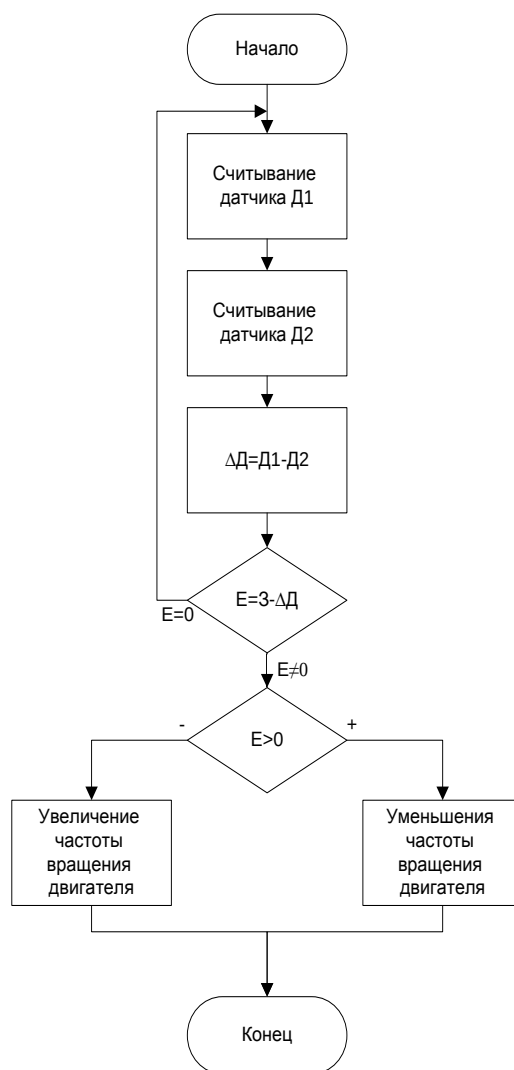


Рисунок 2 - Блок-схема алгоритма автоматической системы подачи ШОС в кристаллизатор МНЛЗ.

Предполагаемая установка дозирования ШОС позволит:

- улучшить условия взаимодействия формирующейся корочки слитка со стенками кристаллизатора, что позволяет избежать образований шлаковых поясов, углублений следов качания кристаллизатора, условий способствующих подвисаниям стального слитка в кристаллизаторе, которые могут привести к дальнейшим прорывам жидкого металла через корочку слитка;
- стабилизировать усилие вытягивания слитка, снизить колебательные нагрузки на привод механизма качания кристаллизатора, улучшить энергосиловые параметры установки непрерывной разливки;
- сократить расход шлакообразующей смеси минимум на 15 %;
- улучшить качество поверхности слитка.

Библиографический список

- 1 Лейтес А.В. Защита стали в процессе непрерывной разливки/ А.В Лейтес М.: Металлургия, 1984. 200 с
- 2 Иванов С.А., Нефедов А.В., Чиченев Н.А. Металлургические подъемно-транспортные машины: учебник для вузов – Новотроицк: НФ НИТУ «МИСиС», 2015.
- 3 Целиков, А.И. Машины и агрегаты металлургических заводов. В 3-х томах. Т.2 Машины и агрегаты сталеплавильных цехов. Учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп./ А.И. Целиков, П.И. Полухин, В.М. Гребеник. М.: Металлургия, 1988.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОЖНЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР И СИСТЕМНОЙ ДИНАМИКИ

Сеченов П.А., Цымбал В.П.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, pavesa89@mail.ru*

Аннотация: Рассмотрены принципы моделирования физико-химических процессов в колонном струйно-эмульсионном реакторе в виде диссипативных структур, позволяющие существенно упростить моделирование. Показано обоснование выбора методов Монте-Карло, сглаженных частиц Лагранжа при моделировании двухфазных потоков и их отличительные особенности от классических уравнений математической физики.

Ключевые слова: металлургия, диссипативные структуры, системная динамика, имитационная модель.

MODELING OF COMPLEX METALLURGICAL SYSTEMS USING DISSIPATIVE STRUCTURES AND SYSTEMIC DYNAMICS

Sechenov P.A., Tsymbal V.P.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, pavesa89@mail.ru*

Annotation: The principles of modeling physico-chemical processes in a column jet-emulsion reactor in the form of dissipative structures are considered, which make it possible to simplify considerably the modeling. The substantiation of the choice of Monte Carlo methods, smoothed Lagrange particles in the simulation of two-phase flows and their distinctive features from the classical equations of mathematical physics is shown.

Keywords: metallurgy, dissipative structures, system dynamics, simulation model.

Объект исследования

Объектом исследования является газодинамические и физико-химические процессы комплекса диссипативных структур в колонном струйно-эмульсионном реакторе.

Создание непрерывного сталеплавильного процесса было давней мечтой металлургов. А.М. Бигеев [1] и ряд других исследователей важным и необходимым преимуществом такого процесса, наряду с отсутствием промежуточных потерь энергии и сырья, считали наличие отдельных камер (зон) для реализации необходимых технологических операций. Однако, в связи с протеканием процесса близкого к состоянию равновесия (а, следовательно, низкими скоростями химических реакций) эти камеры получились достаточно громоздкими, а агрегат в целом капиталоемким.

Благодаря переходу в область газозвеси и эмульсии в струйно-эмульсионном реакторе удалось создать определенные зоны (в отличие от рассмотренных выше физических камер) в виде динамических диссипативных структур, которые существуют только на момент протекания процесса в определенном режиме [2].

Зонная модель струйно-эмульсионного реактора, включает следующие зоны (рисунок 1):

- 1 – ядро уплотнения;
- 2 – реактор-осциллятор;
- 3 – соединительный канал;
- 4 – динамическая подушка;
- 5 – относительно плотная газошлаковая эмульсия;
- 6 – диссипативный гравитационный сепаратор;
- 7 – пристенный слой с отрицательной (обратной) скоростью;
- 8 – слой жидкого металла.

Наиболее отклоненной от равновесия является зона 6 – диссипативный гравитационный сепаратор. Рассмотрим данную зону более подробно.

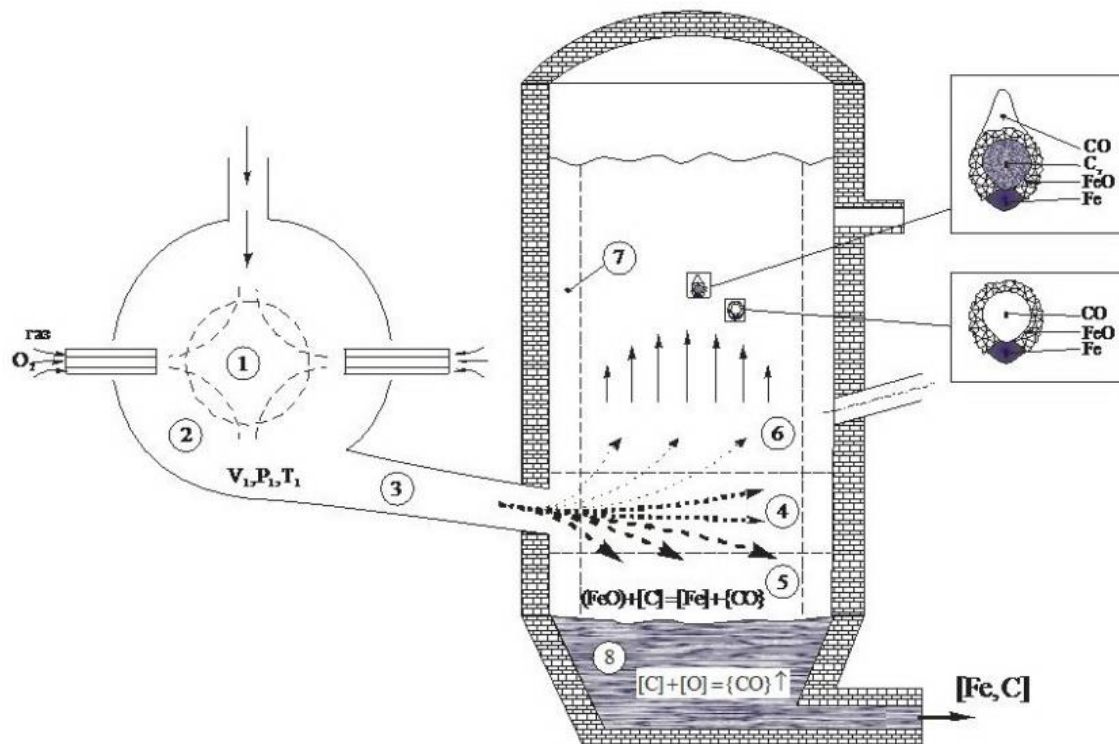


Рисунок 1 – Зонная модель струйно-эмульсионного реактора

Диссипативный гравитационный сепаратор (зона 6) это взвешенный над зоной 4 достаточно высокий слой пенистой газо-шлако-металлической эмульсии. Эта зона занимает подавляющую часть колонного реактора. Из-за влияния гравитационной составляющей и скорости движения эмульсии в поперечном сечении колонного реактора в нем имеет место сепарация частиц в зависимости от их плотности, крупности и столкновений с другими частицами. При этом частицы восстановленного железа, имеющие плотность в два-три раза большую, чем частицы оксидов железа, «скатываются» на периферию потока и образуют пристенный слой (зона 7). Это явление наблюдалось нами на физической модели.

Одним из способов сворачивания информации при создании математических моделей является выделение диссипативных структур, речь о которых будет идти ниже.

Выделение диссипативных структур

Выделение диссипативных структур позволяет резко уменьшить размерность задачи, т.к. на следующем более высоком уровне в этом случае используется информация только о входных и выходных параметрах этой структуры (сложные взаимодействия замыкаются внутри неё).

Диссипативная структура – это структура, которая существует, «живет» только в условиях интенсивного обмена веществом или энергией с окружающей средой.

Для стационарного случая описывается соотношением вида:

$$q_i = \alpha_i \Delta C_i$$

где: q_i – потоки;

ΔC_i – силы (разность концентраций или температур);

α_i – параметры, учитывающие внутренние свойства среды.

Основные свойства диссипативных структур:

- пространственная или временная упорядоченность;
- минимум диссипации;
- текущее равновесие;
- устойчивость к малым возмущениям.

Пространство колонного струйно-эмульсионного реактора делится на три диссипативных структуры, взаимодействующие между собой: гравитационный сепаратор, шлак, металл (рисунок 2).

При этом для моделирования гравитационного сепаратора, как будет сказано ниже, используется метод взаимодействующих частиц, являющийся одним из возможных вариантов реализации подходов системной динамики. В связи с этим выделены следующие объекты (классы), отображающие физико-химические явления в гравитационном сепараторе: конденсированные частицы (частицы

руды, металла и шлака) и частицы газа. Плотный слой шлака и металла в копильнике на уровне диссипативных структур.

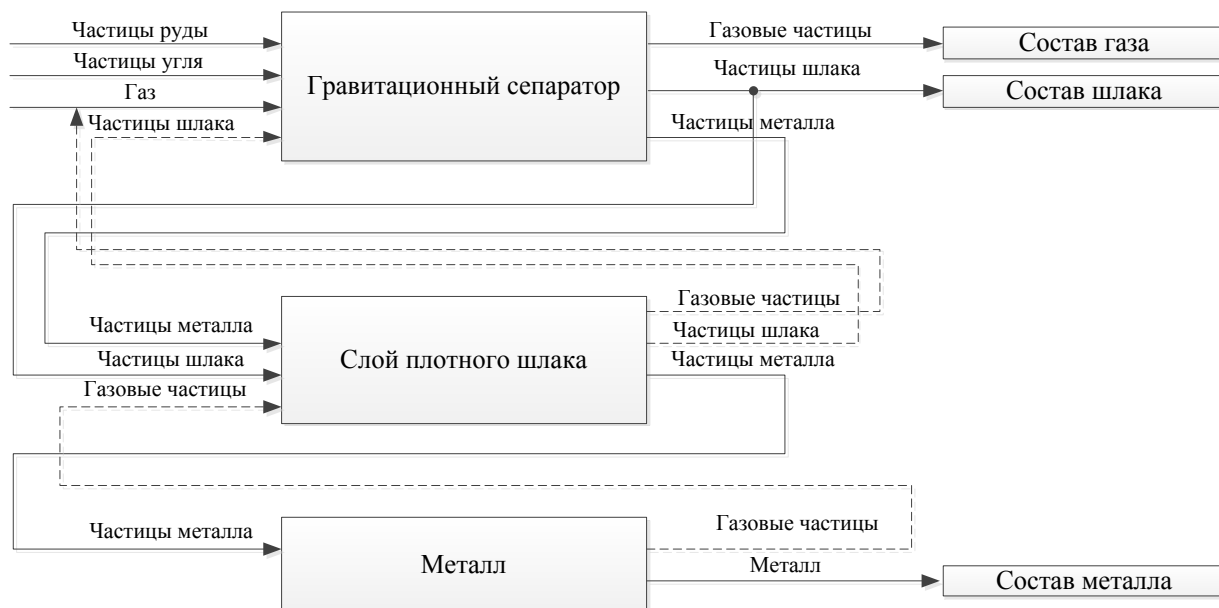


Рисунок 2 – Вход-выходные параметры объектов моделирования колонного реактора

Как видно из рисунка 2 входными и выходными объектам для каждой из выделенных структур являются частицы. При этом в гравитационном сепараторе происходит витание, столкновение, плавление и образование новых частиц. Газовые частицы, образованные в гравитационном сепараторе вместе с исходным составом газа вылетают в газоотвод. А состав газа в нём, на данный момент времени, определяется составом вылетевших газовых частиц. В результате плавления железных частиц руды в гравитационном сепараторе образуются частицы шлака, которые могут вылететь в шлакоприёмник или попасть в плотный слой шлака. Состав плотного слоя шлака формируется из шлаковых частиц, попавших в него, а состав металла – из металлических частиц.

В диссипативных структурах, таких как плотный шлак и металл в копильнике, происходящие внутри процессы не рассматриваются на уровне частиц. Описываются лишь процессы, происходящие на границе шлак-металл (диффузионный переход), в результате чего образуются частицы газа, металла и шлака. Состав металла зависит от состава металлических частиц, попавших в копильник и скорости обезуглероживания на границе шлак-металл.

Таким образом, получается система объектов, взаимосвязанных между собой. При этом наиболее отклоненному от равновесия объекту – гравитационному сепаратору уделено особое внимание. Он рассматривается и моделируется на основе частиц. Это позволяет изучить все требуемые характеристики по изменению в пространстве и времени состава гетерогенного двухфазного потока, а в конечном счете и состав основного выходного продукта – металла, в зависимости то конструктивных и режимных параметров.

По виду течения «жидкости» гравитационный сепаратор относится к гетерогенному турбулентному потоку (газо-шлако-металлическая эмульсия с числом Рейнольдса ~ 180000). Как показала О.А. Ладыженская [3], даже для гомогенного турбулентного движения единственного решения уравнения Навье-Стокса для общего вида начальных и граничных условий не существует, а, следовательно, замкнутое аналитическое решение такой задачи вряд ли возможно. В связи с этим, в имитационной модели гравитационного сепаратора решаются две основные задачи:

- задача обтекания конкретной частицы потоком на достаточно коротком интервале длины, зависящем от уровня турбулентности;
- статистическое моделирование характера взаимодействия частиц методом Монте-Карло.

Подходы к моделированию и выбор численных методов

Как отмечено выше, задача физического и химического взаимодействия дисперсных частиц шихты и продуктов реакций, витающих в потоке несущего высокотемпературного газа, не имеет аналитического решения. Одним из возможных путей её решения является имитационное моделирование с использованием подхода аналогичного методу «первых принципов» в сочетании со стохастическим моделированием. Ниже будут рассмотрены численные методы, применяемые для моделирования двухфазных потоков.

Существует два принципиально различных подхода к выбору численных методов моделирования течений [4]: метод сглаженных частиц SPH (Smoothed Particle Hydrodynamics) и методы на адаптивных сетках AMR (Adaptive Mesh Refinement).

Метод сглаженных частиц является эффективным бессеточным лагранжевым методом, применяемым для расчетов структуры течений с неизвестной свободной границей, в частности высокоскоростных процессов в средах с существенно изменяющейся топологией моделируемых объектов [5].

В рассматриваемом методе в моделируемое физическое пространство помещается N частиц сферической формы, каждая из которых обладает массой, внутренней энергией, скоростью и движется в соответствии с законами механики [6]. Гидродинамические величины, такие как плотность и давление, определяются как результат вклада частиц в некоторой области [5].

В связи с тем, что задача описания физико-химических процессов не имеет аналитического решения, метод на адаптивных сетках, использующий в основе своего решения дифференциальные уравнения, не может быть применён.

Преимуществом метода SPH по сравнению с сеточными методами AMR является высокое разрешение при постоянном числе частиц, в то время как для сеточных методов требуется увеличение количества рассчитываемых точек в пространстве с целью уточнения результатов (например, при неоднородной плотности потока).

Недостатком метода SPH является необходимость нахождения эффективного метода поиска соседей в пространстве, речь о котором будет идти далее.

Для решения задачи имитационного моделирования был выбран метод, похожий на метод сглаженных частиц Лагранжа. Однако в разрабатываемой задаче учитываются столкновения между частицами, разыгрываются механизмы взаимодействия между частицами, шлаком, металлом, а также расправление частиц. Для моделирования механизмов взаимодействия между частицами, генерации радиуса и состава частиц был применен метод Монте-Карло.

Сравнение алгоритмов поиска соседей

Как показали результаты экспериментов на имитационной модели гравитационного сепаратора полный перебор поиска соседей, для определения столкновений и расчета сил между частицами является не тривиальной задачей сложности $O(N^2)$ [7, 8]. Т.к. большинство частиц находятся на значительном удалении друг от друга, а лишь небольшое количество других частиц находится рядом с ней, то производить расчет сил с другими частицами нет необходимости. Чтобы отсеять эти частицы, пространство делится на ячейки, при этом размеры ячейки не должны быть меньше, чем возможное перемещение частицы по направлению в промежутке времени между расчетами поиска соседей (в данном случае это расстояние, которое может пролететь частица за одну тридцатую секунды). Каждая такая ячейка содержит объекты, находящиеся в ней. Таким образом, для каждой частицы сужается круг поиска соседей.

Алгоритм поиска соседей на каждой итерации:

1. Определить положение частиц с учётом сил, действующих на одну частицу;
2. Для каждой частицы найти номер ячейки, в которой она размещается;
3. Для каждой частицы определить пересечение с частицами, находящимися в текущей ячейке и соседних ячейках и, если они пересеклись, определить новое положение и вектора скоростей частиц.

Сложность такого алгоритма будет составлять $O(2 \cdot N \cdot k)$, где N – количество частиц, k – количество соседних частиц в ячейках.

Тестирование данного алгоритма было произведено для задачи на плоскости, где частицы в режиме реального времени совершали броуновское движение. При этом при полном переборе в режиме реального времени удалось отобразить 200 частиц, а в улучшенном алгоритме 1000 при сетке 5 на 8, дальнейшее увеличение количества ячеек в сетке не дало повышения производительности. В задаче гравитационной сепарации, производительность увеличилась с 150 до 600, это связано с тем, что для каждой частицы решается более сложная задача, а также необходимо учитывать распределение скоростей и плотностей по высоте колонного реактора.

Интерфейс программы

Для большей наглядности и понимания происходящего процесса имитационная модель отображает витание и взаимодействие дисперсных частиц в колонном реакторе в режиме реального времени. В качестве языка программирования выбран объектно-ориентированный язык ActionScript 3.0, позволяющий создавать интерактивные мультимедиа-приложения; имеющий: возможность отображать большое число объектов на сцене, встроенные функции добавления (удаления) из массива объектов; функции проецирования 3D объекта на плоскость и др.

Интерфейс программы (рисунок 3) включает:

- 1 – поля ввода данных;

- 2 – поля отображения данных;
- 3 – график распределения массовых компонентов частиц по высоте реактор;
- 4 – визуализацию процессов в колонном струйно-эмульсионном реактор;
- 5 – графики основных изучаемых характеристик двухфазного потока.

В программе отображаются результаты движения и взаимодействия частиц, выводится информация: об общем количестве частиц в реакторе, количестве частиц железной руды, углерода, шлака, железа, CO , CO_2 ; средние массы за минуту железной руды, шлака и железа; графики массового содержания соответствующих частиц. Также предусмотрена возможность изменения количества подаваемых частиц железной руды и углерода.

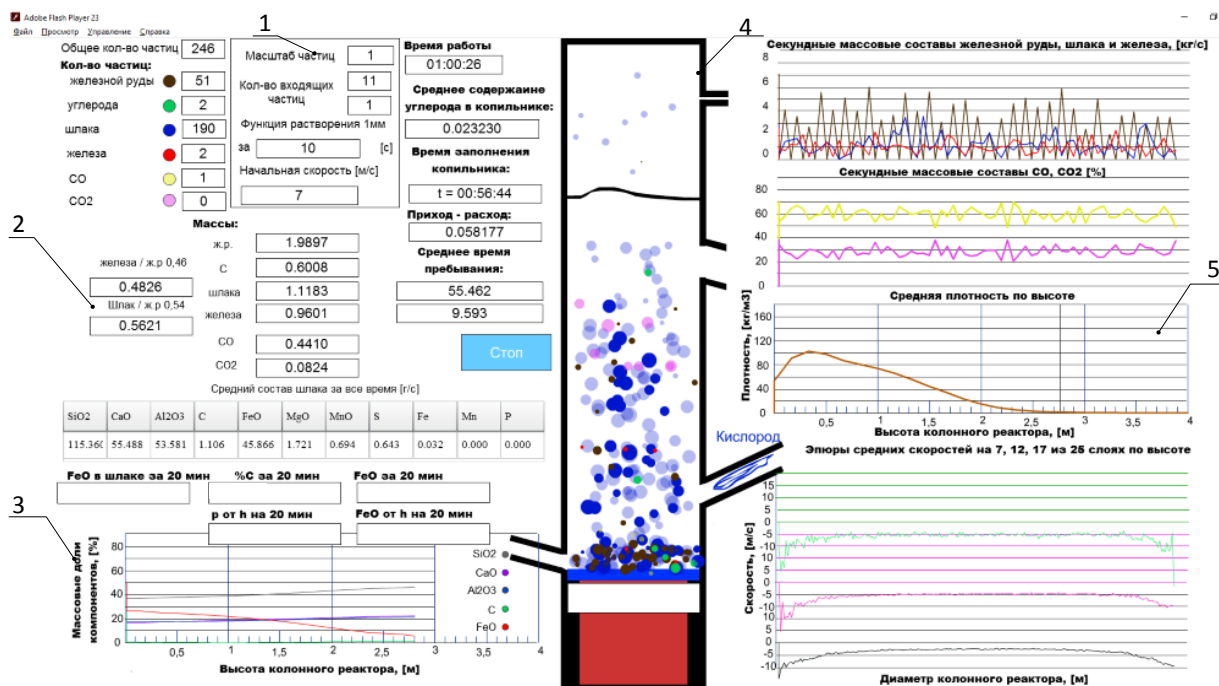


Рисунок 3 – Интерфейс имитационной модели гравитационного сепаратора

Тестирование показало работоспособность данного алгоритма и удовлетворительное совпадение конечных результатов имитационного моделирования с законом сохранения вещества (подробнее см. в [9]).

Заключение

В статье показано, что выделение диссипативных структур позволяет уменьшать количество связей в модели объекта. Выделены основные подобъекты моделирования и показаны их входные и выходные параметры. Обоснован выбор численных методов для моделирования гетерогенных процессов в колонном реакторе. Произведено сравнение алгоритмов поиска соседей методом частиц и увеличено количество отображаемых частиц в 4 раза. В качестве средства моделирования выбран язык объектно-ориентированного программирования ActionScript 3.0, а также представлен интерфейс разработанной имитационной модели.

Библиографический список

1. Бигеев А.М. Непрерывные сталеплавильные процессы / А.М. Бигеев. – М.: Metallurgy, 1986. – 136 с.
2. Цымбал В.П. Процесс СЭР – металлургический струйно-эмульсионный реактор / В.П. Цымбал, С.П. Мочалов, И.А. Рыбенко, Р.С. Айзатулов, В.В. Соколов, А.Г. Падалко, В.И. Кожемяченко, С.Ю. Красноперов, К.М. Шакиров, С.Н. Калашников, Л.А. Ермакова, А.А. Оленников, А.М. Огнев, С.В. Щепанов, А.А. Рыбушкин, Е. В. Суздальцев // Под ред. В.П. Цымбала. – М: Metallurgizdat, 2014. – 488 с., ил.
3. Бакай А.С. Многоликая турбулентность / А.С. Бакай, Ю.С. Сигов. – М: Знание, 1980. – 48 с.
4. Лазарева, Г.Г. Современные численные методы гравитационной газовой динамики / Г.Г. Лазарева // Вестн. НГУ. Сер. матем., мех., информ. – 2010. – Т. 10, № 1. – С. 40-64.
5. Афанасьев К.Е. Численное моделирование течений жидкости со свободными границами современными численными методами / К. Е. Афанасьев // Тр. научн. Шк. «Информационные и вычислительные технологии в численных расчетах и управлении вузом». – Кемерово: ИНТ, 2010. – С. 245-257.

6. Давыдов М.Н. Метод сглаженных частиц в задачах моделирования кавитационного разрушения жидкости при ударно-волновом нагружении / М.Н. Давыдов, В.К. Кедринский // Прикладная механика и техническая физика. – Новосибирск: Изд. Сиб. отд. РАН – 2013. – Т. 54. № 6. – С. 17-26.

7. Афанасьев К.Е. Алгоритм поиска ближайших соседей в методе сглаженных частиц и его параллельная реализация / К.Е. Афанасьев, Р.С. Макаrchук, А.Ю. Попов // Вычислительные технологии. – 2008. – Т. 13. – № 5. – С. 9-13.

8. Гусев Д.И. Алгоритм поиска ближайших соседей / Д. И. Гусев // Программные продукты и системы. – 2012. – №3. – С. 231-234.

7. Сеченов П.А. Имитационная модель разделения составляющих пыли марганцевого производства / П.А. Сеченов, В.П. Цымбал, А. А. Оленников // Кибернетика и программирование. – 2016. – №2. – С. 34-41.

УДК 669.168

ГАЗОФАЗНОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ХРОМОРУДНОГО СЫРЬЯ

Заякин О.В., Жучков В.И.

ИМЕТ УрО РАН

г. Екатеринбург, Россия, zferro@mail.ru

Аннотация: Экспериментально изучено газофазное восстановление железа и частично хрома из хроморудного сырья. Показано, что: в зависимости от времени выдержки образцов при расходе CO $75 \text{ м}^3/\text{час}$ и температуре 1200°C основные восстановительные процессы протекают в первые 20 минут выдержки; при увеличении температуры от 1000 до 1400°C , расходе CO $75 \text{ м}^3/\text{час}$ и выдержке 20 минут восстановимость Fe и Cr из образцов руды Кемпирсайского массива возрастает от 13 до 37 %.

Ключевые слова: металлургия, ферросплавы, хром, газофазное восстановление, хромовая руда.

GASEOUS-PHASE REDUCTION OF CHROMIUM ORE ELEMENTS

Zayakin O.V., Zhuchkov V.I.

Institute of Metallurgy of Ural Division of Russian Academy of Science

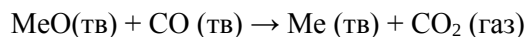
Ekaterinburg, Russia, zferro@mail.ru

Annotation: Gaseous-phase reduction of iron and partially chromium from chromium ore was experimentally studied. It's shown that depending on soaking time of samples, and CO rate of $75 \text{ м}^3/\text{hour}$ at a temperature of 1200°C , basic reduction processes take place in first. with increasing from 1000 to 1400°C , and CO rate of $75 \text{ м}^3/\text{hour}$ and soaking time of 20 minutes, reductibility of Fe and Cr from Kempirsay mass ore samples increase from 13 % to 37 %.

Key words: metallurgy, ferroalloys, chrome, gas-phase reduction, chromium ore.

Газофазное восстановление элементов хроморудного сырья можно рассматривать как один из методов предварительного восстановления компонентов – металлизации шихтовых материалов. Вопросы получения и использования металлизированных хромовых материалов (окатышей, брикетов) рассмотрены в ряде работ [1-4]. Промышленные исследования по подготовке хромовых руд проведены фирмой «Outokumpu» в Финляндии. По данным работ Daavittila J. (Outotec Oyj, Finland) было выполнено селективное восстановление железа (более 80 %) и хрома (10 %), однако отмечены технологические трудности в осуществлении данного процесса для хромовых руд месторождения Кеми, которые содержат большое количество силикатов с низкой температурой плавления. Тем не менее, известно, что предварительное восстановление и подогрев хроморудных материалов позволяют сэкономить 10-20 % электроэнергии и существенно увеличить производительность рудовосстановительных электропечей.

В данной работе при изучении предварительного восстановления железа и частично хрома из хроморудного сырья в качестве газообразного восстановителя использовали CO . Согласно реакции:



процесс восстановления сопровождается снижением массы образцов за счет перехода кислорода из твердой (оксидов железа и хрома) в газовую фазу, поэтому для изучения кинетики газофазного восстановления применяли термогравиметрический метод. Химический состав исходных хроморудных материалов представлен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав хроморудных материалов

№ п/п	Происхождение хроморудных материалов	Химический состав, мас. %					
		Cr ₂ O ₃	FeO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO	CaO
1	Казахстан, Кемпирсайский массив	52,0	13,3	8,2	5,3	18,3	1,4
2	Россия, Сарановское месторождение	40,9	29,0	19,8	3,1	15,5	-

Изучено влияние времени выдержки от 0 до 40 мин. на убыль массы образца хромовой руды Кемпирсайского массива фракции 1,5-2,0 мм при газофазном восстановлении СО с расходом 75 м³/час и температуре 1200 °С. Результаты экспериментов представлены на рисунке 1. Показано, что основное изменение массы образца, а следовательно и восстановительные процессы, протекает в первые 20 минут выдержки. При последующей выдержке до 40 минут масса образца почти не изменяется.

В аналогичных условиях изучено влияние температуры на убыль массы образца хромовой руды с выдержкой 20 мин. при каждой температуре. Результаты экспериментов представлены на рисунке 2. По убыли массы рассчитана суммарная восстановимость Fe и Cr. Выявлено, что увеличение температуры от 1000 до 1400 °С, при расходе СО 75 м³/час и выдержке 20 минут, повышает восстановимость Fe и Cr из образцов руды Кемпирсайского массива от 13 до 37 %.

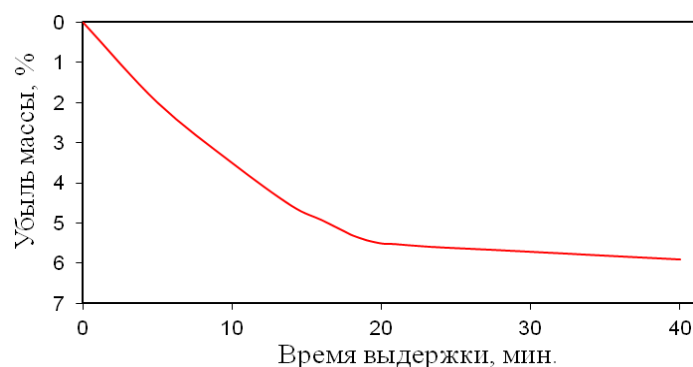


Рисунок 1 - Влияние времени выдержки на убыль массы образца хромовой руды Кемпирсайского массива при расходе СО 75 м³/час и температуре 1200 °С

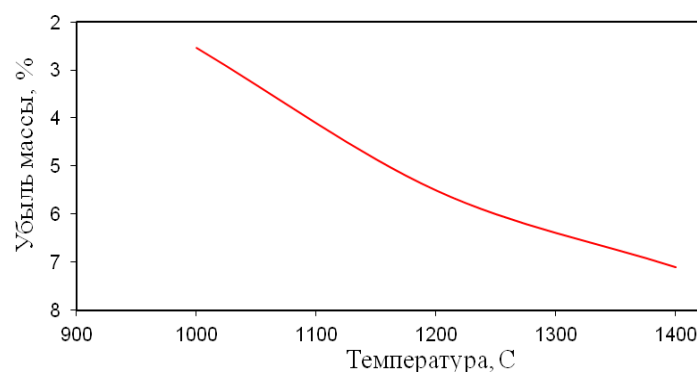


Рисунок 2 - Влияние температуры на убыль массы образца хромовой руды Кемпирсайского массива при расходе СО 75 м³/час и выдержке 20 мин.

Аналогичные исследования по восстановимости компонентов образцов хромовых руд Сарановского месторождения были проведены в работе [5] в сопоставимых условиях. В области высоких температур (≥ 1200 °С) экспериментальные данные по восстановимости Fe и Cr из образцов Кемпирсайской руды согласуются с литературными данными по восстановимости тех же элементов из Сара-

новской руды. В области низких температур (1000-1200 °С) восстановимость Fe и Cr из Сарановской руды значительно выше, что можно обосновать низким отношением в Сарановской руде Cr/Fe (1,2), по сравнению с образцом Кемпирсайского массива (Cr/Fe = 3,4). Газообразный восстановитель и низкие температуры способствуют в большей мере восстановлению железа, чем хрома. Газообразный СО является хорошим восстановителем железа из FeO (при небольшом избытке позволяет полностью восстановить железо) и слабым восстановителем хрома (степень восстановления хрома составляет 14 % при многократном избытке СО и условии образования карбида Cr₇C₃).

Изучено влияние атмосферы (восстановительной, слабовосстановительной и окислительной) на восстановимость элементов хроморудного сырья твердым углеродистым восстановителем при температурах 1000-1400 °С с расчетным количеством восстановителя на получение металла с 20 % Cr. В качестве твердого восстановителя использовали коксик с содержанием 73 % C_{тв}. Показано, что при переходе от восстановительной к окислительной атмосфере снижается скорость и полнота восстановления элементов из хроморудного сырья. Так при температуре 1400 °С и выдержке 60 мин при переходе от окислительной атмосферы на восстановительную убыль массы образцов возрастает на 25 % (отн.).

Таким образом, при рассмотрении процессов газофазного восстановления хрома и железа из хроморудных материалов:

- изучено влияния температуры и продолжительности выдержки на убыль массы образцов и степень восстановления железа и хрома;

- показано, что увеличение температуры от 1000 до 1400 °С, при расходе СО 75 м³/час и выдержке 20 минут, повышает восстановимость Fe и Cr из образцов руды Кемпирсайского массива от 13 до 37 %;

- выявлено, что в зависимости от времени выдержки образцов при расходе СО 75 м³/час и температуре 1200 °С существенное изменение массы образцов, а следовательно и основные восстановительные процессы, протекают в первые 20 минут выдержки.

Работа выполнена в рамках исполнения государственного задания № госрегистрации 0396-2015-0084 и при поддержке Проекта РФФИ № 16-03-00092.

Библиографический список

1. Топильский, С.П. Исследования процессов металлизации хромитовых окатышей / С.П. Топильский, А.И. Козин, С.Н. Есаулов // Проблемы научно-технического прогресса электротермии неорганических материалов: тезисы докл. конф. – Днепропетровск: ДМетИ, 1989. – С. 55.
2. Кудрявцев, В.С. Фазовые превращения при восстановлении хромитоугольных окатышей / В.С. Кудрявцев // Металлы. – 1975. - № 6. – С. 3-9.
3. Кадарметов, Х.Н. Образование зародышей металла и шлака при твердофазном углеродистом восстановлении хромовых руд / Х.Н. Кадарметов, В.Д. Поволоцкий // Металлы. – 1987. - № 3. – С. 19-21.
4. Чернобровин, В.П. Теоретические основы процессов производства углеродистого феррохрома из уральских руд / В.П. Чернобровин, И.Ю. Пашкеев, Г.Г. Михайлов, А.А. Лыкасов, А.В. Сенин, О.А. Толканов – Челябинск: Изд. ЮУрГУ, 2004. – 346 с.
5. Соколов, И.А. Доменный процесс / И.А. Соколов. - Свердловск: «Полиграфкнига», 1938. - 398 с.

УДК 669.162.283

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДОМЕННОГО ПРОЦЕССА В ЗАДАЧАХ ПОВЫШЕНИЯ КВАЛИФИКАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПЕРСОНАЛА

Гилева Л.Ю.¹, Мясоедов С.В.², Загайнов С.А.¹, Титов В.Н.²

¹ *Уральский федеральный университет имени
первого Президента России Б.Н.Ельцина,
Екатеринбург, Россия, s.a.zagainov@urfu.ru*

² *ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»,
Липецк, Россия*

Аннотация. На базе математической модели динамики теплового состояния доменной печи, дополненной моделями действующих возмущений, разработана и внедрена на ПАО «НЛМК» компьютерная тренинговая система обучения технологического персонала доменных печей. Использование тренажёра позволило повысить компетенции технологического персонала, что выразилось в

снижении доли некондиционного чугуна.

Ключевые слова. Доменная печь, математическая модель, тепловое состояние, возмущения, переходные процессы, обучение, тестирование.

THE USE OF DYNAMIC MODELS OF THE BLAST FURNACE PROCESS IN PROBLEMS OF PROCESS PERSONNEL DEVELOPMENT

Gileva L.¹, Myasoedov S.², Zagainov S¹., Titov V.²

¹*Ural Federal University
Yekaterinburg, Russia, s.a.zagainov@urfu.ru*
²*Novolipetsk Steel, Lipetsk, Russia*

Abstract: On the basis of a mathematical model of the blast-furnace thermal state, supplemented with the models of operating disturbances, there was developed and implemented at NLMK of computer training system for testing blast-furnace process personnel. The use of the simulator allowed to increase the competence of process personnel, which resulted in a decrease in the share of substandard cast iron.

Key words: Blast-furnace, mathematical model, thermal state, disturbances, transients, training, testing.

Развитие современных методов математического моделирования позволяет решать задачи повышения уровня профессиональных знаний и навыков технологического персонала доменных цехов посредством внедрения в процесс обучения компьютерной тренинговой системы.

В соответствии с содержанием задач оперативного управления доменной плавки тренажер должен обеспечивать повышение уровня компетенций в области:

- знания переходных процессов по каналам воздействия на тепловое состояние доменной печи;
- умения распознавать тенденции изменения теплового состояния доменной печи при действии неконтролируемых возмущений;
- приобретения навыков принятия и реализации адекватных решений для компенсации отклонений теплового состояния доменной печи от заданного уровня и минимизации числа выпусков с некондиционным по химическому составу и температуре чугуном.

В основу тренажера положена модель теплового состояния доменной печи, разработанная в Уральском федеральном университете. Модель учитывает развитие основных физико-химических процессов, определяющих тепловое состояние доменной печи, а, именно закономерности формирования столба шихтовых материалов, восстановления оксидов железа, образования чугуна и шлака, теплообмена между встречными потоками шихты и газов, движения шихтовых материалов и газов, горения топлива на фурмах и восстановления примесных элементов.

Учитывая сложный характер взаимосвязи между основными процессами доменной плавки и его зависимость от текущего состояния процесса, задача создания математической модели для тренажера рассматривалась как системная задача.

Декомпозиция доменного процесса на основе современных представлений об основных физико-химических процессах доменной плавки и принятом допущении о возможности описания переходных процессов типовыми динамическими звеньями позволила разработать структуру динамической модели в виде совокупности взаимосвязанных апериодических звеньев первого порядка с запаздыванием, описывающих элементарные процессы (рис. 1).

Для определения динамических характеристик звеньев использован метод натурно-математического моделирования. Схема моделирования динамики доменного процесса включает в себя четыре взаимосвязанные модели (рис. 2).

Модель базового режима. По данным о работе доменной печи в базовом (оптимальном) режиме работы печи моделируются температурные поля по высоте печи, при этом определяются: время пребывания шихты в зоне развития основных реакций восстановления оксидов железа, оценивается влияние изменения интенсивности плавки на развитие реакции косвенного восстановления вюститита.

В результате этих расчетов находятся базовые значения коэффициентов передачи, времени запаздывания и постоянной времени по основным каналам управления и возмущений. В основе данной модели закономерности теплообмена [1].

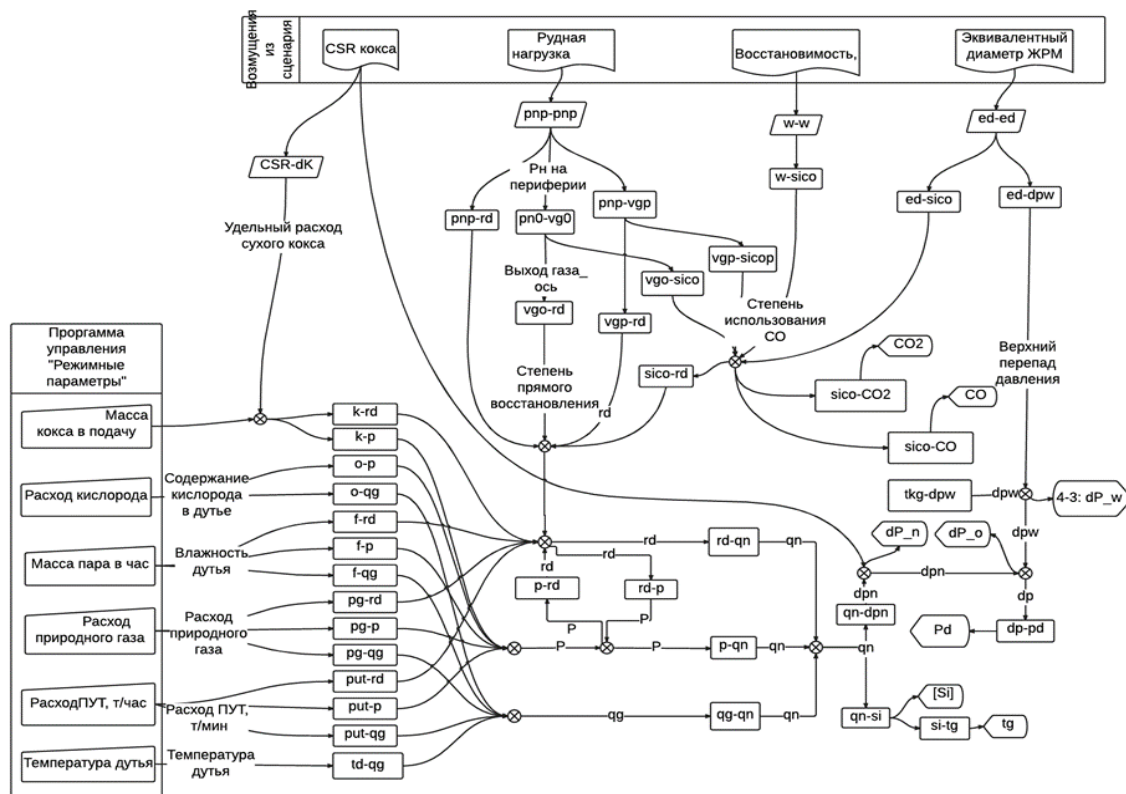


Рисунок 1 – Фрагмент структуры динамической модели доменного процесса

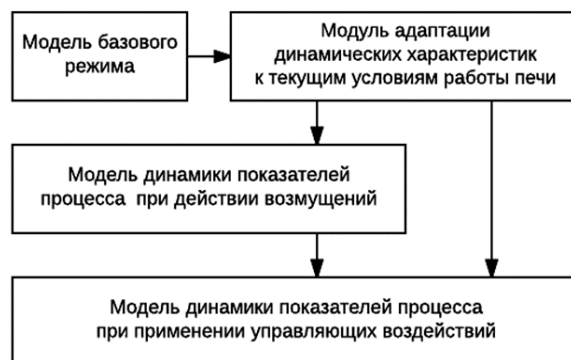


Рисунок 2 – Система моделирования динамики доменного процесса

Модуль адаптации динамических характеристик к текущим условиям работы печи. Моделирование осуществляется путем учета изменения времени пребывания шихты в зонах развития основных физико-химических реакций для конкретных (текущих) условий работы доменной печи. При этом учитывается изменение температурного поля. В основе корректировки динамических характеристик лежит метод натурно-математического моделирования [2,3].

Модели динамики показателей процесса при использовании управляющих воздействий и действии возмущений. Модели построены на теоретических представлениях о влиянии управляющих воздействий и возмущений на тепловое состояние печи [4-9]. Эмпирические коэффициенты, используемые в теоретических зависимостях, уточняются на основе анализа характерных периодов работы печей.

Компьютерная тренинговая система «Управление тепловым состоянием доменной печи» внедрена в процесс обучения технологического персонала доменных цехов ПАО «НЛМК». Тренажер реализует следующие сценарии обучения и тестирования:

- применение комбинированных воздействий для быстрого разогрева или снижения нагрева печи;
- принятие решения по управлению тепловым состоянием доменной печи при вынужденных изменениях в составе доменной шихты;
- принятие решений по использованию управляющих воздействий, направленных на стабилизацию теплового состояния при действии неконтролируемых возмущений.

При реализации сценария управления тепловым состоянием печи при действии неконтролируемых возмущений, в ходе сеанса на мнемосхеме (рисунок 3) имитируется изменение параметров процесса при действии одного из неконтролируемых возмущений: изменение качества кокса, восстановимости или гранулометрического состава ЖРМ, распределение рудной нагрузки по радиусу.

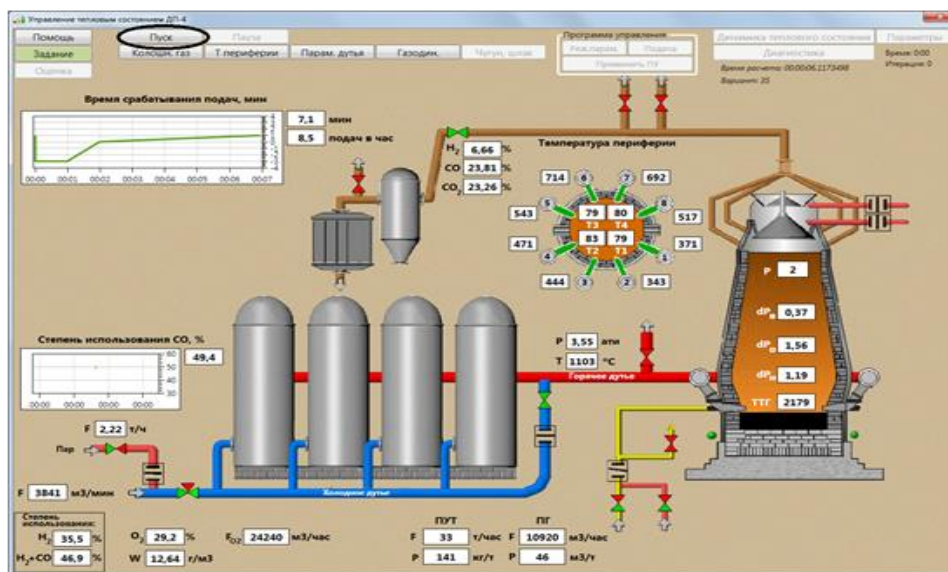


Рисунок 3 – Мнемосхема

Анализируя изменения индикаторов процесса обучаемый принимает решение о направлении изменения теплового состояния печи, имеет возможность приостановить процесс моделирования и ввести программу управления. При вводе программы управления указывается вид управляющего воздействия, изменение величины параметра и время нанесения воздействия. В качестве управляющих параметров предусмотрены параметры комбинированного дутья и масса кокса в подаче. Применение программы управления приводит к отображению результирующей динамики изменения теплового состояния печи (рисунок 4).

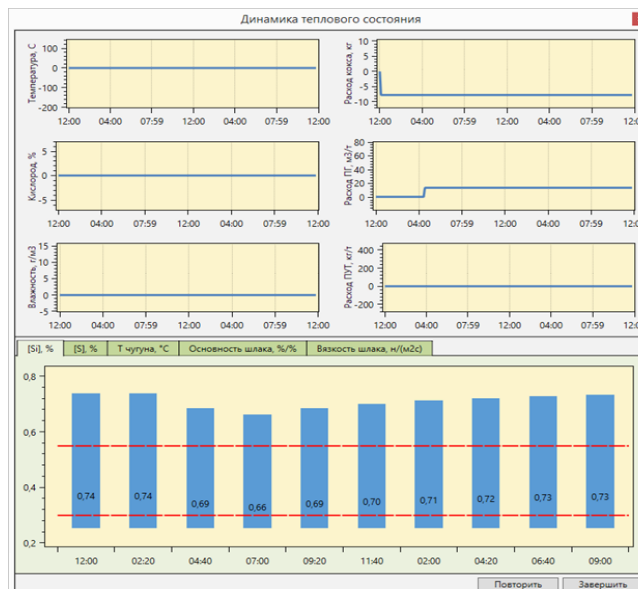


Рисунок 4 – Результаты моделирования динамики теплового состояния печи

При реализации сценария управления тепловым состоянием доменной печи при вынужденных перешихтовках на мнемосхеме отражено текущее состояние процесса. В соответствии с заданием обучаемый меняет состав подачи, определяя виды шихтовых материалов, их количество в подаче, устанавливает и применяет программу управления параметрами комбинированного дутья для сохранения теплового режима доменной плавки. По результатам моделирования динамики процесса обучаемый имеет возможность оценить эффективность принятой программы управления и скорректировать ее.

Компьютерная тренинговая система включает модуль администрирования, позволяющий

накапливать статистику выполнения заданий обучаемым и в соответствии с принятым алгоритмом оценивать результаты.

Внедрение компьютерной тренинговой системы в процесс обучения на ПАО «НЛМК» позволило повысить уровень компетенций технологического персонала в области управления тепловым состоянием доменной печи. Анализ результатов работы доменного цеха показал, наличие зависимости эффективности обучения на тренажере на выход несоответствующей продукции (НП) по [S], так и по [Si], с сохранением соответствующего влияния на общий выход НП (рисунок 5).

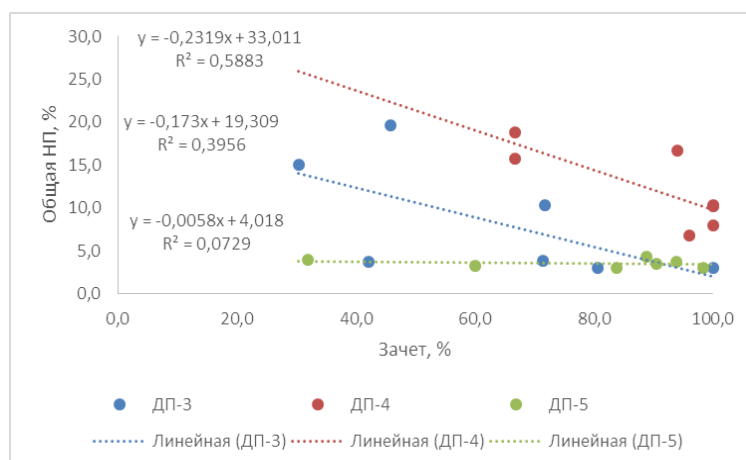


Рисунок 5 – Влияние количества зачетов на общий выход несоответствующей продукции (НП)

Наиболее сильно эффективность прохождения тестирования на тренажере на выход НП по [Si] влияет на ДП-3 и ДП-4. Данный факт на ДП-4 может быть обусловлен использованием технологии вдувания ПУТ, что подразумевает более «жесткий» технологический режим. На ДП-5 влияние носит качественный характер, что может быть обусловлено низким выходом НП.

Библиографический список

1. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов, Ю. Н. Овчинников, В.С. Швыдкий — М: Металлургия, 1978. — 248 с.
2. Авдеев В.П., Карташев В.Я., Мышляев Л.П. Восстановительно-прогнозирующие системы управления. — Кемерово: КГУ, 1984. — 90 с.
3. Авдеев В.П., Даниелян Т.М., Белоусов П.Г. Идентификация промышленных объектов с учетом нестационарных и обратных связей. — Новокузнецк: СМИ, 1984.
4. Суханов Е.Л. Применение адаптивных моделей для управления доменным процессом / Суханов Е.Л., Загайнов С.А. // Оценка методов адаптивного управления, используемых в прикладных задачах: Тезисы докладов. — М: ИПУ, 1989.
5. Гилева Л.Ю. Анализ нелинейности характеристик доменного процесса / Гилева Л.Ю., Загайнов С.А., Ярошенко Ю.Г. // Известия Вузов. Черная металлургия, № 8, 1994. — С. 66-68.
6. Гилева Л.Ю. Разработка математической модели с переменной структурой для анализа и прогноза показателей работы доменной печи на основе отчетных данных / Гилева Л.Ю., Ярошенко Ю.Г., Загайнов С.А. // Известия Вузов, Черная металлургия, № 4, 1993.
7. Суханов Е.Л. Определение методом моделирования показателей доменного процесса при изменении условий плавки / Суханов Е.Л., Загайнов С.А., Раев О.Ю. // Известия Вузов. Черная металлургия, № 8 1989.
8. Информационные системы в металлургии / Н.А. Спирин, Ю.В. Ипатов, В.Н. Лобанов, В.И. Краснобаев, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев, В.С. Швыдкий, С.А. Загайнов, О.П. Онорин, под ред. Н.А. Спирина — Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001. — 617 с.
9. Компьютерные методы моделирования доменного процесса/ О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.И. Терентьев, Л.Ю. Гилева, В.Ю. Рыболовлев, И.Е. Косаченко, В.В. Лавров, А.В. Терентьев — Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2005. — 301 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА АДЕКВАТНОСТИ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ НОВОГО НЕПРЕРЫВНОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СЭР

Рыбенко И.А., Цымбал В.П.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru*

Аннотация: В работе проведен сравнительный анализ экспериментальных данных, полученных на крупномасштабной опытной установке, и результатов моделирования и оптимизации в системе «Инжиниринг-Металлургия» для различных вариантов технологий в агрегате струйно-эмульсионного типа.

Ключевые слова: струйно-эмульсионный процесс и агрегат, моделирование, оптимизация, инструментальная система, эксперимент, адекватность.

EXPERIMENTAL VERIFICATION OF THE ADEQUACY OF MATHEMATICAL MODELS OF A NEW CONTINUOUS METALLURGICAL PROCESS

Rybenko I.A., Tsymbal V.P.

*Siberian State industrial University
Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru*

Abstract: In the work of the comparative analysis of experimental data from large-scale pilot plant, and the results of simulation and optimization in Engineering-metallurgy various technology options in aggregate Jet-emulsion type.

Keywords: jet-emulsion process and aggregate, modeling, optimization, instrumental system, experiment, adequacy.

Металлургия является одной из самых ресурсоемких отраслей промышленности. В настоящее время самой распространенной является многоступенчатая схема получения металла, включающая аглодоменное и сталеплавильное производства. Необходимость снижения энергоемкости и материалоемкости металлургической продукции требует совершенствования традиционных схем производства чугуна и стали и создания новых металлургических процессов и агрегатов, направленных на прямое получение металлов. За последние 10 лет в мире построено или находится в стадии разработки более 100 установок прямого восстановления, использующих самые различные принципы реализации. Перспективным в этом направлении является разработка струйно-эмульсионных процессов и агрегатов, для которых характерны большие поверхности раздела фаз и высокие скорости физико-химических взаимодействий. К таким процессам относится непрерывный металлургический процесс струйно-эмульсионного типа (СЭР), разработанный коллективами кафедры информационных технологий в металлургии (в настоящее время кафедра прикладных информационных технологий и программирования) и Западно-Сибирского металлургического комбината (АО «ЕвразЗСМК») под руководством доктора технических наук, профессора Цымбала В.П. [1 – 3]. В основу процесса положена идея реализации принципов синергетики и неравновесной термодинамики, которая позволила создать теоретические основы и универсальную конструкцию агрегата, в котором возможно осуществление различных технологий [4–5].

Опытная установка агрегата СЭР была создана в ККЦ-2 ЗСМК и предназначалась для отладки разрабатываемых технологий. Основным ее технологическим оборудованием являются технологический агрегат, включающий реактор струйного типа и рафинирующий отстойник эмульсионного типа, система подачи шихты, система подачи технологических газов, система управления, система автоматизированного эксперимента и вспомогательные системы, состоящие из системы охлаждения корпуса агрегата и отвода продуктов. Общий вид опытной установки приведен на рисунке 1.



Рисунок 1 – Общий вид опытной установки СЭР

На опытной установке было проведено 40 серий экспериментов, результатами которых были подтверждены преимущества процесса и агрегата струйно-эмульсионного типа: высокие скорости тепломассообменных процессов (в $100 \div 200$ раз выше, чем в конвертере); малые размеры и материалоемкость агрегатов (в $10 \div 20$ раз меньше, чем в традиционной металлургии); низкие сквозные энергозатраты ($15 \div 18$ ГДж/т); высокая экологичность и безотходность технологий; управляемость, универсальность и мобильность, возможность реализации различных вариантов технологий [6].

Для разработки, исследования и оптимизации этих технологий с использованием средств MS Excel и Delphi была создана инструментальная система «Инжиниринг-Металлургия», в которой программно реализовано математическое описание взаимосвязи потоков и параметров процессов с использованием комплекса математических детерминированных моделей, основанных на первом и втором законах термодинамики [7–8].

Инструментальная система «Инжиниринг-Металлургия» позволила реализовать многовариантные расчеты, повести исследования и решить взаимосвязанные оптимизационные задачи по определению наилучших условий протекания процессов при отладке технологий на опытной установке. С помощью системы рассчитывались управляющие воздействия для каждого эксперимента, в результате которых были реализованы следующие варианты технологий: получение металла из чугуна и окалины, прямое получение металла из пылевидных руд и отходов, переработка титано-магнетового концентрата с получением кондиционного титанистого шлака, получение марганцевых сплавов из бедных пылевидных марганцевых руд [9–10].

Первые 5 серий автоматизированных экспериментов были направлены на получение стали из чугуна с использованием газообразного кислорода. Последующие эксперименты после конструктивных изменений в системе подачи шихты в первый реактор проводились без использования чугуна. Было проведено 6 серий экспериментов по освоению технологии прямого восстановления пылевидных материалов, в качестве которых использовались: марганцевый концентрат, марганцевый концентрат – окалина, окалина.

В следующей серии экспериментов основное внимание было уделено отработке технологии прямого восстановления железа из смеси шлама и окалины. При этом в качестве главной задачи был поставлен расчетный и экспериментальный выбор рациональных соотношений рудной части шихты и восстановителей. Эти эксперименты позволили получить определенный опыт управления процессом и определить наиболее рациональное соотношение 1:1 конвертерного шлама и окалины для рудной части при подаче пластифицированной шихты, что подтвердило правильность результатов расчета с использованием инструментальной системы.

Также были успешно проведены эксперименты по переработке титано-магнетитовых концентратов с получением кондиционного титанистого шлака.

Одной из важных задач проведения экспериментов являлась проверка адекватности программно реализованных математических моделей. В таблице 1 приведены результаты проведения экспериментов на опытной установке по отладке технологий прямого получения металла из железорудных материалов, в том числе и с использованием марганцевого и титаномагнетитового концентратов.

Таблица 1 – Результаты проведения экспериментов № 16 – 36 на опытной установке

Вид материала	Сотноше материалов на 6 кг шихты																			
	№16	№17	№18	№19	№20	№21	№22	№23	№24	№26	№27	№28	№29	№30	№31	№32	№33	№34	№35	№36
Окалина	3.80	3.76	3.80	3.10	3.80	3.89	1.87	2.64	1.77	1.92	1.71	1.62	1.83	1.92	1.88	1.82	0.68	0.75	0.71	1.85
Шлам	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.86	1	1.76	1.94	1.71	1.62	1.84	1.92	1.88	2.01	0.68	0.75	0.71	1.85
Кокс	0.45	0.45	0.45	0.40	0.45	0.50	0.51	0.52	0.81	0.52	0.43	0.52	0.48	0.48	0.47	0.47	0.72	0.76	0.79	0.58
Известь	0.48	0.47	0.43	0.39	0.48	0.40	0.36	0.39	0.34	0.40	0.43	0.41	0.47	0.48	0.47	0.45	0.27	0.28	0.28	0.46
Отработка	0.91	0.97	0.91	1.04	0.91	0.89	1.15	1.06	1.08	0.94	1.46	1.59	1.11	0.87	1.02	0.94	0.95	0.99	0.97	0.97
Ферросилиций	0.28	0.27	0.27	0.28	0.28	0.25	0.19	0.23	0.18	0.21	0.20	0.19	0.21	0.22	0.22	0.24	0.09	0.09	0.09	0.21
Алюминий	0.09	0.08	0.09	0.12	0.09	0.08	0.06	0.07	0.06	0.07	0.06	0.06	0.06	0.07	0.07	0.06	0.09	0.09	0.09	0.07
Mn концентрат	0.00	0.00	0.00	0.67	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ti концентрат	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2.26	2.29	2.36	0.00
Расход, кг/с	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	6.00	5.95	6.00	6.00	6.00
Шлам+окалина	3.80	3.76	3.80	3.10	3.80	3.89	3.73	3.74	3.53	3.86	3.43	3.25	3.67	3.83	3.75	3.84	1.35	1.49	1.42	3.70
Кокс+отработка	1.36	1.42	1.36	1.44	1.36	1.39	1.66	1.58	1.89	1.46	1.89	2.11	1.59	1.35	1.49	1.42	1.67	1.75	1.76	1.55

Параметры	Расход материалов во время эксперимента																			
	№16	№17	№18	№19	№20	№21	№22	№23	№24	№26	№27	№28	№29	№30	№31	№32	№33	№34	№35	№36
Время эксперимента, с	390	720	660	1470	600	900	750	1260	480	240	110	432	822	480	450	420	330	600	300	450
Общий расход, кг/с	2125	2875	4000	7525	2875	6375	3360	6740	2310	1910	345	1516	2767	2855	2386	2500	2286	2530	2173	2836
Расход, кг/с	5.45	4.00	6.06	5.12	4.79	7.08	4.48	5.35	4.81	7.96	3.14	3.51	3.37	5.95	5.30	5.95	6.93	4.22	7.24	6.30
Материалы																				
Окалина	3.45	2.39	3.84	2.65	3.03	4.59	1.40	2.35	1.42	2.54	0.90	0.95	1.03	1.90	1.66	1.81	0.82	0.78	0.85	1.94
Шлам	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	1.39	0.98	1.41	2.57	0.90	0.95	1.03	1.90	1.66	2.00	0.82	0.78	0.85	1.94
Кокс	0.41	0.28	0.45	0.34	0.36	0.60	0.38	0.46	0.65	0.69	0.22	0.30	0.27	0.48	0.42	0.47	0.87	0.80	0.96	0.61
Известь	0.43	0.30	0.48	0.33	0.38	0.47	0.27	0.34	0.28	0.53	0.22	0.24	0.26	0.48	0.42	0.44	0.33	0.30	0.34	0.49
Отработка	0.83	0.62	0.92	0.89	0.73	1.05	0.86	0.94	0.87	1.24	0.76	0.93	0.62	0.86	0.90	0.94	1.15	1.04	1.17	1.02
Ферросилиций	0.25	0.17	0.28	0.24	0.22	0.29	0.14	0.20	0.14	0.28	0.10	0.11	0.12	0.22	0.19	0.24	0.11	0.10	0.11	0.22
Алюминий	0.08	0.05	0.09	0.10	0.07	0.09	0.05	0.06	0.05	0.09	0.03	0.03	0.04	0.07	0.06	0.06	0.11	0.10	0.11	0.07
Mn концентрат	0.00	0.00	0.00	0.57	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ti концентрат	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	2.73	2.40	2.85	0.00
Расход шихты (б/отр.), кг/с	4.62	3.20	5.14	4.23	4.07	6.03	3.62	4.41	3.95	6.71	2.37	2.58	2.75	5.04	4.40	5.01	5.78	5.26	6.07	5.28
Кислород																				
O ₂ в реактор, м³/с	0.72	0.76	0.75	0.72	0.78	0.74	0.68	0.82	0.94	0.78	0.83	1.25	1.11	1.25	1.03	1.08	1.06	1.06	1.06	1.11
O ₂ в ковш, м³/с	0.28	0.125	0.20	0.20	0.20	0.20	0.19	0.17	0.25	0.20	0.16	0.16	0.13	0.18	0.19	0.16	0.17	0.19	0.15	0.15
Общий расход O ₂ , м³/с	1.00	0.89	0.95	0.92	0.98	0.94	0.87	0.99	1.19	0.98	0.99	1.41	1.24	1.43	1.22	1.24	1.22	1.25	1.21	1.26
Соотношение парам.																				
Шлам+окалина	3.45	2.39	3.84	2.65	3.03	4.59	2.79	3.33	2.83	5.11	1.79	1.90	2.06	3.80	3.32	3.81	1.64	1.57	1.71	3.89
Кокс+отработка	1.24	0.90	1.38	1.23	1.09	1.64	1.24	1.41	1.52	1.93	0.99	1.23	0.89	1.34	1.32	1.40	2.02	1.84	2.13	1.63
Материалы/(кокс+отр.)	2.79	2.66	2.79	2.15	2.79	2.79	2.25	2.37	1.86	2.64	1.82	1.54	2.31	2.84	2.52	2.71	0.81	0.85	0.80	2.38
O ₂ /(шлам+окалина)	0.29	0.37	0.25	0.35	0.32	0.20	0.31	0.30	0.42	0.19	0.55	0.74	0.60	0.38	0.37	0.33	0.75	0.80	0.71	0.33
O ₂ /(кокс+отработка)	0.81	0.99	0.69	0.75	0.90	0.57	0.71	0.70	0.79	0.51	1.01	1.14	1.40	1.07	0.92	0.88	0.61	0.68	0.57	0.77
Результаты экспер.																				
Металл, кг	50		20		100				183	180	Пробы не брали	100	300	30	320	100	220	400	270	
Шлак, кг	450	1500	100	200	400	1000	2400	4000	1000	1450		1100	1500	800	1400	1500	2060	2000	1650	
[C], %	0.218		0.69		0.44				1.57	<0,01		0.04	1.72	0.03	0.06	0.62	1.42	0.79	1.51	
Металл+шлак/шлам+ок.	0.37	0.87	0.05	0.05	0.27	0.24	1.15	0.95	0.87	1.33		1.46	1.06	0.46	1.15	1.00	4.22	2.56	3.74	0.00
FeO	17.90	30.15	28.35	8.05	37.84	36.31	43.03	35.53	9.46	37.60		25.00	6.56			18.70	39.80		15.47	41.5
Fe ₂ O ₃	9.15	5.86	18.45	32.71	8.36	9.87	8.95	12.65	9.76	8.90			2.83		4.64			6.73	6.27	
Fe ₃ O ₄												27.50		35.90			42		36.6	
CaO	4.40	5.26	9.95	10.73	6.74	3.72	9.98	7.75		14.00		20.00	11.20	18.00	12.30	23.80	9.9	4.8	3.7	
SiO ₂	23.92	22.11	15.73	20.12	20.50	22.98	14.39	20.84		23.40		20.30	37.80	24.90	29.50	19.10	16.1	23.5	13.5	
Al ₂ O ₃	20.40	14.10	11.74	9.94	12.03	16.78	8.37	17.17		8.40		11.56	28.00	17.90	21.90	13.40	18.6	27.6	21	
MnO	2.35	2.86	2.26	6.47	1.00	1.17	1.58	0.80		1.70		2.27	0.25	0.50	0.70	2.30	0.6	3.1		
TiO ₂																	10.2	14.8	11.2	
время стационара																				
Q _{O2} ¹	6'	12'	6'30"	13'30"	6'30"	9'	6'	11'	5'30"	3'15"		6'30"	6'	6'	3'	5'	4'	7'	3'30"	4'
ΣQ _{O2} ¹	2500	2700	287	585	2800	2750	2400	3250	3800	3200		4700	4500	4800	4000	4000	3800	4100	3500	3800
Q _{O2} ²	250	540	2650	2600	303	413	240	296	336	173		509	450	480	200	333	253	478	204	253
ΣQ _{O2} ²	1000	400					900		800	800		560	550	680	670	600	550	750	650	450
ΣQ _{O2} ²	100	80					90		73	43		61	55	68	33.5	50	37	87.5	38	30
Q _ш	6.4	4	4.2	5.1	6.8	6.7	3.4	5.8	4.8	7.3		3.3	4.7	5.8	5.3	5.1	6	3.6	7.2	6.2
ΣQ _ш	2300	2875	1625	4125	2250	3600	1217	3800	1600	1433		1291	1699	2097	950	1533	1430	1495	1521	1478

Таблица 2 – Сравнительный анализ расчетных и экспериментальных данных

№ п/п	№ экс п.	Ме- талло- шихта	Расход, кг/с (м³/с)			Дан- ные	Состав металла, %						Состав шлака, %							
			Чу- гун	Ших- та	Кисл- д		С	Mn	Si	P	S	Al	FeO	Fe₂O₃	MnO	CaO	SiO₂	Al₂O₃	MgO	P₂O₅
1	3	чугун+ окали- на	20	4	1,78	факт.	1,03	0,03	0,03	0,13	0,045	-	28,0	5,4	6,7	15,0	11,9	21,0	10,0	1,7
						расч.	1,15	0,05	0,02	0,023	0,018	-	25,00	5,85	6,49	16,26	12,48	20,8	12,11	1,01
2	7	Мп конц.	-	6,5	1,06	факт.	1,6	20,0	20,4	-	-	3,5	11,8	2,5	30,0	-	38,0	-	-	-
						расч.	1,43	21,13	22,2	0,021	0,02	-	11,85	2,91	31,43	22,45	30,19	1,13	0,02	0,01
3	8	Мп конц.	-	5,06	0,67	факт.	0,11	25,9	33,5	-	-	0,94	2,6	-	42,0	-	27,5	13,0	-	-
						расч.	0,51	29,1	34,5	0,018	0,019	-	1,19	-	38,92	24,21	23,71	11,95	0,01	0,01
4	10	Мп конц.+ окали- на	-	5,9	0,92	факт.	0,30	9,00	6,50	-	-	8,0	4,5	1,51	24,5	4,3	25,0	12,2	-	-
						расч.	0,55	11,44	7,98	0,019	0,021	-	3,98	1,18	25,43	31,55	24,78	12,93	0,09	0,06
5	11	Мп конц.	-	3,4	0,78	факт.	2,57	9,60	5,8	-	-	2,7	12,0	-	27,0	3,8	18,8	12,0	22,2	-
						расч.	2,21	10,11	6,19	0,023	0,021	-	12,8	-	23,65	13,9	17,6	13,15	18,89	0,01
6	12	окали- на	-	4,5	0,97	факт.	0,55	0,03	0,01	0,013	0,01	-	38,0	-	9,0	5,4	25,8	10,3	9,6	0,03
						расч.	1,00	0,10	0,06	0,015	0,013	-	31,0	-	8,41	16,19	24,64	9,29	10,33	0,14
7	13	Мп шихта	-	4,5	0,89	факт.	0,56	3,53	7,5	0,070	0,023	-	6,76	3,63	11,25	7,8	25,5	28,76	11,33	1,12
						расч.	0,40	4,19	8,3	0,029	0,021	-	5,34	4,17	12,03	14,14	24,29	26,98	12,01	1,04
8	16	окали- на	-	5,45	0,72	факт.	0,22	6,91	15,37	0,085	-	-	17,9	9,15	2,35	4,4	23,92	20,4	19,63	1,92
						расч.	0,58	7,44	18,53	0,025	0,024	-	16,89	10,12	3,47	5,23	24,16	19,77	19,35	1,01
9	18	окали- на	-	6,06	0,75	факт.	0,69	0,26	0,3	0,1	-	-	28,35	18,45	2,26	9,95	15,73	11,74	8,19	5,7
						расч.	1,03	0,31	0,34	0,026	0,022	-	27,13	17,24	2,15	10,01	16,26	12,14	9,04	6,03
10	20	окали- на	-	5,4	0,78	факт.	0,44	0,02	0,06	0,03	-	-	37,84	8,36	1,00	6,74	20,5	12,03	9,45	4,67
						расч.	0,77	0,031	0,076	0,023	0,022	-	33,15	7,24	2,03	10,86	19,6	11,99	10,02	5,11
11	24	окали- на +шлам	-	4,8	0,81	факт.	1,57	0,025	0,12	-	-	0,01	19,46	9,76	-	-	-	-	-	-
						расч.	1,19	0,031	0,14	0,02	0,021	-	20,12	10,43	1,98	22,53	18,9	11,3	9,73	5,01

По результатам наиболее показательных экспериментов проведен сравнительный анализ экспериментальных и расчетных данных (таблица 2). Оценка адекватности моделей проводилась по относительной ошибке, которая определялась как отношение среднеквадратичного отклонения фактического содержания углерода и марганца в металле и FeO в шлаке и рассчитанного по модели к среднему значению содержания углерода, марганца и FeO. Результаты расчетов показали, что относительные ошибки по содержанию углерода, марганца и FeO в металле равны 15,5, 21,1 и 18,4 %, что соответствует отклонению от реальных значений по концентрации углерода 0,13 %, марганца – 0,14 %, FeO – 3,44 %, что можно считать достаточно приемлемых в условиях отладки вариантов технологий при наличии большого количества помех, технических и технологических ограничений.

Библиографический список

1. Процесс и агрегат типа самоорганизующийся струйно-эмульсионный реактор как пример наукоемкой технологии в металлургии [текст] / В. П. Цымбал, С. П. Мочалов, В. И. Кожемяченко, И. А. Рыбенко // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 60 – 65.
2. Процесс СЭР – металлургический струйно-эмульсионный реактор : монография [текст] / В. П. Цымбал, С. П. Мочалов, И. А. Рыбенко [и др.]. – М. : Металлургиздат, 2014. – 488 с.
3. A new jet-emulsion metallurgical process [text] / V. P. Tsymbal // Steel in Translation, 2015. - Vol. 45, Issue 8, – PP. 550 – 554.
4. Использование принципов самоорганизации и диссипативных структур при создании нового струйно-эмульсионного металлургического процесса [текст] / В. П. Цымбал, В. И. Кожемяченко, И. А. Рыбенко [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2015. - Т. 58, № 8. – С. 572 – 577.
5. Предпосылки и принципы создания самоорганизующегося струйно-эмульсионного реактора [текст] / В. П. Цымбал, В. И. Кожемяченко, И. А. Рыбенко [и др.] // Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах: тр. IV всерос. науч.-практ. конф. с межд. участием. В 2 ч. Ч. I. ; под общ. ред. В. П. Цымбалы, Т. В. Киселевой. – Новокузнецк : Изд. СибГИУ, 2016. – С. 27 – 36.
6. Экспериментальная проверка новых технологий получения металла на крупномасштабной опытной установке [текст] / Р. С. Айзатулов, В. П. Цымбал, тС. П. Мочалов [и др.] // Современные проблемы и пути развития металлургии: тез. докл. междунар. науч.-практ. конф., Новокузнецк, 16-19 сентября 1997 г. – Новокузнецк, 1997. – С. 107 – 108.
7. Разработка методики и программного обеспечения для расчета оптимального состава шихтовых материалов различных вариантов технологий непрерывного металлургического процесса струйно-эмульсионного типа [текст] / С. П. Мочалов, В. П. Цымбал, И. А. Рыбенко [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1996. - № 12. – С. 4 – 8.
8. Рыбенко, И. А. Моделирование и оптимизация стационарных режимов металлургических процессов [текст] : монография / И. А. Рыбенко, С. П. Мочалов; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 168 с.
9. Рыбенко, И. А. Оптимизация технологий в струйно-эмульсионном металлургическом агрегате с использованием методики и инструментальной системы моделирования [текст] / И. А. Рыбенко // Бюл. Черная металлургия. – 2017. - № 3. – С. 60 – 65.
10. 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.

УДК 669.184

ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАФИНИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА АРГОНОМ

Лубяной Д.А.¹, Толстикова Ю.А.², Черепанов А.Г.³

¹ООО «Завод Гидромаш»

²НФмКЕМГУ

³ОАО «Евраз-ЗСМК»

г.Новокузнецк, Россия, lubjanoy@yandex.ru

Аннотация: В статье рассмотрено физическое и математическое моделирование рафинирования металла аргонem. Установлено, что физическое моделирование дает хорошую качественную картину процессов продувки аргонem. Математическое моделирование позволяет количественно рассчитать параметры продувки аргонem и азотом.

Ключевые слова: аргон, азот, ковш, сталь, ферросплавы.

PHYSICAL AND MATHEMATICAL MODELLING OF METAL REFINING WITH ARGON

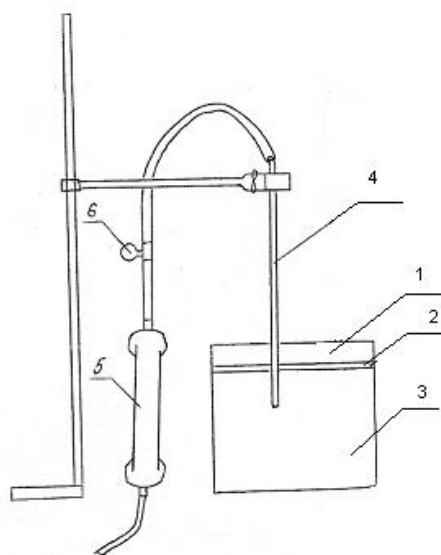
Lubyanoi D.A.¹, Tolstikova Yu. A.², Cherepanov A. G.³

¹ "GidroMash", ²KemSU Branch University in Novokuznetsk, ³"Evraz-ZSMK",
Novokuznetsk, Russia, lubjanoy@yandex.ru

Abstract: The article considers the physical and mathematical modelling of metal refining with argon. Established that physical modeling gives a good qualitative picture of the processes of purging with argon. Mathematical modeling allows us to quantitatively calculate the parameters of the purge of argon and nitrogen.

Keywords: argon, nitrogen, bucket, steel, ferro-alloys.

Для сопоставления режимов продувки фурмами различных типов, провели физическое моделирование процессов продувки. Установка состояла из прозрачного сосуда, имитирующего чугуноразливочный 10-ти тонный ковш в масштабе 1:5 (Рисунок 1)



1 – бак; 2 – шлак /вакуумное масло/; 3 – вода; 4 – фурма; 5 – расходомер; 6 – манометр

Рисунок 1 - Схема установки для физического моделирования продувки металла инертными газами

Воздух на установку подавали из сетевого воздухопровода. Расход воздуха определяли расходомером РМО 63 ГУЗ и варьировали в пределах 0,012-0,68 м³/час. Моделирующие жидкости –воду (чугун) и вакуумное масло (шлак), продували воздухом через фурму с цилиндрическим, серповидными соплами, а также через фурму с цилиндрическим газодинамическим пульсатором (рис.4.6). Продувка металла фурмой с газодинамическим пульсатором, как показало физическое моделирование, отличается особым характером истечения газа в жидкость.

Так отмечено, что глубина внедрения струи значительно меньше, чем при продувке серповидной фурмой (высокоскоростная продувка), но больше, чем при продувке через цилиндрические сопла (Рисунок 2). Объясняется это следующим: при продувке в пульсирующем режиме колебания возникают благодаря пульсатору, установленному в фурме, который уменьшает проходное сечение фурмы и, тем самым, увеличивает скорость истечения газа, но эта скорость меньше, чем при продувке серповидной фурмой. Конструкции фурм представлены на рисунке 4. Исследования показали, что при одинаковом расходе газа и глубине погружения фурмы, диаметр барботажной зоны различен при продувке серповидной фурмой и фурмой с газодинамическим пульсатором. Однако, при высокоскоростной продувке и продувке пульсирующим потоком есть значительные различия, вызванные, в основном, характером истечения газа в жидкость и способом образования мелкодисперсной газовой фазы. Высокоскоростная струя, вследствие большой кинетической энергии, оказывает наиболее сильное динамическое воздействие на жидкость, что ведет к интенсивному перемешиванию металла и шлака

и затягиванию частиц шлака в объем металла. В реальном ковше это приводит к вторичному окислению металла окисленным шлаком.

$L_C, \text{мм}$

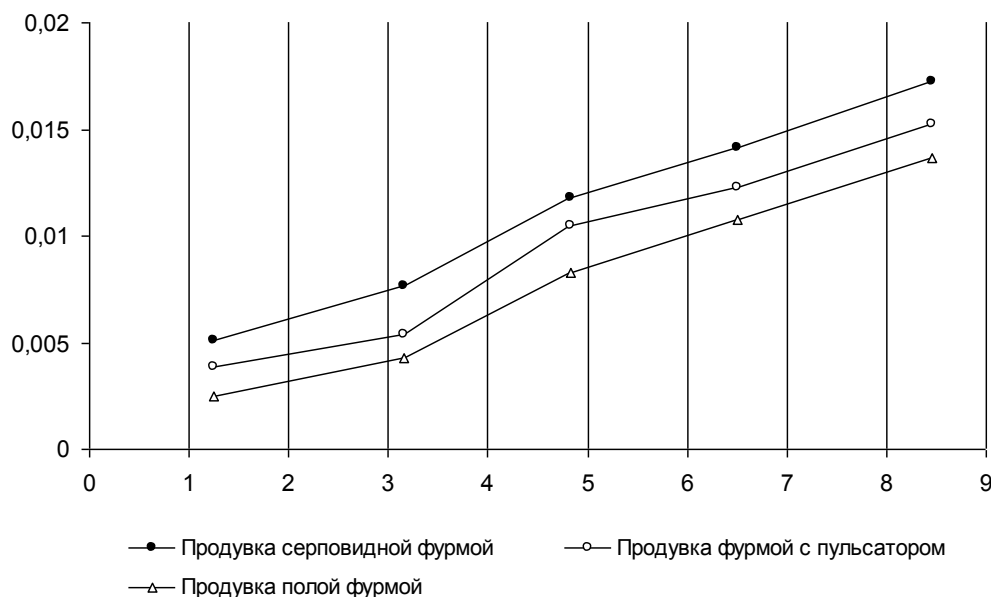


Рисунок 2 - Влияние газа на глубину внедрения струи L_C .

При продувке металла полым соплом также наблюдается затягивание частиц шлака в металл, но объясняется это тем, что при прорывах через слой

шлака крупных пузырей, наблюдаемых только при данной фурме, на слой шлака в месте прорыва оказывается локальное динамическое воздействие и частицы шлака только в этой зоне погружаются в металл. Для фурмы с цилиндрическим пульсатором характерно минимальное погружение частиц шлака в объем металла. На наш взгляд это вызвано следующим:

Интенсификатором перемешивания является не только струя газа на срезе фурмы, как при высокоскоростной продувке, а и сама фурма, собственная частота колебания которой, как будет показано ниже, стремится к собственной частоте колебания металла в ковше. Кроме того, частота схода вихрей с цилиндрического пульсатора, расположенного в самой фурме, также стремится к совпадению с собственной частотой металла в ковше. Характер взаимодействия газа с жидкостью, как свидетельствуют наши данные, также принципиально иной. Ввиду этого, воздействие данной продувки на металл более «объемно», вследствие того, что динамическое воздействие на металл, с использованием эффекта резонанса передается от всей фурмы. Таким образом, как показало физическое моделирование, пульсирующая продувка имеет значительные преимущества не только по сравнению с продувкой через полое цилиндрическое сопло, но и по сравнению с высокоскоростной продувкой через серповидное сопло. Однако, физическое моделирование, как показывают и литературные данные, позволяет выявить закономерности в основном на качественном уровне. Это, безусловно, тоже необходимо, чтобы более глубоко разобраться в сущности явлений, происходящих при продувке через фурмы с цилиндрическими газодинамическими пульсаторами. Однако, для того, чтобы более точно подойти к разработке конструкций дутьевых устройств в ковшах различной емкости, было необходимо разработать расчетные методы расчета для продувки чугуна через фурмы данной конструкции. Оптимизация этих дутьевых устройств может быть осуществлена с применением математического моделирования [1].

Интенсификация процесса перемешивания значительно увеличивается при наложении низкочастотных колебаний на металл путем подачи пульсирующего дутья, в спектре колебаний которого имеется низкочастотная составляющая, совпадающая с собственной частотой колебаний жидкости. Собственную частоту колебаний жидкости в цилиндре (ковше) высотой h (с^{-1}) радиусом горизонтального основания r определяли по формуле:

$$\omega_{mn}^2 = g \alpha_{mn} \operatorname{th}(\alpha_{mn} h), \text{с}^{-1} \quad (1)$$

или

$$(\omega_{mn})^2 = \omega_{mn}^2 \cdot r / g = \eta_{mn} \operatorname{th}(\eta_{mn} \cdot h / r), \quad (2)$$

где: $\omega_{mn} = 2\pi f_{mn}$ - циклическая частота собственных колебаний, с^{-1} ;

$\eta_{mn} = \alpha_{mn} r$ - корни первой производной функции Бесселя;

α_{mn} - собственные числа задачи о главных колебаниях жидкости;

$g=9,81 \text{ м/с}^2$; $\operatorname{th}(\alpha_{mn} h) = \operatorname{th} x = e^x - e^{-x} / e^x + e^{-x}$ - гиперболический тангенс аргумента.

Тогда

$$f_{mn} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{2}{D} g \eta_{mn} \operatorname{th} \left(\frac{2 \cdot \eta_{mn} \cdot h}{D} \right) \right)^{1/2}, \quad (3)$$

После определения собственной частоты колебаний металла в ковше, разработали конструкцию дутьевого устройства, генерирующего низкочастотную составляющую. В качестве источника колебаний использовали газодинамические пульсаторы. Сущность их работы состоит в следующем: в потоке газа находится плохо обтекаемое тело, за ним образуется вихревой след, причем вихри сбегает с определенной периодичностью, зависящей от формы и размеров конструкции, а также от скорости потока. Так, при обтекании цилиндра, образуется вихревая дорожка Кармана. Направление вихрей попеременно меняется, угловая частота отделения вихрей определяется по формуле:

$$w = \frac{0,22v}{2\pi K}, \quad (4)$$

где: v -- скорость потока, м/с ;

K - диаметр цилиндра в фурме, м , $K=0,016[\text{м}]$;

0,22-- число Струхала.

Тогда скорость потока v -м/ч будет определяться по формуле:

$$v = 4\pi^2 f K / 0,22 \quad (5)$$

А расход газа V [$\text{м}^3/\text{ч}$],

$$V = v \cdot (S_1 - S_2) 3600, \quad (6)$$

где: v -- скорость потока, м/с ;

S_1 - площадь сечения фурмы, м^2 ;

S_2 - площадь сечения пульсатора, м^2 ;

Таблица 1-Параметры продувки (Диаметр пульсатора 16 мм) (60тн ковш)

Ковш	D	h	f01	f11	f21	V0,1	V1,1	V2,1
60т	2,45	2,5	0,611	0,787	0,882	7,746	9,981	11,179
10т	1,3	1,35	0,839	1,08	1,21	10,634	13,701	15,347
малый ковш	1,00	1,00	0,956	1,232	1,38	12,123	15,622	17,498
конвертерный ковш	3,00	3,00	0,552	0,771	0,797	6,999	9,019	10,103

Решая совместно уравнения (1 - 6) определяют оптимальные параметры продувки (V_{01} -расход газа для соответствующей частоты) для соответствующих параметров ковша (где D -диаметр ковша, h -высота ковша) от размеров пульсатора.

Таблица 2-Параметры продувки (Диаметр пульсатора 20 мм) (10ти ковш)

Ковш	D	h	f01	f11	f21	V0,1	V1,1	V2,1
60т	2,45	2,5	0,611	0,787	0,882	8,072	10,401	11,651
10т	1,3	1,35	0,839	1,08	1,21	11,082	14,279	15,994
малый ковш	1,00	1,00	0,956	1,232	1,38	12,634	16,28	18,236
конвертерный ковш	3,00	3,00	0,552	0,711	0,797	7,294	9,399	10,529

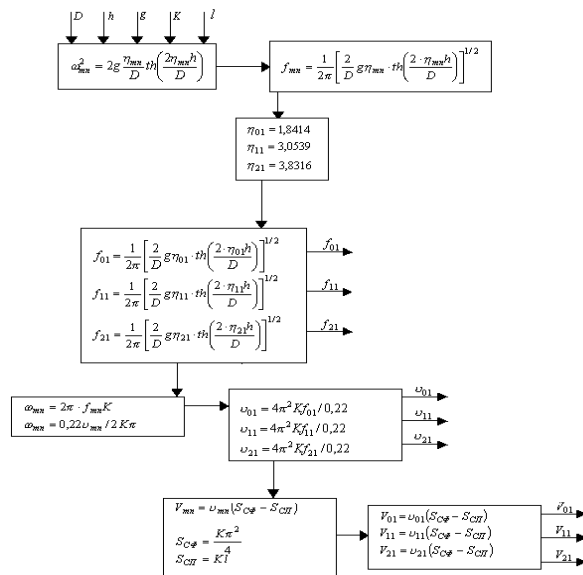


Рисунок 3 – Математическая модель резонансно – пульсирующего рафинирования доменного чугуна

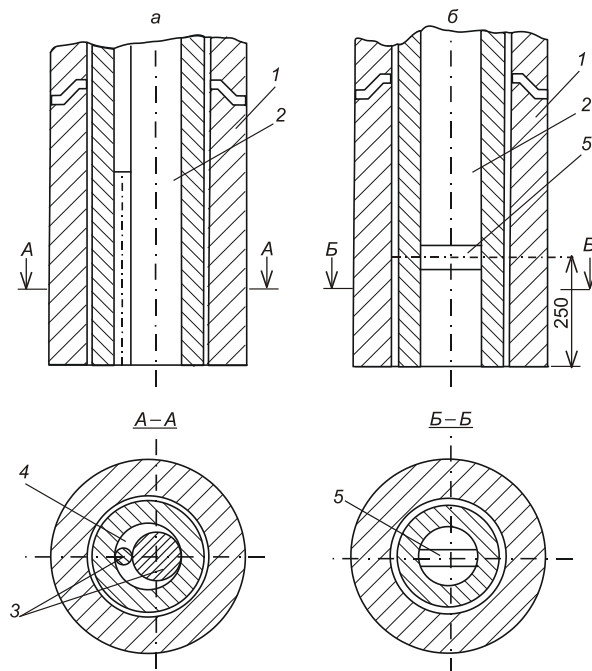
Математическая модель по управлению режимами внепечной обработки чугуна методом резонансно - пульсирующего рафинирования (РПР) представлена на рисунке 3.

Математическая модель реализована в среде Mathcad 11 и Excel [2].

Подставив в математическую модель реальные размеры шестидесяти- тонного и десятитонного ковшей, получили следующие результаты (таблицы 1, 2)

Данные параметры продувки, определенные с помощью математического моделирования, включены в действующую технологическую инструкцию. Применяя математическое моделирование, разработали конструкции дутьевых устройств для продувки чугуна азотом.

Продувка расплава в ковше происходит через погружаемые фурмы, аргонном или азотом. За основу была взята обычная фурма "ложный стопор". Фурма представляет собой стальную, толстостенную трубу длиной около 3-х метров, футерованную стопорными огнеупорными кольцами. На рисунке 4, б представлены различные типы фурменных наконечников.



1 – огнеупорная труба; 2 – стальная труба для подачи газа; 3 – фурменный наконечник со стержнем; 4 – серповидная щель; 5 – цилиндрический пульсатор

Рисунок 4 - Схема фурм с серповидным соплом (а) и соплом с цилиндрическим пульсатором (б)

Применение фурмы с серповидным соплом (рисунок 4, а) и пульсатором (рисунок 4, б), как показали исследования на ковшах малой емкости, при продувке чугуна индукционной плавки при одинаковом расходе газа и глубине погружения, приводят к образованию в расплаве областей насыщенных мелкими газовыми пузырями, при этом не образуются крупных выплесков и бурунов. Однако, сравнительный анализ влияния конструкции вышеуказанных фурм на процессы, происходящие в расплаве при продувке, как показало физическое моделирование и промышленные эксперименты, указывает на некоторые различия. Продувка фурмой с серповидным наконечником (высокоскоростная продувка) характеризуется, как было выявлено на физическом моделировании, более сильным внедрением струи газа в слой жидкости, при этом наблюдается более сильное перемешивание жидкости в объеме ковша, а также в области раздела металл - шлак, что приводит к затягиванию частиц шлака в металл, способствуя протеканию реакции в системе металл – шлак.

Продувка расплава чугуна через фурмы с наконечником в виде цилиндрического пульсатора (рисунок 4, б) характеризуется другим характером истечения газа, отличающимся от высокоскоростной продувки через серповидную фурму. Здесь наблюдается, что глубина внедрения струи газа в металл значительно меньше, чем при продувке серповидной фурмой. Наличие пульсатора не приводит к значительному увеличению скорости истечения газа, внедрению струи газа в жидкость на более значительную глубину, однако способствует получению весьма дисперсной газовой фазы в виде пузырьков.

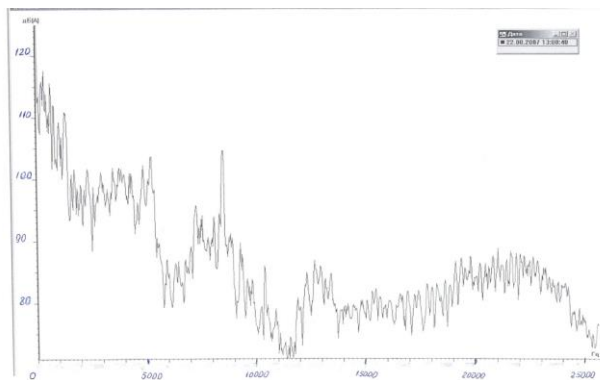


Рисунок 5 – Частотная характеристика фурмы для продувки чугуна азотом

При погружении самой фурмы в расплав она служит вибратором для самого ковша с металлом (рисунок 5). Расчет дутьевых параметров продувки промышленных фурм, как отмечено выше, проводили, исходя из необходимости получения в потоке низкочастотной составляющей, совпадающей с собственной частотой колебания ковша. Анализируя частотные характеристики, полученные в эксперименте с применением промышленной установки и использованием импульсного прецизионного шумометра RFG00017, пришли к выводу, что наибольший уровень звукового давления в среде и высокочастотной областях приходится на частоты 63 - 250 Гц, что соответствует расходу газа 8 - 30 м³/ч и минимальному размеру неразрушившегося газового ядра, что на практике подтверждается отсутствием "пробойных режимов", ярко выраженного пятна бурления в ковше. Это свидетельствует об оптимальности заданных дутьевых режимов и с точки зрения подавления вторичного окисления металла. Представляет несомненный интерес оценить влияние данного типа продувки (патент №61710) на газосодержание, микроструктуру чугуна, его механические свойства и эксплуатационные свойства изделий из него. Предел прочности возрос с 91-105 до 130-170 МПа, твердость с 137-150 до 163-182 НВ, плотность с 6890-6900 до 7000-7200 Кг/м³. Эксплуатационная стойкость изделий из данного чугуна достигла лучших мировых показателей[3], это тем более актуально вследствие того, что доля специальных сталей, разливаемых в слитки, например в Японии с 2007г увеличивается[4].

Библиографический список

1. Лубяной Д.А. Применение резонансно-пульсирующего рафинирования для повышения качества изделий из чугуна / Д.А. Лубяной // Литейщик России – 2004. – №7. – С. 30-32.
2. Об оптимальной конструкции фурм и стойкости огнеупорных изделий для них при продувке доменного чугуна / Д. А. Лубяной, В. Г. Переходов, А. Г. Черепанов, Ю.А. Арканова и др. // Новые Огнеупоры. – 2017. – № 3. – С. 71-72.
3. Современное состояние производства отливок из высокопрочного чугуна в Японии. Теория и практика производства высокопрочного чугуна. / Э.В. Захарченко. Киев.- 1976. -50с.
4. Развитие производства и технологий в черной металлургии Японии в 2015гт ОАО «Черметинформация» Новости черной металлургии за рубежом. 1.2017г.-С. 50-57.

МЕТОД И ИНСТРУМЕНТ РАЗРАБОТКИ ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ СУЩЕСТВУЮЩИХ И СОЗДАНИИ НОВЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Рыбенко И.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru*

Аннотация: В работе представлен метод и инструмент разработки оптимальных режимов металлургических процессов, основанный на решении двухконтурной задачи оптимизации, который реализован в виде инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия». С использованием метода разработаны оптимальные технологии легирования стали оксидными материалами и технологии прямого получения металла в агрегате струйно-эмульсионного типа.

Ключевые слова: метод, оптимизация, инструментальная система, технология, оптимальный режим, ресурсосбережение.

METHOD AND TOOL FOR DEVELOPING OPTIMAL TECHNOLOGICAL REGIMES WITH THE IMPROVEMENT OF EXISTING AND CREATION OF NEW METALLURGICAL PROCESSES

Rybenko I.A.

*Siberian State industrial University
Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru*

Abstract: This work describes a method and tool for developing optimum regimes of metallurgical processes based on solving the 2-circuit tasks of optimization, which is implemented as a tool "System Engineering-metallurgy. Using the method developed optimal technologies of alloying steel oxide materials and technology of direct metal used Jet-emulsion type.

Keywords: method, optimization, technology, optimization, tooling system, resource-saving technologies.

Введение

Металлургия является одной из самых ресурсоемких отраслей промышленности. Необходимость снижения энергоемкости и материалоемкости металлургической продукции требует как совершенствования традиционных металлургических схем, так и создания принципиально новых процессов и агрегатов. Решение этих задач связано с исследованиями высокотемпературных процессов в сложных термодинамических системах с физико-химическими превращениями. Поскольку экспериментальные исследования, как правило, являются достаточно дорогими, а зачастую и неосуществимыми, то в этих условиях большое значение приобретает вычислительный эксперимент, который позволяет анализировать состояния и процессы и делать выводы о поведении исследуемых объектов на основании модельных представлений. В связи с этим актуальным является создание методик и инструментальных систем моделирования, открывающих возможности для более эффективной разработки новых металлургических технологий и решения оптимизационных задач.

Метод моделирования и оптимизации металлургических процессов

Для решения поставленных задач разработан метод, особенностью которого является системное решение комплекса взаимосвязанных оптимизационных задач по определению наилучших условий реализации металлургических технологий и путей достижения этих условий [1 –4].

Метод включает следующие этапы: формулировку цели и постановку задачи, выделение объекта исследования, определение оптимальных параметров металлургических систем, определение оптимальных режимов металлургических процессов и реализацию промышленных экспериментов.

В результате постановки задачи формируются целевые условия, включающие выбор типа металлургического процесса, вида задачи и задание системы критериев оптимизации.

На этапе выделения объекта осуществляется задание параметров входных-выходных потоков, параметров процесса и выделение стадий и подпроцессов. Результатом реализации этапа является набор шихтовых материалов, их расходы, химический состав и температура, диапазоны изменения выхода, химического состава фаз и температур продуктов процесса – металла, шлака, газа, параметры процесса, стадий, подпроцессов и совокупность химических реакций, формирующих металлургическую систему.

На третьем этапе определяются оптимальные параметры металлургической системы – осуществляется выделение областей протекания окислительно-восстановительных процессов, производится оценка конечного равновесного и неравновесного состояния и решается задача оптимизации по определению наилучших условий ее функционирования. Результатом реализации этапа являются границы областей протекания окислительно-восстановительных процессов и оптимальные параметры системы: типы и расходы материалов, температуры, составы газовой фазы и термодинамические показатели.

На четвертом этапе осуществляется разработка металлургической технологии путем нахождения оптимальных режимов и определения путей достижения этих режимов для заданных параметров выходного потока и процесса при оптимизации технико-экономических показателей. Для этого осуществляется разработка и программная реализация математических моделей, проводится исследование металлургического процесса и определяются оптимальные режимы.

На последнем этапе предусматривается проведение промышленных экспериментов для корректировки моделей и отладки технологий.

Таким образом, при реализации метода осуществляется двухконтурная оптимизация путем решения многокритериальных оптимизационных задач двух видов: нахождение параметров системы при определении оптимальных условий протекания процессов и определение оптимальных режимов при реализации металлургических технологий (рисунок 1).



Рисунок 1– Схема решения задачи оптимизации

В рамках первого контура проведены исследования и определены оптимальные условия восстановления металлов из оксидов в модельных системах [5]. Эти задачи решались на основе полного термодинамического анализа систем с использованием программных продуктов «Терра» и «АвтоАстра».

В рамках второго контура разработаны технологии легирования металла для электросталеплавильного процесса и прямого получения металла в агрегате струйно-эмульсионного типа с использованием созданной инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия», представляющей собой комплекс программ, адаптированных для ряда металлургических технологий, и зарегистрированной в Федеральной службе по интеллектуальной собственности (№ 2017617445).

Инструмент реализации метода

Инструментальная система «Инжиниринг-металлургия», структурная схема которой представлена на рисунке 2, состоит из блоков, позволяющих в интерактивном режиме вводить исходные данные по расходам, температуре, химическому составу шихтовых материалов и технологическим параметрам процесса, рассчитывать все стадии и подпроцессы, материальный и тепловой балансы, определять энтальпии входных-выходных потоков, рассчитывать

активности компонентов фаз, термодинамические характеристики химических реакций, технико-экономические показатели процесса, решать задачи оптимизации, производить многовариантные расчеты и представлять информацию в удобном для пользователя виде. В программе разработаны и используются следующие базы данных: «Химический состав материалов», «Термодинамические свойства индивидуальных веществ (ТСИВ)», «Параметры взаимодействия 1-го порядка», «Атомные параметры», «Термодинамические характеристики реакций фазовых переходов и растворения элементов», «Удельные энергоемкости материалов».

Созданная инструментальная системы «Инжиниринг-металлургия» позволяет осуществлять многовариантные расчеты, проводить исследования и решать задачу оптимизации по различным критериям. Это дало возможность решить большой комплекс задач по совершенствованию существующих технологий легирования стали и разработке новых металлургических технологий прямого получения металла в агрегате струйно-эмульсионного типа СЭР.

Результаты исследований

Технология прямого легирования стали в печи никелем с использованием никелевого концентрата

На основании решения оптимизационной задачи с использованием инструментальной системы предложена технология прямого легирования стали в электропечи окатышами, состоящими из никелевого концентрата и коксика. Получено оптимальное соотношение никелевого концентрата и коксика в окатышах, обеспечивающее максимальную степень восстановления никеля, которое составляет 0,07 кг коксика на 1 кг никелевого концентрата. Определены оптимальные режимы прямого легирования стали никелевыми окатышами, обеспечивающие коэффициент извлечения никеля 98,5 %. Результаты оптимизации технологии использовались при реализации технологии в лабораторных и промышленных условиях при выплавке стали 08(12)X18H10T в дуговой электропечи на ОАО «Сталь НК».

Технология обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком

Определены оптимальные соотношения и построена номограмма расходов коксика и ферросилиция, необходимых для полного восстановления ванадия из конвертерного ванадиевого шлака при различном содержании пентаоксида ванадия в шлаке [6].

Определены оптимальные условия микролегирования стали ванадием в ковше при различных расходах ванадиевого шлака, восстановителей и различном содержании углерода в стали. Результаты исследований показали, что преобладающим восстановителем является коксик. Оптимальный расход коксика, обеспечивающий максимальную степень восстановления ванадия для среднеуглеродистой стали составляет 6 кг/т. При этих условиях варьированием расхода конвертерного ванадиевого шлака можно получать различное содержание ванадия в металле.

Результаты расчетов использовались при разработке ресурсосберегающей технологии, реализуемость которой подтверждена лабораторными и промышленными испытаниями в ЭСПЦ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Технологии прямого получения металла в агрегате типа СЭР

С использованием методики и инструментальной системы разработаны следующие технологии в агрегате струйно-эмульсионного типа: прямого получения металла из пылевидных руд и железосодержащих отходов, получения марганцевых сплавов, переработки титано-магнетитовых концентратов и прямого восстановления железа с попутным получением синтез-газа.

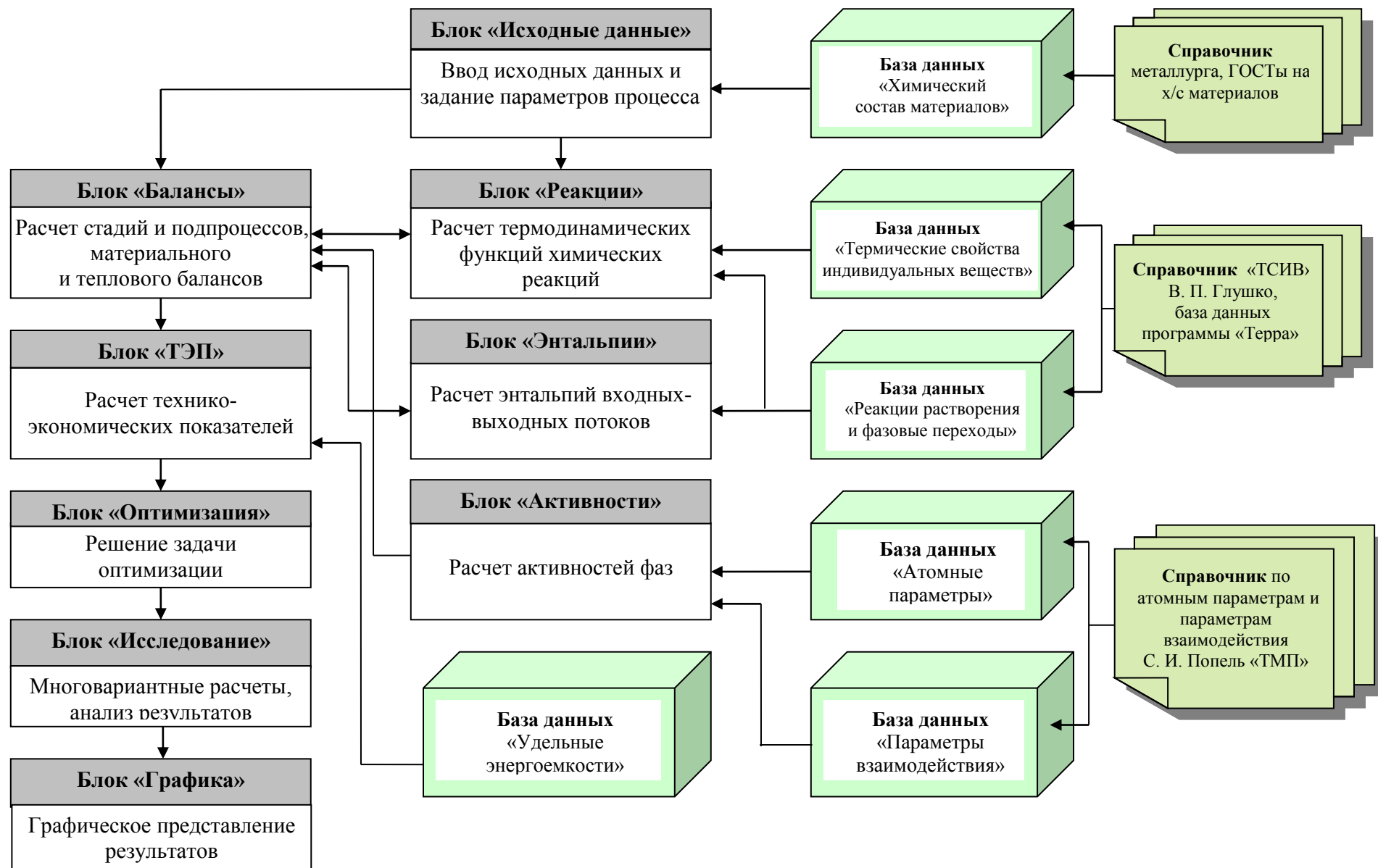


Рисунок 2 – Схема инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия»

В основу нового непрерывного металлургического процесса струйно-эмульсионного типа (СЭР) положена идея реализации принципов синергетики и неравновесной термодинамики, позволявшая создать теоретические основы процесса и универсальную конструкцию агрегата, в котором возможно осуществление различных вариантов технологий [7 – 10].

Технология прямого получения металла из железосодержащей смеси окалина-шлам-руды

Для заданной производительности опытной установки при расходе смеси 6 кг/с определены оптимальные расходы материалов: расход кокса составляет 6,03 кг/с и кислорода – 5,74 кг/с (4,02 м³/с). Этим параметрам соответствует температура 1873 К, степень восстановления железа 96 %, содержание углерода в металле 0,49 %, и содержание оксида железа в шлаке 9,47 %. При этом энергоёмкость процесса составила 18 ГДж/т металла. Реализуемость технологии подтверждена результатами экспериментов на опытной установке. Например, в одном из экспериментов при расходах металлосодержащей шихты 6 кг/с, отработанного масла 1,2 кг/с, коксика 0,2 кг/с, ферросилиция 0,3 кг/с, алюминия 0,1 кг/с и извести 0,4 кг/с прямым восстановлением был получен металл с содержанием углерода 0,55 %. Ни в одном из известных процессов прямого восстановления железа получить содержание углерода менее 2 % не удастся.

Технология переработки мелкофракционных карбонатных и оксидных марганцевых руд

Для предварительного восстановления марганца из высших оксидов или разложения карбонатов и удаления влаги из руды предлагается использовать восстановительный газ, который является продуктом реализации технологии восстановления марганца в агрегате СЭР, и таким образом замкнуть процесс, то есть создать согласованный поток вещества и энергии, проходящий через основной агрегат СЭР и подготовительный агрегат кипящего слоя. Основная задача расчета предлагаемой технологии заключалась в определении такого расхода сырой руды в агрегате кипящего слоя, чтобы получить заданный выход полупродукта и одновременно обеспечить возможность полного перевода высших оксидов или карбонатов сырой руды в низшие оксиды восстановительным газом, получаемым в основном агрегате. На примере оксидной руды Селезеньского и карбонатной руды Усинского месторождений путем решения задачи оптимизации определены расходы материалов и производительность агрегата, которые позволили замкнуть технологический цикл. Сравнительный анализ вариантов технологий представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Сравнительный анализ показателей технологии переработки марганцевых руд Селезеньского и Усинского месторождений

Показатель	Селезеньская руда		Усинская руда	
	С предв. восстановлением	Без предв. восстановления	С предв. обжигом	Без предв. обжига
Удельные расходы материалов, кг/т (м ³ /т)				
<i>марганцевая руда</i>	2231,05	2940,7	2738,74	4062,2
<i>уголь</i>	1063,423	4420,7	1363,82	2488,8
<i>силикомарганец (отходы)</i>	111,552	147,0	136,94	203,1
<i>кислород</i>	793,8	3396,6	1035,1	2012,6
<i>природный газ</i>	151,99	200,3	186,58	276,7
Производительность, кг/с	0,45	0,34	0,37	0,25
Энергоёмкость, ГДж/т	43,1	97,6	54,6	94,1
Содержание марганца, %	66,17	66,00	77,47	75,00

Технология переработки титано-магнетитового концентрата

Технология обеспечивает одновременно с выплавкой природно-легированного металла также получение товарного титанистого шлака с содержанием 45 ÷ 50 % TiO₂ и более.

С целью выяснения принципиальной возможности реализации процесса были проведены исследования и определены оптимальные показатели процесса для секундного расхода шихты, кислорода и углеродосодержащих материалов, в целом представляющих собой газозвесь с объемным газосодержанием порядка 99 % и секундным расходом металлической части шихты 4 кг. Состав металлосишты, включающей титано-магнетитовый концентрат, окалину и шлам конвертерного производства, следующий: 26,8 % FeO, 46,1 % Fe₂O₃ и 17,5 % TiO₂. Результаты моделирования показали, что оптимальным является секунднй расход коксика порядка 1,4 ÷ 1,5 кг/с, обеспечивающий максимальное восстановление железа при отсутствии карбидов титана в металле. Содержание оксида титана в шлаке составляет 43 % (при содержании CaO – 30 % и Al₂O₃ – 15 %). Путем решения задачи оптимизации проведена оценка технологически допустимых расходов углеродосодержащих материа-

лов и зависимости масс металла и шлака от возможного содержания оксидов железа в шлаке при разном содержании CO в газовой фазе.

Результаты исследования технологии, полученные с использованием инструментальной системы, легли в основу при выборе состава шихтовых материалов и энергоносителей при реализации процесса на опытной установке.

Технология прямого восстановления металла с одновременным получением синтез-газа

Основная задача при разработке технологии заключалась в создании условий для более гибкого управления составом отходящих газов с малой зависимостью от технологии получения металла за счет разделения потоков металла, шлака и газа, а также в обеспечении коррекции состава газа до параметров кондиционного синтез-газа путем совмещения паругольного газификатора с металлургическим агрегатом, что дало возможность создания бездымного энерго-металлургического процесса, так как отходящий газ превращается в товарный продукт.

Для данной технологии была решена задача оптимизации по коррекции состава попутного технологического газа. Определены расходы угля и кислорода, необходимые для получения металла с содержанием углерода 0,50 % и температурой 1873 К при расходе железной руды 1 кг/с, которые составили 0,674 кг/с и 0,382 кг/с соответственно. Выход газа составил 1,06 кг/с. Этот газ в виде газошлаковой эмульсии поступает в шлакоприемник, куда навстречу шлаковому потоку через фурму вдувается пар. За счет тепла шлака пар нагревается с 150 до 700 °С и через решетку вместе с технологическим газом, отсепарированным от шлака и имеющим температуру 1773 К, непрерывно поступает в слой угля в камере коррекции газа, которая осуществлялась за счет кислородной конверсии метана кислородом, подаваемым в камеру через фурмы. В результате решения задачи оптимизации определены расходы угля, пара, природного газа и кислорода, обеспечивающие соотношение $CO:H_2$ равное 2:3 (строка 3таблица 2).

Таблица 2 – Результаты расчетов состава газа с применением метана

Управляющие воздействия						Объемный состав газа, %					Отношение $CO:H_2$
уголь, кг/с	пар, кг/с	CH_4 кг/с	O_2 кг/с	T, К	масса газа, кг/с	CH_4	CO	CO_2	H_2	H_2O	
0,3	0,45	0,20	0,20	1051	2,12	1,09	46,88	4,56	43,83	3,64	1,07:1
0,3	0,45	0,25	0,25	1053	2,22	1,13	45,95	4,22	45,13	3,57	1:1
0,3	0,45	0,45	0,25	1006	2,22	2,37	34,13	5,82	51,4	6,26	2:3

В результате реализации процесса получается удвоенное количество синтез-газа (2,22 кг/с вместо 1,06 кг/с) и его калорийность возрастает с 6432 кДж/кг до 20832 кДж/кг.

Выводы

Таким образом, разработан и инструментально реализован в системе «Инжиниринг-металлургия» метод моделирования и оптимизации металлургических процессов, особенностью которого является системное решение комплекса взаимосвязанных оптимизационных задач по определению наилучших условий реализации металлургических технологий и путей достижения этих условий. С использованием метода и инструментальной системы решен ряд задач по определению оптимальных условий осуществления технологий легирования стали никелем и ванадием с использованием оксидных материалов и технологий прямого получения металла в агрегате струйно-эмульсионного типа: прямого получения металла из железорудных материалов, переработки марганцевых руд и титано-магнетитовых концентратов и прямого получения металла с попутным синтез-газом.

Библиографический список

1. Рыбенко, И. А. Моделирование и оптимизация стационарных режимов металлургических процессов [текст] : монография / И. А. Рыбенко, С. П. Мочалов; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 168 с.
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. 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.
4. Рыбенко, И. А. Оптимизация технологий в струйно-эмульсионном металлургическом агрегате с использованием методики и инструментальной системы моделирования [текст] / И. А. Рыбенко // Бюл. Черная металлургия. – 2017. - № 3. – С. 60 – 65.

5. Рыбенко, И. А. Термодинамическое моделирование процессов в элементарных системах [текст] : монография / И. А. Рыбенко ; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2016. – 98 с.
6. Исследование условий процесса восстановления ванадия и железа из конвертерного ванадиевого шлака [текст] / И. А. Рыбенко [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. – № 4. – С. 3 – 5.
7. Использование принципов самоорганизации и диссипативных структур при создании нового струйно-эмульсионного металлургического процесса [текст] / В. П. Цымбал, В. И. Кожемяченко, И. А. Рыбенко [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58, № 8. – С. 572 – 577.
8. A new jet-emulsion metallurgical process [text] / V. P. Tsybmal // Steel in Translation, 2015. – Vol. 45, Issue 8, – PP. 550 – 554.
9. Предпосылки и принципы создания самоорганизующегося струйно-эмульсионного реактора [текст] / В. П. Цымбал, В. И. Кожемяченко, И. А. Рыбенко [и др.] // Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах: тр. IV всерос. науч.-практ. конф. с межд. участием. В 2 ч. Ч. I. ; под общ. ред. В. П. Цымбалы, Т. В. Киселевой. – Новокузнецк : Изд. СибГИУ, 2016. – С. 27 – 36.
10. Цымбал, В. П. Нетрадиционный подход к переработке титано-магнетитовых и железомарганцевых руд [текст] / В. П. Цымбал, И. А. Рыбенко, В. В. Павлов // Бюл. Черная металлургия. – 2015. – № 10. – С. 90 – 94

УДК 669.046.5

ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОКИСЛЕНИЯ АЛЮМИНИЯ В ХОДЕ КАМЕРНОГО ВАКУУМИРОВАНИЯ СТАЛИ

Сафонов В.М.¹, Еланский Д.Г.², Кислица В.В.³, Мурысев В.А.⁴, Моров Д.В.⁵

¹Выксунский филиал НИТУ «МИСЦ», г. Выкса, Россия, wmsafonov@gmail.com;

²НИТУ «МИСЦ», г. Москва, Россия, de-misis@inbox.ru;

³АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия, kislica_vv@vsw.ru;

⁴АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия, murysev_vf@vsw.ru;

⁵АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия, morov_dv@vsw.ru.

Аннотация: На основании результатов статистических исследований показано, что при вакуумировании металла под рафинирующим шлаком в 160-тонном сталеразливочном ковше на процесс вторичного окисления алюминия существенное влияние оказывает как начальное содержание последнего так и продолжительность вакуумирования. Разработанная методика расчёта позволяет определять начальное содержание алюминия в стали для получения заданной его концентрации перед разливкой.

Ключевые слова: Сталь, вакуумирование, шлак, вторичное окисление, концентрация алюминия.

INDUSTRIAL INVESTIGATION OF ALUMINUM OXYDATION DURING TANK VACUUM DEGASSING OF STEEL

Safonov V.M.¹, Elanskiy D.G.², Kislica V.V.³, Murysev V.A.⁴, Morov D.V.⁵

¹Vyкса branch of NUST «MISIS», Vyкса town, Russia, wmsafonov@gmail.com;

²NUST «MISIS», Moscow city, Russia, de-misis@inbox.ru;

³JSC «Vyкса Steel Works», Vyкса town, Russia, kislica_vv@vsw.ru;

⁴JSC «Vyкса Steel Works», Vyкса town, Russia, murysev_vf@vsw.ru;

⁵JSC «Vyкса Steel Works», Vyкса town, Russia, morov_dv@vsw.ru.

Abstract: Statistical treatment of industrial data shows that secondary oxidation of aluminium during 160-t ladle vacuum degassing under reduced slag depends on initial aluminium content and treatment time significantly. Developed calculation technique allows to determine initial aluminium content to achieve required value of aluminium concentration before casting.

Keywords: Steel, vacuum degassing, slag, secondary oxidation, aluminium content.

В современной практике производства широкого спектра марок стали вакуумная обработка является неотъемлемым интегрированным звеном технологического процесса. Наиболее распространенной задачей вакуумирования является удаление из глубоко раскисленной стали водорода и азота непосредственно перед разливкой. При камерном вакуумировании обработка стали осуществляется непосредственно в сталеразливочном ковше, что в значительной мере расширяет технологические возможности процесса. Так, для обеспечения достаточной площади поверхности раздела взаимодействующих фаз вакуумную обработку раскисленной стали совмещают с продувкой расплава инертным газом. При этом следует отметить, что под вакуумом достижим принципиально новый количественный результат перемешивания металла инертным газом, так как величина мощности перемешивания при снижении давления до практически достижимых в вакуумной камере значений увеличивается в четыре-пять раз. В таких условиях технологический вариант камерного вакуумирования раскисленной стали с рафинирующим шлаком при наличии достаточной высоты свободного борта сталеразливочного ковша позволяет наряду с дегазацией проводить удаление серы из металла до концентрации ниже 0,0010%.

Вместе с тем, рафинирующий шлак, в условиях интенсивного перемешивания расплава в сталеразливочном ковше под вакуумом, является источником вторичного окисления металла, что приводит к снижению концентрации, например, алюминия. Последнее обстоятельство в условиях промышленного производства стали вызывает на отдельных плавках необходимость корректировки концентрации алюминия по окончании вакуумирования и нарушает ритм работы технологической цепочки.

В электросталеплавильном цехе литейнопрокатного комплекса АО «Выксунский металлургический завод» в камерном вакууматоре обрабатывают раскисленную сталь под рафинирующим шлаком в 160-тонном сталеразливочном ковше. Отличительной особенностью геометрических параметров сталеразливочного ковша является низкое значение отношения высоты металла к диаметру, равное 0,87, при величине свободного борта около 1000 мм. Обработка расплава под вакуумом в ковше такой конфигурации характеризуется несколько сниженной энергией перемешивания и повышенным значением удельной величины массы шлака и поверхности раздела «шлак-металл».

Зависимость общей концентрации алюминия после вакуумирования от начальной представлена на рисунке 1. В среднем при начальной концентрации алюминия равной 0,03 % его угар составляет около 33 % абс., а при 0,060% повышается до 58 % абс. Кроме того технологический процесс характеризуется большими отклонениями от средних значений, что, на наш взгляд, вызвано различной степенью вспенивания шлака при наборе вакуума и, соответственно, различной продолжительностью набора вакуума.

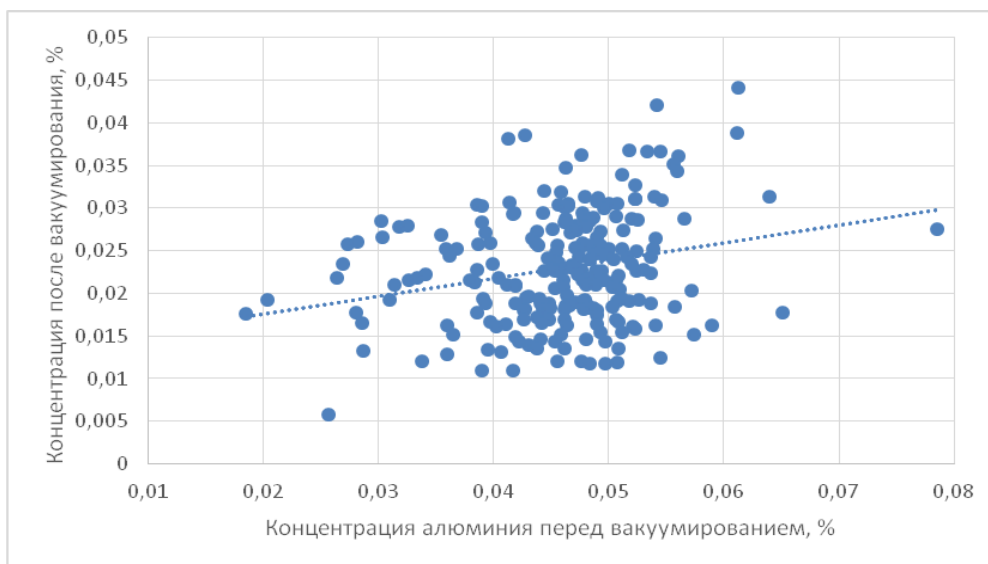


Рисунок 1 - Зависимость общей концентрации алюминия после вакуумирования от начальной

В ходе исследования кинетических особенностей процесса окисления алюминия при вакуумировании расплава сталеразливочном ковше проведена статистическая обработка массива технологических параметров 464 плавков низкоуглеродистой стали.

Кинетическая кривая изменения концентрации алюминия за период набора вакуума и вакуумирования представлена на рисунке 2. За начало отсчета положено время начала откачки и содержание алюминия в последней пробе агрегата ковш-печь.

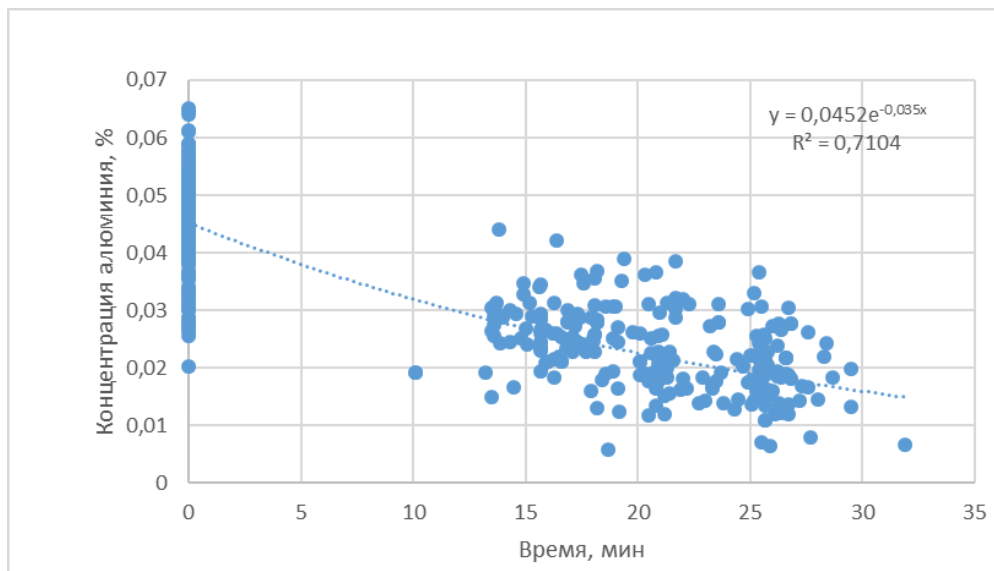


Рисунок 2 – Кинетическая кривая изменения концентрации алюминия в ходе вакуумирования

Экспоненциальная зависимость изменения концентрации компонента от времени характерна для реакции первого порядка, которая выражается следующим уравнением:

$$C = C_0 \times e^{-k\tau},$$

где C – расчетная концентрация компонента по истечении времени τ , %;

C_0 – начальная концентрация компонента ($\tau = 0$), %;

k – константа скорости реакции, с^{-1} .

Величина константы скорости реакции в данном случае составляет

$$k = 0,035 \text{ с}^{-1}$$

Отклонение расчетных концентраций алюминия от фактических представлено на рисунке 3.



Рисунок 3 – Отклонение расчетных концентраций алюминия от фактических

Достаточно высокая степень достоверности предлагаемой зависимости подтверждается близким к нормальному распределению отклонений расчетных величин от фактических.

На основании результатов статистического исследования показано, что на процесс вторичного окисления алюминия в стали при вакуумировании существенное влияние оказывает как начальное содержание последнего так и продолжительность вакуумирования. На основании установленной зависимости разработана методика расчета прогнозируемого содержания алюминия в стали. Следует также отметить, что повышение точности оценки можно достигнуть путем стабилизации концентрации оксидов железа, марганца и кремния, которые в данном случае определяют окислительный потенциал шлака.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФЕРРОСИЛИЦИЕВЫХ ПЕЧЕЙ И ХАРАКТЕРИСТИК ПЕЧНЫХ ТРАНСФОРМАТОРОВ

Кашлев И.М.

АО «Кузнецкие ферросплавы»,
г.Новокузнецк, Россия, kashlev@kfw.ru

Аннотация: Приведены результаты влияния перераспределения мощности в ванне ферросилициевой печи на технико-экономические показатели производства. На основе многолетней заводской практики установлены зависимости для расчета параметров ферросилициевой печи и электрические характеристики печного трансформатора.

Ключевые слова: рудотермическая, рудотермическая печь, футеровка, эксплуатация, геометрические параметры, электрические параметры, ферросилиций, печной трансформатор

DETERMINATION OF DESIGN PARAMETERS FERROSILICATE FURNACES AND CHARACTERISTICS FURNACE TRANSFORMERS

Kashlev I.M.

JSC "Kuznetskie ferrosplavy",
Novokuznetsk, Russia, kashlev@kfw.ru

Abstract: The results of influence of a power distribution in the bath ferrosilicates ovens on technical and economic indices of production. Based on many years of factory practice the dependences for calculating the parameters of ferrosilicates furnace and electrical characteristics of furnace transformer.

Key words: submerged arc furnace, thermal furnace, lining, operation, geometrical parameters, electrical parameters, ferrosilicon, furnace transformer

До настоящего времени выбор оптимальных геометрических и электрических параметров рудотермических печей не имеет строгого научного обоснования, поэтому различные авторы предлагают зависимости и формулы для расчета, основанные на производственном опыте, [1 - 4]. Сложность происходящих в этих печах процессов, взаимосвязь зависящих друг от друга факторов, не позволяют создать единую методику для расчета параметров электропечей, [1].

Утверждается, что конструктивные и электрические параметры печей напрямую связаны с технико-экономическими показателями процесса производства ферросилиция, [2]. Однако многолетний производственный опыт показывает, что одна и та же печь, работая на неизменной геометрии и электрическом режиме, имеет различные технико-экономические показатели производства ферросилиция марки ФС75. Это можно проследить на примере длительно работающей печи типа РКО на ОАО «Кузнецкие ферросплавы». Мощность печи и ее геометрические параметры приведены в таблице 1.

Таблица 1 Мощность и геометрические параметры печи.

Установленная мощность трансформатора, кВА	Используемая мощность, кВт	Диаметр электродов, мм	Диаметр распада электродов, мм	Размеры ванны, мм			
				Диаметр кожуха	Высота кожуха	Диаметр ванны	Глубина ванны
20000	16000	1200	2900	8100	4290	6400	2200

Электрические характеристики печи приведены в таблице 2.

Изменение технико-экономических показателей работы печи в период выплавки на ней 75 % -ного ферросилиция представлены в таблице 3.

Таблица 2 Электрический режим печи.

№ ступени напряжения	Коэффициент трансформации	Высокая сторона		Низкая сторона		Со ср	Полное сопротивление, мОм	Активное сопротивление, мОм	Индуктивное сопротивление, мОм
		Напряжение, В	Сила тока, А	Напряжение, В	Сила тока, А				
4	60,7	10500	1100	100	66770	0,8	1,5	1,2	0,9

Таблица 3 Изменение технико-экономических показателей при производстве 75 %-ного ферросилиция

Годы эксплуатации	Используемая мощность, кВт	Удельный расход электроэнергии, кВт•ч/т	Суточная производительность, т/сутки.
1	15989	9731	39,4
2	15998	9769	39,3
3	16021	9970	38,6
4	16349	9445	41,5
5	16306	9802	39,9
6	16268	9630	40,5
7	16255	9215	42,3
8	15725	9086	41,5
9	15755	9103	41,5
10	15816	9002	42,2
11	15740	8479	44,6
12	16184	8393	46,3
13	16153	8246	47,0

Как следует из таблицы 3, показатели работы печи за период ее эксплуатации не только не ухудшились, а значительно улучшились. При незначительных колебаниях используемой мощности суточная производительность печи выросла на 19,6 %, соответственно удельный расход электроэнергии снизился на 17,3 %.

Анализ электрических режимов показал, что индуктивное сопротивление печи за период ее эксплуатации находилось в пределах $X = 0,85 - 0,9$ мОм, а полное сопротивление составляло $Z = 1,45 - 1,55$ мОм. Следовательно, на улучшение показателей оказали влияние не геометрические параметры и электрические режимы, а совершенно другие факторы. На первый план было выдвинуто предположение о перераспределении мощности в ванне ферросилициевой печи между участками шихтовой и дуговой проводимости.

Перераспределение мощности в рабочем объеме печи могло произойти по следующим причинам:

- понизилось сопротивление на участке дуговой проводимости;
- выросло сопротивление на участке шихтовой проводимости.

Снижение сопротивления на участке дуговой проводимости произошло вследствие улучшения показателей качества электродной массы. Удельное электросопротивление углеродистой части самоспекающегося электрода снизилось с 100 - 120 Ом•мм²/м до 30 – 50 Ом•мм²/м. Несложный расчет, выполненный по известному уравнению (1) показывает, что только за счет снижения удельного сопротивления углеродистой части электрода можно снизить его электросопротивление в 2 – 4 раза, увеличить длину электрода и соответственно высоту уровня колошника.

$$R = \rho \cdot L/S, \quad (1)$$

где: R – электросопротивление электрода, Ом;

ρ - удельное электросопротивление углеродистой части электрода, Ом•мм²/м;

L – длина электрода, м;

$S = \pi \cdot d^2/4$ – поперечное сечение электрода, мм²;

d – диаметр электрода, мм.

Проанализировав результаты обработки фактических данных, полученных на хорошо работающих печах с различной длиной и диаметром электродов, установили, что активное сопротивление самоспекающегося электрода не должно превышать $1,3 \cdot 10^{-4}$ Ом, а активное сопротивление фазы должно быть $1,2 \cdot 10^{-3}$ Ом. Следовательно, зная предельное значение сопротивления электрода из (1) можно определить его длину в зависимости от диаметра и удельного электросопротивления, таблица

4 и рисунок 1.

$$L = R \cdot \pi \cdot d^2 / 4 \cdot \rho = 1,0205 \cdot d^2 \cdot 10^{-4} / \rho \quad (2)$$

Таблица 4 - Расчетная длина самоспекающегося электрода в зависимости от его диаметра и удельного электросопротивления при условии, что активное сопротивление электрода составляет $1,3 \cdot 10^{-4}$ Ом

Диаметр электрода, мм	Длина электрода, м			
	Удельное электросопротивление электрода, Ом·мм ² /м			
	50	70	90	110
1000	2,04	1,46	1,13	0,93
1100	2,47	1,76	1,37	1,12
1200	2,94	2,10	1,63	1,34
1300	3,45	2,46	1,92	1,57
1400	4,00	2,86	2,22	1,82
1500	4,59	3,28	2,55	2,09

Результаты расчетов, приведенные в таблице 4, наглядно свидетельствуют о том, что длина самоспекающегося электрода а, следовательно, и высота колошника (глубина ванны Н) существенно зависят от удельного электросопротивления электрода при неизменном электрическом режиме работы печи. Высокий уровень колошника, в свою очередь, благоприятно влияет на улавливание оксида кремния, увеличивая извлечение кремния в сплав.

До 6-го года эксплуатации печи удельное электросопротивление самоспекающегося электрода составляло 110 Ом·мм²/м, при этом длина их рабочих концов составляла менее 1,9 м. Сопротивление рабочих концов электродов составляло $1,85 \cdot 10^{-4}$ Ом. В конце периода эксплуатации печи удельное сопротивление самоспекающихся электродов составило 50 Ом·мм²/м, при этом их длину удалось увеличить до 2,2 м, а сопротивление рабочих концов электродов удалось снизить до $0,97 \cdot 10^{-4}$ Ом.

Активное сопротивление печей, выплавляющих ферросилиций, в соответствии со схемой замещения, рисунок 2, состоит из последовательной цепи электрода и дуги, которые шунтируются сопротивлением шихты и расплава.

Расчеты показали, что только за счет снижения сопротивления электрода на $0,88 \cdot 10^{-4}$ Ом доля активной мощности, выделяемая в дуге, выросла на 6,6%.

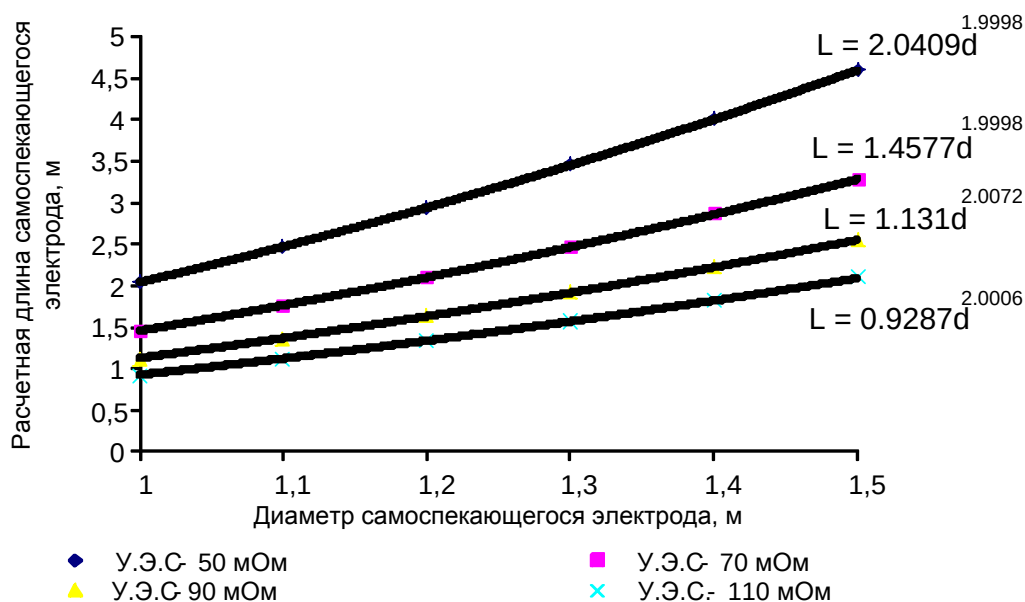
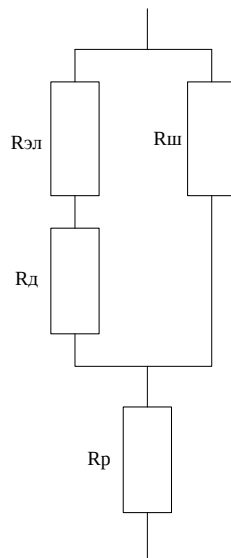


Рисунок 1 – Зависимость длины самоспекающегося электрода от диаметра



$R_{эл}$ – сопротивление электрода, Ом; $R_{д}$ – сопротивление дуги, Ом;
 $R_{ш}$ – сопротивление шихты (стенка тигля), Ом; $R_{р}$ – сопротивление расплава, Ом.

Рисунок 2 - Электрическая схема замещения печной установки

Дальнейшее увеличение мощности в дуге было достигнуто увеличением сопротивления шихтовой проводимости путем частичной замены коксового орешка на первом этапе древесной щепой, а затем слабоспекающимся, длиннопламенным и бурым углями [6 - 8]. Доля замены коксового орешка в настоящее время составляет более 50% по углероду. Это обстоятельство привело к дополнительному перераспределению мощности в рабочем пространстве ферросилициевой печи и улучшению показателей ее работы. В результате удельный расход электроэнергии на печи снизился до 8246 кВт·ч/т, извлечение кремния в сплав марки ФС75 выросло до 92%. Полученные результаты дали основание использовать ферросилициевые печи ОАО «Кузнецкие ферросплавы» в качестве «эталонных» печей для расчета эксплуатационных показателей при выплавке сплава марки ФС75. Обработав фактические данные многолетней заводской практики, получили необходимые зависимости для расчета параметров печи [9].

Диаметр самоспекающегося электрода определяли по зависимости, рисунок 3:

$$d = 0,73 \cdot S^{0,25}, \quad (3)$$

где: S – полная фазная мощность, МВА.

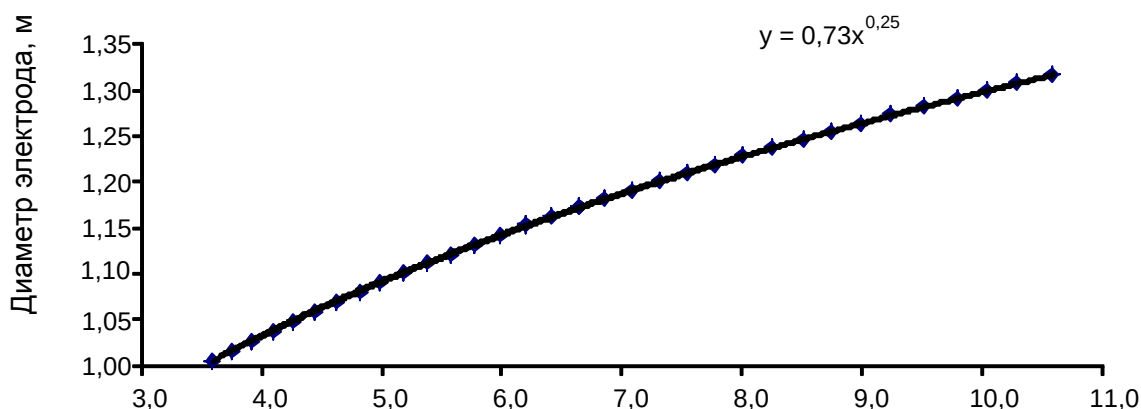


Рисунок 3 – Зависимость диаметра самоспекающегося электрода от полной фазной мощности

Поверочный расчет диаметра электрода произвели по допустимой плотности тока

$$j = 4 \cdot I_{эл} / \pi \cdot d, \quad (4)$$

где: I – сила тока в электроде, А;

d – диаметр электрода, см;

j – плотность тока в электроде, А/см².

Диаметр распада электродов определяли по оптимальной плотности активной мощности в сечении распада электродов, которая составляет 2465 кВт/м², рисунок 4.

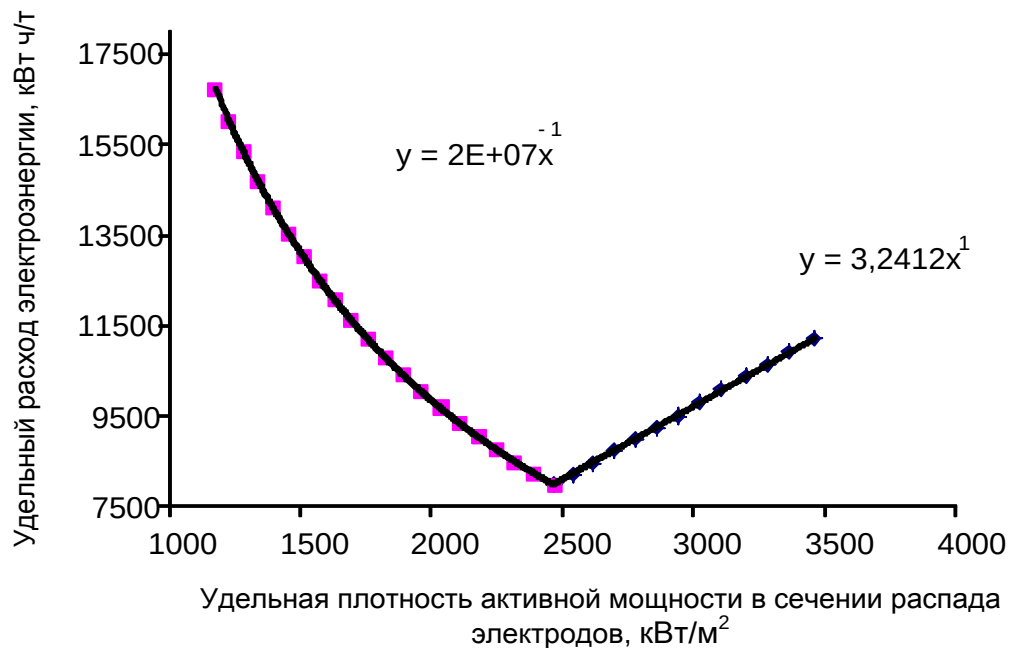


Рисунок 4 – Зависимость удельного расхода электроэнергии от удельной активной мощности в сечении распада электродов

$$d_p = 4P/\pi \cdot 2465 \quad (5)$$

где d_p – диаметр распада электродов, м;
 P – активная мощность печи, кВт.

Внутренний диаметр ванны определяли по оптимальной плотности активной мощности в сечении ванны, которая составляет 510 кВт/м², рисунок 5.

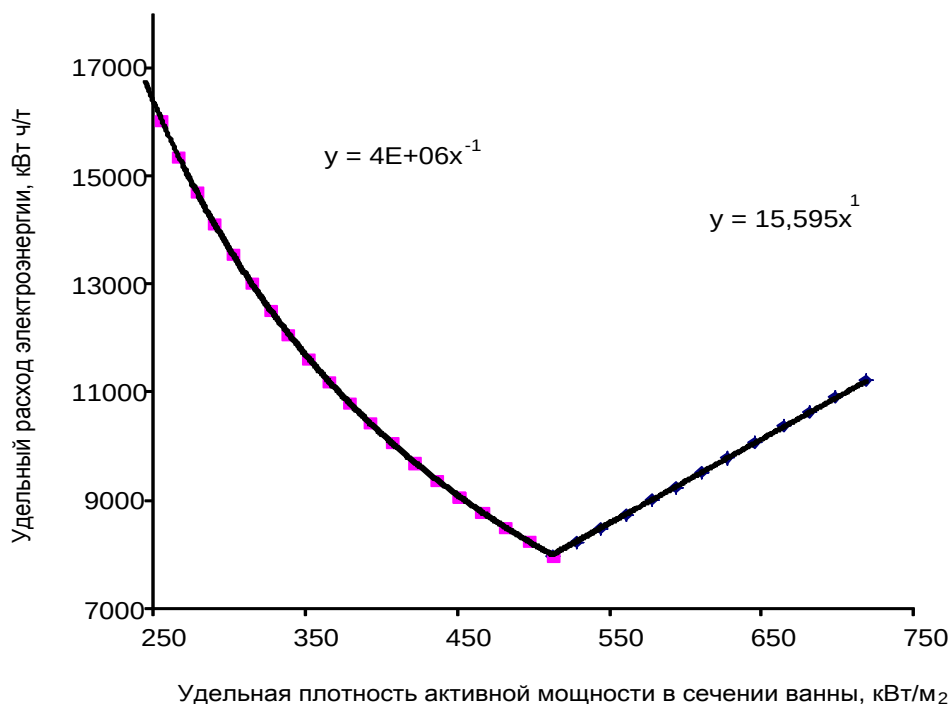


Рисунок 5 – Зависимость удельного расхода электроэнергии от удельной плотности активной мощности в сечении ванны

$$d_b = 4P/\pi \cdot 510, \quad (6)$$

где: d_b – внутренний диаметр ванны, м;

P – активная мощность печи, кВт.

Выбор электрического режима осуществляли на основании следующей зависимости, рисунок 6.

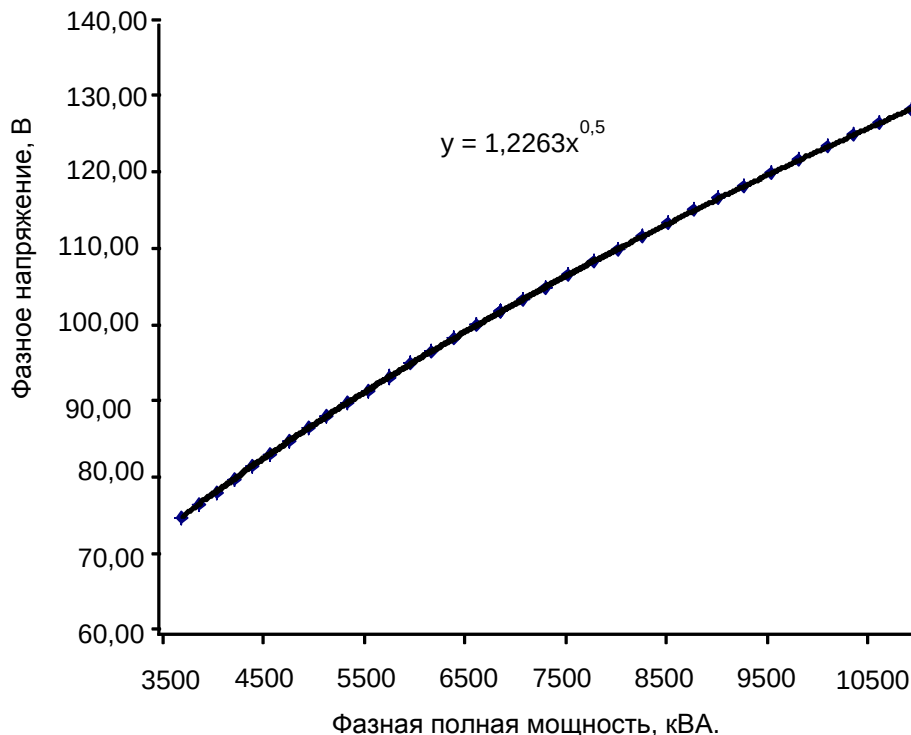


Рисунок 6 – Зависимость фазного напряжения от фазной полной мощности

Фазное напряжение с низкой стороны.

$$U_{\phi} = 1,2263 \cdot S^{0,5}, \quad (7)$$

где: S – полная фазная мощность, кВА;

U_{ϕ} – фазное напряжение с низкой стороны.

Силу тока с низкой стороны легко получить из (7).

$$I = S^{0,5} / 1,2263, \quad (8)$$

где: I – сила тока с низкой стороны, кА.

Расчеты геометрических и электрических параметров печей, выполненные на основании полученных зависимостей, представлены в таблице 5.

Таблица 5 Геометрические и электрические параметры ферросилициевых печей

P , кВт	X , мОм	Z , мОм	$\cos \varphi$	S , кВА	U_{ϕ} , В	I_{ϕ} , А	d , м	H , м	d_p , м	d_b , м	j А/см ²
15000	0,88	1,4881	0,8064	18601	96,6	64211	1,152	2,71	2,784	6,121	6,16
16000	0,89	1,494	0,8032	19920	99,9	66449	1,172	2,80	2,876	6,322	6,16
17000	0,9	1,5	0,8	21250	103,2	68631	1,191	2,89	2,964	6,516	6,16
18000	0,91	1,506	0,7968	22590	106,4	70763	1,209	2,98	3,050	6,705	6,16
19000	0,92	1,5121	0,7936	23941	109,5	72848	1,227	3,07	3,134	6,889	6,16
20000	0,93	1,5182	0,7904	25303	112,6	74891	1,244	3,16	3,215	7,068	6,16
21000	0,94	1,5243	0,7872	26676	115,6	76896	1,261	3,24	3,294	7,243	6,16
22000	0,95	1,5305	0,7840	28060	118,6	78865	1,277	3,33	3,372	7,413	6,16
23000	0,96	1,5367	0,7809	29454	121,5	80801	1,292	3,41	3,448	7,580	6,16
24000	0,97	1,5430	0,7777	30860	124,4	82707	1,307	3,49	3,522	7,743	6,16
25000	0,98	1,5493	0,7745	32278	127,2	84585	1,322	3,57	3,594	7,902	6,16

Определив параметры ферросилициевой печи необходимо произвести расчеты основных электрических характеристик печного трансформатора, так как это имеет большое значение для устойчивой и экономичной работы печи. При выборе диапазона напряжений на выводах вторичного

напряжения трансформатора принимали следующие условия:

$$0,7 \cdot 1,73 \cdot U_{\phi} \leq U \leq 1,1 \cdot 1,73 \cdot U_{\phi} \quad (9)$$

Низшее значение напряжения должно обеспечивать благоприятный режим при пуске или разогреве печи после длительных простоев и профилактических ремонтов. Высшее значение напряжения должно обеспечивать устойчивую работу печи при значительном снижении напряжения в сети первичной стороны. Предельные коэффициенты трансформации печного трансформатора определяются в зависимости от величины номинального напряжения с высокой стороны по выражениям (10 и 11).

$$K_{\text{тр1}} = U_{\text{в.с.}} / 1,1 \cdot 1,73 \cdot U_{\phi} \quad (10)$$

$$K_{\text{трп}} = U_{\text{в.с.}} / 0,7 \cdot 1,73 \cdot U_{\phi} \quad (11)$$

Напряжение между соседними ступенями должно различаться на 3 вольта. Номинальная сила тока трансформатора с низкой стороны должна быть на 15% выше значений, рассчитанных в таблице 5. Расчетные характеристики трансформатора для печи мощностью 18000 кВт представлены в таблице 6.

Таблица 6 Параметры печного трансформатора

№ ступени	Коэффициент трансформации	Сторона ВН		Сторона НН		S, кВА
		U, В	I, А	U, В	I, А	
1	51,75	9570	1619	185	83806	26806
2	52,53	9720	1595	185	83806	26806
3	53,33	9870	1571	185	83806	26806
4	54,16	10020	1549	185	83806	26806
5	55,01	10180	1523	185	83806	26806
6	55,88	10320	1500	185	83806	26806
7	56,79	10500	1476	185	83806	26806
8	57,73	10500	1428	182	82446	25943
9	58,7	10500	1381	179	81086	25094
10	59,7	10500	1336	176	79727	24259
11	60,73	10500	1290	173	78367	23439
12	61,81	10500	1246	170	77007	22633
13	62,92	10500	1202	167	75647	21840
14	64,07	10500	1160	164	74287	21062
15	65,26	10500	1117	161	72927	20298
16	66,50	10500	1076	158	71567	19548
17	67,79	10500	1036	155	70208	18812
18	69,13	10500	996	152	68848	18091
19	70,52	10500	957	149	67488	17383
20	71,97	10500	919	146	66128	16690
21	73,48	10500	881	143	64768	16010
22	76,06	10500	845	140	63408	15345
23	76,01	10500	809	137	62048	14694
24	78,42	10500	774	134	60688	14057
25	80,22	10500	740	131	59329	13434

Седьмая ступень напряжения является рабочей при номинальном напряжении высокой стороны 10,5 кВ. Ступени напряжения с 1 по 6 используются при понижении напряжения высокой стороны. При повышении напряжения высокой стороны и разогревах печей после простоев используются ступени напряжения с 8 по 25.

Выводы:

1. Установлено, что технико-экономические показатели работы ферросилициевой печи зависят от перераспределения мощности в зонах шихтовой и дуговой проводимости.
2. Предложены способы перераспределения мощности в зонах шихтовой и дуговой проводимости.
3. Предложены методики расчета геометрических и электрических параметров печей, выплавляющих ферросилиций.
4. Предложена методика расчета характеристик печного трансформатора.

Библиографический список

1. Ольдзиевский С.А., Кравченко В.А., Нежурин В.И., Борисенко И.А., Математическое моделирование электрических полей печей рудной электротермии. М.: Metallurgy, 1990. 112 с.
2. Жучков В.И., Розенберг В.Л., Елкин К.С., Зельберг Б.И. Электрические параметры и конструкции рудовосстановительных электропечей. Челябинск: Металл 1994. –192 с.
3. Струнский Б.М. Расчеты рудотермических печей. М.: Metallurgy, 1982. 192 с.
4. Гаврилов В.А., Поляков И.И., Поляков О.И. Оптимизация режимов работы ферросплавных печей - М.: Metallurgy, 1996. –176 с.
- 6 Страхов В.М., Канаев Ю.П., Кашлев И.М., Чашин Г.А., Павлов С.Ф., Гуменный В.Ф., Толстогузов В.Н. Восстановительная смесь для выплавки ферросплавов. № 2236481. Приоритет от 10.10.2002 г. Бюлл №26 от 20.09.04 г.
- 7 Максимов А.А., Чашин Г.А., Платонов В.Ю., Михайлов М.М., Кашлев И.М., Павлов С.Ф. Многокомпонентная восстановительная смесь для выплавки ферросилиция. Патент на изобретение № 2366740. Приоритет от 02.10.2006 г. Бюлл. №25 от 10.09.09 г.
- 8 Максимов А.А., Чашин Г.А., Платонов В.Ю., Михайлов М.М., Кашлев И.М., Павлов С.Ф. Восстановительная смесь для выплавки ферросилиция. Патент на изобретение № 2380440. Приоритет от 02.10.2006 г. Бюлл. №3 от 27.01.10 г.
- 9 Максимов А.А., Чашин Г.А., Кашлев И.М., Астахов А.В., Маматов А.А. Способ выплавки ферросилиция в рудотермической печи. Патент на изобретение № 2451098. Приоритет от 17.05.2010 г. Бюлл. № 14 от 20.05.2012.

СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 539

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Громов В.Е.¹, Белов Е.Г.², Коновалов С.В.^{1,3}, Комиссарова И.А.¹, Иванов Ю.Ф.⁴

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
г. Новокузнецк, Россия*

³*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

⁴*Институт сильноточной электроники СО РАН,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

Аннотация: Представлены результаты формирования структуры и механических свойств низкоуглеродистых сталей, используемых для производства двутавровой с использованием ускоренного охлаждения в потоке прокатного стана. Показано, что ускоренное охлаждение проката до температуры 830-850°C позволило получить двутавр класса 345, а снижение температуры до 680-700 °C привело к дальнейшему росту прочностных характеристик на 20-50 МПа.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, механические свойства, структурно-фазовые состояния.

INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL REGIMES OF ACCELERATED COOLING ON MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURAL-PHASE STATES OF LOW-CARBON STEEL

Gromov V.E.¹, Belov E.G.², Konovalov S.V.^{1,3}, Komissarova I.A.¹, Ivanov Yu.F.⁴

¹*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*ООО "Evrast - United West Siberian Metallurgical Combine",
Novokuznetsk, Russia, popeleva_es@zsmk.ru*

³*Samara National Research University, Samara, Russia, ksv@ssau.ru*

⁴*Institute of high-current electronics Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia, yu-fi55@mail.ru*

Abstract: The results of the formation of structure and mechanical properties of low-carbon steel using for production H-girder with the use of the accelerated cooling in the rolling mill are represented. It is shown that the accelerated cooling of the rolled metal down to the temperature 830-850 °C made it possible to obtain the H-girder of class 345, and the temperature reduction to 680-700 °C led to further 20-50MPa increase of the strength characteristics.

Key words: low-carbon steel, mechanical properties, structural-phase states.

В настоящее время при производстве арматуры и фасонных профилей применяются технологии термомеханического упрочнения, обеспечивающие повышение механических свойств без использования дорогостоящих легирующих добавок [1, 2]. Целенаправленное управление эксплуатационными свойствами проката и разработка оптимальных режимов его упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях [3].

Целью настоящей работы, продолжающей исследования, начатые в [3-9] являлось изучение формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств низкоуглеродистых сталей 09Г2С и 09Г2СФ, используемых для производства двутаврового профиля ДП155 класса 345 при ускоренном охлаждении в линии сортового стана 450.

Для производства опытных партий использовались непрерывнолитые заготовки сечением 150*200 мм из стали марки 09Г2С химического состава по ГОСТ 19281 и из стали марки 09Г2СФ.

Функционально установка ускоренного охлаждения (УУО) состоит из участков избирательного и общего охлаждения, расположенной между ними камеры сброса отработанной воды и отсечного устройства. От передних и задних концов опытных раскатов отбирались пробы длиной 350-400 мм для исследования микроструктуры и определения механических свойств.

Температурно-скоростные параметры опытной прокатки и последующего ускоренного охлаждения проката в УУО представлены в таблице 1. Полученные результаты исследования механических свойств низкоуглеродистой стали приведены в таблице 2. Видно, что горячекатаный двутавр (температура перед холодильником 1010-1030°C, режим Р1) химического состава по ГОСТ 19281 не обеспечивает прочностных свойств класса 345 по ГОСТ 19281. Охлаждение раската по режиму Р3 (до 830-850°C) при прочих равных условиях позволило увеличить предел текучести проката на 30-65 МПа и получить требуемый комплекс свойств. Дальнейшее снижение температуры до 680-700 °С (режим Р2) привело к росту предела текучести еще на 20-50 МПа.

Таблица 1 – Режимы охлаждения проката

№ плавки	№ режима	V, м/с	T, °C		Давление на подводах, атм				
					I			II	
			после 3 клетки	перед холод	1н	1с	2в	3н	4в
585439	P1	5,5	1100-1130	1010-1030	-	-	-	-	-
585439	P2	5,5	1090-1120	680-700	2,4	4,5	2,3	3,1	3,1
585439	P3	5,5	1120-1160	830-850	2	3	2	2,1	2,2
485913	P4	5,5	1120-1160	830-850	2	3	2	2,1	2,2

Таблица 2 – Механические свойства проката

№ режима	Характеристики	Маркировка									
		полки				стенка					
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
P1	σ_b , МПа	485	475	475	475	480	490	495	480	480	495
	σ_T , МПа	340	315	325	325	315	350	355	350	345	345
	δ_5 , %	39	36	32	30	38	36	34	38	38	38
P2	σ_b , МПа	530	520	540	510	710	600	620	540	550	740
	σ_T , МПа	425	410	430	400	670	530	540	450	460	680
	δ_5 , %	30	30	30	29	22	22	22	30	28	18
P3	σ_b , МПа	495	510	510	490	590	520	495	495	490	510
	σ_T , МПа	370	390	390	360	500	400	365	370	350	380
	δ_5 , %	33	30	30	33	26	32	36	36	38	36

№ режима	Характеристики	Маркировка									
		полки				стенка					
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Р4	σ_b , МПа	530	540	520	510	560	-	530	-	560	-
	σ_T , МПа	430	440	405	390	465	-	425	-	450	-
	δ_5 , %	27	28	31	26	24	-	30	-	30	-

Микролегирование стали 09Г2С ванадием и ускоренное охлаждение в УУО по режиму Р4 (температура 830-850°C) обеспечивает тот же уровень прочностных характеристик, что и охлаждение до 680-700 °С (режим Р2) стали 09Г2С без ванадия.

Исследование распределения значений предела текучести по элементам профиля режимов Р1, Р2 и Р3 показало (рисунок 1), что с увеличением интенсивности охлаждения проката в УУО растет разброс значений предела текучести по ширине стенки профиля: для режимов Р2 и Р3 эта разница достигает 230 и 150 МПа, соответственно. Максимальные значения получены вблизи места сочленения полки и стенки ускоренно охлажденного двутавра, минимальные – в центральной части стенки. Такой характер распределения прочностных свойств говорит о более интенсивном охлаждении соответствующих участков профиля, обусловленным конструктивными особенностями УУО.

Значения ударной вязкости всех исследованных режимов и сталей при всех видах испытаний значительно превышают требования стандарта. Максимальное сопротивление хрупкому разрушению двутавра из стали 09Г2С показали образцы проката, охлажденного по режиму Р2.

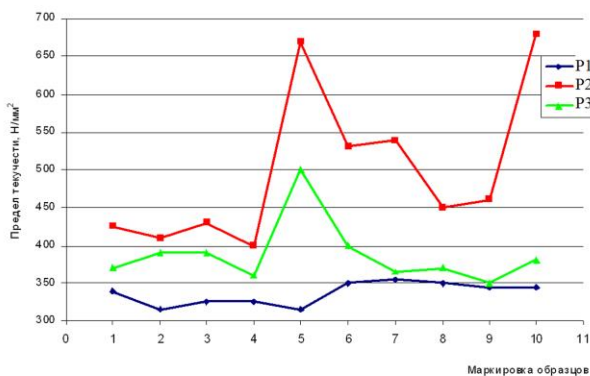


Рисунок 1 – Распределение предела текучести по элементам профиля

Исследование макроструктуры ускоренно охлажденного двутавра выявило неоднородность в сечении профиля, которая проявляется в виде двух участков различной травимости: наружного (поверхностного) слоя и основного сечения (рисунки 2 и 3). Видно, что на полках профиля при ускоренном охлаждении по режимам Р2 и Р3 получен равномерный по толщине упрочненный поверхностный слой, с ростом интенсивности охлаждения увеличивается его сплошность и толщина. В местах сочленения полок и стенки профиля при охлаждении последнего по режиму Р2 прокаливаемость практически сквозная. В центральной части стенки упрочненный слой минимален и располагается с одной стороны (верх профиля при прокатке), а при охлаждении по режиму Р3 упрочненный слой на стенке получен только вблизи места ее сочленения с полкой. Такой характер распределения слоя объясняет разброс прочностных свойств по сечению двутавра. Проведенные металлографические исследования уточнили структурный состав и глубину упрочненного слоя (рисунок 4).

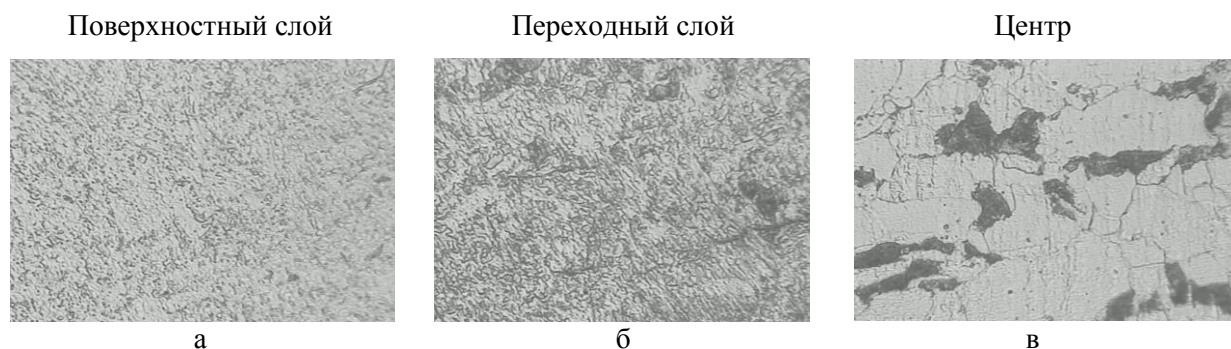


Рисунок 2 – Макроструктура двутавра режима Р2

Микроструктура по элементам профиля проката определяется условиями охлаждения. В поверхностном слое полка проката, упрочненного по режиму Р2, формируется структура продуктов отпуска мартенсита. В слоях, прилегающих к поверхностному, получены структуры, образованные в результате распада переохлажденного аустенита по промежуточному механизму [10]. Структура продуктов распада переохлажденного аустенита по промежуточному механизму неоднородна по глубине. На участках, прилегающих к поверхностному слою, характерно наличие в бейнитной составляющей равномерно распределенных мелких выделений избыточной фазы. При удалении от поверхности проката происходит увеличение количества выделений по полю шлифа и по границам бейнитных пакетов. В более глубоких слоях образуются структуры механической смеси феррита и пакетов бейнита с выделениями зерен избыточного феррита. Количество механической смеси феррита и бейнита уменьшается с удалением от поверхности проката в результате снижения скорости охлаждения и происходит образование структуры, состоящей из феррита и перлита.



Рисунок 3 – Макроструктура двутавра режима Р3



а) образец VI-A; б) образец VI-A; в) образец VI-A

Рисунок 4 – Микроструктура двутавра режима Р3, $\times 400$

Формирование структуры стали на стенке профиля в местах интенсивного охлаждения аналогичное. Для проката, охлажденного по режиму Р3, характерно отсутствие поверхностного слоя продуктов отпуска мартенсита. Строение структуры в упрочненных слоях аналогично рассмотренному при распаде переохлажденного аустенита по промежуточному механизму.

Таким образом, промышленные эксперименты по ускоренному охлаждению образцов из низкоуглеродистой стали позволили установить закономерности формирования структуры, фазового состава и механических свойств.

Установлено, что горячекатаный двутавр из стали 09Г2С не обеспечивает прочностных свойств класса 345 по ГОСТ 19281, тогда как ускоренное охлаждение проката до температуры 830-850°C позволило получить двутавр класса 345, уменьшение температуры до 680-700 °C привело к дальнейшему росту прочностных характеристик на 20-50 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-420530 p_a.

Библиографический список

1. Юрьев А.Б. Термомеханическое упрочнение строительной арматуры. – Новосибирск: Наука, 2006. – 227 с.
2. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. – Новокузнецк: Изд-во ОАО «Новокузнецкий полиграфический комбинат», 2008. – 300 с.
3. Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Громов В.Е. и др. Формирование структурно-фазовых состояний в арматуре большого диаметра // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 54-56.
4. Белов Е.Г., Чинокалов В.Я., Полторацкий Л.М. и др. Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механические свойства двутавра // Проблемы черной

металлургии и материаловедения. – 2009. - №3. - С.62-67.

5. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Полторацкий Л.М. и др. Особенности формирования геометрических размеров и механических свойств двутавровой балки при прокатке с принудительным охлаждением // Тезисы докладов Бернштейновских чтений по термомеханической обработке металлических материалов. – М.: МиСИС, 2009. - С.32.

6. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кондратова О.А., Белов Е.Г., Костерев В.Б. Формирование механических свойств поверхности низкоуглеродистой стали при термомеханическом упрочнении // Обработка металлов. - 2017. - №2(75). – С. 38-44.

7. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Полторацкий Л.М. и др. Формирование геометрических размеров и механических свойств двутавровой балки для шахтных монорельсовых дорог // Известия вузов. Черная металлургия. - 2009. - № 12. - С.18-21.

8. Белов Е. Г., Чинокалов В. Я., Полторацкий Л. М., Ефимов О. Ю., Громов В. Е. Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механические свойства двутавра // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. - №3. – С. 1-6.

9. Белов Е.Г., Полторацкий Л.М. Ефимов О.Ю., и др. Формирование структуры и механических свойств при ускоренном охлаждении двутавровой балки // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. - № 2. - С. 33-37.

10. Металлография железа. Т.2. Перев. с англ. Под ред. Ф.Н. Тавадзе. – М.: Металлурги, 1972. – 284 с.

УДК 669.146+669.018.298.3

КОМПЛЕКСНОЕ ВЛИЯНИЕ БОРА И АЗОТА НА ОБРАТИМУЮ ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ

Мазничевский А.Н.^{1,2}, Сприкут Р.В.¹, Заславский А.Я.^{1,2}, Гойхенберг Ю.Н.²

¹ООО «Ласмет»,

г. Челябинск, chiefteh@lasmet.ru, mail@lasmet.ru

² Южно-Уральский государственный университет,

г. Челябинск, goikhenbergyn@susu.ru

Аннотация: Проведено сравнительное исследование склонности борсодержащих и молибденсодержащих сталей к обратимой отпускной хрупкости с помощью сериальных кривых испытаний ударной вязкости и микрофрактографии изломов, полученных на сканирующем электронном микроскопе. Определён характер разрушения ударных образцов в зависимости от условий их отпуска (температуры и скорости охлаждения). Показано, что борсодержащие стали промышленного производства не проявляют склонности к обратимой отпускной хрупкости. Установлено, что введение бора в сталь с низкой концентрацией азота (0,004 мас. %) приводит к снижению абсолютной величины ударной вязкости, но при этом не охрупчивает сталь. Увеличение концентрации азота до 0,016 мас. % приводит к охрупчиванию, независимо от концентрации вводимого бора (в пределах до 0,025 мас. %).

Ключевые слова: борсодержащая сталь, бор, азот, механические свойства, обратимая отпускная хрупкость, молибден, никель, ударная вязкость, улучшение свойств стали.

COMPLEX INFLUENCE OF BORON AND NITROGEN ON TEMPERED MARTENSITE EMBRITTLEMENT

Maznychevsky A.N.^{1,2}, Sprikut R.V.¹, Zaslavsky A.Ya.^{1,2}, Goichenberg Yu.N.²

¹ OOO Lamet, Chelyabinsk, chiefteh@lasmet.ru, mail@lasmet.ru

² South Ural State University, Chelyabinsk, goikhenbergyn@susu.ru

Abstract: A comparative study of the propensity of boron-containing and molybdenum-containing steels to tempered martensite embrittlement was carried out. Investigation conducted by serial curves of toughness tests and studying of fracture microfractograms obtained with a scanning electron microscope. The character of destruction of samples is determined depending on the conditions of their tempering (temperature and cooling rate). It is shown, that boron-containing steel of industrial production does not show a

tendency to tempered martensite embrittlement. It was found, that the addition of boron into steel with a low concentration of nitrogen (0.004 mass%) leads to a decrease in the absolute value of the toughness, but does not embrittle steel. An increase of the nitrogen concentration to 0.016 wt. % leads to embrittlement, regardless of the concentration of boron introduced (up to 0.025% by weight).

Keywords: boron-containing steel, boron, nitrogen, mechanical properties, tempered martensite embrittlement, toughness, molybdenum, nickel, improvement of the properties of steel.

Введение

Явление отпускной хрупкости известно ещё с середины прошлого столетия. Этой проблеме посвящено значительное количество работ [1-6]. В тоже время, влияние на обратимую отпускную хрупкость такой микропримеси как бор, вводимой в сталь в количестве от 0,0001 до 0,005%, т.е. в значительно меньших, чем в ней присутствует фосфор в технической литературе упоминается мало, а приводимые данные зачастую противоречат друг другу. Так, например, отмечается [7, 8], что бор способствует развитию обратимой отпускной хрупкости, а в работах [4, 9] наоборот подавляет её. Это обстоятельство потребовало дополнительного уточнения и проведения настоящего исследования с целью выяснения влияния бора на склонность борсодержащих сталей к хладноломкости и обратимой отпускной хрупкости. Исследование проведено в сравнении с молибденсодержащими сталями (как известно, молибден снижает склонность стали к обратимой отпускной хрупкости или даже устраняет подобное охрупчивание).

Материал и методика исследования

Исследовали серию промышленных и лабораторных плавов, выплавленных в «Лаборатории специальной металлургии» (ООО «Ласмет»).

Промышленную выплавку сталей марок: 30Г1Р, 35ГТР, 38ХФР, 40ХФТР (по одной плавке каждой марки стали) осуществляли в многотоннажных дуговых электросталеплавильных печах. Лабораторную выплавку осуществляли в вакуумно-индукционной печи VSG-30А с тиглем ёмкостью 25 кг с разливкой расплава в конический слиток размером Ø 113/110×220 мм и массой 20 кг. Всего было выплавлено и исследовано 6 плавов стали 40ГФ-ВИ с различным микролегированием.

Выплавленные слитки подвергали поверхностной зачистке и затем прокатке в прутки квадратного сечения со стороной квадрата 40 мм.

В качестве метода оценки склонности стали к отпускной хрупкости использовали метод построения сериальных кривых испытаний ударной вязкости при различной температуре. По нашему мнению и мнению авторов [10], данный метод является более точным, по сравнению с методом оценки ударной вязкости после отпуска при различных температурах с последующими испытаниями только при комнатной температуре.

Термическая обработка образцов заключалась в закалке в воде с температуры 880 °С и последующим отпуском при температуре наибольшей склонности к охрупчиванию (охлаждение после отпуска осуществляли в воде или с печью).

Микрофрактографические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6460 LV (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)»).

Механические свойства контролировали по ГОСТ 1497-84, а ударную вязкость по ГОСТ 9454-78 на образцах с U-образным концентратором (тип 1).

Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав сталей лабораторной и промышленной выплавки

Марка / Плавка	Химический состав стали, % (мас.)													
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	Al	B	N
Борсодержащие стали (Промышленная выплавка)														
30Г1Р	0,31	0,14	1,20	0,009	0,015	0,27	0,06	0,01	0,06	0,006	0,017	0,026	0,005	0,006
35ГТР	0,33	0,23	1,10	0,027	0,014	0,09	0,09	0,02	0,13	0,005	0,044	0,040	0,003	0,007
38ХФР	0,38	0,28	0,68	0,026	0,007	0,88	0,07	0,04	0,10	0,081	0,042	0,036	0,002	0,010
40ХФТР	0,43	0,25	0,66	0,028	0,008	0,85	0,05	0,05	0,08	0,080	0,042	0,032	0,003	0,010
Молибденсодержащие стали (Промышленная выплавка)														
30ХМ	0,34	0,27	0,76	0,031	0,017	0,99	0,18	0,15	0,18	0,005	0,007	0,030	0,030	0,008
40ХМ	0,42	0,31	0,79	0,031	0,020	0,97	0,24	0,16	0,14	0,006	0,001	0,010	0,010	0,010
38ХГМ	0,37	0,27	0,77	0,031	0,017	0,99	0,17	0,15	0,18	0,005	0,007	0,032	0,032	0,010
40ХГМ	0,42	0,32	0,56	0,027	0,027	0,69	0,84	0,18	0,15	0,004	0,001	0,004	0,026	0,010

Марка / Плавка	Химический состав стали, % (мас.)													
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	Al	B	N
Боросодержащие стали (Лабораторная выплавка)														
43-1	0,36	0,18	0,96	0,015	0,014	0,28	0,02	0,02	0,05	0,07	сл.	0,018	0,001	0,004
43-2	0,35	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	сл.	"-	0,002	"-
43-3	0,35	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	0,027	"-	0,002	"-
44-1	0,35	0,19	0,99	0,015	0,014	0,36	0,02	0,02	0,08	0,07	сл.	0,013	0,001	0,016
44-2	0,36	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	сл.	"-	0,002	"-
44-3	0,36	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	"-	0,028	"-	0,002	"-

Результаты исследования и их обсуждение

Сравнительный анализ склонности исследуемых сталей к обратимой отпускной хрупкости проводили на следующих парах: 30Г1Р – 30ХМ; 35ГТР – 40ХМ; 38ХФР – 38ХГМ; 40ХФТР – 40ХГМ. Результаты испытаний ударной вязкости приведены на рисунке 1.

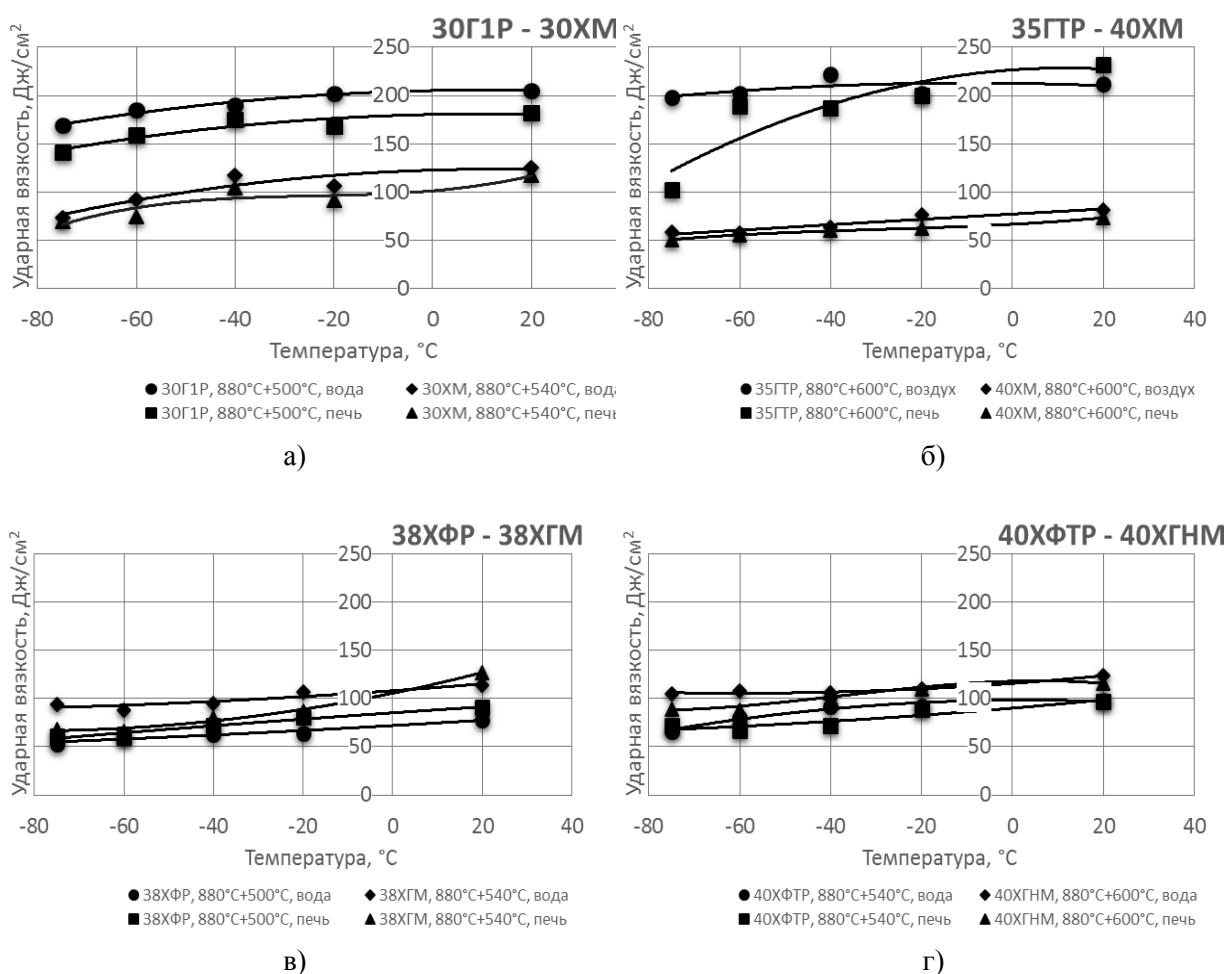
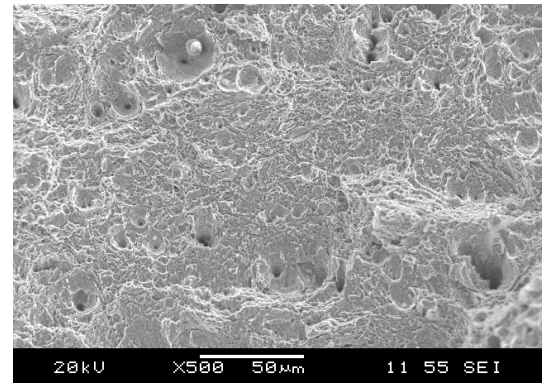
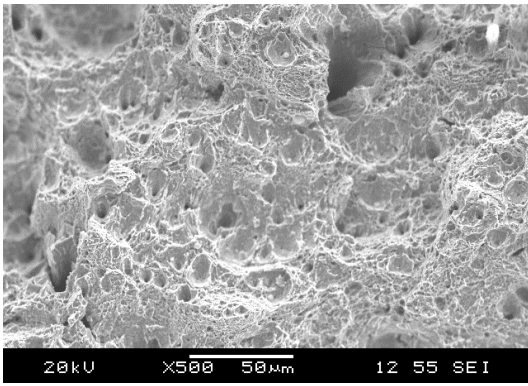


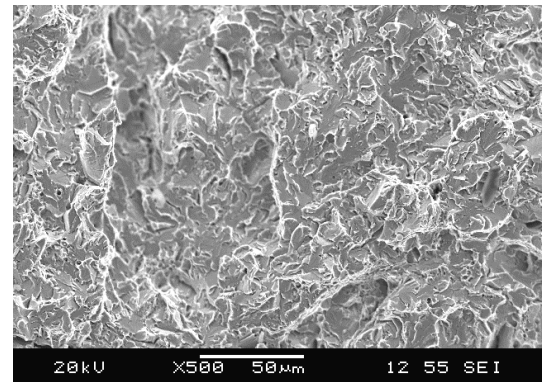
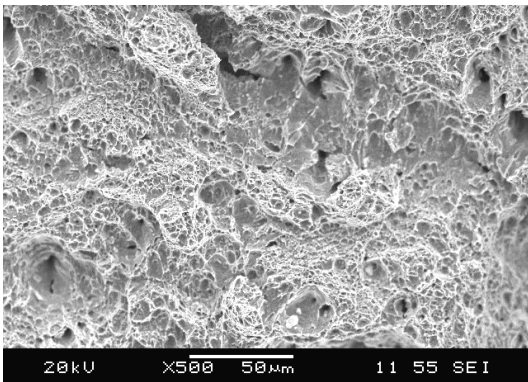
Рисунок 1 – Сериальные кривые контроля ударной вязкости

После проведения испытаний, изломы образцов подвергали микрофракто-графическим исследованиям. Согласно полученных данных, у образцов стали 30Г1Р наблюдался вязкий (ямочный) характер излома при всех температурах испытания (см. рис. 2а). В тоже время, в изломах ударных образцов стали 30ХМ (после охлаждения в воде) наблюдали хрупкую составляющую (~15% площади излома) после испытаний при "минус" 20 °C, а в образцах, охлаждённых с печью, при той же температуре испытаний наблюдали уже 85-90 % площади, имеющей хрупкий характер разрушения.

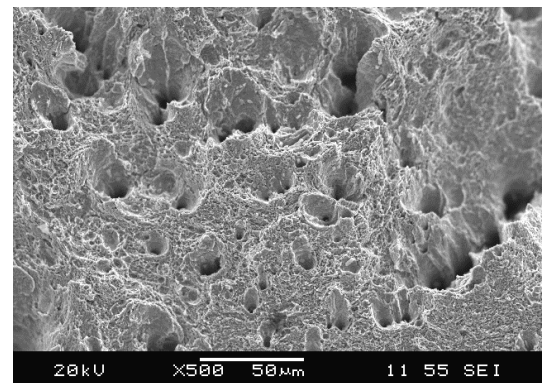
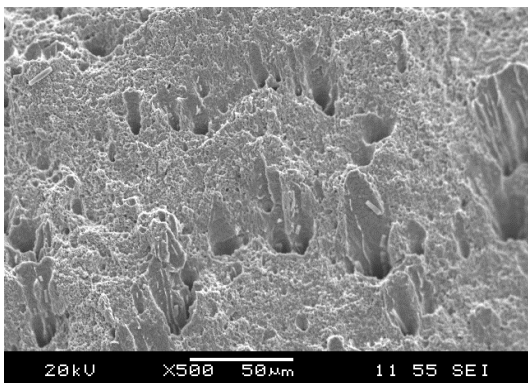
Полученные данные показывают, что стали 30Г1Р и 30ХМ не склонны к обратимой отпускной хрупкости. Однако, наряду с этим, сталь 30ХМ оказалась склонной к хладноломкости.



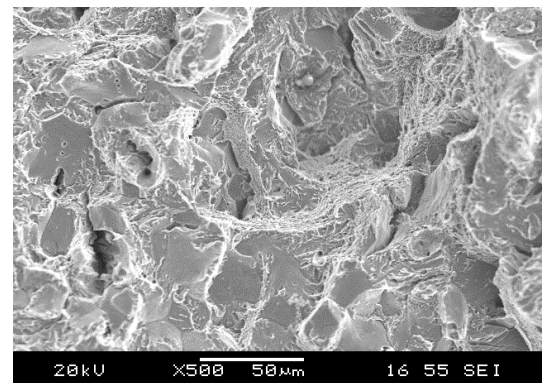
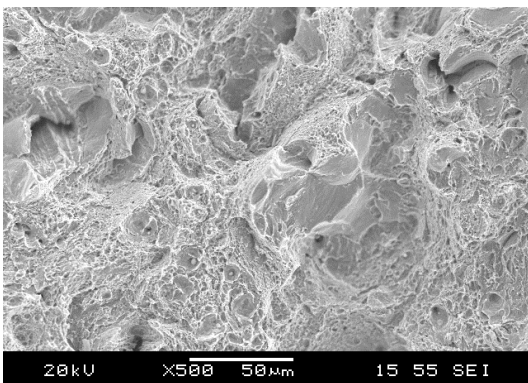
a)



б)



в)

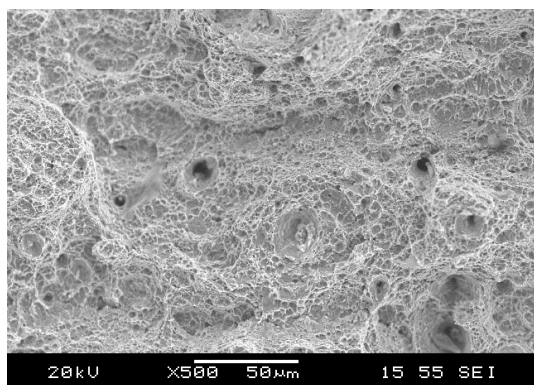
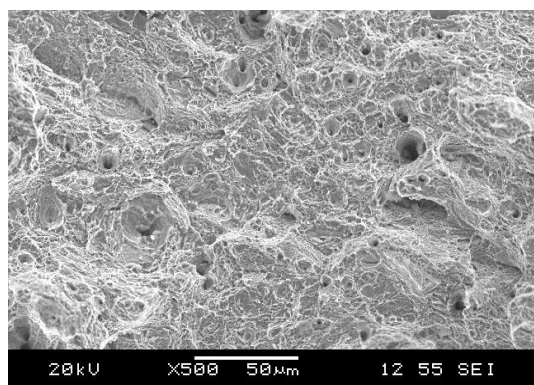
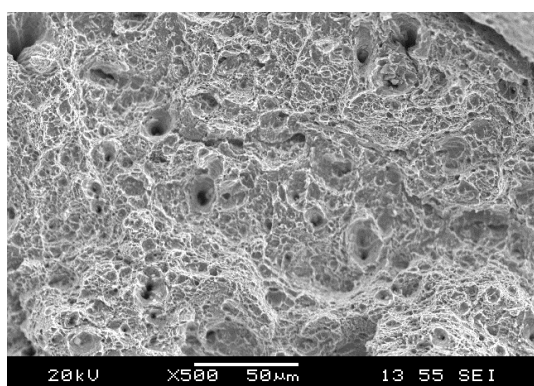
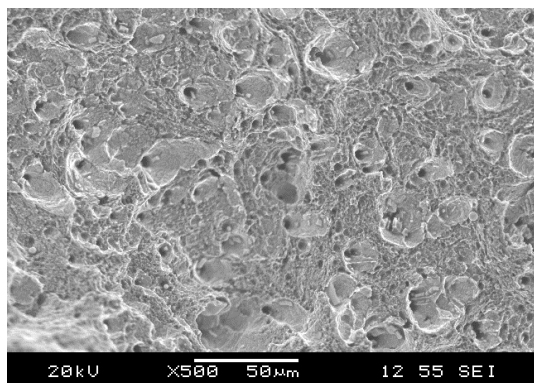


г)

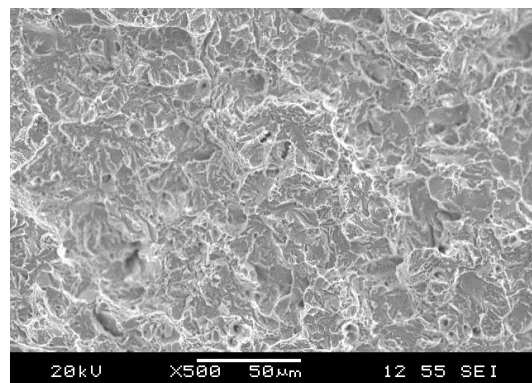
+20 °C

-75 °C

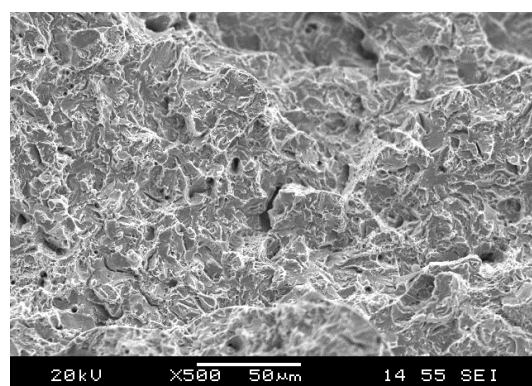
Рисунок 2 – Микрофрактография изломов сталей при +20 °C (слева) и -75 °C (справа):
а) 30Г1Р; б) 30ХМ; в) 35ГТР; г) 40ХМ



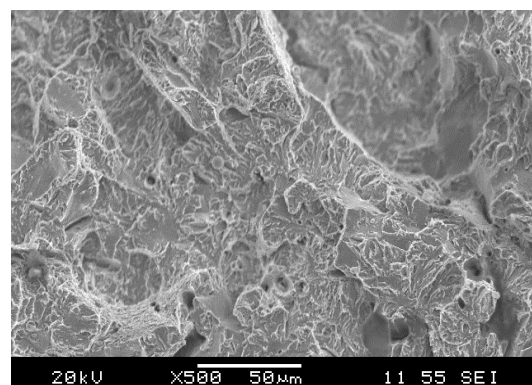
+20 °C



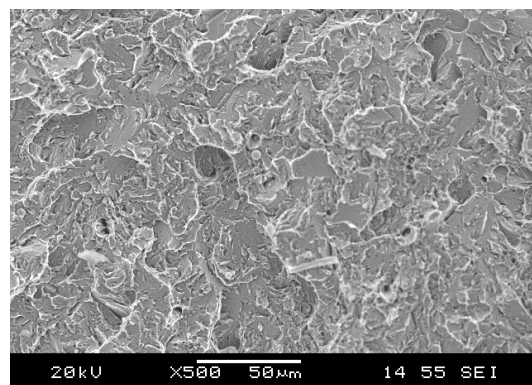
а)



б)



в)



г)

-75 °C

Рисунок 3 – Микрофрактография изломов сталей при +20 °C (слева) и -75 °C (справа):
а) 38ХФР; б) 38ХГМ; в) 40ХФТР; г) 40ХГНМ

Установлено, что способ охлаждения после отпуска (на воздухе или с печью) не оказывает существенного влияния на вид изломов стали 35ГТР, которые во всех случаях остаются преимущественно вязкими (рисунок 2, в). Однако, после охлаждения ударных образцов с печью и их испыта-

ния при "минус" 75 °С, зафиксировали пониженную ударную вязкость (рисунок 1, б), что обусловлено резким увеличением хрупкой составляющей в изломе. Тем не менее, сохранение высокой доли вязкой составляющей во всех изломах образцов стали 35ГТР, существенная деформация ударных образцов при разрушении, а также ямочное строение изломов при микрофрактографическом исследовании, позволяет отнести сталь 35ГТР к сталям, не склонным к отпускной хрупкости.

Серийные кривые изменения ударной вязкости стали 40ХМ практически сливаются (рисунок 1, б). При этом величина ударной вязкости при снижении температуры испытаний изменяется очень незначительно и без каких-либо резких изменений на кривых испытаний. Следовательно, скорость охлаждения после двухчасового отпуска при 600 °С не влияет на хладноломкость или отпускную хрупкость данной стали. Следует отметить, что, несмотря на легирование молибденом и высокую температуру отпуска, изломы этой стали имели смешанный характер разрушения после испытаний при отрицательных температурах (преобладает хрупкая составляющая).

Микрофрактографические исследования сталей 38ХФР, 38ХГМ, 40ХФТР и 40ХГНМ позволяют сделать схожие выводы о том, что разрушение образцов при пониженных температурах происходило хрупко, в основном, по границам зерен. Однако важно отметить, что борсодержащие стали не уступают по ударной вязкости дорогостоящим никель- и молибденсодержащим сталям. Данное обстоятельство позволяет рассматривать борсодержащие стали в качестве альтернативы для их замены.

Анализ совместного влияния бора, титана и азота на склонность стали к обратимой отпускной хрупкости проводили на лабораторных фракционных плавках (пл. 43 и пл. 44). Установлено, что введение бора в сталь как без титана (пл. 43-2), так и с титаном (пл. 43-3) при низкой концентрации азота (0,004 мас. %) приводит к уменьшению величины ударной вязкости (рисунок 4). Однако изучение микрофрактографии изломов образцов показало, что большая часть поверхности разрушения имеет ямочный рельеф (таблица 2). При микролегировании бором стали с повышенной концентрацией азота 0,014-0,020 мас. % (пл. 44-2), характерной для металла электродуговой плавки, наблюдали сохранение величины ударной вязкости на том же уровне (рисунок 4). Комплексное микролегирование бором и титаном (пл. 44-3) показало уменьшение величины ударной вязкости на 15-20 %. Важно отметить, что все три фракции (пл. 44) имеют, в основном, хрупкий излом и лишь небольшие участки вязкого разрушения (таблица 2).

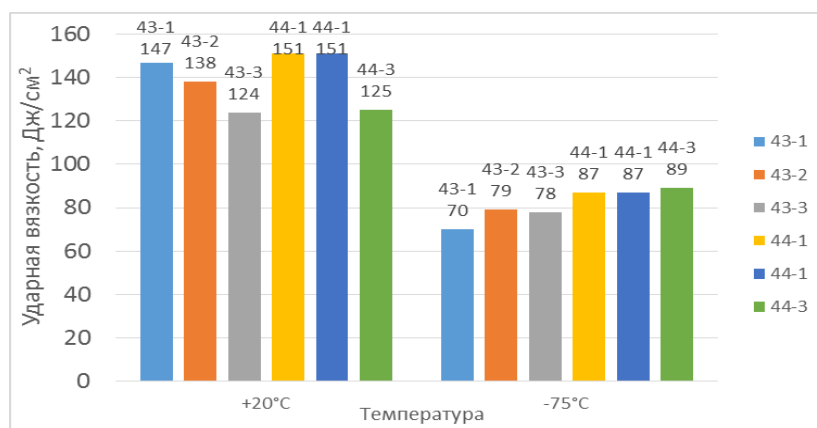


Рисунок 4 – Зависимость ударной вязкости стали от микролегирования и температуры испытаний

Таблица 2 - Результаты оценки объемной доли вязкой и хрупкой составляющих в изломе стали 40ГФ-ВИ лабораторных плавки при -75 °С

№ плавки	Массовая доля элементов, %				% вязкой составляющей в изломе	% хрупкой составляющей в изломе
	азот	алюминий	бор	титан		
43-1	0,0036	0,018	< 0,0005	сл.	73	27
43-2	0,0035	0,018	0,0016	сл.	70	30
43-3	0,0046	0,018	0,0013	0,027	75	25
44-1	0,016	0,013	< 0,0005	сл.	25	75
44-2	0,014	0,013	0,0017	сл.	25	75
44-3	0,016	0,013	0,0021	0,028	25	75

Заключение

Приведенные данные по хладноломкости и чувствительности сталей к обратимой отпускной хрупкости свидетельствуют о значительном превосходстве сталей, микролегированных бором, над

применяемыми молибденсодержащими сталями.

Установлено, что борсодержащие стали не склонны к обратимой отпускной хрупкости и не уступают легированным никель- и молибденсодержащим сталям при равных условиях испытаний.

Показано, что введение бора в сталь с низкой концентрацией азота приводит к снижению величины ударной вязкости, не охрупчивая при этом сталь. Дополнительное микролегирование титаном при в большей мере понижает ударную вязкость, что, по всей видимости, обусловлено образованием по границам зерен специальных карбидов титана.

Замечено, что сталь с обычной (для электродуговой плавки) концентрацией азота (0,014-0,016 мас. %) без микролегирования бором и титаном оказывает существенное влияние на вид излома (образцы имеют преимущественно хрупкий излом) при достаточно высокой ударной вязкости. Данное обстоятельство свидетельствует об охрупчивающем влиянии азота, который, соединяясь с нитридообразующими элементами (например, хромом, ванадием или алюминием), выделяется по границам зерен. Введение бора в такую сталь без микролегирования титаном не приводит к изменению ударной вязкости или вида излома. А введение бора в сталь в присутствии титана, уменьшает величину ударной вязкости на 15-20 %, не изменяя вид излома.

Работа выполнена при поддержке Правительства РФ (Постановление №211 от 16.03.2013 г.), соглашение № 02.А03.21.0011.

Библиографический список

1. Потак Я.М. Хрупкое разрушение сталей и стальных деталей. – М.: Оборонгиз. - 1955. - 390 с.
2. Устиновщиков Ю. И. Природа отпускной хрупкости сталей. - М.: Наука. - 1984. - 240 с.
3. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В.Грачев, Ю.Г.Векслер. - М.: Металлургия. - 1985. - 408 с.
4. Утевский Л. М. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа / Л. М.Утевский, Е. Э.Гликман, Г. С.Карк. - М.: Металлургия. - 1987. - 222 с.
5. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов / Под ред. К. Л. Брайента и С. К. Бенерджи. М.: Металлургия, 1988. 552 с.
6. Stolyarov V.I., Tempering brittleness of structural manganese steel microalloyed with V, Mo, B / V.I.Stolyarov, N.V.Laz'ko // Kao Neng Wu Li Yu Ho Wu Li/High Energy Physics and Nuclear Physics. - Vol. 22, No. 11. - 1998. - pp. 25-28
7. Zhang T. Effect of boron content and heat treatment process on microstructure and mechanical properties of low bainitic steel plates / T.Zhang, H.-X.Hou, H.-L.Yi, J.-P.Chen, X.-Q.Wang, M.Liu // Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals. - Vol. 36, No. 11. - 2011. - pp. 76-80
8. Dudova N. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of boron containing 10%Cr steel / N.Dudova, R.Mishnev, R.Kaibyshev // ISIJ International. - Vol. 51, No. 11. – 2011. - pp. 1912-1918.
9. Ovchinnikov D.V. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe / D.V.Ovchinnikov, O.A.Sofrygina, S.Y.Zhukova, I.Y.Pyshmintsev, S.M.Bityukov // Steel in Translation. - Vol. 41, No. 4. - 2011. - pp. 356-360
10. Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. ISBN 5—7691—0848—7.

УДК 621.777

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА СОВМЕЩЕННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЛИБРОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6082

Сидельников С.Б., Берсенов А.С., Загиров Н.Н., Беспалов В.Н.

*Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, Россия
ООО «Красноярский металлургический завод»,
г. Красноярск, Россия, sbs270359@yandex.ru*

Аннотация: Представлены результаты теоретических исследований процесса совмещенной прокатки-прессования (СПП) заготовок круглого поперечного сечения для производства калиброванных прутков из алюминиевого сплава 6082. На основе применения баланса мощностей определена реализуемость процесса СПП на различных установках совмещенной обработки и рассчитаны энерго-

силовые параметры. Полученные данные были использованы для проведения экспериментальных исследований по получению прутков диаметром 9 мм.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, валки, матрица, длинномерные деформированные полуфабрикаты, коэффициент вытяжки, механические свойства.

THEORETICAL STUDIES OF THE PROCESS OF COMBINED TREATMENT TO ACHIEVE THE CALIBRATED BARS FROM ALUMINIUM ALLOY 6082

Sidelnikov S.B., Bersenev A.S., Zagirov N.N., Beshpalov V.N.

*Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia
LLC "Krasnoyarsk metallurgical plant",
Krasnoyarsk, Russia, sbs270359@yandex.ru*

Abstract: The results of theoretical research of process combined rolling-extruding (CRE) billets of circular cross-section for the production of calibrated bars from aluminium alloy 6082. On the basis of application of power balance feasibility of the CRE process has been determined in different installations of combined treatment and power parameters have been calculated. The obtained data were used for experimental research on the production of rods with a diameter of 9 mm.

Keywords: aluminium alloys, rolls, matrix, lengthy deformed semi-finished products, drawing ratio, mechanical properties.

В последнее время для производства длинномерных деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов все чаще применяют совмещенные и комбинированные процессы обработки [1-10]. Примером такого процесса можно считать совмещенную прокатку-прессование, когда металл заготовки обжимается в закрытом калибре валков, распрессовывается перед матрицей, перекрывающей калибр на выходе из валков, и за счет активных сил трения выдавливается через отверстие матрицы с заданной формой и размером пресс-изделия (рисунок 1) [1].

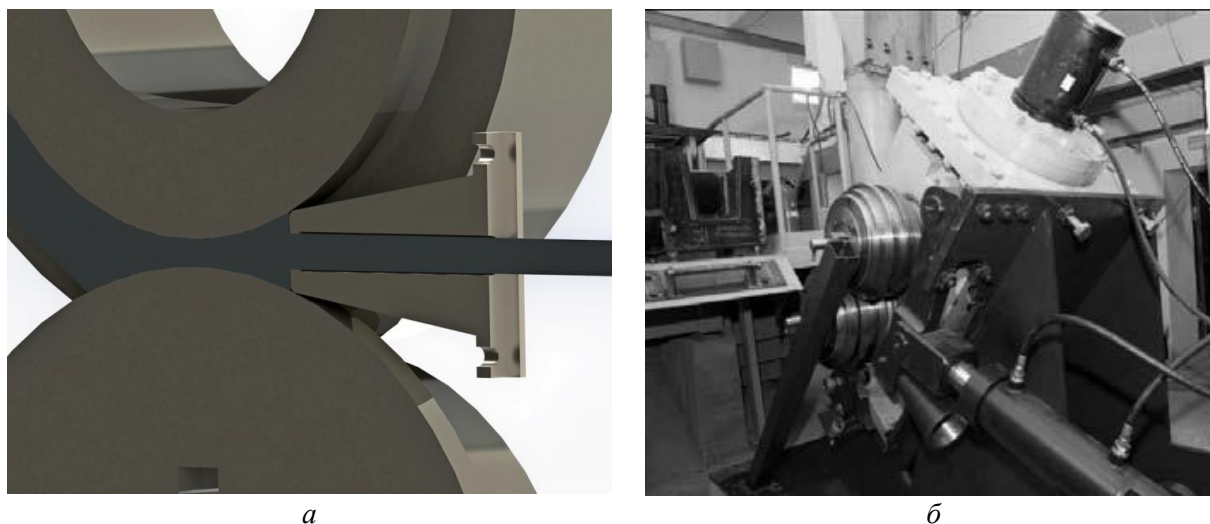


Рисунок 1 - Схема процесса совмещенной прокатки-прессования (а) и установка совмещенного литья и прокатки-прессования СЛиПП-2,5 (б)

При этом процесс реализуется в непрерывном режиме, а полученный полуфабрикат сматывается на приемное устройство (моталку). Применение операции сортовой прокатки позволяет создать непрерывность обработки и необходимые силы активного трения для выдавливания готового изделия [2-5]. Прессование позволяет получать заданные с помощью матрицы конфигурацию и размеры изделий при высоких степенях деформации, что дает возможность производить их в одной прокатной клети за один цикл обработки [6, 7]. Совмещение этих операций с непрерывным литьем на установках СЛиПП (см. рис. 1) позволяет существенно сократить количество технологических переделов и снизить трудо- и энергоемкость технологического процесса [8-10]. Особенно это актуально для малопластичных и нетехнологичных сплавов, которые трудно поддаются деформации с помощью традиционных методов обработки, поэтому на практике для изготовления полуфабрикатов из них прихо-

даться применять дискретные методы прессования с получением изделий ограниченной длины на прессах большой мощности.

В связи с этим целью данной работы является теоретический анализ процессов совмещенной обработки для совершенствования технологии получения прутков из алюминиевого сплава 6082.

Для анализа изучаемого процесса будем использовать данные по безразмерным и геометрическим параметрам (табл. 1) для различных установок совмещенной обработки, технические характеристики которых представлены в табл.2.

Таблица 1 – Данные для расчета процесса совмещенной обработки

Величина	Наименование установки			Безразмерный параметр
	СПП-200	СЛиПП-2,5	СЛиПП-4	
Диаметр вала с выступом D_1 , мм	214	462	428	-
Диаметр вала с канавкой D_2 , мм	164	394	428	-
Минимальная высота калибра h , мм	7	10	19	-
Средний диаметр валков D_0 , мм	189	428	428	$A = \frac{D_0 - h}{h}$
Ширина калибра b , мм	15	22	42	$\tilde{b} = \frac{b}{h}$
Начальная высота заготовки h_0 , мм	14	20	42	$\tilde{h}_0 = \frac{h_0}{h}$
Начальная ширина заготовки b_0 , мм	14	20	40	$\tilde{b}_0 = \frac{b_0}{h}$
Высота зеркала матрицы h_m , мм	20	25	31	$\tilde{h}_m = \frac{h_m}{h}$
Диаметр пресс-изделия d , мм	7-9	9-12	9-15	$\tilde{h}_1 = \frac{d}{h}$

Теоретический анализ процесса совмещенной прокатки-прессования показал, что для реализации процесса должно выполняться условие баланса мощностей, то есть суммарная мощность активных сил трения N_a должна быть равна (или больше) мощности реактивных сил N_p , расходуемых на осуществление деформации и преодоление трения в очаге деформации и на поверхностях инструмента, т.е. $N_a - N_p = 0$.

Таблица 2 – Технические характеристики установок совмещенной обработки

Параметры	СПП-200	СЛиПП-2,5	СЛиПП-4
Начальный диаметр вала, мм	200	480	480
Длина бочки вала, мм	240	250	400
Диаметр шейки вала, мм	100	150	300
Количество оборотов вала, об/мин	4, 8, 14	1-15	1-30
Передаточное число редуктора, ед.	40	40	100
Мощность электродвигателя, кВт	20	45	100
Момент на выходном валу, кНм	10	20	40
Рабочее давление гидростанции, кгс/см ²	200-500	200	-
Максимальное усилие прижима, кН	300	300	1000

Если это условие не выполняется, возможен случай проскальзывания валков относительно заготовки и процесс выдавливания металла становится невозможным. В качестве критерия оценки реализуемости процесса принят условный коэффициент запаса мощности K_N , рассчитываемый как отношение мощности N_a к мощности N_p , причем если его значение больше 1, то выдавливание металла через матрицу становится возможным и вероятность его увеличивается с ростом этого коэффициента.

На рисунке 2 приведены данные расчета по этой методике для получения прутков из алюминиевого сплава 6082 в зависимости от различных условий контактного трения металла с валками и матрицей (ψ_m - показатель трения на зеркале матрицы, ψ_n - показатель трения на пояске матрицы, ψ_v и ψ_{cm} - показатели трения, соответственно, на поверхности валка и стенках валка с ручьем) способом совмещенной прокатки-прессования на различных установках (таблица 1). Анализ данных, приведенных на рисунке 2 показывает, что диаметр валков (рисунок 2 а, б) существенно влияет на увеличение реализуемости процесса, однако с увеличением размеров калибра, при одном и том же диаметре валков (рисунок 2 б, в), коэффициент запаса мощности K_N снижается, что следует учитывать при проектировании установок совмещенной обработки.

С целью анализа формоизменения металла и энергосиловых параметров процесса совмещенной обработки была использована математическая модель прокатки – прессования в закрытых ящичных калибрах с использованием системы уравнений, включающей уравнение баланса мощностей и вариационное уравнение принципа минимума полной мощности

$$\delta(N_{вн} + N_{ср} - N_{ск} - N_{вал}) = 0,$$

где: $N_{вн}$ – мощность внутренних сил;

$N_{ср}$ – мощность сил среза;

$N_{ск}$ – мощность напряжений трения на скоростях скольжения;

$N_{вал}$ – подводимая валками мощность.

Для определения составляющих полной мощности пользовались формулами

$$N_{вн} = \int_V 0,58\sigma_s H dV, N_{ср} = \int_{F_{ср}} 0,58\sigma_s |V^+ - V^-| dF, N_{ск} = - \int_{F_k} \tau_{mp} v_{ск} dF, N_{вал} = \int_{F_k} \tau_{mp}^* v_v dF,$$

где: H – интенсивность скоростей деформации сдвига;

σ_s – сопротивление металла деформации;

V^+ , V^- – проекции скорости течения металла на касательную плоскость к поверхности разрыва скоростей $F_{срj}$, соответственно, с внутренней и внешней сторон этой поверхности;

n – число поверхностей разрыва скоростей;

τ_{mp} – напряжение трения;

τ_{mp}^* – проекция полного напряжения трения на касательную к окружности валка в любой точке контактной поверхности.

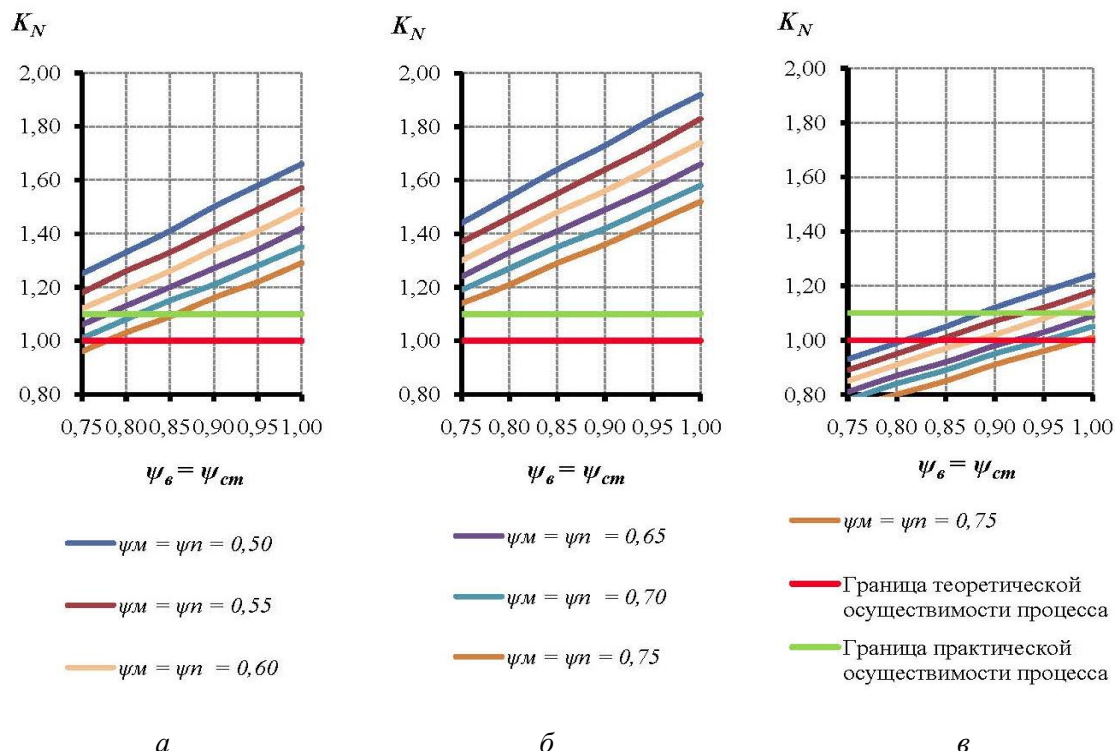


Рисунок 2 - Изменение коэффициента запаса мощности K_N в зависимости от условий трения:
а – для установки СПП-200, б – для установки СЛИПП-2,5; в – для установки СЛИПП-4

Решение вариационной задачи позволило получить численный массив данных по величине сил, действующих на матрицу $P_{матр}$ и валки $P_{вал}$, в зависимости от безразмерных параметров процесса прокатки – прессования (таблица 1) и формулы для расчета искомых величин, которые были использованы при расчетах энергосиловых параметров:

- для силы, действующей на матрицу

$$P_{матр} = \frac{0,12\sigma_s(A-11,5)}{\sqrt{3}} [2\ln\mu(\tilde{b}+1)(L_1+L_2)h - \frac{\tilde{b}}{(A+1)}(L_1^2+L_2^2) + \frac{\ln\mu}{2h(A+1)}(L_1^3+L_2^3) - \frac{\tilde{b}h}{12(2hA+2h)^3}(L_1^4+L_2^4) + \frac{\ln\mu}{30(2hA+2h)^3}(L_1^5+L_2^5)];$$

- для силы, действующей на валки

$$P_{вал} = (1,7 - 0,38A)\sigma_s \frac{4\tilde{b}h}{\sqrt{3}} \left[\left(\frac{h}{12h(A+1)} - 1 \right) (L_1 \ln(2h^2(A+1) + L_1^2) + L_2 \ln(2h^2A + 2h^2 + L_2^2)) - (L_1 + L_2) \left(\frac{h}{12h(A+1)} - 1 \right) \ln(2h^2(A+1)) + \frac{3\ln\mu}{2\tilde{b}h} (L_1^2 + L_2^2) - \frac{(L_1^3 + L_2^3)}{12(2hA + 2h)^2} + \frac{2\tilde{b}h}{\sqrt{3}} + \frac{\ln\mu}{\tilde{b}h} \left(\frac{\tilde{b}h\sqrt{2h(A+1)}}{\sqrt{h}} - \sqrt{2h^2(A+1)} \right) \times \left(L_1 \arctan \frac{L_1}{\sqrt{2h^2(A+1)}} + L_2 \arctan \frac{L_2}{\sqrt{2h^2(A+1)}} \right) \right],$$

где: L_1 – длина зоны захвата при прокатке,

L_2 – длина зоны распрессовки,

μ – вытяжка при выдавливании.

С помощью полученных формул провели расчеты энергосиловых параметров для получения прутков различного диаметра на лабораторных установках СПП-200 и СЛиПП-2,5, а также опытно-промышленной установке СЛиПП-4 Иркутского алюминиевого завода (см. табл.1) с использованием известных из справочной литературы реологических характеристик сплава 6082.

Расчет проводился для двух уровней температуры заготовки $T_3 = 400$ °С и $T_3 = 540$ °С, двух различных значений скорости деформации $\xi = 0,30$ с⁻¹ и $\xi = 1,02$ с⁻¹, а также для трех вытяжек $\mu=4,4$, $\mu=7,3$, $\mu=14,3$, характеризующих степень деформации при выдавливании пресс-изделия.

Значения энергосиловых параметров приведены в табл. 3. Из анализа данных видно, что для калибра с размерами в минимальном сечении 7х15 мм даже при температуре 400 °С усилие на валках не превышает 200 кН (20 тонн), а усилие на матрице – 182 кН. При этом с ростом вытяжки и то и другое усилие увеличиваются. Повышение температуры до 540 °С приводит к снижению усилия практически в 2 раза. Рост скорости деформации (скорости вращения валков) приводит к скоростному упрочнению металла и росту энергосиловых параметров процесса. Для калибра с размерами в наименьшем сечении 10х22 мм максимальные усилия и на валках и на матрице при увеличении размеров калибра растут и достигают соответственно 394 кН и 257 кН при скорости деформации $\xi = 1,02$ с⁻¹, температуре заготовки $T_3=400$ °С и вытяжке $\mu=14,3$. Для калибра с максимальными размерами 19х42 мм для опытно-промышленной установки СЛиПП-4 максимальное усилие при температуре 400°С на валках и матрице не превышает 1000 кН (100 тонн). Обработку исследуемых сплавов рекомендуется проводить при температуре 540 °С, что приведет к снижению усилий до 500 кН. Остальные тенденции изменения энергосиловых параметров остаются такими же, как и при обработке на установке СПП-200.

Таким образом, рассчитаны энергосиловые параметры процесса совмещенной прокатки-прессования для различных параметров очага деформации и условий обработки, что позволяет проектировать оборудование и технологию совмещенной обработки для получения прутков из сплава 6082.

Таблица 3 – Энергосиловые параметры при обработке сплава 6082

Параметры		T _з =400 °C			T _з =540 °C		
		μ=4,4	μ=7,3	μ=14,3	μ=4,4	μ=7,3	μ=14,3
Установка СПП-200							
ξ = 0,30 с ⁻¹	P _{вал} , кН	140	148	157	76	81	85
	P _{матр} , кН	83	111	150	45	60	81
ξ = 1,02 с ⁻¹	P _{вал} , кН	172	181	191	90	95	100
	P _{матр} , кН	102	135	182	53	71	95
Установка СЛиПП-2,5							
ξ = 0,30 с ⁻¹	P _{вал} , кН	290	306	323	158	166	175
	P _{матр} , кН	117	156	210	64	85	114
ξ = 1,02 с ⁻¹	P _{вал} , кН	354	374	394	185	195	205
	P _{матр} , кН	143	191	257	75	100	134
Установка СЛиПП-4							
ξ = 0,30 с ⁻¹	P _{вал} , кН	725	766	806	394	416	438
	P _{матр} , кН	366	488	657	199	265	356
ξ = 1,02 с ⁻¹	P _{вал} , кН	885	934	983	462	487	513
	P _{матр} , кН	446	596	801	233	311	418

С учетом результатов проведенных ранее теоретических и экспериментальных исследований [1, 8-10], полученные в данной работе данные позволили спланировать и осуществить экспериментальные исследования по получению прутков диаметром 9 мм из сплава 6082 на лабораторных установках СПП-200 и СЛиПП-2,5 и подготовить данные для запуска технологии на опытно-промышленной установке СЛиПП-4. В целом проведенные исследования показали, что энергосиловые параметры совмещенной обработки в несколько раз меньше по сравнению с традиционными технологиями прессования, а для достижения заданных свойств калиброванных прутков необходимо уточнение технологических режимов обработки, а также режимов закалки и старения.

Библиографический список

1. Сидельников, С.Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов: монография /С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Н.Н. Загиров.– М.:МАКС Пресс, 2005.
2. Avitzur B. Combining Extrusion and Rolling // Wire journal, 1975, P. 73-80.
3. Пат. 3934446 США, В 21 В 21/00. Methods of and apparatus for production of wire / B. Avitzur; 27.01.1976.
4. Green D. The continuous extrusion forming of wire sections // TRG Report 2364 (S), Juli 1972.
5. Скотт К. Экструзионная установка ConformTM, алюминиевые отходы и космические технологии // Цветные металлы. - 2001, июнь. Специальный выпуск. - С. 91-93.
6. Прессование. Справочное руководство / М. Браузер, Г. Зауер, К. Зигерт // Пер. с немецкого по лицензии издательства Aluminium Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, М.: «АЛЮСИЛ МВит», Москва, 2009.
7. Саха, П.К. Технология прессования алюминия. Москва НП АПРАЛ, 2015.
8. N. Zagirov, N. Dovzhenko, S. Sidelnikov, V. Bespalov, Computational-and-Experimental Evaluation of the Implementation Condition of Combined Rolling—Pressing Using the Power Balance Method // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2016, Vol. 57, №2, pp. 90-95.
9. Nikolai Dovzhenko, Sergey Sidelnikov, Ivan Dovzhenko, Roman Galiev New Technology of Combined Machining of Aluminium Alloys // Key Engineering Materials, - 2017, ISSN: 1662-9809. Vol. 746. pp 29-35.
10. I. Matveeva, N. Dovzhenko, S. Sidelnikov, L. Trifonenkov, V. Baranov, E. Lopatina, Development and research of new aluminium alloys with transition and rare-earth metals and equipment for production of wire for electrotechnical applications by methods of combined processing // TMS Light Metals Issue Light Metals 2013 - At the TMS 2013 Annual Meeting and Exhibition. – 2013. – pp. 443–447.

РЕЖИМ СТАРЕНИЯ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ ПОРШНЯ ИЗ СПЛАВА ТИПА АК21

Прудников А.Н., Прудников В.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет.
г. Новокузнецк, Россия, a.prudnikov@mail.ru*

Аннотация: Исследовано влияние температуры и времени старения при 100-300 °С на микроструктуру и тепловое расширение поршня двигателя ЯМЗ 5363 из заэвтектического силумина АК21. Установлено, что низкотемпературное старение при 100 °С в течение 1 ч, позволяет снизить ТКЛР в области рабочих температур тяжело нагруженных двигателей (250-350 °С) на 3-6 %. При этом низкотемпературное старение не приводит к существенным изменениям структуры поршней двигателей в состоянии поставки.

Ключевые слова: поршень, заэвтектический силумин, структура, тепловое расширение, фазовый состав, эвтектика, первичный кремний, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР).

AGING MODE FOR REDUCING HEAT EXTENSION OF PISTON FROM ALLOY TYPE AK21

Prudnikov A.N., Prudnikov V.A.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, a.prudnikov@mail.ru*

Abstract: The effect of aging temperature and time at 100-300 °C on the microstructure and thermal expansion of the engine piston ЯМЗ 5363 from the hypereutectic silumin AK21 was studied. It is established that low temperature aging at 100 °C for 1 hour, allows to reduce TKLR in the operating temperature range of heavy-loaded engines (250-350 °C) by 3-6%. Moreover, low-temperature aging does not lead to significant changes in the structure of engine pistons in the delivery state.

Key words: piston, hypereutectic silumin, structure, thermal expansion, phase composition, eutectic, primary silicon. temperature coefficient of linear expansion (TCLE).

В настоящее время возросла потребность в мощных и многофункциональных автомобилях, что повлекло за собой необходимость сбалансированности экономии топлива, долговечности и надежности работы двигателя. Перед автомобилестроителями всегда стояла проблема не только конструктивных изменений деталей и самого двигателя, но и разработки легких материалов с улучшенными свойствами, в том числе механическими, физическими, эксплуатационными. Одной из наиболее ответственных деталей двигателя является – поршень. Он выдерживает механические нагрузки от сил давления газов и сил инерции, а также тепловые нагрузки от соприкосновения днища с горячими газами и трения его боковой поверхности о стенки цилиндра. Поэтому к поршневым сплавам предъявляют высокие требования, такие как высокая теплопроводность и жаропрочность, хорошие антифрикционные свойства, низкий удельный вес, малый температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). Наибольшее распространение среди поршневых сплавов для тяжело нагруженных двигателей получили заэвтектические легированные силумины системы Al-Si-Cu-Mg-Ni, отливаемые различными способами литья на кокильных машинах. Широкое применение этих сплавов связано с их комплексом свойств.

Однако до настоящего времени полный ресурс свойств поршневых сплавов, используемых для тяжело нагруженных двигателей внутреннего сгорания, не выработан, особенно в области физических свойств (теплового расширения, теплопроводности, удельного веса). Для улучшения структуры и характеристик поршней ДВС используют различные способы обработки на всех этапах их изготовления, начиная от подготовки шихты и заканчивая получением готового изделия. В частности, тепловая или деформационная подготовка шихты [1-2]; металлургическая – рафинирование и модифицирование с использованием реагентов и физических способов воздействия на расплав при произ-

водстве отливок и слитков (ультразвуковая и электромагнитная обработки) [3-7]; специальные методы обработки термической, термоциклической (ТО, ТЦО) [8-9] и деформационно-термоциклической обработки (ДТЦО) [2,4,10]. Более привлекательно использовать для улучшения свойств поршней наиболее экономически выгодные и эффективные, а также реализуемые на стадии готового изделия.

В качестве объекта исследования был выбран поршень двигателя ЯМЗ 5363 производства Ярославского моторного завода автомобиля серии МАЗ 5550 в состоянии поставки. Химический состав поршня был определен на эмиссионном спектрометре ARL 3460 и приведен в таблице.

Таблица – Химический состав исследуемого поршня

Материал	Химический состав, % (алюминий остальное)								
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	Cr	Ti	Zn
Поршне- вой сплав	22,1	2,91	0,64	1,23	0,08	0,49	0,26	0,08	0,01

Состав исследуемого сплава соответствует составу поршневого заэвтектического силумина АК21М2,5Н2,5 (ГОСТ 1583-93) и отличается несколько меньшим содержанием никеля, марганца и незначительно большим количеством магния, что обусловлено требованиями ТУ предприятия. Образцы, вырезанные из юбки поршня, подвергали термической обработке (старению) в электропечи СНОЛ-1,6,2,5,1/9-ИЗ по следующим режимам: нагрев и выдержка в течение 1÷10 ч при 100 и далее через 50 °С до 300 °С с охлаждением на воздухе. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе ЛабоМет-И1. Для дилатометрического анализа использовали высокотемпературный оптический дифференциальный дилатометр типа DIL. При определении истинного значения ТКЛР погрешность метода составила $1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

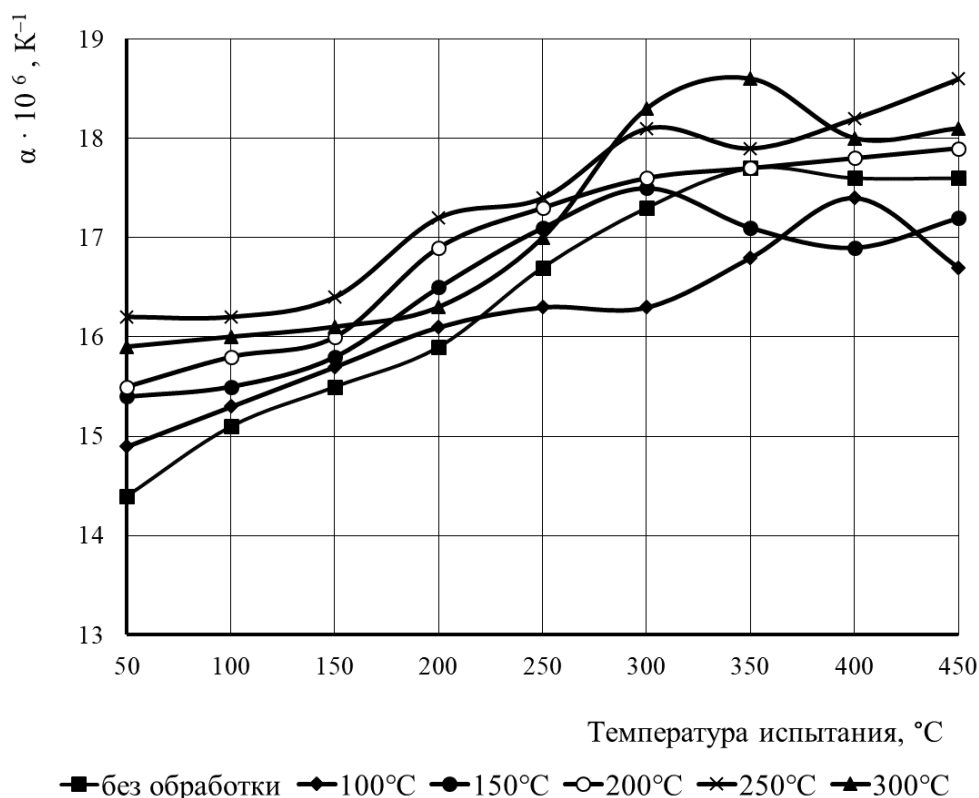


Рисунок 1 – Влияние температуры старения при времени выдержки 1 ч на линейное расширение поршня из сплава АК21

Результаты исследования влияния температуры старения в интервале 100-300 °С через 50 °С при времени выдержки 1 ч на ТКЛР поршня двигателя ЯМЗ из сплава АК21 приведены на рисунке 1. Анализ кривых $\alpha - T$ показал, что старение при температурах выше 100 °С со временем выдержки 1 ч повышает значение ТКЛР поршневого сплава по сравнению со сплавом без термической обработки во всем температурном интервале испытаний. Величина такого повышения для каждой температуры старения различна. Так, для температур старения 150 и 200 °С она составляет в среднем 2÷7 %, для

температур 250 и 300 °С – 1,1÷12 и 1,8÷10 % соответственно. Для низкотемпературного старения (100 °С) образцов из поршня отмечается иное изменение величины теплового расширения. В области низких температур работы поршня (до 200 °С) ТКЛР незначительно возрастает в среднем на 1÷3 % относительно исходного состояния сплава. При высоких эксплуатационных температурах двигателя (выше 200 °С) способность поршневого сплава к расширению снижается в среднем на 3÷6 % в области 250÷350 °С по сравнению с нетермообработанными сплавами.

Последовательное увеличение времени выдержки образцов из поршня при наиболее перспективной температуре 100 °С (рисунок 1) до 3-х, 5 и 10 ч не приводит к дальнейшему снижению ТКЛР во всей области температур испытания (рисунок 2). Тенденция повышения величины теплового расширения при увеличении времени выдержки в процессе старения практически аналогична влиянию фактора температуры. Причем, максимальный прирост ТКЛР поршневого сплава соответствует наибольшему времени старения (10 ч) при 100 °С и составляет от 3 до 7,5 % для эксплуатационных температур 20-300 °С по сравнению с образцами, состаренными в течение 1 ч. И только при температуре испытаний 350 °С увеличение ТКЛР становится несущественным (около 1 %).

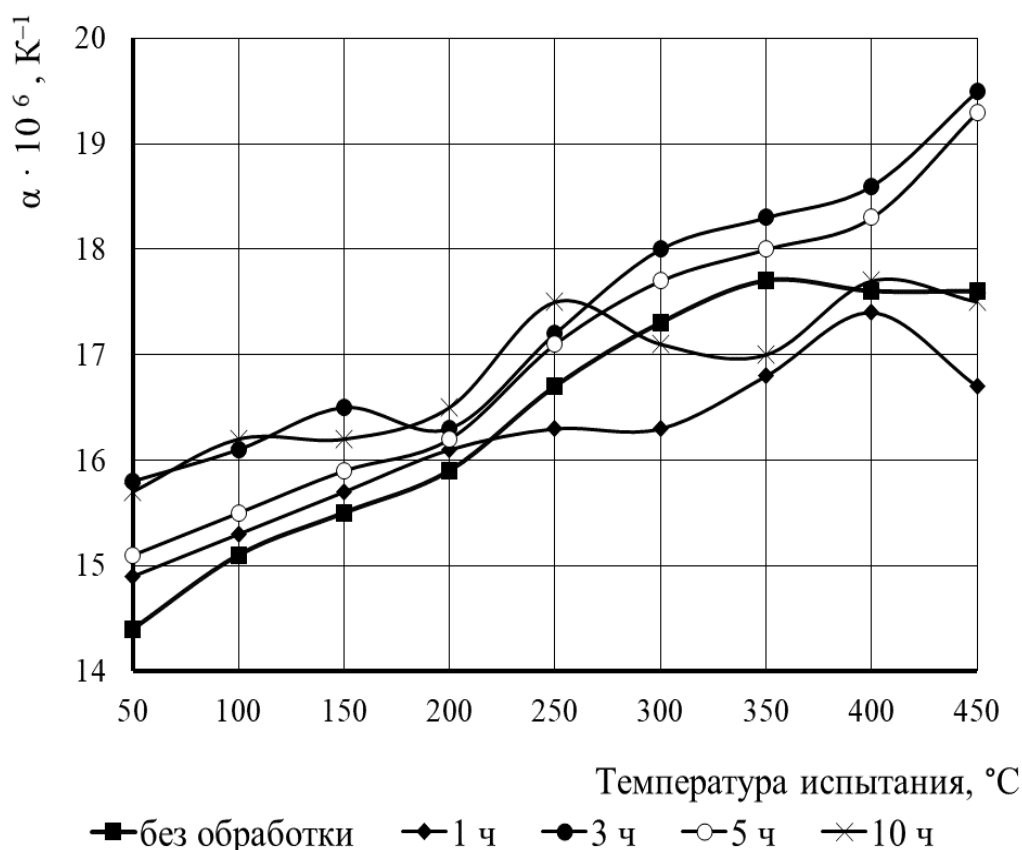


Рисунок 2 – Влияние времени выдержки при температуре старения 100 °С на линейное расширение поршня из сплава АК21

Сплав, из которого изготовлен поршень двигателя ЯМЗ, имеет довольно сложный фазовый состав, который характерен для литейных поршневых заэвтектических силуминов типа АК21. Основными структурными составляющими поршневого силумина являются: α -твердый раствор алюминия (Al_0), кристаллы первичного кремния Si_β , алюминиево-кремниевая эвтектика ($Al + Si$). Кроме того, в структуре присутствуют медьсодержащие фазы, прежде всего, упрочняющая фаза $W-CuSi_4Mg_5Al_4$ и некоторое количество $CuAl_2$. Также обнаруживаются фазы, содержащие Ni и Mg и более сложные эвтектики на основе Al, Ni, Fe, Si. В структуре исследуемого поршня КПК имеют средний размер 30-64 мкм и довольно равномерно распределены в структуре поршня, причем в днище поршня размер КПК больше по сравнению с кристаллами в юбке. Это прежде всего связано с большей толщиной днища и, соответственно, более низкой скоростью охлаждения при кристаллизации заготовки в кокиле.

Микроструктура поршневого сплава после старения при 100-300 °С в течение 1 ч приведена на рисунке 3, а влияние времени выдержки при старении от 1 до 10 ч – на рисунке 4.

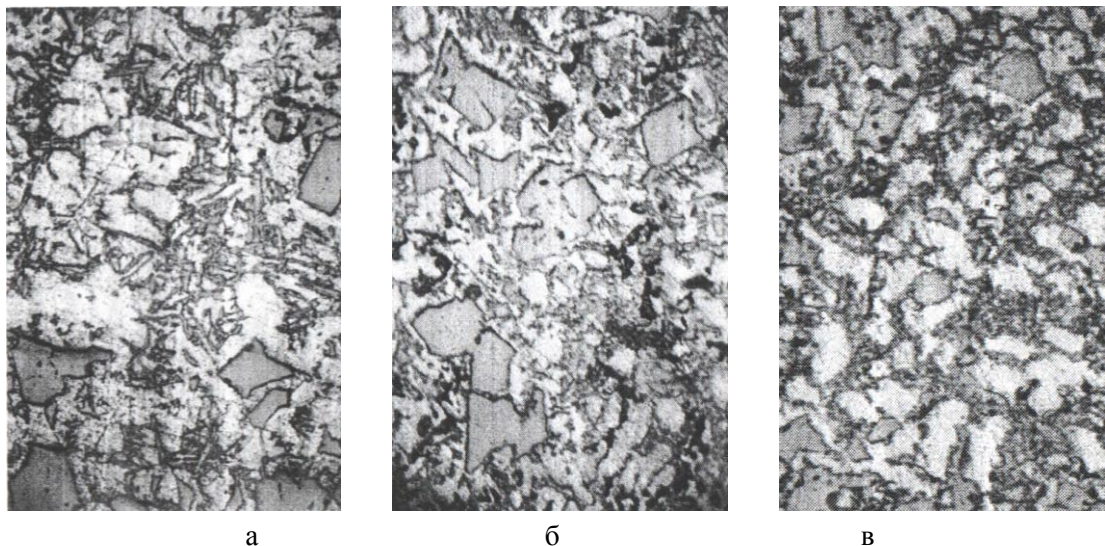


Рисунок 3 – Влияние температуры старения на микроструктуру поршня из сплава АК21 (время выдержки 1 ч); а – без обработки, б - 100 °С, в - 300 °С, $\times 300$

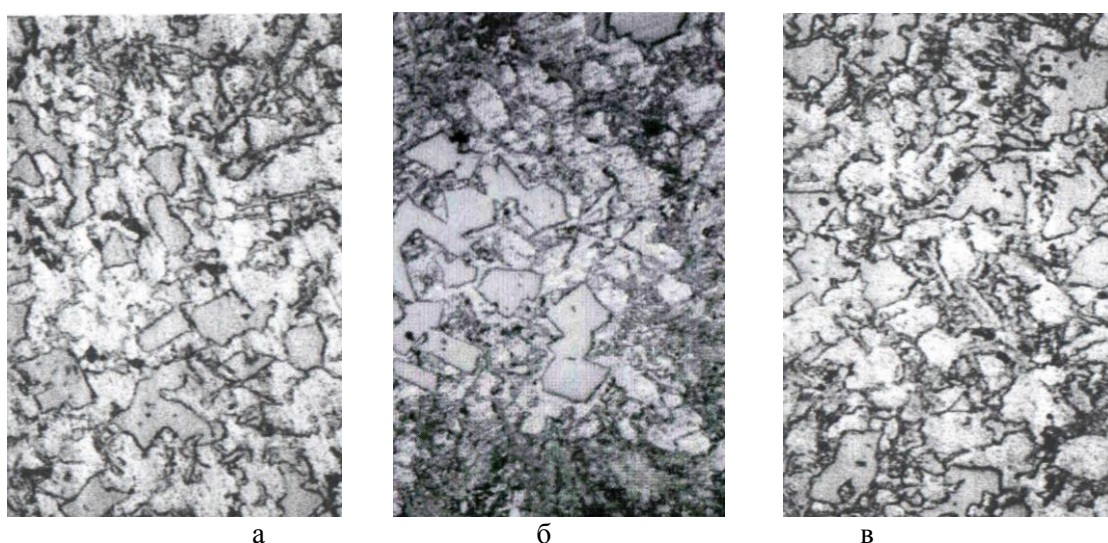


Рисунок 4 – Влияние время выдержки при температуре старения 100 °С на микроструктуру поршня из сплава АК21; а – 1 ч, б - 5 ч, в – 10 ч, $\times 300$

Можно отметить, что при увеличении времени старения происходит некоторое дробление и сфероидизация эвтектического кремния. Причем, чем выше температура старения, тем этот процесс начинается раньше по времени и протекает интенсивнее. Однако, выдержка в течение 1 ч при температуре старения 100 °С недостаточно для существенного изменения структуры поршневого силумина. Так, установлено, что практически ни время, ни температура не оказывают существенного влияния на размер и распределение КПК, размер которых остается в пределах 30-64 мкм, что видимо, связано с низкой температурой старения 100-300 °С для заэвтектического силумина.

Таким образом, в качестве режима для снижения линейного расширения поршня из сплава АК21 можно рекомендовать дополнительное низкотемпературное старение при 100 °С в течение 1 ч, позволяющее снизить ТКЛР в области рабочих температур тяжело нагруженных двигателей (250-350 °С) на 3-6 %. Причем низкотемпературное старение не приводит к существенным изменениям структуры и свойств поршней двигателей.

Библиографический список

1. Прудников А.Н. Структурная наследственность шихты в силуминах / А.Н. Прудников // Технология металлов.–2014.– № 3.–С.16 - 22.
2. Прудников А.Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода / Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.09 / НГТУ, Новосибирск, 2013. – 40 с.
3. Прудников А.Н. Линейное расширение легированных и наводороженных силуминов, за-

- кристаллизованных под давлением / А.Н. Прудников // Литейное производство.– 2009.– № 2 – С. 2-5.
4. Прудников А.Н. Комплексное воздействие отжигов и термоциклическойковки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Деформация и разрушение материалов.– 2014.– № 2.–С.14 - 20.
5. Prudnikov A.N. Structure formation in ingots of hypereutectic silumin during melt treatment and inoculation// A.N. Prudnikov // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 3 –С. 28-31.
6. Деев В.Б. Практика использования физических модифицирующих воздействий в технологиях получения литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев [и др.] // Литейное производство. – 2012. – № 5. – С. 16-18.
7. Прудников А.Н. Технология приготовления и обработки алюминиевого сплава для стекло-металлических соединений / А.Н. Прудников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).– 2009.– № 2.– С. 26-31.
8. Прудников А.Н. Термическая обработка поршневых силуминов для снижения их линейного расширения и улучшения эксплуатационных параметров двигателя //А.Н. Прудников // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2004. – № 4. – С. 40-42.
9. Прудников А.Н. Совершенствование термической обработки поршневых деформируемых силуминов с добавками фосфора и водорода // А.Н. Прудников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).– 2009.–№ 1.– С. 8-11.
10. Прудников А.Н. Использование термоциклической деформации для получения полуфабрикатов из заэвтектических силуминов сплавов / А.Н Прудников, В.А. Прудников – В сб.: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды IXX Межд. науч.-практ. конф.: Ч.2. Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2015. – С. 15-18.

УДК .2/ 8. 017

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ЗОНЕ КОНТАКТА НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Анфилофьев В. В., Шелепова С. Ю., Туякбаев Б. Т., Джес А.В.

*Восточно-Казахстанский Государственный университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан, lana.shelepova.97@mail.ru*

Аннотация: Работа посвящена исследованию структуры и свойств композиционного материала алюминий-никель. Композит был получен путем холодной сварки. В процессе его исследования было обнаружено образование фазы Ni_3Al с ГЦК-решеткой. Проведены испытания на микротвердость.

Ключевые слова: Холодная сварка, многослойный композит, твердофазные механохимические реакции, суперсплав, микротвердость.

STRUCTURE AND PROPERTIES IN THE ZONE OF NICKEL AND ALUMINIUM CONTACT AT THE PLASTIC STRAIN

Anfilofiev V. V., Shelepova S. Y., Tuyakbaev B. T., Jess A.V.

*East Kazakhstan State University. S. Amanzholov,
Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, lana.shelepova.97@mail.ru*

Abstract: Work is devoted to a research of composite aluminum-nickel structure and properties. The composite was received by cold welding. The formation of the phase Ni_3Al with the FCC-lattice was revealed. Tests on a microhardness are carried out.

Keywords: Cold welding, multilayer composite, solid-phase mechanochemical reactions, superalloy, microhardness.

Актуальность

Развитие современных высокотехнологичных отраслей промышленного производства невозможно без разработки новых материалов, обладающих высоким комплексом механических и эксплуатационных характеристик.

Многослойные композиты Al-Ni представляют особый интерес для исследования, ввиду использования в высокотехнологичных областях техники, как материалы, обладающие высокими пока-

зателями прочности, жаростойкости и жесткости в сочетании с невысокой плотностью.

Металл-интерметаллидным материалам на основе никеля и алюминия уделяется повышенное внимание, что обусловлено благоприятным сочетанием свойств алюминидов никеля. Для алюминидов никеля характерны высокие значения модуля упругости и твердости. Материалы этого типа обладают повышенной жаропрочностью, высоким уровнем износостойкости, стойкостью к окислению (в том числе при нагреве).

Потенциальными областями применения сплавов на основе Al-Ni могут быть как высокотемпературные детали авиационных ГТД, так и высокотемпературный крепеж, узлы литейных инжекторных установок, насосов, штампов, оснастка для литья алюминия, подшипники, нагревательные элементы и др. [1].

Цель работы

Совершенствование технологии получения интерметаллида Ni₃Al.

Объект исследования

Объектом исследования являются продукты твердофазных механохимических реакций, происходящих в зоне контакта разнородных материалов многослойных композитов Al-Ni.

Предмет исследования

Предметом исследования является структурообразование продуктов твердофазных механохимических реакций в исследуемых материалах, при высокоэнергетических воздействиях.

Наиболее продвинутыми являются сплавы на основе Ni₃Al. У этого сплава упорядоченная ГЦК кристаллическая структура типа L12 сохраняется вплоть до температуры плавления (1395 °C), что дает определенные преимущества по прочности по сравнению с никелем, имеющим неупорядоченную ГЦК кристаллическую решетку [2].

Особенности фазового строения сплавов системы Al-Ni подробно освещены в работах [4-7].

Интерметаллидные сплавы обладают меньшей плотностью ($\rho \leq 8000$ кг/м³), более высокой жаростойкостью и жаропрочностью при температурах $T \geq 1000^\circ\text{C}$, чем никелевые жаропрочные литейные сплавы семейства ЖС [8].

В никелевых сплавах после закалки или диффузионного отжига и последующего старения происходит дисперсионное твердение с образованием интерметаллида γ' -фазы. Температура нагрева под закалку и температура диффузионного отжига примерно равны и составляют обычно около 1100 – 1300°C. Выдержка при высоких температурах приводит к растворению интерметаллидных фаз с образованием однородного твердого раствора с низкой твердостью и получением необходимого размера зерна. Одно- или двухступенчатое старение проводят при температурах 700 – 950°C (рисунок 1)

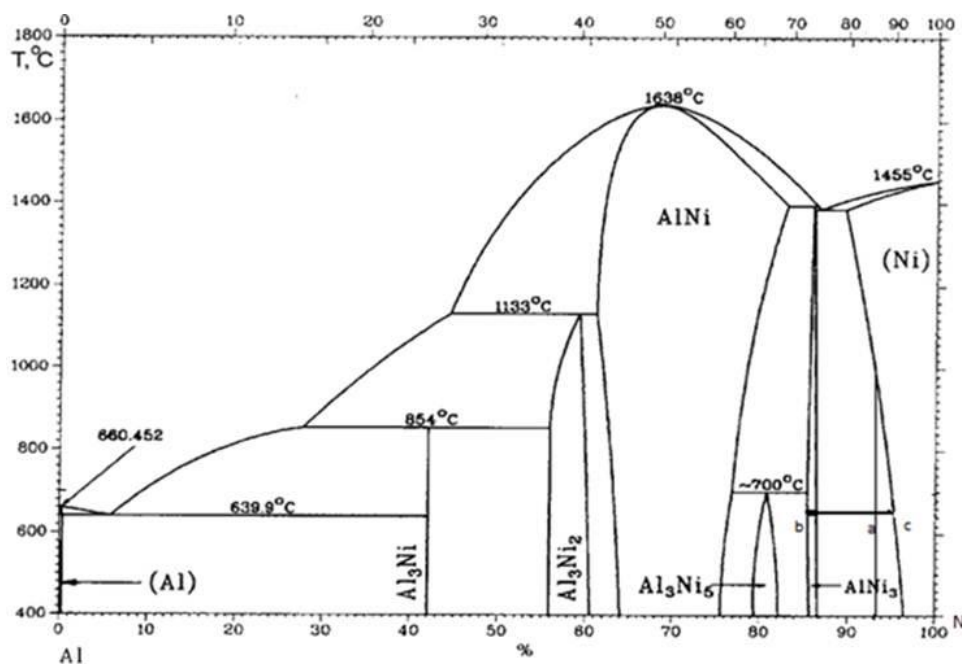


Рисунок 1 - Диаграмма состояний системы NiAl [1]

Методы исследования

Для исследования использовались следующие аналитические методы: оптическая микроскопия (BX-51), сканирующая электронная микроскопия с микроанализом (JSM-6390LV, INCA Energy

350), микротвердость методом Виккерса (ПМТ-3), рентгеновская дифрактометрия (Bruker AXSD8 DISCOVER).

Методика изготовления образца

Большинство методов получения композитов основано на нагреве пакетов многослойных заготовок никеля и алюминия под давлением. В данной работе предлагается получить композит с помощью сварки давлением без нагрева металла [9].

Для получения Ni-Al композита использованы тонколистовые заготовки технически чистых алюминия марки А5 и никеля марки НП2. Было нарезано 8 пластин (4 Al, 4 Ni) длиной 4 см и шириной 2 см.

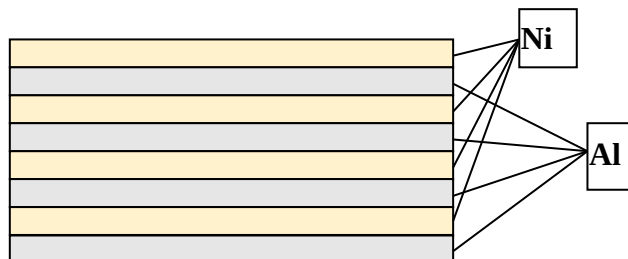


Рисунок 2 - Схема слоистой структуры NiAl, подвергнутой динамической нагрузке

Формирование слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК) может быть реализовано как за один этап, так и посредством комплексных технологий, включающих создание многослойных заготовок и последующую их термическую обработку.

В нашем случае Ni-Al "сэндвич" был получен при помощи метода холодной сварки. Полученные пластины Al и Ni помещались, чередуясь между собой в прессовальную установку ИП-250М-авто, и фиксировались магнитом. На слоистый образец было оказано давление с силой 1800 кН в течении одной минуты. В результате испытания был получен восьмислойный Ni-Al композит.

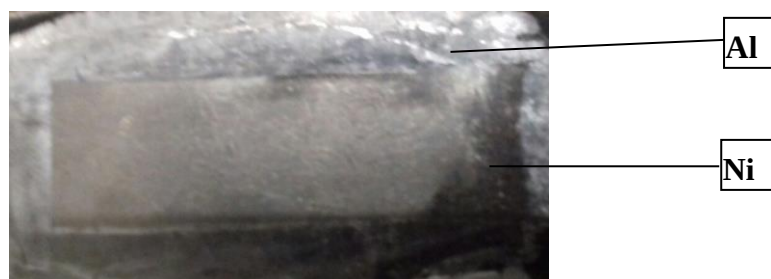


Рисунок 3 - Фотография композита NiAl полученного в результате динамической нагрузки

Испытание на микротвердость

На рисунке 4 представлена диаграмма зависимости значений микротвердости от расстояния для Ni и Al, соответственно, подверженных холодной сварке.

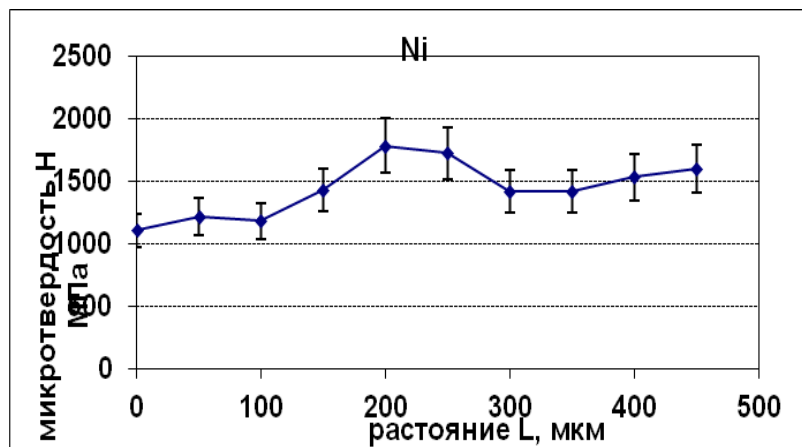


Рисунок 4 - Микротвердость со стороны Ni

Микротвердость характеризует сопротивление материала локальной деформации или разрушению при внедрении в него более твердого тела – индентора. Характерным отличием микротвердости от твердости является наличие масштабного эффекта, т. е. зависимость микротвердости от нагрузки.

Таблица 1 - Сравнение микротвердости для разных материалов

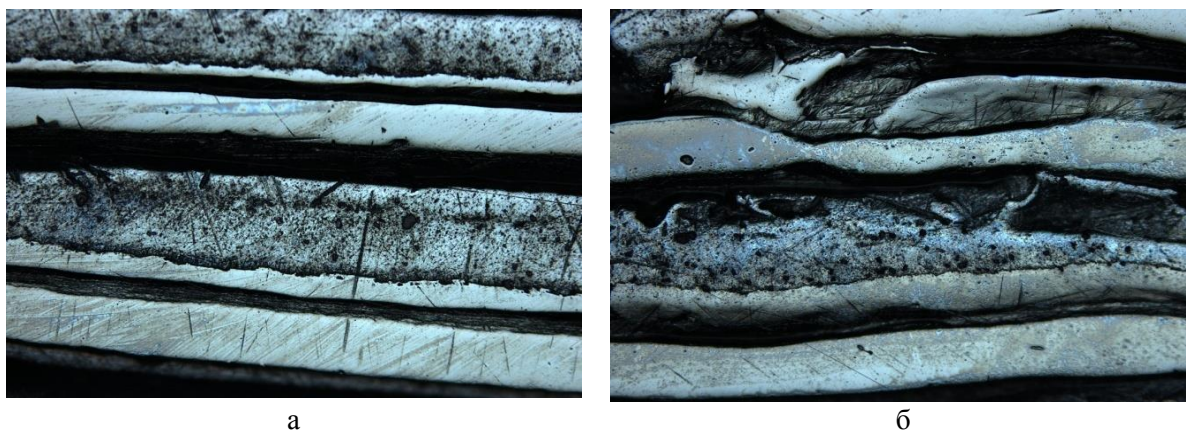
	Исх. Al	Исх. Ni	Al из композита (ср. знач.)	Ni из композита (ср. знач.)
HV, МПа	167	638	239	1446

Из данных в таблице, следует, что после воздействия динамической нагрузки на слоистый образец NiAl, значение микротвердости Al возросло на 43 %, а значение микротвердости Ni выросло на 127 %. Рост микротвердости происходит из-за более однородного строения центральной части образца, что можно увидеть на рисунке 5, а.

Исследование структуры

Исследование структуры и химического состава поперечного среза образца NiAl, сваренных динамической нагрузкой, проведены методом сканирующей электронной микроскопии и микроанализа.

При анализе процесса структурообразования при пластической деформации важно учитывать [10] динамику структуры, вызванную непрерывным изменением структурного состояния вещества при пластической деформации.



а – центральная часть образца, б – край образца
Рисунок 5 - Снимки оптической микроскопии композита NiAl

На рисунке 6 представлены результаты исследований, проведенных с помощью РЭМ с микроанализом.

Разные участки образца имели различную структуру, как плоско-параллельную (рис 6 а), так и волнообразную (рисунок 6, б). Сравнивая результаты микроанализа элементного состава различных участков сварного соединения, приведенных в таблице 2 можно заключить, что перемешивание никеля и алюминия происходит интенсивнее на изогнутых участках по сравнению с прямолинейными.

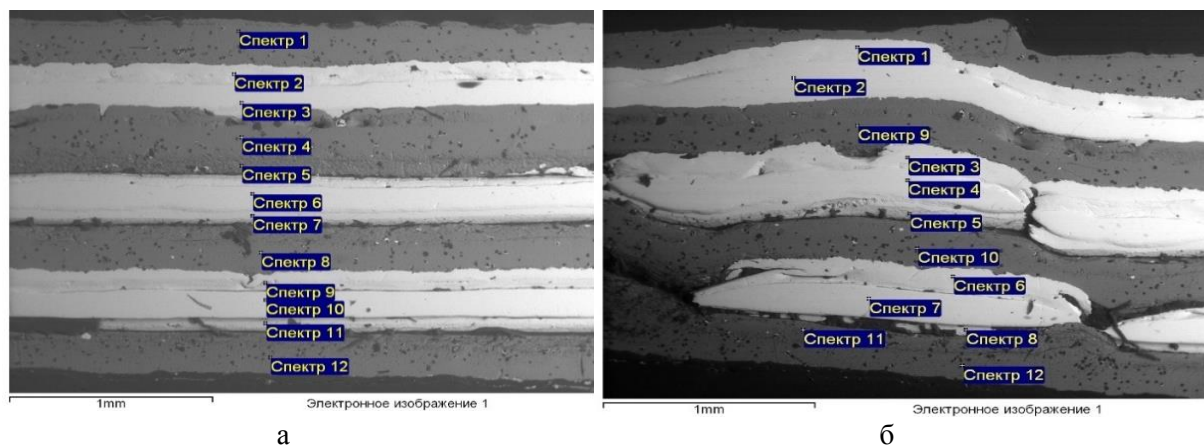


Рисунок 6 - РЭМ изображения поперечного среза образца многослойного композита AlNi

Таблица 2 - Результаты РЭМ

№ спектра	O, %	Al, %	Ni, %	№ спектра	O, %	Al, %	Ni, %
рисунок 6, а				рисунок 6, б			
1	2.12	96.66	1.22	1	1.67	12.48	85.85
2	2.02	13.96	84.01	2	1.31	11.58	87.11
3	1.49	13.28	85.23	3	2.62	25.11	72.27
4	2.66	91.79	5.56	4	3.56	28.57	67.87
5	5.31	83.26	11.43	5	6.00	48.15	45.85
6	5.73	42.67	51.59	6	1.97	20.67	77.36
7	10.10	53.00	36.89	7	2.49	19.56	77.95
8	5.16	80.88	13.96	8	4.88	34.22	60.90
9	3.59	20.88	75.53	9	2.76	88.04	9.19
10	2.68	15.62	81.69	10	4.33	78.39	17.28
11	5.59	34.98	59.42	11	8.62	83.37	8.01
12	5.13	92.29	2.58	12	5.53	91.76	2.71

Из анализа химического состава следует, что никель и алюминий хорошо перемешиваются. В результате происходит формирование фазы состава Ni₃Al наиболее активного в средней части образца.

На рисунке 7 показаны результаты рентгеноструктурного анализа поперечного сечения многослойного композита Al-Ni.

Из расшифровки рентгенограммы видно появление фазы Ni₃Al. Интенсивность пика 311 превышает ту интенсивность, которая может быть определена по стандартной методике. Из этого можно заключить, что идет переход из ОЦК- решетки в ГЦК- решетку. Так же присутствуют пики 100 и 110, эти пики являются сверхструктурными.

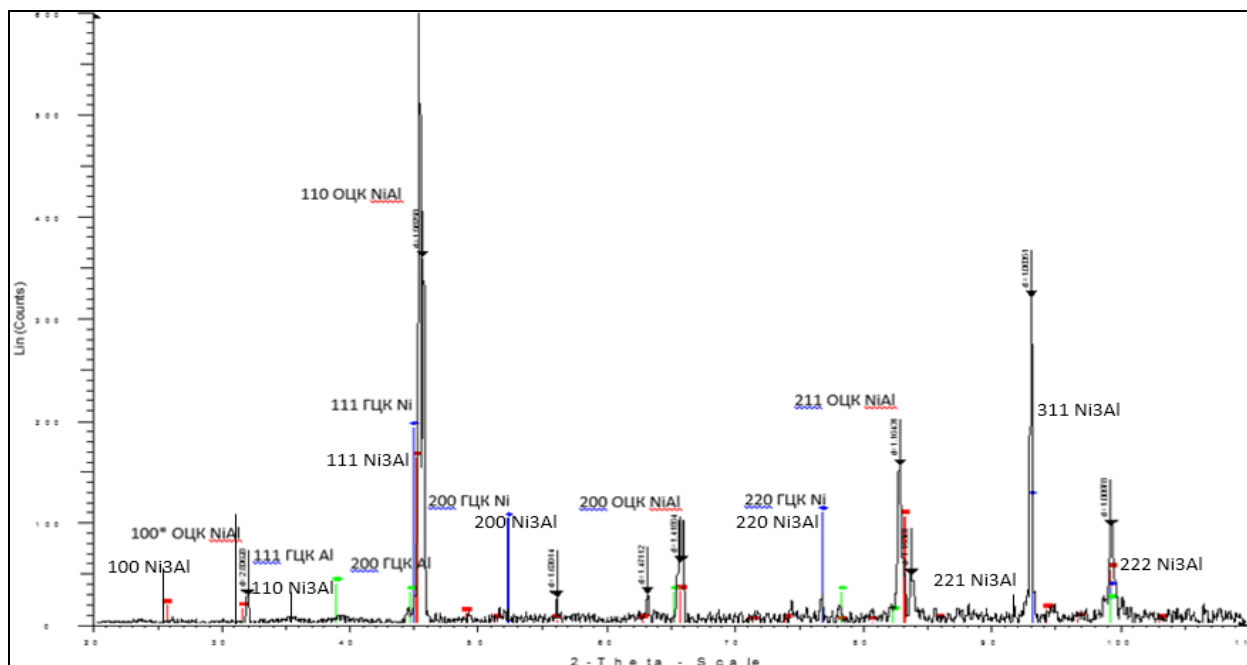


Рисунок 7 - Рентгенограмма поперечного сечения многослойного композита AlNi

Заключение

Из проделанной работы можно сделать выводы, что холодная сварка является подходящим методом получения интерметаллида на основе Ni₃Al. Результаты микроскопического анализа показывают, что центральная часть композита имеет однородное строение, из-за чего значение микротвердости значительно возрастает.

Библиографический список

1. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
2. Поварова К.Б., Банных О.А., Анализ принципов создания жаропрочных суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al // Международная научно-техническая конференция «Научные идеи С. Т. Кишкина и современное материаловедение», Москва: ВИАМ, 2006. С. 11-21.
3. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1962. Т. 1,2. 1188 с.
4. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1970. Т. 1.456 с. Т.2. 472 с.
5. Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1973. 760 с.
6. Knoder H. // Acta Crystallogr. 1957. V. 10. P. 86-87.
7. Taylor A., Doyle N.J. // J. Appl. Crystallogr. 1972. V. 5. N 3. P. 201-215.
8. Е.Р. Голубовский, Н.Г. Бычков, А.Ш. Хамидуллин, О.А. Базылева, Экспериментальная оценка кристаллографической анизотропии термической усталости монокристаллов сплава на основе Ni₃Al для высокотемпературных деталей АГТД (Июнь 2011)
9. Гуревич С. М., Справочник по сварке цветных металлов, изд. 2-е, 1990
10. Бутягин, П. Ю. Разупорядочение структуры и механохимические реакции в твердых телах / П. Ю. Бутягин // Успехи химии. – 1984. – Т. 53. – № 11. – С. 1769-1789.

УДК 621.777

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛОДНОКАТАНЫХ, ОТОЖЖЕННЫХ И СВАРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ОПЫТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg, ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ

Баранов В.Н., Сидельников С.Б., Фролов В.Ф., Зенкин Е.Ю., Орелкина Т.А., Константинов И.Л., Ворошилов Д.С., Якивчук О.В., Белоконова И.Н.

*Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, Россия
ОАО «РУСАЛ Братский алюминиевый завод,
г. Братск, Россия
ООО «РУСАЛ ИТЦ»,
г. Красноярск, Россия*

Аннотация: Приведены результаты экспериментальных исследований механических свойств листового проката из опытных алюминиевых сплавов системы Al–Mg, легированных скандием. Установлено, что деформированные и отожженные полуфабрикаты из этих сплавов имеют повышенные прочностные свойства. Испытания сварных образцов, изготовленных из этих полуфабрикатов, показали высокую коррозионную стойкость и прочность сварных соединений.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, скандий, листовой прокат, механические свойства, сварные образцы, коррозионная стойкость.

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF COLD-ROLLED, ANNEALED AND WELDED SEMI-FINISHED PRODUCTS FROM THE TEST ALLOYS OF AL-MG SYSTEM, ECONOMICALLY ALLOYED WITH SCANDIUM

Baranov V.N., Sidelnikov S.B., Frolov V.F., Zenkin, Y.Y., Orelkina T.A., Konstantinov I.L., Voroshilov D.S., Yakivchuk O.V., Belokonova I.N.

*Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia
JSC «RUSAL Bratsk aluminum smelter», Bratsk, Russia
LLC "RUSAL ITC", Krasnoyarsk, Russia*

Abstract: The results of experimental investigation of mechanical properties of sheet metal from an experimental aluminum alloys Al–Mg system alloyed with scandium have been represented. It was estab-

lished that the deformed and annealed semi-finished products of these alloys have higher strength properties. Testing of welded samples made from these semi-finished products showed high corrosion resistance and strength of welded joints.

Keywords: aluminium alloys, scandium, sheet metal, mechanical properties, welded samples, corrosion resistance.

Проблема поиска новых свариваемых алюминиевых сплавов, имеющих более высокие прочностные характеристики, чем существующие промышленные сплавы системы Al–Mg, самым непосредственным образом связана как с созданием новых, более совершенных, образцов новой техники, так и с решением ряда народнохозяйственных задач [1].

Одной из наиболее актуальных проблем научно-технического прогресса является проблема повышения весового совершенства изделий ракетной и авиатехники, судостроения и автомобильной промышленности. Основной путь решения этой проблемы - повышение удельных прочностных характеристик конструкционных материалов за счет применения новых алюминиевых сплавов с повышенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью [2].

Исследованиям в области создания сплавов системы Al–Mg, легированных скандием и изучению свойств изделий, производимых из них, посвящено много научных публикаций, в том числе и зарубежных [3-9]. С целью более глубокого изучения закономерностей формирования механических и эксплуатационных свойств изделий из алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием, сотрудниками компании «РУСАЛ» совместно с учеными института цветных металлов и материаловедения Сибирского федерального университета за последние годы проведен ряд экспериментальных исследований с варьированием химического состава сплавов и режимов их обработки, а также получены опытные партии литых и деформированных полуфабрикатов из них [10].

Заготовки для прокатки были получены методом литья сплавов системы Al–Mg с содержанием скандия от 0,1 до 0,24 %. Их подвергали гомогенизационному отжигу по следующему режиму: нагрев с печью при скорости 1,16 °C в минуту до 350 °C; выдержка при этой температуре в течение 11 часов; повторный нагрев до температуры 425 °C со скоростью 1,25 °C в минуту; выдержка при этой температуре в течение 8 часов; охлаждение на воздухе.

Каждую заготовку прокатывали по принятой схеме деформации, включающей горячую прокатку заготовки толщиной 40 мм, нагретой до температуры 450 °C, до толщины 10 мм, а затем холодную прокатку этих полос до толщины 1 мм. Далее полосы отжигали при температуре 300 °C и времени выдержки 3 часа. В качестве оборудования для прокатки использовался стан ДУО 330 (таблица 1).

По ходу прокатки отбирали образцы для испытаний механических свойств и определяли временное сопротивление разрыву σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение δ для каждого образца исследуемых сплавов.

Механические свойства после холодной прокатки при различной степени деформации ε приведены в таблице 2 (ГП – после горячей прокатки, ХП – после холодной прокатки при различной степени деформации).

Результаты исследований свойств конечных продуктов прокатки (отожженных полос толщиной 1 мм) приведены в таблице 3. Их анализ показывает, что уровень свойств для опытных сплавов, содержащих скандий, достигает по относительному удлинению значений порядка 21 %. При этом предел текучести этих сплавов изменяется от 248 до 318 МПа.

Таблица 1 – Технические характеристики листопркатного стана ДУО 330

Наименование параметра	Величина
Мощность электродвигателя, кВт	90
Напряжение питания сети трехфазное, В	380
Частота тока, Гц	50
Ширина бочки валков, мм	520
Диаметр валков, мм	330
Максимальный развод валков, мм	70
Частота вращения валков, об/мин	10
Максимальное усилие прокатки, МН	1,55
Максимальный момент прокатки, МН·м	0,82

Таблица 2 - Механические свойства образцов опытных сплавов в деформированном состоянии

Сплав	Sc, %	σ_B , МПа				$\sigma_{0,2}$, МПа				δ , %			
		ГП	ХП			ГП	ХП			ГП	ХП		
			40%	60%	80%		40%	60%	80%		40%	60%	80%
1.	0,07	344	426	459	454	172	244	254	267	12,5	9,3	8,7	5,0
2.	0,09	350	438	470	494	225	237	256	274	12,2	8,2	7,4	4,8
3.	0,12	356	447	477	501	232	232	251	267	12,0	8,2	7,0	4,6
4.	0,13	373	460	478	505	235	232	257	372	11,7	8,3	7,0	4,2
5.	0,14	374	464	479	510	233	246	264	270	11,2	8,2	7,0	4,5
6.	0,14	360	465	480	513	245	295	314	278	10,6	8,1	7,0	4,4
7.	0,22	376	467	485	520	254	392	412	472	7,6	7,0	5,0	4,3
8.	0,24	380	476	490	554	250	395	414	488	7,0	6,3	4,6	4,2

Таблица 3 - Результаты исследований свойств отожженных полос толщиной 1 мм

Сплав	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
1.	407	261	21,2
2.	412	248	14,8
3.	425	275	14,3
4.	435	276	12,8
5.	462	277	12,1
6.	463	278	12,0
7.	474	307	10,3
8.	487	318	9,2

Данные по прочностным свойствам полуфабрикатов из опытного сплава 3, содержащего 0,12 % скандия, в сравнении со сплавом-аналогом 5083, не содержащим скандий, приведены в таблице 4 и показали, что прочностные характеристики экономно легированного сплава в значительной степени возросли, как в деформированном, так и в отожженном состоянии.

Таблица 4 – Прочностные свойства образцов листового проката из опытных сплавов в различном состоянии

Толщина образца, мм	Состояние	Прочностные свойства, МПа			
		сплав 5083		опытный сплав	
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2}$
10	горячедеформированное	297	196	356	232
8	горячедеформированное	305	217	372	280
6	горячедеформированное	318	213	387	312
3	холоднодеформированное	394	373	453	429
3	отожженное	277	139	390	277
1	холоднодеформированное	497	359	554	467
1	отожженное	342	187	425	275

Для исследования свойств сварного шва полученные полосы сваривали вдоль (способ 1) и поперек (способ 2) направления деформации с помощью аргонодуговой сварки с присадочной проволокой из сплава 01570 (рисунок 1). Сварка производилась по технологии TIG-AC с использованием сварочного аппарата TIG200P.



Рисунок 1 - Вид сварных образцов

Для оценки характера и степени коррозионного разрушения исследуемых сплавов, в том числе и в зоне сварного шва, в соответствии с ГОСТ 9.021-74 были проведены ускоренные испытания на межкристаллитную коррозию (МКК). Для этого использовали полосы толщиной 3 мм, а также сваренные из них образцы со сварным швом вдоль и поперек направления деформации. Из полос изготавливали образцы на растяжение и помещали их в раствор, содержащий 1 н. раствор хлористого натрия и 0,3 % перекиси водорода (58 г/л NaCl + 10 мл/л 33 %-ного раствора H₂O₂). Температура раствора составляла 18-25 °С, а продолжительность испытаний 24 ч. Со всех сторон образцы омывались раствором, как показано на рис. 2. Образцы перед испытанием на МКК обезжиривали изопропиловым спиртом и высушивали фильтровальной бумагой. Далее проводили травление в течении 2 минут в растворе, содержащем 50 мл азотной кислоты (70 %-ной), 5 мл плавиковой кислоты (48%-ной) и 945 мл воды, при температуре раствора 95±3 °С; затем образцы промывали в холодной воде и освещали в 25-30 %-ном растворе азотной кислоты, после чего еще раз промывали и высушивали фильтровальной бумагой. После окончания испытания образцы промывали под проточной водой и высушивали в печи при температуре 100±5 °С в течение 5 минут.

После этого проводили испытания на разрыв по методике, описанной выше, и определяли механические свойства образцов в зоне сварного шва.

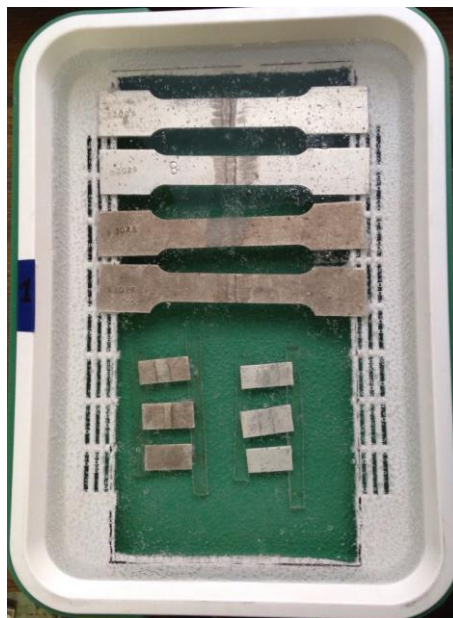


Рисунок 2 - Схема укладки образцов для испытаний на МКК

Результаты исследований для некоторых сплавов приведены в табл.5. Испытания на межкристаллитную коррозию образцов после сварки показали высокую коррозионную стойкость сварных соединений, при этом прочность сварного шва составляет 0,75-0,85 от прочности основного металла.

Таблица 5 – Механические свойства сварных образцов из опытных сплавов

Номер сплава/ образца	Способ получения образцов	Механические свойства образцов после сварки и отжига		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2/1	1	362	246	6
2/2	2	353	293	3,3
3/1	1	361	250	6
3/2	2	334	245	2,6
5/1	1	351	242	5,7
5/2	2	333	240	3,3
6/1	1	344	250	5,8
6/2	2	339	246	3,1

Таким образом, проведенные исследования позволили получить данные по уровню и закономерностям изменения механических свойств от суммарной степени деформации листового проката из новых сплавов системы Al–Mg, легированных скандием в пределах 0,10-0,24%, в различном состоянии (горяче-, холоднодеформированном, отожженном и сварном). Эти данные будут использоваться при освоении технологий литья и обработки этих сплавов в промышленных условиях.

Статья подготовлена с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 03.G25.31.0265 «Разработка экономнолегированных высокопрочных Al–Sc сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. №218.

Библиографический список

1. Горбунов, Ю.А. Роль и перспективы редкоземельных металлов в развитии физико-механических характеристик и областей применения деформируемых алюминиевых сплавов / Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2015. Т. 8. № 5. С. 636 – 645.
2. Белов, Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов/ Н. А. Белов. – Москва: Изд. Дом МИСиС, 2010. – С.511.
3. Chunchang Shi, Liang Zhang, Guohua Wu, Xiaolong Zhang, Antao Chen, Jiashen Tao. Effects of Sc addition on the microstructure and mechanical properties of cast Al-3Li-1.5Cu-0.15Zr alloy. - Materials Science & Engineering. – 2017. - A680. - p. 232–238.
4. Pedro Henrique R. Pereira, Ying Chun Wang, Yi Huang, Terence G. Langdon. Influence of grain size on the flow properties of an Al-Mg-Sc alloy over seven orders of magnitude of strain rate. - Materials Science & Engineering. – 2017. - A685. - p. 367–376.
5. S. Mondol, T. Alamb, R. Banerjee, S. Kumar, K. Chattopadhyay. Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy. - Materials Science & Engineering. – 2017. - A687. - p. 221–231.
6. Mengjia Li, Qinglin Pan, Yunjia Shi, Xue Sun, Hao Xiang. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple rolling. - Materials Science & Engineering. - 2017. - A687.– p.298–305.
7. Yu. Buranova, V. Kulitskiy, M. Peterlechner, A. Mogucheva, R. Kaibyshev, S.V. Divinski, G. Wilde. Al₃(Sc, Zr) - based precipitates in Al–Mg alloy: Effect of severe deformation- Acta Materialia. – 2017. – 124. - p. 210–224.
8. Fuller C. B. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II coarsening of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates / C. B. Fuller, D. N. Seidman // Acta Materialia. – 2005. – V. 53. – № 20. – P. 5415–5428.
9. Иброхимов С.Ж. Влияние скандия на физико-химические свойства сплава AlMg4 / С.Ж. Иброхимов, Б.Б. Эшов, И. Н. Ганиев, Н. Ф. Иброхимов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2014. – т. 16 – №4. – С. 256–260.
10. Baranov V. N., Sidelnikov S. B., Bezrukikh A. I., Zenkin E. Y., Research of rolling regimes and mechanical properties of cold-rolled, annealed and welded semi-finished products from experimental alloys of Al– Mg system, economically alloyed by scandium // Tsvetnye Metally. 2017. No. 9. pp. 83–88.

КОМПЛЕКСНЫЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Балановский А.Е.¹, Штайгер М.Г.², Кондратьев В.В.¹, Карлина А.И.¹

¹*Иркутский национальный исследовательский технический университет,*

г. Иркутск, Россия, kvv@istu.edu

²*УК Мечел Сталь,*

г. Москва, Россия, stayger75@yandex.ru

Аннотация. Проведены комплексные исследования с применением современных методов металлографического анализа с марганцовистой стали. Рассмотрен механизм фазовых и структурных превращений в интервале температур нагрева образцов из стали 110Г13Л под закалку от 920 до 1100°C. Определена оптимальная температура нагрева для экономии энергоресурсов.

Ключевые слова: закалка, микротвердость, мартенсит, износостойчивость.

COMPREHENSIVE METALLOGRAPHIC INVESTIGATIONS OF STEEL 110G13L AFTER HEAT TREATMENT

Balanovsky Andrey E.¹, Shtayger Maxim G.², Kondrat'ev Viktor V.¹,
Karlina Antonina I.¹

¹*National Research Irkutsk Technical University,*

Irkutsk, Russia, kvv@istu.edu

²*MC Mechel Steel,*

Moscow, Russia, stayger75@yandex.ru

Abstract. Comprehensive studies using modern methods of metallographic analysis of manganese steel. The mechanism of phase and structural transformations in the temperature range of heating of samples of steel 110G13L for hardening from 920 to 1100°C. the optimal heating temperature to save energy.

Key words: hardening, micro-hardness, martensite, wear resistance.

В настоящее время, как и раньше, основное место в производстве режущего рабочего органа машин для земляных работ занимают марганцовистые стали, в большинстве сталь марки 110Г13Л или сталь Гатфильда [1]. Сталь Гатфильда достаточно хорошо изучена и широко используется для производства износостойких деталей работающих в ударно-абразивных условиях работы машин [1,2]. Надо отметить то уникальное ее свойство, как превращение первоначальной аустенитной структуры в структуру в мартенсита при достаточной степени удара (наклеп). В результате этого происходит повышение твердости в процессе эксплуатации при сохранение высокой вязкости. Однако, при эксплуатации деталей оборудования или машин в условиях без ударных нагрузок, выше упомянутое уникальное свойство теряется и наоборот происходит очень сильный износ. По износостойкости, отпускной хрупкости, устойчивости к высоким статическим и динамическим нагрузкам, высокомарганцовистая аустенитная сталь 110Г13Л намного превосходит другие аналогичные стали. При деформации на 60-70 % твердость стали 110Г13Л увеличивается в 2-2,5 раза, что объясняется большими искажениями кристаллической решетки, дроблением блоков мозаики, наклепом и даже образованием структуры мартенсита в поверхностных слоях [1,2].

В практике часто требуется металл, который хорошо работал бы на изнашивание, как при высоких, так и при малых ударных нагрузках (такое промежуточное свойство имеет композиционные металлы или сплавы) [3,4]. Известно, что в литом состоянии сталь 110Г13Л имеет аустенитную структуру с карбидными включениями. Величина зерна в стали зависит от толщины стенки изделия. При больших толщинах наблюдается крупное зерно с пониженным пределом прочности и низкими пластическими свойствами. Считается, что в случае абразивного износа структура аустенита с включениями карбидов обладает повышенной износостойчивостью [1]. При кристаллизации литой стали в условиях медленного охлаждения карбидные включения в структуре располагаются в основном по границам зёрен, вследствие чего литые изделия с такой структурой обладают низкой сопротивляемо-

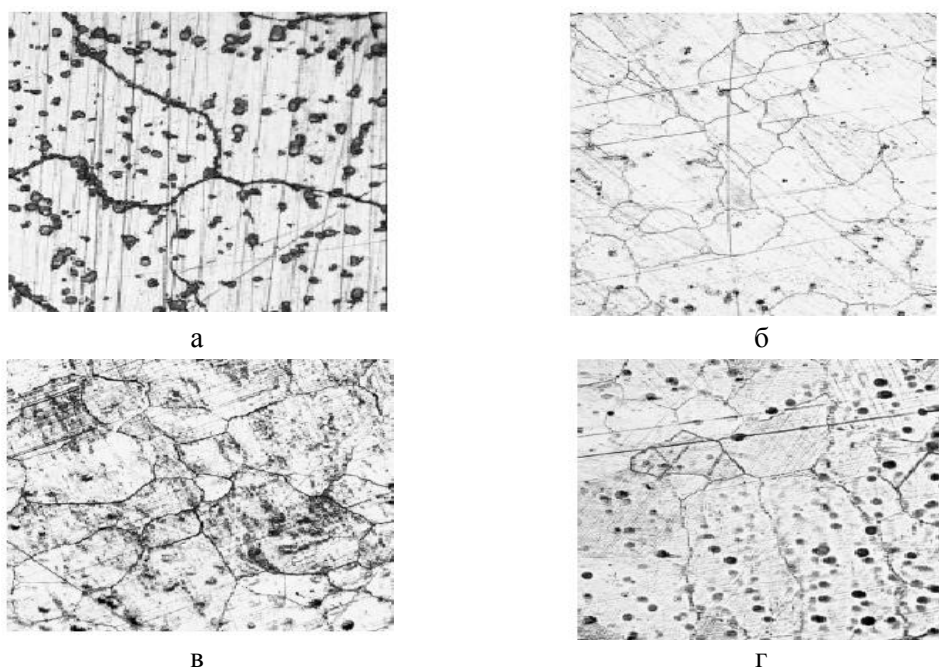
стью хрупкому разрушению. Общепринятый режим термической обработки такой стали – закалка в воде от температуры 1100–1150 °С, при этом скорость нагрева до закалочной температуры ограничивается 70–150 °С/ч [1,2]. Это объясняется тем, что карбиды цементитного типа, образующиеся в процессе кристаллизации отливки, имеют различную термодинамическую активность углерода[1]. Такие невысокие скорости нагрева вкупе с достаточно высокой закалочной температурой, а также с зачастую требующимися длительными выдержками делают процесс термической обработки стали 110Г13Л достаточно длительным и энергоемким.

Одним из путей сокращения времени термической обработки, на наш взгляд, является понижение закалочных температур до некоторых разумных теоретически обоснованных величин. Целесообразность закалки всех отливок от одной температуры 1100°С является не совсем оправданной, ведь согласно диаграмме Fe–Mn–C, например, для стали с содержанием углерода 0,90 % структура чистого аустенита может быть обеспечена нагревом до 860 °С[4]. Для экспериментальной проверки выдвинутого предположения в условиях литейного цеха завода тяжелого машиностроения (Иркутск) были отобраны отливки из 5 разных плавов и проведены исследования. В отливках разных плавов содержание углерода варьируется от 0,90 % до 1,25 %.

В данной работе представлены результаты комплексного металлографического исследования проведенного на базе ИрННТУ. Изучение структуры и фазового состава сплавов проведено с помощью классических методов исследования, таких как, электронная микроскопия, рентгено дифракционный фазовый и рентгеноспектральный элементный анализы измеряли с использованием растрового электронного микроскопа.

Для проведения исследований использовали: электронный сканирующий микроскоп с приставкой EBSD позволяющая делать дифракцию обратно рассеянных электронов. Была получена карта распределения ориентировок кристаллитов аустенита, (относительно системы координат, привязанной к исследуемому образцу), с раскраской в цвета, соответствующие стереографическому треугольнику обратной полюсной фигуры, статистика их размеров, отображение текстурных компонент на полюсных фигурах осуществляемыми в один проход. Рентгеноструктурный метод использовали для определения фазового состава, физического уширения интерференционных линий и параметра решетки. Съемка велась на дифрактометре, снабженным аппаратно-программным комплексом для автоматического управления и регистрации результатов.

Оптическая микроскопия. На рисунке 1 представлены результаты оптической микроскопии образцов нагретых до различных температур. На рисунке 1,а представлена микроструктура аустенитных зерен образцов нагретых до температуры 920°С, с разбросанными частицами карбидов, как в объеме зерна, так и по границам зерен. На рисунке 1,б до температуры 980°С, карбидных частиц стало меньше, т.е. протекает процесс растворения карбидов.

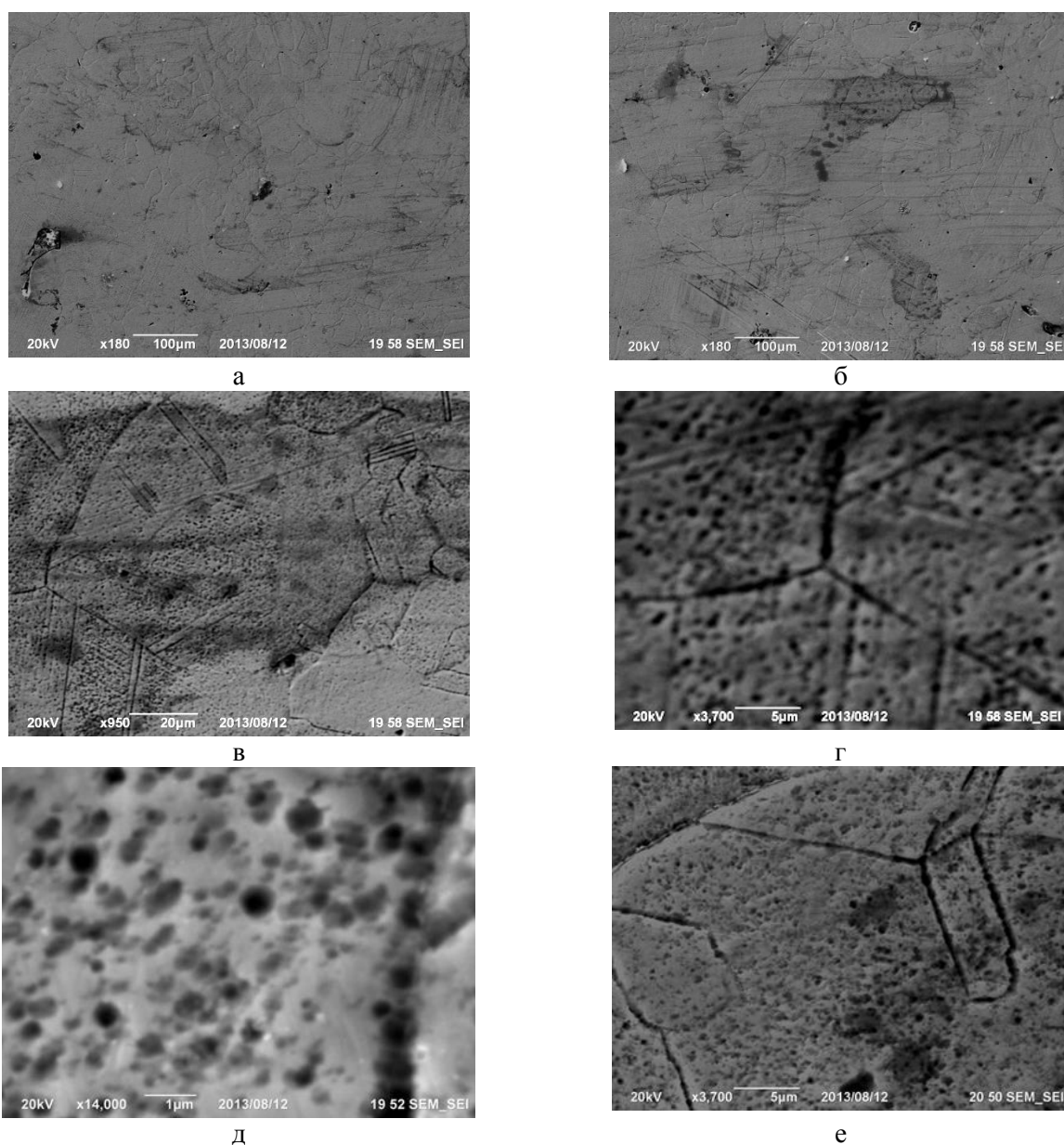


а– микроструктура аустенитных зерен; б– растворение карбидных частиц; в, г– темные пятна

Рисунок 1 - Распределение карбидов в образцах стали 110Г13Л нагретых до различных температур

На рисунке 1, в образцы нагревались до температуры 1050° С, появляются темные пятна, аустенитное зерно увеличивается, карбидные частицы растворяются. При и нагреве до температуры 1100°С появляются множественные углубления в площади исследуемого зерна.

Электронная микроскопия. На рисунке 2 показаны микрофотографии поверхности стали после закалки. Структурные исследования показали, что на фоне аустенитной структуры наблюдаются мелкие карбидные включения расположенные по границам зерен. Данная структура приводит к снижению прочностных свойств металла. Такая структура связана с неверно выбранными режимами под термическую обработку т.к. не были учтены перепады температур при переносе корзины с отливками от печи до закалочного бака, температура садки понизилась, что стало причиной повторного выпадения карбидов. В аустенитных зернах видны следы пластической деформации скольжением и двоиникованием. Явных дефектов структуры не выявлено. Необходимо отметить, что протравленная поверхность образца (рисунок 2, а) имеет следы неметаллических включений, а также следы потемнения отдельных местах (рисунок 2, б) и углубления шаровидной формы (рисунок 2, в). Зерна аустенита крупные и имеют классические границы (рисунок 2, г) (тройной стык). Тело зерна буквально усеяно шаровидными глумлениями (рисунок 2, в, г, д) Идентифицировать эти углубления шаровидной формы, как карбиды не предоставляется возможным - т.к. при большем увеличении в этих местах ничего нет (рисунок 2, д).



а – следы неметаллических включений; б – углубления шаровидной формы; в, г, д – тело зерна буквально усеяно шаровидными глумлениями; е – полос сдвиговой деформации.

Рисунок 2 - Электронные фото микроструктуры стали 110Г13л

В структуре исследуемых образцов наблюдалось большое количество полос сдвиговой деформации (рисунок 2, е). Известно, что в стали 110Г13Л ударная вязкость примерно в четыре раза больше, чем в образцах, в структуре которых эти полосы отсутствуют. В тоже время детальный анализ границ зерен показал, что «рыхлые» изъедены шаровидными углублениями. Можно ли считать их (шаровидные углубления) как место нахождения карбидов, которые были удалены искусственно в процессе механической полировки образца? Вопрос дискуссионный т.к. анализ литературы показывает, что не смотря на подготовку (механическую полировку) образцов карбидные фазы в стали 11Г13Л сохраняются на поверхности, и их хорошо видно в микроскоп (оптический и электронный). В нашем случае нельзя однозначно по результатам электронной микроскопии говорить о наличии в аустените карбидной фазы т.к. шаровидные углубления могут только теоретически являться местами расположения карбидов и которые возможно были удалены в результате полировки. Характерным для микроструктуры всех микрошлифов являлось наличие полигональных зёрен аустенита, внутри которых имелись линии сдвига (двойникования). Эти линии были приблизительно параллельны в пределах каждого зерна и имели определённую ориентацию. Следы линий пластической деформации различной степени наблюдались в подавляющем числе зёрен независимо от места изучения микроструктуры.

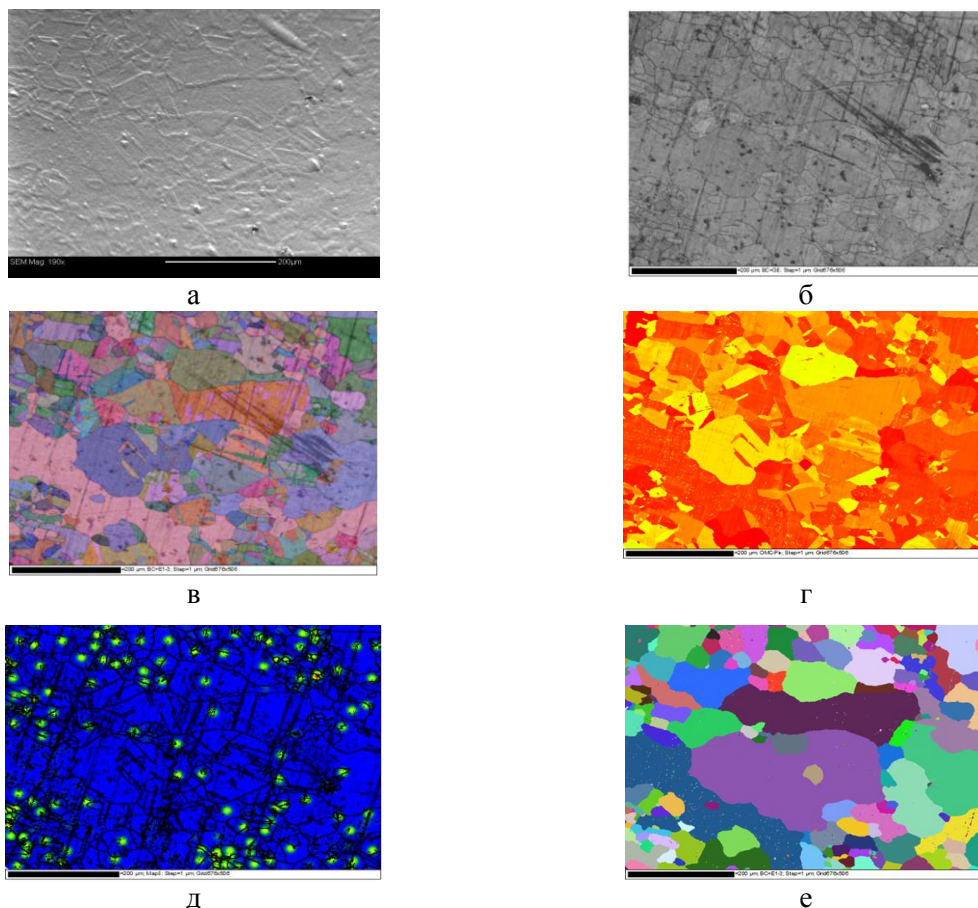
EBSD анализ. После проведения электронной микроскопии, представленный образец был повторно отполирован и прошел дополнительно ионную полировку для проведения EBSD анализ (рисунок 3, а). Сформировавшаяся микроструктура изучалась с помощью автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ, соответственно) использовалась разориентировка 15градусов. Под зёрнами понимались кристаллиты со всех сторон окруженные БУГ, а за размер зерна принимали диаметр круга, площадь которого эквивалентна площади зерна на EBSD-карте (рисунок 3, б).

В результате сканирования исследуемой поверхности образца пучком электронов и формирования дифракционной Кикучи–картины с каждой из точек сканирования получена информация о распределении границ зерен по углам раз ориентировки, выявлены содержание и номенклатура специальных границ. Гистограмма распределения границ зерен по углам раз ориентировки в структуре образца стали характеризуется наличием острого пика в районе угла разориентировки около 2° и свидетельствует о безусловном преобладании малоугловых границ, содержание которых в структуре составляет $\sim 90\%$.

На границу зерен были наложены двойникованные зерна (рисунок 3, в). Известно[6,7], что если два зерна, разориентированные по отношению к общим для обоих зерен кристаллографическим осям поворота, образуют границу, то часть атомов этих зерен может оказаться на общей «сверхрешетке» – решетке совпадающих узлов (PCY). Большеугловые границы с определенным количеством мест совпадения являются специальными. Они имеют упорядоченную структуру со своим периодом и особыми свойствами, характеризуются высокой плотностью совпадающих узлов и пониженной энергией. Строение специальных границ фасетчатое, фасетки имеют определенную ориентировку вдоль зернограницных плоскостей с низкой энергией. Двойниковые границы наиболее известны среди высокоугловых специальных границ. Двойниковая граница $\Sigma 3$ – уникальный тип PCY. Она не только характеризуется максимальной плотностью совпадающих узлов (каждый третий узел является общим) и минимальной энергией высокоугловых границ, но и созданными своими собственными механизмами деформации или двойникового роста. Двойниковые границы, наряду с границами зерен, влияют на предел текучести и предел прочности [7,8]. Двойниковые границы имеют совершенное строение. Такая граница обеспечивает значительное сцепление кристаллов (имеет низкую энергию), чем более часто встречаются такие места в границе, тем ниже ее энергия[8]. Ориентация между двумя кристаллографическими координатными системами может быть определена парной системой обозначений угол–ось $\theta[uvw]$. Одна координатная система может быть наложена на другую путем поворота на угол θ вокруг общей оси $[uvw]$, т.к. ось поворота и направление $[uvw]$ совпадают в обеих координатных системах. Парную систему обозначений угол–ось используют при разориентации границы зерна. Две взаимопроникающие решетки могут быть выравнены путем единственно возможного поворота вокруг общей оси $[uvw]$ на угол θ .

На рисунке 3,а двойниковые границы представлены общим $[111]$ направлением и углом вращения 60° . Анализ результатов представленных на рисунке 3,б, показывает, что после закалки в структуре образца стали 110Г13Л сформировались специальные двойниковые границы $\Sigma 3$ $60^\circ <111>$, концентрация которых составляет 0,813 %. Были измерены напряжения 2 рода (рисунок 3) в (в аустенитных зернах максимальные напряжения обозначены красным цветом). Наглядное изображение рисунка 3, г показывает нам, что образец находится в напряженном состоянии. Локальные напряжения в местах шаровидных углублений показаны на рисунке 3, д. На рисунке 3,е представлена общая картина распределения зерен в образце и их диаметр. В ходе исследований установлено, что с одной

стороны большие зерна занимают весь объём, но это только на первый взгляд, мелких зерен больше и кроме того имея двойники в пределах одного зерна программа считает их как единое зерно.



а – микрорельеф полированной поверхности; б- зеренная структура с четкими границами; в-зерна с двойниковыми границы (угол вращения 60°), специальные двойниковые границы $\Sigma 3$ 60° $\langle 111 \rangle$; г– напряжения 2 рода в аустенитных зернах(красный цвет); д – локальные напряжения в местах шаровидных углублений; е – общая картина распределения зерен

Рисунок 3 - EBSD анализ образцов из стали 110Г13Л

Рентгеноструктурный анализ. Представленная диаграмма пиков (рисунок 4), интенсивности спектров однозначно указывает на фазу аустенита в представленном образце (красно –синие спектры совпадения на диаграмме). Вместе с тем небольшой пик интенсивности не идентифицирован нами по причине отсутствия эталонных пиков в международной базе эталонов. Были перепробованы эталоны всех имеющих карбидов железа марганца, хрома и т.д. сульфидов, но не один не подошел.

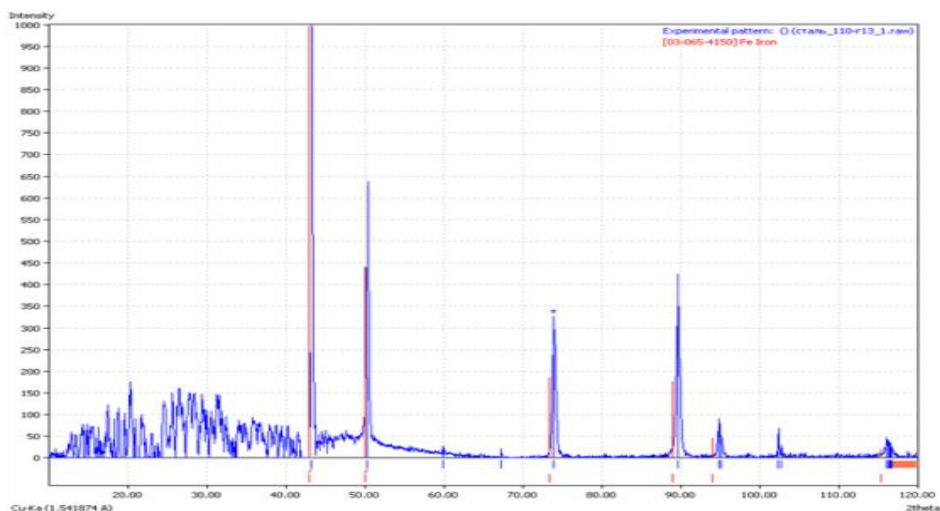


Рисунок 4 - Рентгенограмма образца из стали 110Г13Л

Таким образом проведенные нами комплексные металлографические исследования позволили уточнить механизм фазовых и структурных превращений в интервале температур нагрева образцов из стали 110Г13Л под закалку от 920 до 1100°C. Это позволяет в условиях реального производства производить корректировку режимов термообработки отливок из стали 110Г13Л. Температура закалки в условиях завода может быть снижена как минимум на 50-90°C, что позволит экономить энергоресурсы.

Библиографический список

1. Черняк С. С., Бройдо В.Л. Повышение эксплуатационной стойкости конструкций и деталей горных машин для работы в условиях Севера. Иркутск, 2001. – 352 с.
2. Мулякко Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л. // Известия Челябинского научного центра. –2001. –№ 4 (13). –С. 28–30.
3. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор Часть1) // Упрочняющие технологии и покрытия. –2015. –№12(132).–С.18–30.
4. Балановский А.Е. Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей // Упрочняющие технологии и покрытия – 2015г. – №6 (126). – С.27–32
5. Гюи В.В., Балановский А.Е., Кондратьев В.В. О поверхностном модифицировании стальных литых заготовок при плазменно-дуговом переплаве // Металлургия машиностроения. – 2017. – №1. – С.9–15.

УДК 621.777

РАЗРАБОТКА НОВОЙ СИСТЕМЫ КРЕПЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНТЕЙНЕРА В УСТАНОВКЕ КОНФОРМ

Горохов Ю.В., Губанов И.Ю., Иванов А.Г.

*Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, Россия, AGIvanov@knfmp.net*

Аннотация: Рассмотрены технические и конструктивные особенности установки получения пресс – изделий из цветных металлов и сплавов непрерывным прессованием способом Conform. Цель данной работы – разработка системы крепления башмака и фиксирования его в рабочем положении на установке Conform для реализации условия стабильного протекания процесса непрерывного экструдирования металла в отверстие пресс – матрицы. В работе предложена конструкция прессового узла установки.

Ключевые слова: установка Conform, прессование цветных металлов, непрерывная экструзия, металлообработка.

DEVELOPMENT OF NEW SYSTEM OF FIXING ELEMENTS CONTAINER IN CONFORMING INSTALLATION

Gorokhov Y.V., Gubanov I.Y., Ivanov A.G.

*Siberian Federal University,
Krasnoyarsk, Russia, AGIvanov@knfmp.net*

Abstract: The technical and design features of the plant for the production of press products from non-ferrous metals and alloys by continuous pressing by the Con-form method are considered. The aim of this work is to develop a system for fixing the shoe and fixing it in the working position at the Conform plant to realize the condition of a stable process of continuous extrusion of metal into the hole of the press matrix. The design of the press assembly of the plant is proposed.

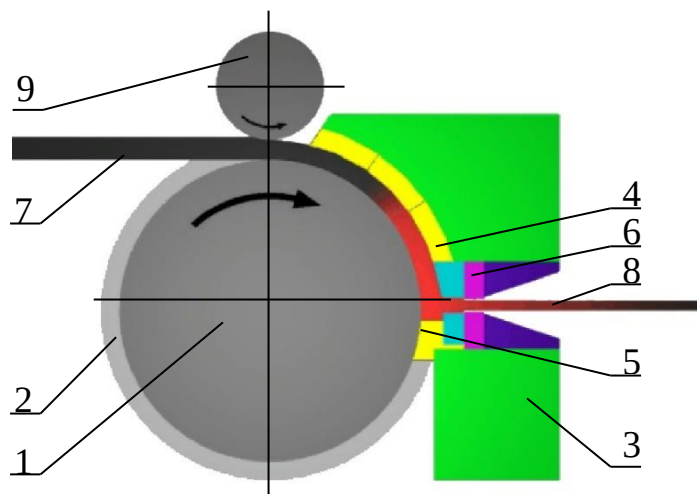
Key words: Conform installation, non-ferrous metal pressing, continuous extrusion, metalworking.

Изучение новых возможностей процесса Конформ при изготовлении продукции из сплавов на основе алюминия и меди, остается весьма актуальной задачей для зарубежных и отечественных исследователей, что подтверждает возросший объем публикаций в технической литературе таких стран, как Россия, Япония, Китай, Корея и др. [1-8]. Последние достижения в области разработки процессов

непрерывного прессования сплавов цветных металлов позволяют заменить мелкосортный прокатный стан более универсальными установками непрерывного прессования Конформ. Ведущими в этом направлении фирмами Babcock Wire Equipment и Holton Machinery LTD с середины 70-х годов прошлого столетия, а фирмой Dalian Konform Technical Co., Ltd. с 2008 года реализовано несколько тысяч линий, действующих по способу Конформ, для производства прессованных профилей из цветных металлов. Однако в нашей стране исследование этого метода непрерывного прессования весьма ограничено в силу ряда причин, основной из которых является недостаточный объем результатов теоретических исследований, необходимых для проектирования и эксплуатации прессового инструмента, оборудования, разработки технологических режимов обработки металлов в промышленных условиях. Дальнейшее совершенствование этого процесса связано, прежде всего, с проведением НИОКР, направленных на повышение его технико-экономических показателей.

Способ Конформ основан на применении разъемного контейнера, неподвижная часть которого, (рис 1) называемая башмаком, сопрягается с канавкой (ручьём) по периферии приводного колеса, причем в башмаке установлена матрица и кольцевая вставка с упором, перекрывающим поперечное сечение ручья колеса [9-10]. Давление экструдирования достигается за счет напряжения контактного трения между поверхностью ручья и подаваемой в него заготовкой. Поэтому величина контактной площади заготовки с подвижной частью контейнера определяет давление прессования, крутящий момент на валу колеса и мощность привода установки, т. е. энергосиловые параметры процесса непрерывного прессования.

При подаче прутка в зазор между ручьем колеса 2 и прижимным валком 9 происходит обжатие заготовки, при этом возникает сила контактного трения по поверхности подвижной части контейнера. Эта сила нарастает по мере продвижения металла в камеру прессования, образуемую поверхностями башмака и ручья колеса. Участок прутковой заготовки, задаваемой в ручей колеса 2, состоит из зоны неполного контакта, на которой создается сила трения, необходимая для распрессовки по сечению контейнера металла по зоне полного контакта. Назначение этой зоны – создание силы контактного трения, достаточной для экструдирования заготовки 7 в отверстие матрицы 6.



1 - рабочее колесо; 2 - кольцевая канавка; 3 – башмак; 4 - кольцевая вставка;
5- упор; 6 – матрица; 7 – заготовка; 8 – пресс – изделие; 9 – прижимной валок

Рисунок 1 - Схема непрерывного прессования способом Конформ:

Величину контактной площади заготовки с подвижной частью контейнера в зоне полного контакта можно определить из уравнения баланса мощностей сил активного трения по поверхности ручья колеса, необходимых на формоизменение металла и преодоление реактивных сил трения по неподвижному инструменту:

$$N_A = N_T + N_F + N\tau, \quad (1)$$

где: N_A – активная мощность, подводимая в очаг деформации;

N_T – мощность сил трения по неподвижной части контейнера;

N_F – мощность формоизменения металла в очаге деформации;

$N\tau$ – мощность сил трения по входной части матрицы.

В результате решения уравнения (1) получены значения величины центральных углов φ_1 (2) и

$\varphi_2(3)$, стягивающих дуги зон полного и неполного контакта.

$$\varphi_1 = \frac{2bh \ln\left(\frac{R}{r}\right)}{\sqrt{3}\mu((2h+b)R_2 - bR_1)} \left\{ \frac{2\mu}{\sin \beta} + \frac{1}{27\left(\tan \frac{\beta}{2}\right)^2} \left[\left(12 + 9\left(\tan \frac{\beta}{2}\right)^2\right)^{\frac{3}{2}} - 12^{\frac{3}{2}} \right] \right\} \quad (2)$$

$$\phi_2 = \frac{Kbh_1}{\mu R_K(2h_1 + b)} \quad , \quad (3)$$

где: R_K – радиус колеса до середины высоты ручья;

R_1, R_2 – радиус колеса до вершины и дна ручья, соответственно;

h, b – высота и ширина кольцевого контейнера; $R_1 - R_2 = h = b$;

K – эмпирический коэффициент [8];

R – радиус большего основания входного конуса матрицы;

r – радиус калибрующего отверстия матрицы;

β – входной угол матрицы;

μ – показатель трения;

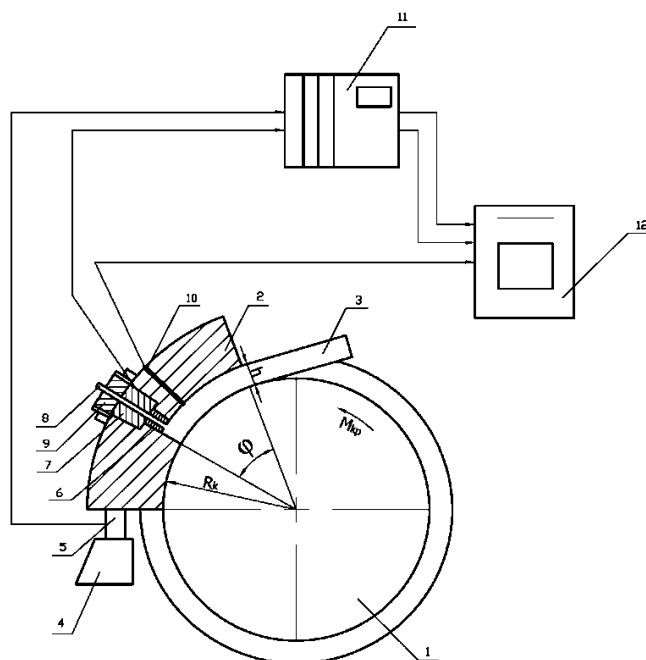
ω – угловая скорость вращения колеса;

h_1 – начальная высота обжатой валком заготовки, поступающей в контейнер.

Суммируя углы φ_1 и φ_2 , можно найти угол охвата кольцевым сегментом ручья приводного колеса φ и протяженность контейнера:

$$L_{\text{конт}} = R_K (\varphi_1 + \varphi_2) = R_K \varphi \quad (4)$$

С целью повышения оперативности проектирования установок Конформ по результатам вышеизложенных расчетов составлены программы, предназначенные для системы автоматизированного проектирования рабочего инструмента при непрерывном прессовании профилей из цветных металлов на установке Конформ, где определяющее значение имеет правильный выбор размеров контейнера и входного угла матрицы. Достоверность полученных теоретических зависимостей была подтверждена серией опытов на лабораторной установке Конформ (рисунок 2).



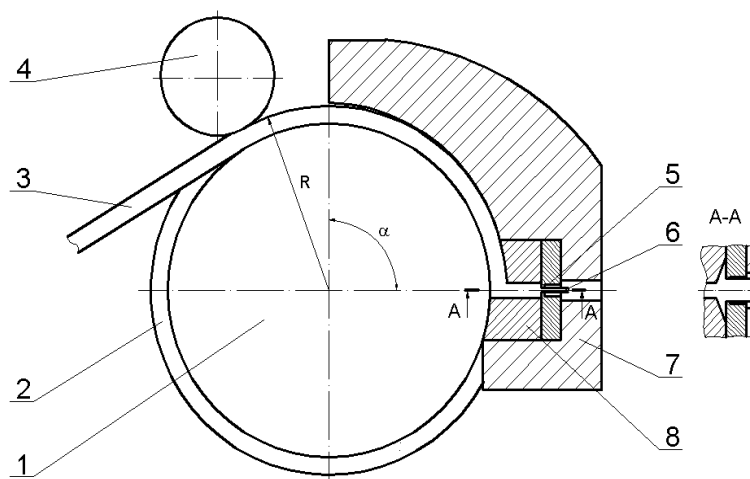
1 – приводное колесо с калибром; 2 – кольцевая вставка; 3 – заготовка; 4 – упор; 5 – мессдоза момента; 6 - пресс-матрица; 7 - мессдоза давления; 8 - пресс-изделие; 9 - упорная гайка; 10 – термопара; 11 – усилитель; 12 – осциллограф

Рисунок 2 – Схема экспериментальной установки для непрерывного прессования методом Конформ

На рисунке 3 приведен общий вид установки Конформ фирмы Dalian Conform Technical Co., Ltd, [6] конструкция которой не имеет принципиальных отличий от описанных выше и применяется в основном при экструдировании профилей с использованием форкамер (рисунок 4). Результаты исследований в этом направлении представлены в работах.



Рисунок 3 - Общий вид установки Конформ фирмы Dalian Conform Technical Co., Ltd [6].



1 – приводное колесо; 2 – кольцевая канавка (ручей колеса); 3 – прутковая заготовка; 4 – прижимной ролик; 5 – матрица; 6 – пресс-изделие; 7 – башмак; 8 – корпус форкамеры с выступом матрицедержателя

Рисунок 4 - Схема Конформ с расширяющейся форкамерой

В процессе промышленной эксплуатации установок Конформ были выявлены некоторые недостатки, связанные с фиксированием башмака в радиальном относительно колеса направлении путем его крепления к элементам стоек станины. При этом отсутствие связи между системами крепления башмака и вала рабочего колеса снижает жесткость конструкции и приводит к повышенным радиальным нагрузкам на подшипники вала колеса в стойках станины. Кроме этого в процессе работы прессового узла сложно надежно контролировать величину зазора между кольцевой вставкой башмака и дном ручья колеса, что, в свою очередь, нарушает стабильность подачи прутковой заготовки к матрице и равномерность скорости истечения металла в отверстие матрицы.

Цель данной работы - разработка системы крепления башмака и фиксирования его в рабочем положении на установке Конформ для реализации условия стабильного протекания процесса непрерывного экструдирования металла в отверстие пресс-матрицы.

Для достижения поставленной цели авторами предложена конструкция прессового узла установки, основные элементы которого представлены на рис. 5, 6. Проектирование элементов привода и рабочих частей опытной установки Конформ проводилось на основании расчетов энергосиловых параметров экструдирования алюминиевых и медных сплавов, значения которых определялись по фор-

мулам, приведенным в технической литературе [6, 10]. Полученные величины использованы при прочностных расчетах деталей прессового узла по известным методикам.

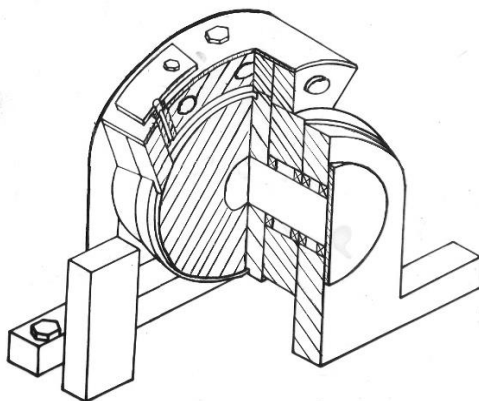
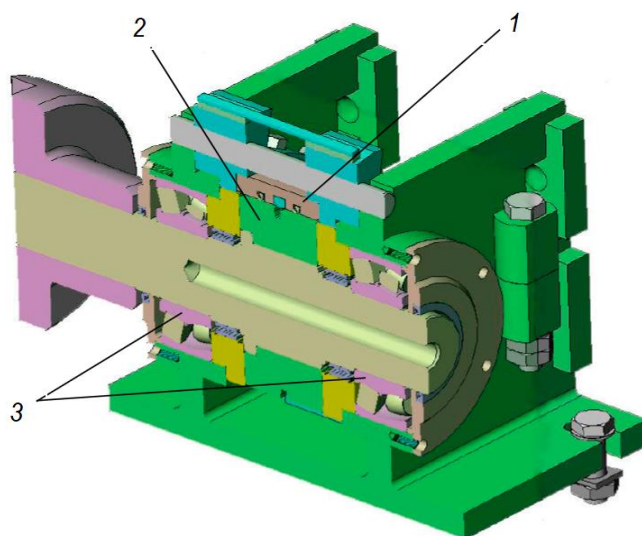


Рисунок 5 - Возможная схема крепления башмака



1 – кольцевая вставка башмака; 2 – колесо с канавкой; 3 - подшипник

Рисунок 6 - Прессовый узел установки Конформ (разрез) с новой системой крепления башмака

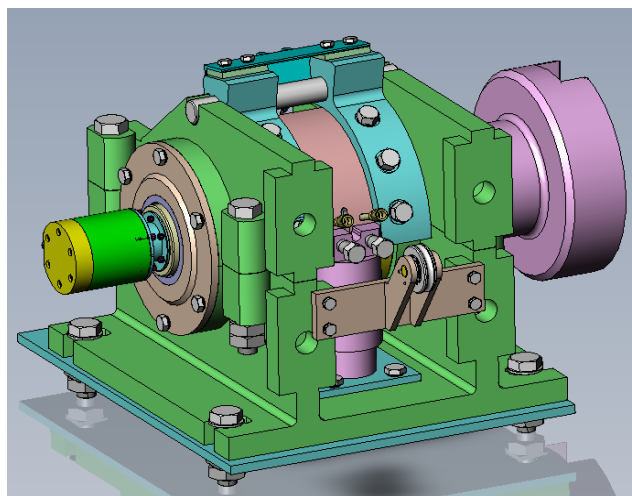


Рисунок 7 - Прессовый узел установки Конформ (общий вид) с новой системой крепления башмака

На рисунках 5-7 видно, что система крепления башмака выполнена с учетом кинематических особенностей процесса прессования Конформ. Для этого предусмотрена фиксация башмака в рабо-

чем положении без влияния радиального биения вала на высоту сечения камеры прессования, обеспечения возможности регулирования положения кольцевой вставки и матрицы в ручье колеса, удобства при замене рабочего инструмента и регистрации энергосиловых и температурных параметров процесса экструдирования металла. Башмак имеет форму кольцевого сегмента, внутренний диаметр которого равен диаметру втулок, посаженных на подшипники качения, надетых на вал по обе стороны бандажа колеса. Башмак внутренней поверхностью прилегает к втулкам подшипников и крепится к ним болтами, причем между поверхностями бандажа колеса и башмака сохраняется зазор определенной величины. Таким образом, башмак, связанный с валом, поворачивается вокруг его оси независимо от вращения рабочего колеса. При этом радиальная сила, действующая на башмак, передается на вал во встречном относительно приложению силы на подшипники крепления вала в стойках станины направлении, уменьшая ее на равновеликую величину. Для размещения вставки и матрицы в башмаке предусмотрен кольцевой фигурный паз типа «ласточкиного хвоста». Вставка, являясь четвертой стороной калибра, входит в него на некоторую глубину, обеспечивая герметичность камеры прессования в радиальном направлении.

Фиксирование башмака относительно канавки в тангенциальном относительно вращения колеса направлении достигается с помощью неподвижного упора, закрепленного в основании станины и обеспечивающего стабильное протекание процесса прессования.

Башмак с установленными в нем матрицей и вставкой крепится к втулкам подшипников болтами. Колесо приводится во вращение запуском электродвигателя. Заготовка определенного профиля подается в калибр, захватывается им и поступает в камеру прессования. Передний конец заготовки достигает матрицы, после чего распрессовывается по поперечному сечению камеры, увеличивая при этом силу контактного трения между стенками ручья колеса и заготовкой до усилия, необходимого для выдавливания изделия в канал матрицы. Процесс подачи заготовки в камеру, ее распрессовка и выдавливание происходят непрерывно по мере вращения колеса.

После производства пуско – наладочных работ на этой установке планируется проведение исследований по отработке технологических режимов получения конкурентноспособной продукции из цветных металлов в свете дальнейшего развития результатов последних достижений в этой области, опубликованных в работах, с целью их промышленного применения.

Библиографический список

1. Mitka M., Gawlik M., Bigaj M., Szymanski W. Continuous Rotary Extrusion (CRE) of Flat Sections from 6063 Alloy // *Key Engineering Materials*. 2015. Vol. 641. P. 183–189.
2. Popescu I.N., Bratu V., Rosso M., Popescu C., Stoian E.V. Designing and continuous extrusion forming of Al-Mg-Si contact lines for electric railway // *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 2013 Vol. 15, P. 712-717.
3. Zhao Y., Song B.-Y., Yun X.-B., Pei J.-Y., Jia C.-B., Yan Z.-Y. Effect of process parameters on sheath forming of continuous extrusion sheathing of aluminum // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2012, 22 (12), P. 3073-3080.
4. Erdmann M. Continuous Extrusion Process // *KGK-KAUTSCHUK GUMMI KUNSTSTOFFE*, 2012, 65, P. 16-19.
5. Fan Z.X., Song B.Y., Yun X.B., Mohanraj J., Barton D.C. An analysis of the contact stress distribution at the surface of the tooling during the CONFORM process // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 223 (4), P. 243-250.
6. Горохов Ю.В., Шеркунов В.Г., Довженко Н.Н., Беляев С.В., Довженко И.Н. Основы проектирования процессов непрерывного прессования металлов. Красноярск: СФУ, 2013. – 268 с.
7. Сидельников С.Б., Горохов Ю.В., Беляев С.В. Инновационные совмещенные технологии при обработке металлов. // *Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии*. 2015. Т. 8. - № 2. С. 185-191.
8. Баузер М., Зауер Г., Зигерт К. Прессование: Справ. рук-во / Пер. с нем. под ред. В.Л. Бережного. М.: АЛЮМСИЛ МВиТ, 2009. – 918 с.
9. Морозов А.А. Непрерывное прессование способом «конформ» // *Инновационная наука*. 2015. № 12-2. С. 104-105.
10. Шеркунов В.Г., Горохов Ю.В., Константинов И.Л., Катрюк В.П., Иванов Е.В. Использование способа Конформ для переработки стружки из алюминиевых сплавов // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2015. № 3. С. 60-63.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ В ШТАМПЕ С ПОДВИЖНОЙ МАТРИЦЕЙ

Евстифеев В.В., Александров А.А., Евстифеев А.В.¹, Ковальчук А.И.²

*Сибирский государственный автомобильно-дорожный
университет (СибАДИ), г. Омск, Россия*

¹ОПО «Иртыш», г. Омск, Россия

*²ОАО «Омсктрансмаш»,
г. Омск, Россия, aleksandrov.omsk@mail.ru*

Аннотация: Представлены расчетные формулы общего вида и разработанная математическая модель процесса прямого выдавливания, которая позволяет определять силовой режим деформирования. Приведены примеры расчета и графики, показывающие возможность определения оптимальной геометрии инструмента и нахождения величины снижения деформирующей силы при использовании штампа с подвижной матрицей.

Ключевые слова: прямое выдавливание, математическая модель, оптимизация, деформирующая сила.

INVESTIGATION OF PROCESSES OF ELECTRIC EMISSIONS IN THE STAMP WITH A MOBILE MATRIX

Evstifeev V.V., Aleksandrov A.A., Evstifeev A.V.¹, Kovalchuk A.I.²

Siberian State Automobile and Highway University (SibADI), Omsk, Russia

¹Public Company "Irtys", Omsk, Russia

²OJSC Omsktransmash, Omsk, Russia, aleksandrov.omsk@mail.ru

Annotation: Calculation formulas of general type and a developed mathematical model of the process of direct extrusion are presented, which makes it possible to determine the force regime of deformation. Examples of calculations and graphs showing the possibility of determining the optimal tool geometry and determining the amount of deformation force decrease when using a die with a moving matrix are given.

Key words: direct extrusion, mathematical model, optimization, deforming force.

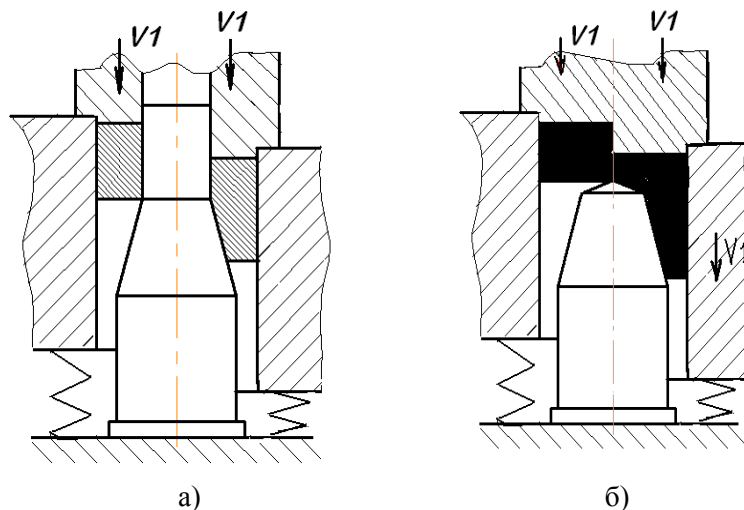
Полые детали, имеющие конические поверхности, находят достаточно широкое применение в различных конструкциях и изделиях. Изготовление таких деталей холодной объемной штамповкой выдавливанием обеспечивает повышение эксплуатационных характеристик за счет возможности получения деталей с ориентированной волокнистой структурой, а также позволяет уменьшить или полностью исключить доработку резанием, что обеспечивает конкурентоспособность продукции.

Использование штампов с подвижной матрицей (рисунок 1) для изготовления деталей с коническими полостями прямым выдавливанием из кольцевых или цилиндрических заготовок позволяет снизить деформирующую силу, поскольку в этом случае силы трения, действующие на поверхности между заготовкой и матрицей, играют активную роль.

Величину деформирующей силы выдавливания можно определить теоретическим методом верхней оценки [1, 2] с использованием схемы процесса и годографа скоростей, приняв плоскую схему деформации.

Годограф скоростей (рисунок 2, б), где из полюсной точки O построены векторы скоростей, с нумерацией, соответствующих блоков, будет иметь одинаковый вид для обеих схем штамповки, показанных на рисунках 2, а и 2, в.

В тоже время при выдавливании в штампе с подвижной матрицей (2, в) затраты на преодоление сил трения, действующих на поверхности контакта между деформируемой заготовкой и матрицей, существенно ниже за счет уменьшения скорости на величину V_1 .



а - между неподвижным контрпуансоном и подвижной матрицей;
б - выдавливание сплошной заготовки в зазор между неподвижным контрпуансоном и подвижной матрицей

Рисунок 1 - Деформирование кольцевой заготовки выдавливанием в зазор

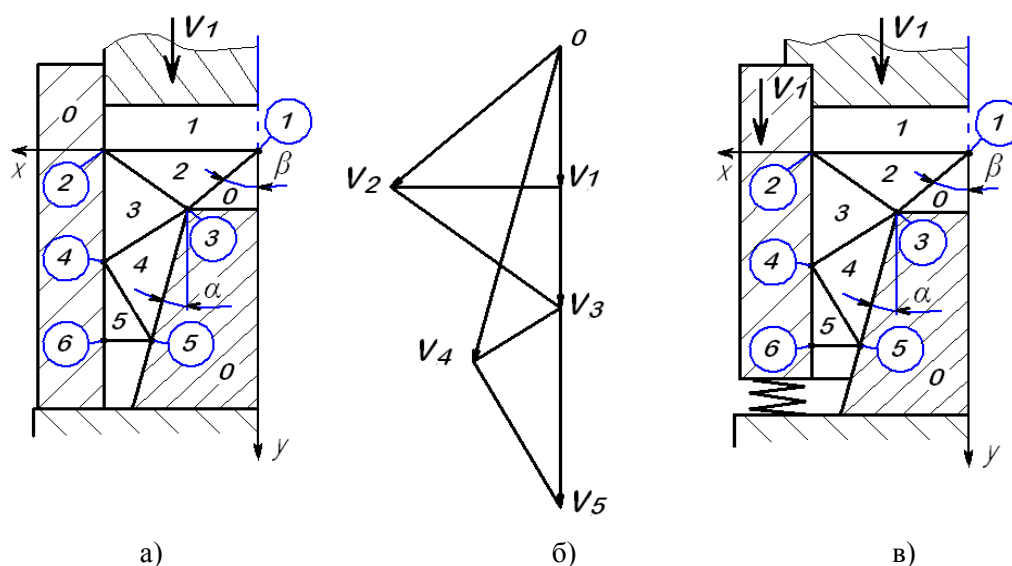


Рисунок 2 - Расчетные схемы: а - выдавливание в штампе с неподвижной матрицей;
б - годограф скоростей, соответствующий этой схеме; в - выдавливание в штампе с подвижной матрицей

Отметим, что построение годографа является наиболее трудоемким расчетным этапом известного теоретического метода [1]. Однако определить величину деформирующей силы выдавливания можно и без построения годографа скоростей, используя только расчетную схему процесса [2]. В этом случае относительная удельная сила q , действующая на пуансоне, представляется суммой, вычисленных по уравнениям (1) и (2), долей этой силы, затрачиваемых на сдвиг и трение по границам блоков в соответствии со схемой процесса пластической деформации.

$$q_i = \mu \frac{l_i}{h_i}, \quad (1)$$

$$q_{ij} = \frac{l_{ij}^2 \cdot \sin \gamma}{h_i h_j}, \quad (2)$$

где: $\mu = \tau_k / \tau_s$; τ_s – предел текучести металла на сдвиг;

τ_k – контактное касательное напряжение,

l_{ij} – длины границ между блоками i и j ; l_i и l_j – длины сторон i -го и j -го блоков параллельные

линиям тока в этих треугольных блоках,
 h_i и h_j – высоты блоков;
 γ – угол поворота линии тока на смежной границе блоков i и j .

Для рассматриваемых схем длины границ треугольных блоков (с учетом принятых обозначений) могут быть выражены через координаты шести узлов (таблица 1) и тригонометрические функции двух углов α и β .

Таблица 1 – Координаты узлов

Номера узлов и координаты узлов					
1	2	3	4	5	6
$x_1 = 0$	$x_2 = R$	$x_3 = r$	$x_4 = R$	$x_5 = r_5$	$x_6 = R$
$y_1 = 0$	$y_2 = 0$	$y_3 = h_0$	$y_4 = l_3$	$y_5 = L$	$y_6 = L$

Уравнение для расчета силового режима процесса:

$$q = q_1 + q_2 + q_3 + q_4 + q_5 + q_{12} + q_{23} + q_{34} + q_{45}. \quad (3)$$

Согласно расчетной схеме: общая высота поковки $(l_1 + L)$, как и координаты 5-го и 6-го узлов, соответствуют требуемым размерам поковки в конечный момент выдавливания; $l_{12} = R$ и параллельна оси X ; начало координат совпадает с 1-м узлом; h_0 – высота 0-го жесткого блока заготовки; l_1 – длина контактной границы 1-го жесткого блока заготовки и матрицы. Учитывая это, найдем длины границ блоков:

$$l_2 = r / \sin \beta, \quad l_{23} = \sqrt{h_0^2 + (R - r)^2}, \quad l_{34} = \sqrt{(l_3 - h_0)^2 + (R - r)^2}, \quad l_4 = (r_5 - r) / \sin \alpha, \\ l_{45} = \sqrt{l_5^2 + (R - r_5)^2}, \quad l_5 = L - l_3.$$

Рассчитаем высоты блоков:

$$h_2 = Rh_0 / l_2, \quad h_3 = R - r, \quad h_4 = [R - r - (l_3 - h_0) \operatorname{tg} \alpha] \cos \alpha, \quad h_5 = R - r_5.$$

Далее по (1) и (2) определим, входящие в правую часть уравнения (3), составляющие:

$$q_1 = \frac{\mu \cdot l_1}{R}, \quad q_2 = \frac{\mu \cdot l_2}{h_2}, \quad q_3 = \frac{\mu \cdot l_3}{h_3}, \quad q_4 = \frac{\mu \cdot l_4}{h_4}, \quad q_5 = \frac{\mu \cdot l_5}{h_5}, \\ q_{12} = \frac{R \cdot \sin \beta}{h_2}, \quad q_{23} = \frac{l_{23}^2 \sin \beta}{h_2 h_3}, \quad q_{34} = \frac{l_{34}^2 \sin \alpha}{h_3 h_4}, \quad q_{45} = \frac{l_{45}^2 \sin \alpha}{h_4 h_5}.$$

Уравнение (3), после подстановки всех найденных составляющих, представляет собой математическую модель, предназначенную для расчета силового режима процесса прямого выдавливания в штампе с неподвижной матрицей (рисунок 2, а). Она позволяет находить теоретическую величину силы деформирования и проводить оптимизацию процесса, определяя геометрические соотношения формообразующего инструмента, при которых выдавливание осуществляется с наименьшими энергетическими затратами. Отметим, что варьирование координатами 1-го, 2-го и 4-го узлов повышает точность расчетов при определении оптимальных соотношений.

При выдавливании в штампе с подвижной матрицей (рисунок 2, в) за счет уменьшения (на величину V_1) относительной скорости перемещения штампуемого металла на поверхности его контакта с матрицей, относительная удельная сила, действующая на пуансоне, снижается, что способствует повышению стойкости деформирующего инструмента. При использовании разработанной математической модели это снижение силы учитывается следующим образом: $q_1 = 0$; q_3 и q_5 умножаются соответственно на $(R - h_3)/h_3$ и на $(R - h_5)/h_5$.

Построенная математическая модель процесса, учитывающая несколько варьируемых параметров, позволяет вычислить их оптимальные значения и найти оптимальные соотношения инструмента, при которых обеспечивается минимум мощности деформации, что показано на рисунках 3-6, где коэффициент μ , учитывающий условия трения на инструменте, изменялся в интервале от 0 до 0,5.

Зависимости на рис. 3 показывают, что при варьировании ординатой узловой точки 4 в очаге деформации, выраженной через l_3 , всегда можно найти такое ее положение (при $r = 5$, $\alpha = 30^\circ$), при котором достигается минимальное значение мощности деформации. Однако для разных соотношений инструмента это положение может существенно различаться. Например, на рис. 4 и 5 показано, что

при $R = 30$, $r_5 = 20$, $l_1 = 15$, $\beta = 45^\circ$, оптимальные величины l_3 и угла конуса α в зависимости от радиуса r , определяющего начальный зазор, и коэффициента трения μ , изменяются значительно.

На рисунок 6 представлены теоретические значения относительной удельной деформирующей силы при оптимальных величинах варьируемых параметров.

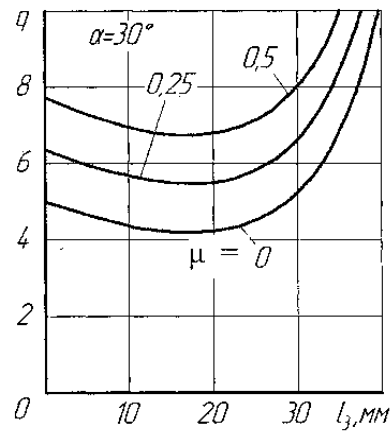


Рисунок 3 - Графики изменения относительной удельной силы в зависимости от l_3 и μ

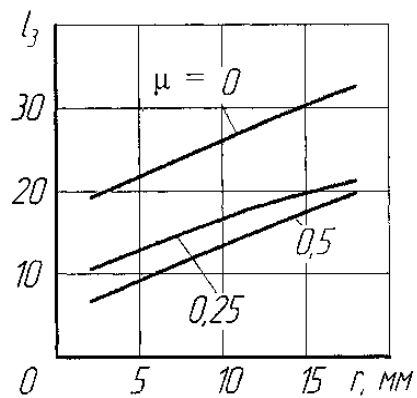


Рисунок 4 - Графики изменения оптимальной величины l_3 в зависимости от r и μ

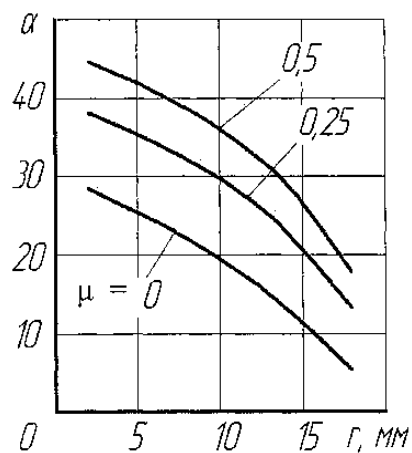


Рисунок 5 - Графики изменения оптимального угла α (град.) в зависимости от r и μ

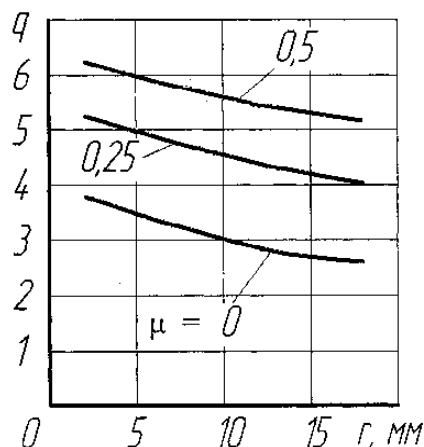


Рисунок 6. - Графики изменения относительной удельной силы при оптимальных l_3

Полученные результаты показывают, что прямое выдавливание заготовки в штампе с подвижной матрицей способствует уменьшению технологической нагрузки, повышающей стойкость деформирующего инструмента, по сравнению не только с прямым выдавливанием в неподвижной матрице, а и с обратным выдавливанием, за счет уменьшения превалирующего влияния сил трения, действующих на поверхности контакта заготовки с матрицей.

Показанный на примере процесса выдавливания в штампе с подвижной матрицей, метод расчета, не требующий построения годографа скоростей, уменьшает трудоемкость разработки математических моделей различных процессов штамповки и может быть использован для вычисления технологической нагрузки и оптимизации геометрии формообразующего инструмента.

Библиографический список

1. Теорияковки и штамповки: учебное пособие // Е. П. Унков, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров, Р. Д. Венгер, Г. Я. Гун, Х. Кудо, Е. Н. Мошнин, А. Г. Овчинников, В. А. Огородников, Е. А. Попов, Х. Л. Д. Пью, В. М. Сегал, Е. И. Семенов, Р. Соуэрби, В. А. Тюрин : Под общ. ред. Е.П. Ункова, А.Г. Овчинникова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1992. – 720 с.
2. Анализ процессов штамповки на основе энергетических методов и унифицированных расчетных схем [Электронный ресурс] : монография / В. В. Евстифеев, А. А. Александров. – Омск: СиБАДИ, 2014. – 1 электрон. опт. диск (DVD-R). – Загл. с этикетки диска.

УДК 621.777

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВ КАТАНКИ ИЗ СПЛАВА АВЕ С ПОМОЩЬЮ СОВМЕЩЕННЫХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ

Сидельников С.Б., Лопатина Е.С., Клейменова Ю.Ю.,
Самчук А.П., Терентьев А.А.

*Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, Россия
Кандалакшский алюминиевый завод
(филиал АО «СУАЛ» «КАЗ-СУАЛ»),
г.Кандалакша, Россия*

Аннотация: Приведены результаты исследований процесса совмещенного литья и прокатки-прессования (СЛИПП) для получения катанки электротехнического назначения из алюминиевого сплава АВЕ. Определены механические свойства и изучена структура катанки. Показано, что катанка, полученная методом СЛИПП, имеет более высокие пластические свойства по сравнению с катанкой, полученной на литейно-прокатном агрегате, и более низкую себестоимость.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, катанка, литейно-прокатный агрегат, процесс совмещенного литья и прокатки-прессования, механические свойства, структура, себестоимость.

STUDY THE PROCESS OF OBTAINING AND PROPERTIES OF WIRE ROD MADE OF ALLOY AVE WITH USING THE COMBINED METHODS OF TREATMENT

Sidelnikov S.B., Lopatina E.S., Kleymenova, Y.Y., Samchuk A.P., Terentyev A.A.

*Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia
Kandalaksha aluminum plant (branch of JSC "SUAL" "KAZ-SUAL"), Russia*

Abstract: The results of studies of the process of combined casting and rolling-extruding (CCRE) to obtain wire rods for electrical purposes from aluminum alloy AVE have been represented. Mechanical properties have been determined and studied the structure of the wire rod. It is shown that the wire rod obtained by CCRE has higher plastic properties compared with wire rod obtained on the casting and rolling unit, and a lower cost price.

Keywords: aluminium alloys, wire rod, casting and rolling unit, process of combined casting and rolling-extruding, mechanical properties, structure, cost price.

В России имеется большой спрос на алюминиевую кабельную продукцию. Ежегодное увеличение объема потребления электроэнергии, составляющего по прогнозам разных экспертов в среднем около 2 - 3% в год по России [1], приводит к росту нагрузки на электросети, что способствует повышению их износа. Такая ситуация приводит к частым сбоям передачи электроэнергии и, как следствие, ее дефициту в некоторых регионах, причем, основной причиной сбоев в 50% случаях является выход проводов из строя. Это ведет к большой общегодовой потребности в проводах, которая составляет более 100 тыс. км в год [2-6].

На сегодняшний день провода изготавливают из алюминиевой катанки, большая часть которой производится на литейно-прокатных агрегатах (ЛПА), введенных в эксплуатацию в 70-х годах прошлого столетия [3].

Существующее оборудование в России, за исключением агрегата непрерывного литья и прокатки катанки фирмы Continuus-Properti S.p.A. (Кандалакшский алюминиевый завод), не соответствует современному уровню, так как морально и физически устарело. Кроме того, оно рассчитано в основном на прокатку технического алюминия марок А5Е и А7Е, что связано с недостаточной прочностью валков и станин прокатных станов для производства катанки из сплавов алюминия. Заметим, что в России из 7 агрегатов только 2 позволяют производить катанку из сплава АВЕ. Кроме того, они не обладают всем необходимым комплексом вспомогательного оборудования, в частности, устройствами для подогрева катанки перед прокатным станом и охлаждения готовой катанки перед подачей ее на моталку [3].

Наиболее современным ЛПА является агрегат непрерывного литья и прокатки фирмы Continuus-Properti S.p.A. производительностью 8,0 т/час Кандалакшского алюминиевого завода, введенный в эксплуатацию в 2016 году, на котором освоен выпуск следующих видов продукции:

- электротехническая катанка (АКЛП) в состоянии ПТ (полутвердая) и Т1-Т3 (твердая) по ГОСТ 13843-78 и EN 1715-2 диаметром от 9,5 до 25 мм;
- катанка из алюминиевого сплава КАС 6101 в состоянии Т4 по ТУ 16-705.493-2006 диаметром 9,5 мм;
- катанка из алюминиевого сплава AL59 и сплавов 8XXX группы (8176, 8030) по EN 1715-2 диаметром 9,5 мм.

Основной объем производства (более 90%) составляет электротехническая катанка с низкой маржинальной стоимостью. Планируется получение катанки из сплава алюминия 4XXX группы, при этом требуется решить следующие задачи: подбор оптимальных физико-химических характеристик расплава при его подготовке к литью; оптимизация параметров охлаждения кристаллизатора литейной машины с целью получения качественной литой заготовки; определение оптимальных условий прокатки литой заготовки для достижения требуемых характеристик качества готовой продукции и соответствия катанки стандарту EN ISO 18273.

В качестве альтернативы обработки металла на ЛПА учеными института цветных металлов и материаловедения Сибирского Федерального Университета (СФУ) предложен новый метод совмещенного литья и прокатки-прессования (СЛИПП) [7-9], который позволяет получать катанку по современной технологии производства длинномерных изделий с небольшими размерами поперечного сечения. Для ее реализации совместно с сотрудниками ООО «РУСАЛ ИТЦ» созданы и введены в эксплуатацию установки совмещенной обработки алюминиевых сплавов СЛИПП-2,5 (СФУ) и

СЛиПП-4 (Иркутский алюминиевый завод).

Таким образом, в настоящее время катанку из сплава АВЕ можно получать по двум современным технологиям: непрерывного литья и прокатки (НЛП) и совмещенного литья и прокатки-прессования (СЛИПП). В связи с этим целью данной работы является технико-экономический анализ технологии производства электротехнической катанки из сплава АВЕ, получаемой по двум технологиям совмещенной обработки.

Анализ себестоимости производства катанки на агрегатах ЛПА и СЛИПП различной производительности (от 2,5 до 8 тонн в час) выявил, что при производстве катанки методом совмещенного литья и прокатки-прессования себестоимость 1 тонны катанки из сплава АВЕ на 16-29% ниже, чем при ее производстве на ЛПА той же производительности (рисунок 1).

Такую тенденцию к снижению разницы в себестоимости можно характеризовать тем, что при реализации технологии НЛП на ЛПА 24 % составляют косвенные затраты, следовательно производственная себестоимость сокращается при увеличении объемов производства. Следует отметить также, что такое распределение было осуществлено не на базе прямых затрат, а при расчете на тонну изготовленной продукции.

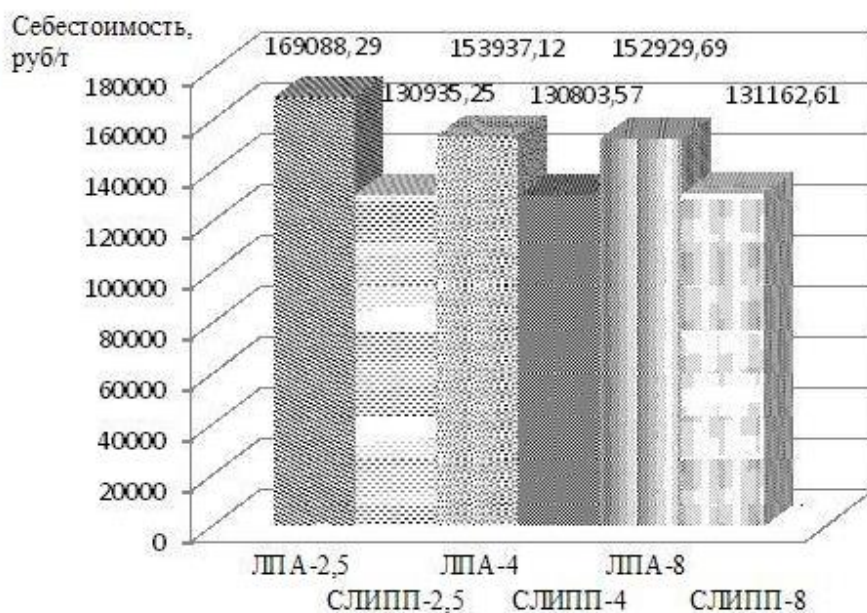


Рисунок 1 - Анализ себестоимости катанки из сплава АВЕ, получаемой по разным технологиям на агрегатах ЛПА и СЛИПП разной производительности

Экспериментальные исследования по получению катанки из сплава АВЕ проводили на линии совмещенной обработки с использованием установки СЛИПП-2,5 (рисунок 2).

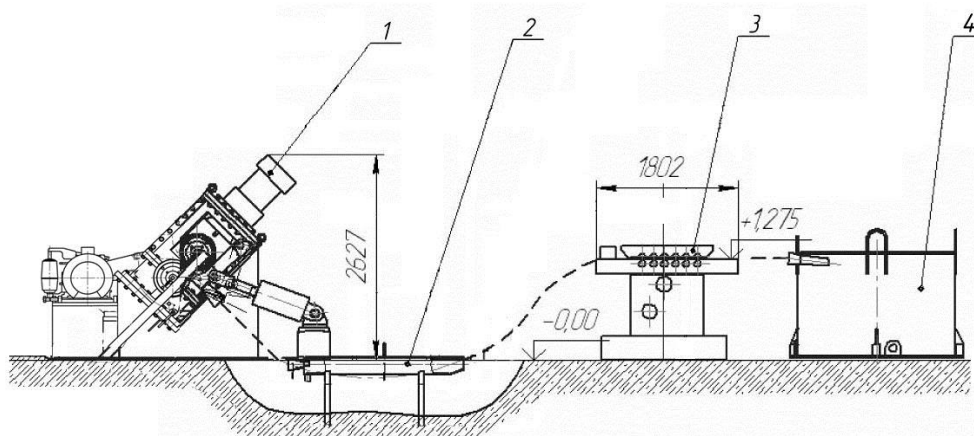


Рисунок 2 - Линия совмещенной обработки: 1 – деформирующий узел установки; 2 – устройство охлаждения; 3 – калибровочная машина; 4 – моталка

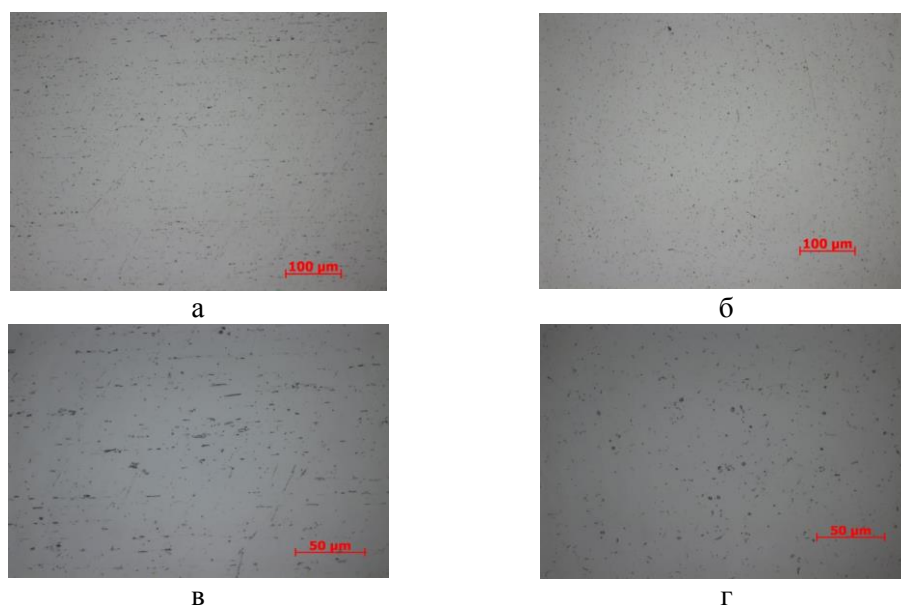
В соответствии с технологией совмещенного литья и прокатки-прессования расплав металла из печи-миксера подавался в закрытый калибр валков (литье), перекрытый на выходе матрицей с диаметром калибрующего отверстия 9 мм. Далее металл кристаллизовался в водоохлаждаемых валках, обжимался по высоте на 50 % (прокатка), распрессовывался и выдавливался через матрицу с вытяжкой порядка 9 (прессование). Таким образом, в процессе обработки реализовалась схема знакопеременного нагружения (сжатие-растяжение-сжатие), а на последней стадии - схема всестороннего неравномерного сжатия с большими степенями деформации при выдавливании металла через матрицу. Известно [10], что такая схема при обработке металла соответствует наиболее благоприятным условиям деформации даже малопластичных сплавов и способствует формированию повышенных пластических свойств изделий.

С целью анализа и сравнения структуры и свойств катанки, полученной методом непрерывного литья и прокатки на ЛПА в условиях Иркутского алюминиевого завода, и катанки, полученной на установке СЛИПП-2,5, провели исследования свойств и структуры имеющихся образцов.

Микроструктура металла образцов, полученных методом непрерывного литья и прокатки на ЛПА, показана на рисунке 3.

Структура представляет собой зерна α -твердого раствора на основе алюминия и частицы фаз, содержащие основные легирующие элементы и примеси, расположенные по границам зерен. В продольном сечении образцов наблюдается направленность в расположении частиц вдоль оси деформации. Частицы фаз мелкие и относительно равномерно распределены по объему металла.

Микроструктура металла образцов, полученных методом СЛИПП (рисунок 4), также состоит из твердого раствора на основе алюминия и частиц избыточных фаз. В продольном сечении видна направленность структурных составляющих вдоль оси деформации. Структура катанки неоднородна, выявлены зоны с повышенным количеством избыточных фаз и зоны, где данных частиц относительно немного (рисунок 4, в). В поперечном сечении образца фазы располагаются более равномерно, но также можно обнаружить небольшие их скопления (рисунок 4, г).



а, в – продольное сечение, б, г – поперечное сечение; а, б – $\times 200$, в, г – $\times 500$

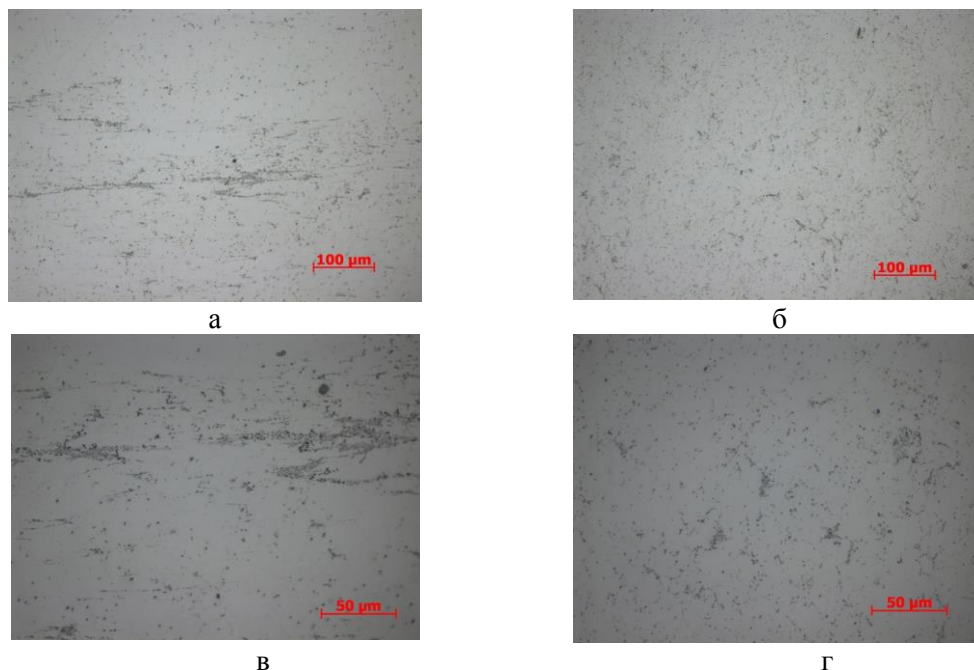
Рисунок 3 - Микроструктура катанки из сплава АВЕ, полученной методом НПЛ:

Механические свойства деформированных образцов диаметром 9 мм, полученных по разным технологиям, были изучены с применением испытательной машины LFM400 (Швейцария) и цифрового микротвердомера DM8 и представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства образцов катанки из сплава АВЕ

Технология получения	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Микротвердость, кгс/мм ²
НЛП	252	112	17	69,48
СЛИПП	139	105	24	39,8

Анализ результатов механических испытаний показывает, что образцы из сплава АВЕ, полученные методом непрерывного литья-прокатки, характеризуются высокими прочностными свойствами и твердостью. Это обусловлено схемой последовательной прокатки литой заготовки в 14 клетье-вом стане при достаточно низких температурах обработки и упрочнением металла при деформации.



а, в – продольное сечение, б, г – поперечное сечение; а, б – $\times 200$, в, г – $\times 500$

Рисунок 4 - Микроструктура катанки из сплава АВЕ, полученной методом СЛИПП

Горячепрессованные образцы, полученные методом СЛИПП, имеют более низкие прочностные свойства по сравнению с технологией литья-прокатки, но зато обладают более высокой пластичностью. Это обусловлено применением схемы всестороннего неравномерного сжатия, характерной для прессования металла при высоких температурах обработки. При этом следует отметить, что значения временного сопротивления разрыву соответствуют требованиям ГОСТ 20967-75, которые для катанки из сплава АВЕ не должны быть меньше 118 - 132 МПа в зависимости от ее типа. Различие в свойствах можно объяснить также разной структурой полуфабрикатов. Равномерное расположение частиц по объему металла в катанке, полученной на ЛПА, способствует получению более высоких прочностных характеристик в прокате. В структуре катанки, полученной совмещенным методом СЛИПП, наличие зон, относительно свободных от частиц избыточных фаз, способствует повышению пластичности.

Таким образом, исследования показали, что применение метода СЛИПП для получения катанки из сплава АВЕ, несмотря на неоднородность распределения фаз по сечению алюминиевого твердого раствора, дает возможность получить необходимое сочетание прочностных и пластических характеристик. Так как катанка является заготовкой для последующего волочения проволоки, целесообразность применения метода совмещенного литья и прокатки-прессования для ее производства очевидна. В этом случае повышенная пластичность при достаточной прочности дает возможность производить максимальные обжатия при холодном волочении без обрывов проволоки.

Библиографический список

1. Баринов, В.А. Перспективы развития электроэнергетики России на период до 2030 г / В.А. Баринов // Кабели и Провода. – 2010. – №3. – С. 13-20.
2. Горбунов, Ю.А. Некоторые аспекты развития алюминиевых сплавов для проводников тока и припоев / Ю.А. Горбунов // Цветные металлы – 2012: сб. докладов четвертого международного конгресса. – Красноярск: ООО «Версо», 2012. – С. 828-833.
3. Белый, Д.И., Алюминиевые сплавы для токопроводящих жил кабельных изделий / Д.И. Белый // Кабели и Провода. 2012. №1. С. 8-15.
4. Горбунов, Ю.А. Развитие производства проката и кабельно-проводниковой продукции из алюминиевых сплавов на заводах РФ / Ю.А. Горбунов // Цветные металлы – 2013: сб. докладов пятого международного конгресса. – Красноярск: ООО «Версо», 2013. – С. 573-577.

5. Васечко, Д.Ю. Конъюнктура мировых рынков меди и алюминия / Д.Ю. Васечко // Кабели и Провода, 2011. №2. – С. 10-12.
6. Мещанов, Г.И. Анализ основных тенденций в развитии мирового производства кабелей и проводов // Кабели и Провода. 2012. – №4. – С. 3-8.
7. Сидельников, С.Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов: монография / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Н.Н. Загиров. – М.: МАКС Пресс, 2005.
8. Сидельников, С.Б. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации-деформации и модифицировании алюминиевых сплавов / С.Б. Сидельников, Е.С. Лопатина, Н.Н. Довженко, Т.Н. Дроздова, С.В. Беляев, В.Н. Баранов, И.Л. Константинов, А.С. Сидельников, В.М. Беспалов. - Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2015.
9. Клейменова, Ю.Ю. Техничко-экономический анализ производства катанки из сплава АВЕ с применением различных процессов совмещенной обработки. // Инновационные процессы обработки металлов давлением: материалы 2 международной научно-практической конференции / под ред. М.В. Чукина. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2016, С. 23-24.
10. Перлин, И.Л. Теория прессования металлов / И.Л. Перлин Л.Х. Райтбарг – М.: Металлургия, 1975.

УДК 669.716:621.745

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА И ТЕРМООБРАБОТКИ

Попова М.В., Малюх М.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, starostina_ma1976@mail.ru*

Аннотация: Представлены результаты исследований влияния обработки расплава на температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) алюминиевых сплавов специального назначения на основе системы $Al-(11\div 40)\%Si$. Показано, что обработка расплава водным раствором $CuSO_4$ и модифицирование расплава смесью $(CaCO_3 \cdot MgCO_3)$ приводит к снижению ТКЛР всех рассматриваемых сплавов в низкотемпературном интервале испытаний. Обработка расплава парами $CO(NH_2)_2$ приводит к снижению ТКЛР сплавов доэвтектического состава во всем интервале температур испытания: 50-450°C.

Ключевые слова: алюминий, кремний, температурный коэффициент линейного расширения, обработка расплава.

FEATURES THERMAL EXPANSION ALUMINUM ALLOYS OF SPECIAL PURPOSE AFTER MELT PROCESSING AND HEAT TREATMENT

Popova M. V., Malyuh M. A.

*Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russian Federation, starostina_ma1976@mail.ru*

Abstract: The results of studies of the effect of alloying and melt processing (modification), the temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of aluminium alloys special purpose on the basis of system $Al-(11\div 40)Si$. It was shown that treatment of the melt with an aqueous solution of $CuSO_4$ and modification of the melt mixture $(CaCO_3 \cdot MgCO_3)$ leads to a decrease TCLE in all examined alloys in the low temperature range of testing. While the processing of the melt in pairs $CO(NH_2)_2$ leads to a decrease in TCLE of alloys devehinskogo composition throughout the temperature range tested.

Keywords: aluminum, silicon, temperature coefficient of linear expansion, the melt treatment.

Специальное назначение алюминиевых сплавов определяется требованием к конкретному комплексу механических, физических, физико-химических и технологических свойств, необходимых для

эксплуатации изделий в строго определенных условиях, например, при низких или повышенных температурах для специального назначения в приборах и аппаратах аэрокосмической промышленности.

Для космического приборостроения необходимо сочетание коррозионной стойкости, малого удельного веса, высокой стабильности размеров в широком интервале температур, так как облегчение выводимых на орбиту конструкций и приборов способствует значительной экономии топлива [1]. Последнее требование обеспечивается минимальным температурным коэффициентом линейного расширения (далее – ТКЛР) и сведением к минимуму структурных превращений во времени. Известно, что воздействие на расплав с помощью различных физических, механических и химических способов изменяет соотношение примесных элементов в расплаве, которые при кристаллизации будут управлять формированием свойств твердого металла [2]. Термомеханические характеристики алюминия и его сплавов являются предметом многих научно-исследовательских работ. Так, по мнению авторов [3], сплавы Al-Mg-Si (алюминиевые сплавы серии 6xxx) обладают привлекательными свойствами по отношению к их применению в авиационной промышленности. Эти свойства включают среднюю и высокую прочность, хорошую коррозионную стойкость, улучшенную свариваемость, хорошую прочность, а также снижение остаточных напряжений в крупногабаритных пластинах и листовых изделиях. Эти сплавы были исследованы в отношении их механических свойств, усталостной прочности, стойкости к повреждениям и сопротивлению коррозии.

При разработке новых материалов с улучшенными физическими свойствами особое внимание уделяется заэвтектическим сплавам системы Al-Si. Однако при обычных методах литья их структура характеризуется наличием грубой эвтектики и крупных кристаллов кремнистой фазы. С целью измельчения первичных кристаллов кремния и эвтектики и обеспечения необходимого комплекса механических и технологических свойств такие сплавы подвергают модифицированию, рафинированию или прогрессивным методам термообработки. Разработано большое количество способов модифицирования силуминов: использование натрийсодержащих смесей, введение модификаторов в виде солей и лигатур, фосфорсодержащих соединений, кислородсодержащих реагентов, добавок и присадок на основе высокодисперсных компонентов [4, 5]. Следует отметить, что перечисленные технологии, наряду с достоинствами (удобство введения модификаторов), имеют и существенный недостаток – наличие вредных фторидных и хлоридных выделений в атмосферу. На основании систематически проводившихся исследований, авторами разработан способ обработки расплава заэвтектических силуминов смесью карбонатов кальция и магния, который способствует значительному улучшению их технологических свойств [6]. Известно, что комбинированные модифицирующие средства, состоящие из 2-х и более элементов, по эффективности превосходят каждый элемент в отдельности. Кальций и магний являются модификаторами эвтектики в заэвтектических силуминах, а соли меди применяют для измельчения первичных кристаллов кремния. В связи с этим цель данной работы – исследовать возможность получения стабильных значений ТКЛР алюминиевых сплавов Al-(11÷40)%Si в рабочем интервале температур за счет обработки расплава соединениями с повышенным содержанием кислорода и азота.

При разработке сплавов специального назначения, наряду с прочими требованиями они должны обладать стабильными эксплуатационными свойствами для исключения решающего влияния внешней среды (изменения температуры, давления и др.) [7]. Применение отливок нежелательно, так как высокая естественная газонасыщенность приводит к «распуханию» в условиях среднего и высокого вакуума. Поэтому дополнительно изучалось влияние термической обработки на ТКЛР исследуемых сплавов. Следует отметить, что существенное влияние на формирование структуры и физико-механических свойств алюминиевых сплавов при термической обработке оказывает состав внешней среды [8-9]. В статье [9] мы показали, что термическая обработка в средах с повышенным содержанием водорода и азота ускоряет протекание фазовых превращений в алюминиевых сплавах, поскольку активизирует диффузию водорода в них. Имеется большое количество научных публикаций, подтверждающих активное участие водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов [1, 2, 10].

В качестве объекта исследования были выбраны двойные сплавы Al-(11÷40) %Si. Шихтовый алюминий расплавляли, вводили в него кремний в количестве 11, 20, 30, 40%, после его полного растворения расплав обрабатывали смесью карбоната кальция и карбоната магния, взятых в равном соотношении в количестве 1-7% от массы расплава. Обработку проводили в течение 3-15 минут при температуре, на 50-250 °С превышающей температуру плавления алюминия (710-910 °С). Для наглядности эффективности модифицирования параллельно расплав продували парами водного раствора *сульфата меди* CuSO₄ в количестве 0,1-0,2% от массы расплава в течение 5 – 15 минут при 800 – 1100°С [11]. Для сравнения проводили продувку расплава *парами карбамида* CO(NH₂)₂ при температурах 700...900 °С в течение 3...6 мин [12]. Кристаллизация сплавов проводилась в алюминиевом кокиле с температур заливки 730...750 °С. Из полученных образцов изготавливали образцы для dilatометрического исследо-

вания. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего дилатометра системы Шевенара, погрешность определения составляла $\pm 0,1 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$.

Для стабилизации свойств исследуемых сплавов Al-(11÷40) % Si проводилась термическая обработка, заключающаяся в нагреве в течение 10 ч при температурах 100, 150 и 200 °С с последующим охлаждением на воздухе. Выбор температур обработки обусловлен интервалами наиболее активного диффузионного перераспределения водорода в металле, а также взаимодействия его с азотом, как собственным, так и внесенным в процессе обработки расплава [2].

В *низкотемпературном интервале* испытаний выявлено снижение ТКЛР сплавов Al-20÷40 % Si, предварительно обработанных водным раствором сульфата меди в процессе выплавки, что видно на рисунке 1. Так, средний ТКЛР сплава обычного приготовления Al-20%Si в интервале 50-150 °С имеет значение $\bar{\alpha}_{50-150} = 18 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$, тогда как сплав, полученный после обработки сульфатом меди имеет значения $\bar{\alpha}_{50-150} = 16,6 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$. Для сплава Al-30%Si происходит незначительное снижение ТКЛР в низкотемпературном интервале испытаний. Наибольшее снижение значений ТКЛР наблюдается у сплава Al-40%Si. В этом случае после обработки расплава средний ТКЛР равен $\bar{\alpha}_{50-150} = 11,3 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$, тогда как значения $\bar{\alpha}_{50-150}$ сплава обычного приготовления составляют $13,2 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$.

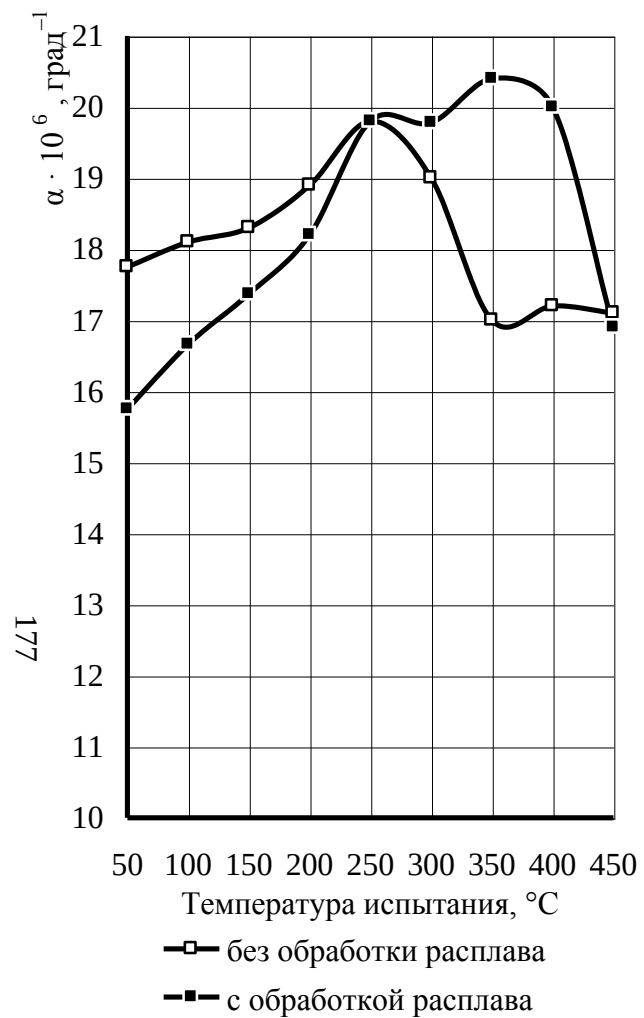
Это снижение может быть обусловлено увеличением содержания меди в составе сплавов и протеканием процессов старения в интервале 200 – 300 °С при охлаждении с температур кристаллизации.

В высокотемпературном интервале испытания наблюдается повышение значений ТКЛР за счет обработки расплава, что не является определяющим, поскольку при таких температурах приборы не эксплуатируют. Выбранный режим продувки расплава является оптимальным, так как при меньшем времени продувки ТКЛР снижается незначительно, а при большем – резко увеличивается количество шлака, что уменьшает выход годного металла.

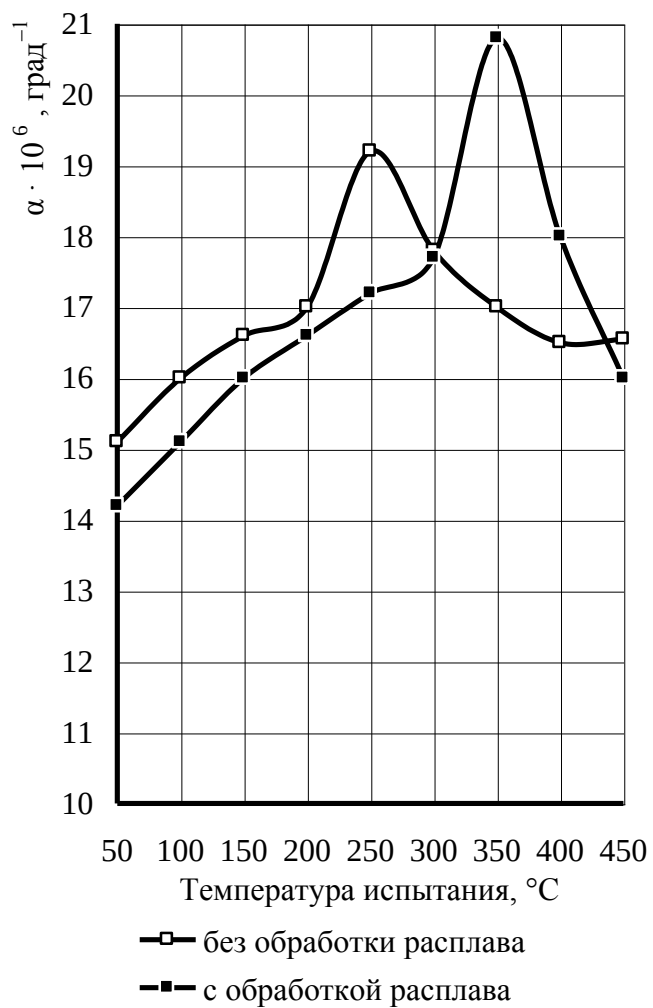
Установлено также, что продувка незначительно увеличивает микротвердость основы, количество кремнистой фазы и газонасыщенность [11].

Данные по результатам воздействия обработки расплава карбамидом на линейное расширение сплавов Al-11÷40%Si представлены на рисунке 2. Видно, что выбранный способ приготовления существенно снижает ТКЛР сплавов Al – 11 % Si во всем интервале температур испытаний. Наибольшее снижение наблюдается в низкотемпературном интервале 50÷150 °С со значений $19,0 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$ до $15,7 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$. Обработка расплава высококремнистых силуминов (20, 30, 40 % Si) приводит к появлению аномалии линейного расширения, заключающейся в резком повышении ТКЛР при $t_{исп} = 300$ °С, что является характерным для настоящей группы сплавов и гипотетически связывается с разложением кремнистой фазы и выходом элементов внедрения в металл-основу. Однако, если рассматривать интересующий нас низкотемпературный интервал испытания, т.е. температуры эксплуатации приборной техники, то здесь наблюдается равномерное снижение ТКЛР всех обработанных сплавов. Известно, что кремний, в наибольшей мере снижающий ТКЛР алюминия, при введении до 12 % не дает требуемых значений теплового расширения, а увеличение его содержания за пределы эвтектического состава приводит к охрупчиванию сплава и, следовательно, потере технологической и эксплуатационной пригодности. Одним из резервов снижения хрупкости является термическая обработка.

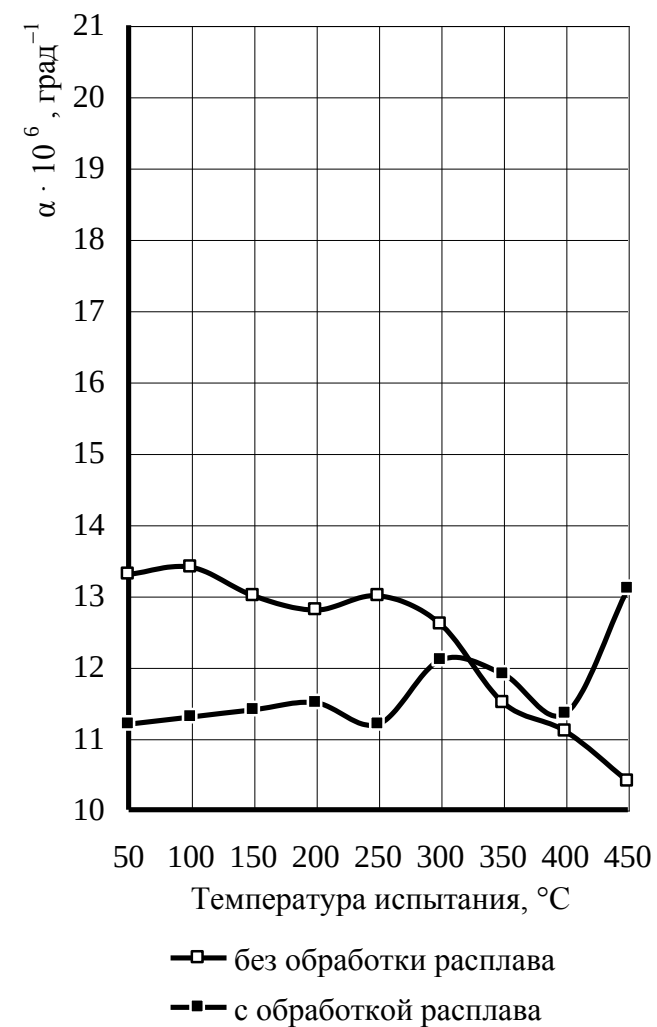
Влияние термообработки, которая заключалась в нагреве от 100 до 200 °С в течение 10 ч и охлаждении на воздухе, проявляется в снижении ТКЛР исследуемых сплавов (таблица 1). Так, для сплавов Al – 11 % Si снижение ТКЛР наблюдается в интервале $t_{исп}$ 300...450 °С после нагрева при любой из выбранных температур, но наиболее эффективна термообработка при 150 °С. Однако следует отметить, что проведение повторного нагрева при тех же параметрах не ведет к дальнейшему снижению ТКЛР. Нагрев высококремнистых силуминов уменьшает аномалию линейного расширения, проявляющуюся при $t_{исп}$ 300 °С, тем эффективнее, чем выше температура нагрева. После нагрева при 200 °С данная аномалия полностью устраняется, что, по всей вероятности, связано с образованием элементов внедрения собственных соединений с малым ТКЛР. Увеличение времени нагрева при 200 °С до 20 ч не дает дополнительного снижения ТКЛР, что свидетельствует о достаточности выбранного времени обработки для полного прохождения диффузионных процессов.



а – Al – 20%Si



б – Al – 30%Si



в – Al – 40%Si

Рисунок 1 – Влияние обработки расплава парами водного раствора CuSO_4 на линейное расширение сплавов Al-Si

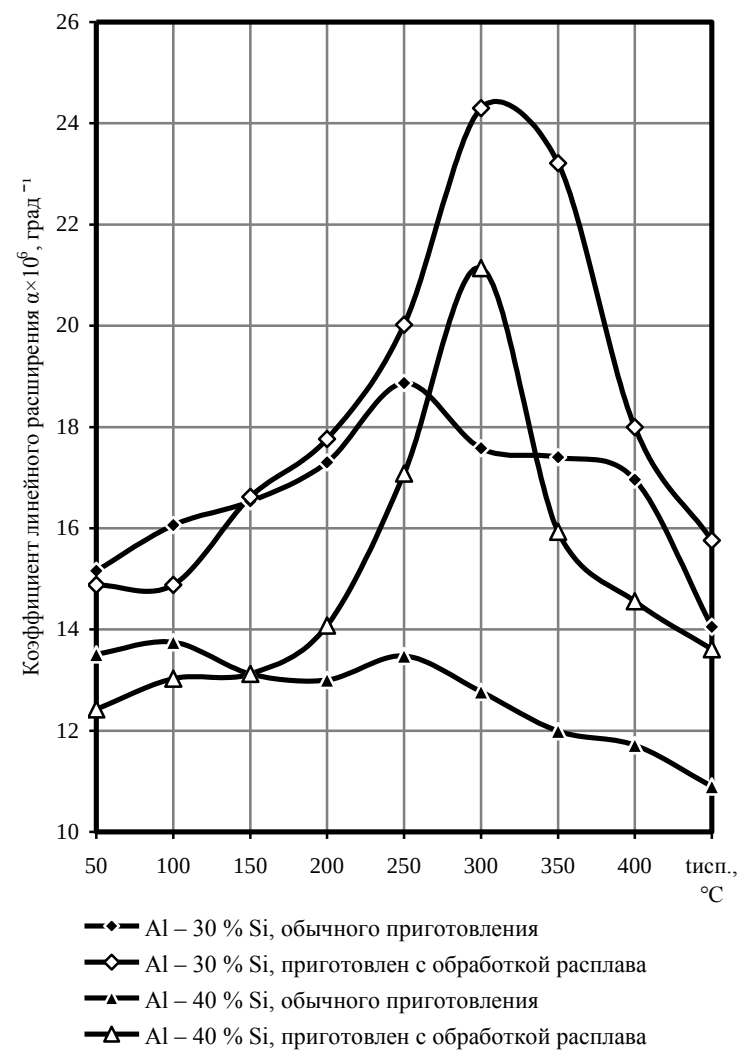
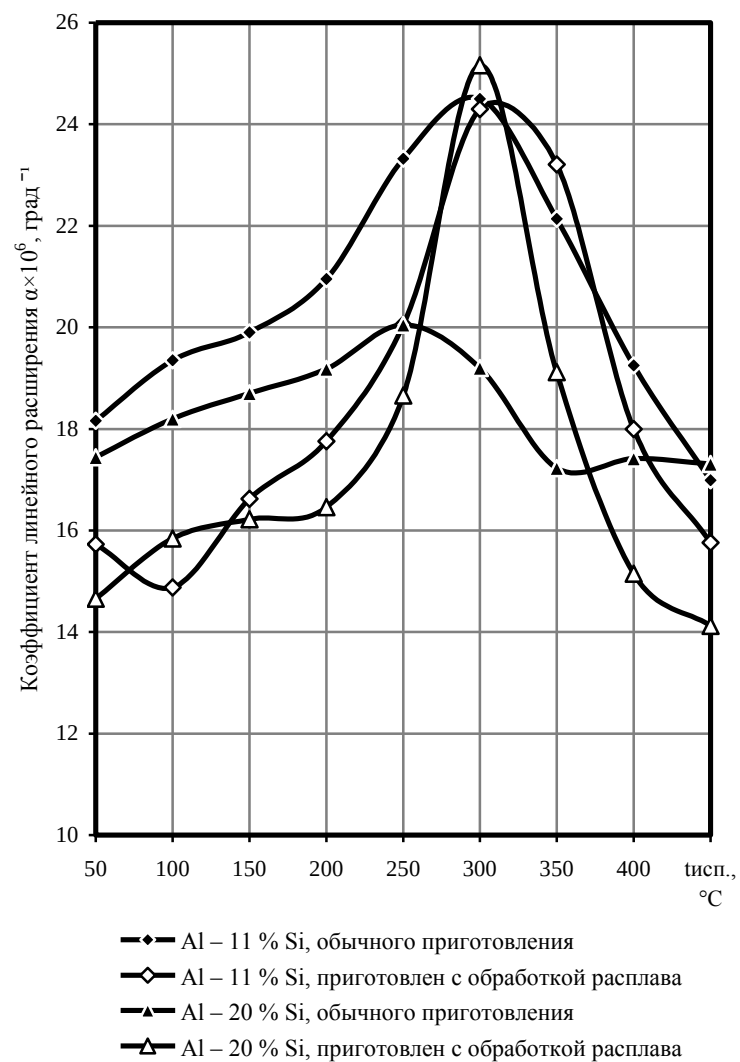


Рисунок 2 – Влияние обработки расплава парами $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ на линейное расширение сплавов Al-Si

Таблица 1 – Влияние нагрева (10 ч, воздух) на линейное расширение высококремнистых сплавов Al – Si (обработка расплава парами $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$)

Режим нагрева	$\alpha \times 10^6$ град ⁻¹ , при температурах испытания, °C								
	50	100	150	200	250	300	350	400	450
Al-11%Si									
без нагрева	15,7	14,9	16,6	17,8	20,1	24,3	23,2	18,0	15,8
100 °C	15,2	17,7	18,7	19,4	21,5	25,6	18,1	15,4	13,4
150 °C	16,1	16,9	17,2	18,3	20,5	20,4	14,7	12,4	11,7
200 °C	15,7	17,1	17,3	17,8	19,0	20,0	19,5	16,7	13,1
Al-20%Si									
без нагрева	14,6	15,8	16,2	16,5	18,7	25,2	19,1	15,2	
100 °C	15,4	16,2	16,8	17,5	20,8	26,1	15,7	13,1	12,1
150 °C	17,1	17,4	17,3	17,9	20,8	23,9	14,7	14,1	13,4
200 °C	14,7	16,2	16,8	17,2	17,8	18,0	15,9	15,0	12,5
Al-30%Si									
без нагрева	14,9	14,9	16,6	17,8	20,0	24,3	23,2	18	15,8
100 °C	15,1	15,3	15,3	16,2	19,4	21,7	14,9	14,3	12,4
150 °C	15,2	15,7	16,0	16,8	21,0	20,0	15,2	14,0	13,2
200 °C	15,0	15,5	15,7	16,2	16,0	15,6	13,1	13,0	11,2
Al-40%Si									
без нагрева	12,4	13,0	13,1	14,1	17,1	21,1	15,9	14,6	
100 °C	12,4	13,7	13,9	14,9	21,3	17,4	14,3	13,6	12,6
150 °C	13,0	12,9	13,0	14,1	18,2	17,0	14,2	14,0	13,0
200 °C	12,1	12,8	13,1	13,6	14,5	14,9	15,0	15,0	14,1

Обработка расплава смесью ($\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$) является дополнительным фактором снижения ТКЛР в рабочем интервале температур. После обработки предложенным способом значения α на 12 – 17 % ниже, чем у сплавов обычного приготовления (рисунок 3).

Повышение физико-механических свойств сплавов Al-Si, подвергнутых обработке смесью ($\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$) в процессе выплавки связано, видимо, с лучшим усвоением водорода и кислорода, вводимых в расплав. Кроме того, частицы тугоплавких оксидов Mg и Ca, содержащихся в смеси, служат дополнительными многочисленными центрами кристаллизации. Об эффективности данного способа обработки расплава для алюминия и сплавов системы Al-Si свидетельствует увеличение предельной степени пластической деформации до разрушения в среднем на 7-25% и снижение ТКЛР на 7-14% [6].

Выводы

1. Сравнивая полученные данные по влиянию рассмотренных способов предварительной обработки расплава можно сделать вывод, что продувка парами *водного раствора сульфата меди* в течение 5 – 15 минут при температуре 800 – 1100°C приводит к уменьшению ТКЛР сплавов Al-20÷40%Si в низкотемпературном интервале испытаний. Так, для сплава Al-20%Si ТКЛР снижается со значений $\alpha_{50 \div 150} = 18 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ до $16,6 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ и для сплава Al-40%Si – со значений $\alpha_{50 \div 150} = 13,2 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ до $11,3 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹.

2. Обработка расплава *парами карбамида* приводит к снижению ТКЛР алюминиевых сплавов Al-Si доэвтектического состава во всем интервале температур испытания. Наибольшее снижение наблюдается в интервале 50÷150 °C со значений $19,0 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ до $15,7 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹. Термическая обработка при 100÷200 °C способствует дальнейшему снижению ТКЛР: для малокремнистых сплавов наиболее эффективной признана обработка при 150 °C, для высококремнистых – при 200 °C.

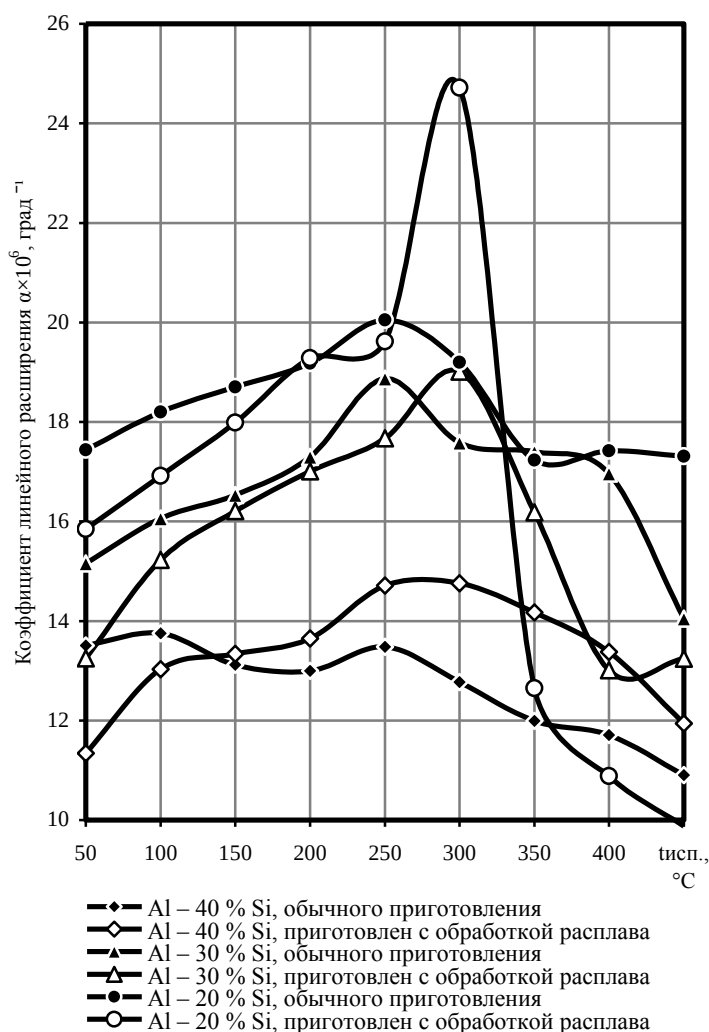


Рисунок 3 – Влияние обработки расплава смесью $(\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3)$ на линейное расширение сплавов Al-Si

3. Обработка расплава *смесью карбонатов кальция и магния* является не только экологически чистым технологическим вариантом модифицирования сплавов Al-20÷40%Si, но и является дополнительным фактором снижения ТКЛР в рабочем интервале температур. После обработки предложенным способом значения α на 12 – 17 % ниже, чем у сплавов обычного приготовления. Так, в интервале 50÷150 $^{\circ}\text{C}$, средний ТКЛР сплава Al-20%Si снижается со значений $18 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ до $16,9 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, для сплава Al-30%Si с $16 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ до $14,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, для сплава Al-40%Si с $13,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ до $12,6 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Дополнительное преимущество использования смеси карбонатов заключается не только в комплексном модифицировании, но и в снижении температуры перегрева расплава с 1100 – 1200 $^{\circ}\text{C}$ до 900 $^{\circ}\text{C}$ и в сокращении времени выплавки с 5 – 6 до 1 – 1,5 ч.

Библиографический список

1. Афанасьев В.К. Перспективы развития легких сплавов с малым тепловым расширением для космической техники / В.К. Афанасьев, М.В. Попова // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – № 6. – С. 8 – 13.
2. Афанасьев В.К. Водород и свойства сплавов алюминия с кремнием / В.К. Афанасьев, И.Н. Афанасьева, В.В. Герцен, М.В. Попова, М.К. Сарлин. – Абакан: Хакаское кн. изд-во, 1998. – 192 с.
3. Ehrstrom J, Warner T. “Metallurgical design of alloys for aerospace structures” // *ICAA 7*, 2000. – v.1. – P. 5–16.
4. Попова М.В. Влияние обработки расплава на параметры микроструктуры и тепловое расширение силуминов с различным содержанием кремния / М.В. Попова, Н.В. Кибко // *Обработка металлов*. – 2014. – № 2 (63). – С. 107 – 116.
5. А.с. СССР № 1312989, МПК C22C 1/06, C22B 9/10. Способ модифицирования силуминов /

В.К. Афанасьев, З.А. Скобелина, О.В. Рябцев [и др.]. – Сибирский металлургический институт им. Серго Орджоникидзе. – Заявл. 04.06.85. – № заявки 3906333/22-02.

6. Пат. 2136773 РФ. Способ модифицирования алюминия и его сплавов / М.В. Попова, В.В. Герцен, А.В. Доронченко, В.К. Афанасьев. – № 98104521; заявл. 05.03.98; опубл. 10.09.99.

7. Афанасьев В.К. О создании новых легких деформируемых сплавов для космической техники / В.К. Афанасьев, В.А. Самонь, М.В. Попова и др. // Сборник трудов VII Международной научно-практической конференции «Инновации в машиностроении». – Кемерово: 2015. – С. 37-44.

8. MJ. Starink, I. Sinclair, P.J. Gregson, Predicting the structural performance of heat-treatable Al-alloys, Aluminum Alloys: their physical and mechanical properties. 2000, vol. 331-337, p. 97-110.

9. Афанасьев В.К. Воздействие внешней среды на формирование свойств алюминиевых сплавов при термической обработке / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, В.В. Герцен, С.В. Долгова, В.А. Лейс // Обработка металлов. – 2013. – № 4 (61). – С. 28–34.

10. P.D. Hess and G.K. Tumbull, Effects of Hydrogen on Properties of Aluminum Alloys // Paper from Hydrogen in Metals, American Society for Metals, 1974. – p. 277-287.

11. Ушакова В.В. Влияние обработки расплава парами водного раствора сульфата меди на линейное расширение сплавов Al-(20÷40)%Si / В.В. Ушакова, К.А. Воротынцев, М.В. Попова // Сборник материалов 5-ой научн.-метод. конференции с международным участием «Наследственность в литых сплавах», г. Самара. – 1995. – С. 188-189.

12. Афанасьев В.К. О воздействии обработки расплава и термической обработки на линейное расширение алюминиево-кремниевых сплавов / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова и др. // Сб. материалов 1-ой Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении». – Новосибирск: изд-во НГТУ, 2014. – С. 381 – 387.

УДК 621.789

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СТАЛИ СТ3 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ УПРОЧНЕНИЯ

Балановский А.Е.¹, Штайгер М.Г.², Кондратьев В.В.¹, Карлина А.И.¹

¹*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, kvv@istu.edu*

²*УК Мечел Сталь,
г. Москва, Россия, stayger75@yandex.ru*

Аннотация. Представлены результаты исследования изменения микроструктуры стали Ст3 при различных способах термической обработки. Приведено сравнение твердости при объемной закалке и закалке высококонцентрированным источником тепла (плазменная дуга). Представлено описание получаемых микроструктур.

Ключевые слова: микроструктуры, объемная закалка и нормализация, ультразвуковая обработка, плазменная дуга, микротвердость, высококонцентрированный источник.

THE COMPARATIVE METALLOGRAPHIC ANALYSIS OF THE STRUCTURE STEEL ST3 AFTER VARIOUS METHODS OF HARDENING

Balanovsky A.E.¹, Shtayger M.G.², Kondrat'ev V.V.¹, Karlina A.I.¹

¹*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, kvv@istu.edu*

²*MC Mechel Steel,
Moscow, Russia, stayger75@yandex.ru*

Abstract: Presents results of a study changing micro-structure of steel St3 at various ways of thermal treatment. The comparison of hardness at volume hardening and hardening of a highly concentrated heat source (plasma arc). The description of the resulting microstructures.

Key words: microstructure, volumetric hardening and normalizing, ultrasonic machining, plasma arc, micro-hardness, highly concentrated source.

Закалка позволяет значительно повышать твердость и износостойкость деталей машин и инструментов. При этом степень повышения твердости после закалки зависит в основном от содержания в ней углерода. Это объясняется тем, что твердость мартенсита зависит от степени искажения кристаллической решетки. Чем меньше в мартенсите углерода, тем меньше будет искажена его кристаллическая решетка и, следовательно, тем ниже будет твердость стали [1]. Известно, что при высокоскоростном нагреве и охлаждении процесс растворения карбидов и распределение углерода и легирующих элементов происходит частично. Это приводит к неравномерному распределению углерода и других элементов в зерне аустенита. В результате этого после охлаждения аустенит с высокой концентрацией углерода превращается в мартенсит с высокой твердостью. Многие детали машин и механизмов изготавливаются из малоуглеродистых, низколегированных сталей которые интенсивно изнашиваются. По мнению [2,3] стали, содержащие менее 0,3% углерода, имеют низкую закаливаемость и поэтому, как правило, объемная закалке не подвергаются. Считается, что для изготовления деталей машин необходимо использовать только средне и высокоуглеродистые стали.

В данной работе рассмотрена возможность повышения микротвердости малоуглеродистой стали Ст3 при помощи различных технологических способах упрочнения: объемная закалка, ультразвуковое упрочнение [4], использование высокотемпературных источников энергии – плазменная дуга[5,6].

Методы и материалы исследований. Для изучения структурных превращений в стали Ст3 проведена объемная закалка и поверхностная закалка плазмой. Объемная закалка выполнена в печи при разных температурах от 800 до 1000°C, время выдержки 15 мин., охлаждение в воде. Плазменную закалку проводили на пластине размерами 80x20x10 мм из стали Ст3. Плазменная поверхностная закалка проведена при следующих параметрах: ток плазменной дуги 90А, расход аргона 8л/мин; зазор между срезом сопла плазматрона и деталью 5 мм; скорость движения образцов 5 30мм/с. При заданных параметрах процесс закалки идет без оплавления поверхности металла [7,8]. Химический состав материала Ст3пс в процентах ГОСТ 380 – 2005(таблица 1).

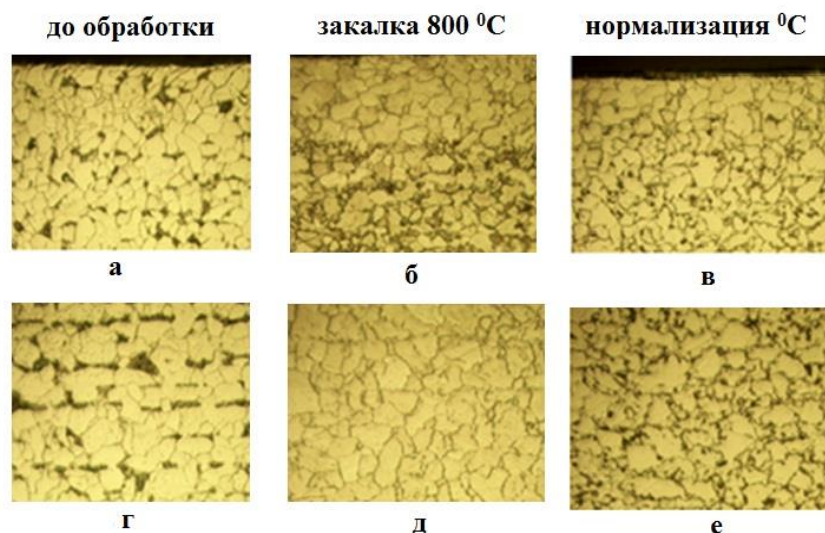
Таблица 1 - Химический состав материала Ст3пс в процентах

C,%	Si,%	Mn,%	Ni,%	S,%	P,%	Cr,%	N,%	Cu,%	As,%
0.14 – 0.22	0.05 – 0.15	0.4 – 0.65	до 0.3	до 0.05	до 0.04	до 0.3	до 0.008	до 0.3	до 0.08

Для проведения ультразвуковой обработки. использовалось устройство состоящего из ультразвукового генератора и инструмента в составе магнитострикционного преобразователя и индентора. Ультразвуковая обработка материалов основана на энергии механических колебаний инструмента-индентора. Колебания совершаются с ультразвуковой частотой (18–24 кГц) и амплитудой колебаний $(0,5–50)10^{-6}$ м. Энергия в зону обработки вводится посредством статического усилия прижима инструмента к поверхности обрабатываемой детали. Для подготовки и изучения микрошлифов использовалось следующее оборудование: автоматический отрезной станок Полилаб Р100А для резки металлографических и петрографических образцов. Для запрессовки образцов использовался пресс “Полилаб С50А”. Пресс “Полилаб С50А” предназначен для запрессовки металлографических образцов с использованием любых видов термопластичных и термо отверждающихся смол. Для полировки поверхности микрошлифов использовался шлифовально-полировальный станок “Полилаб П12М”. Микроструктура изучалась с помощью оптического микроскопа МЕТ-2. Микротвердость измеряется на установке ПМТ – 3.

Результаты исследований и обсуждения. Микроструктура стали Ст3 до и после закалки приведена в рис. 1-5, структура исходного металла состоит из ферритных и перлитных зерен с средней твердостью 1900 – 2100 МПа.

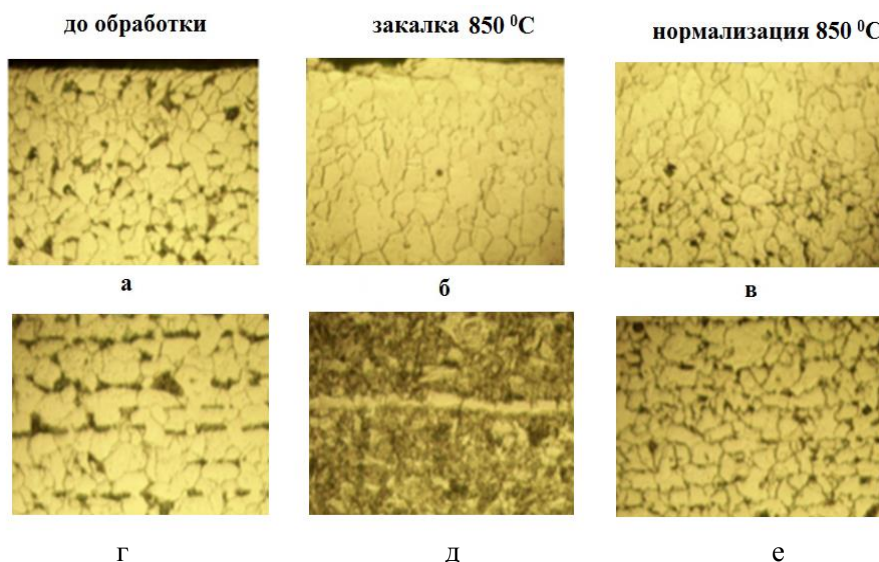
Анализ микроструктур представленных на рисунке1, сталь Ст3 нагрета до температуры 800° С, что даже при закалке в воду образца сечением 15x15 мм невозможно получить чистую феррито-мартенситную структуру. При закалке в воду из аустенита выделяется небольшое количество избыточного феррита, а оставшийся аустенит распадается на мартенсито - бейнитную смесь. Проведенные исследования показали, что при нагреве в межкритическом интервал температур Ас1-Ас3 образование первых порций аустенита в образцах с исходной феррито-перлитной структурой происходит в перлитных зернах. Дальнейшее увеличение количества аустенита связано с миграцией его границ в ферритные зерна.



а, б, в – край; г, д, е – середина

Рисунок 1 - Микроструктура стали Ст3 после нагрева до температуры 800°C

После охлаждения низкотемпературные продукты распада аустенита (мартенсит-бейнит), окруженные выделениями нового феррита, располагаются по границам старого феррита, который не претерпел превращение при нагреве (рисунок 2). В тоже время на рисунке 1 видно, что микроструктура поверхности и сердцевины отличаются. На поверхности видно обезуглероживание поверхностного слоя как для режимов закалки, так и для режимов нормализации. Повышение температуры нагрева в МКИ до 850°C сопровождается снижением устойчивости аустенита, и после выделения избыточного феррита, переохлажденный аустенит практически полностью превращается в бейнит. При такой термической обработке закалка от температур двухфазной области обеспечивает образование феррито-бейнитной структуры (рисунок 2). При охлаждении на воздухе из нижней половины межкритического интервала образуется, в основном, феррито-бейнитная структура с небольшим содержанием перлита, количество которого возрастает с повышением температуры нагрева в МКИ.



а, б, в – край; г, д, е - середина

Рисунок 2 - Микроструктура стали Ст3 после обработке при температуре 850 °C

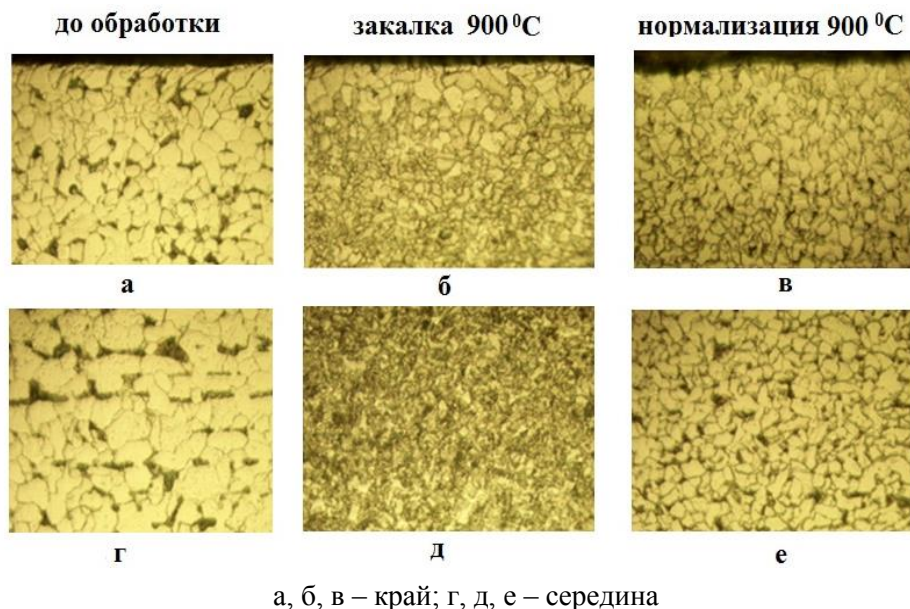


Рисунок 3 - Микроструктура стали Ст3 после нагрева до температуры 900 °С

Если использовать известные термокинетические диаграммы распада аустенита то можно получить дополнительную информацию. Известно, что термокинетические диаграммы, отражают не усредненное по объему металла состояние аустенита (его химический состав, размер зерна и т.д.), а дают спектр состояний его различных микрообъемов, «развернутый» по скоростям охлаждения (температуре и времени превращений). Так, формирование первых порций избыточного феррита или мартенсита происходит в областях аустенита наиболее бедных по содержанию углерода и других растворенных атомов, а последними будут испытывать превращение самые насыщенные примесями участки аустенита с образованием наиболее низкотемпературных продуктов распада. С увеличением температуры нагрева в МКИ рис.3,4. устойчивость переохлажденного аустенита снижается, повышается M_n , что обусловлено уменьшением содержания углерода в образующемся аустените, возникновением неоднородности по химическому составу между микрообъемами образца и внутри зерен.

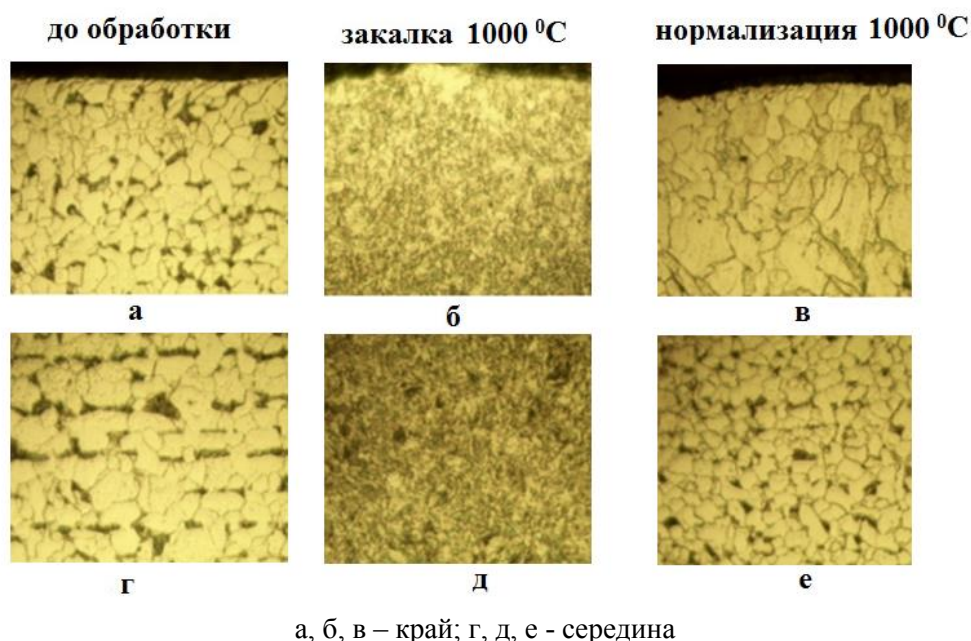


Рисунок 4 - Микроструктура стали Ст3 после нагрева до температуры 1000°С

При закалке образцов после нагрева на 30 °С выше A_{c1} (рисунки 3 и 4) образуется реечный мартенсит с «непрямолинейно» расположенными мидрибом с высокой плотностью микродвойников и дислокаций, что связывается с низкой M_n из-за максимально высокой концентрацией углерода в первых порциях аустенита, сформировавшихся из перлита.

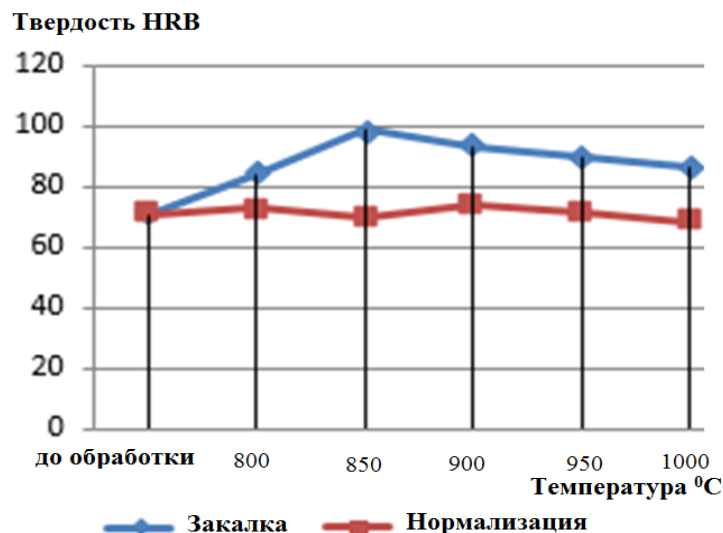


Рисунок 5 - Количественные значения макротвердости на поверхности образцов стали Ст3 после термической обработки

Уменьшение содержания углерода в аустените при увеличении его количества и температуры образования приводит при закалке в воду к возникновению высокотемпературного мартенсита, в котором отдельные рейки с высокой плотностью дислокаций собраны в пакеты. При охлаждении из верхней области МКИ распад аустенита происходит по бейнитному механизму. На рис.5 представлены значения макротвердости образцов после нагрева до различных температур. Для сравнения была проведена плазменная поверхностная закалка стали Ст3 при скорости обработки 15-30мм /с. На рис. 6 представлен макроснимок упрочненной зоны и микроструктуры по глубине упрочненного слоя с показателями микро твердости.

Согласно работам [3, 4, 7] плазменная поверхностная закалка металлов обеспечивает скорость охлаждения в диапазоне 3000-8000°C/с и получении 100% микроструктуры мартенсита в поверхностном слое металла глубиной до 50мкм. Структура закаленного слоя на рис.6 неоднородна (микроструктура имеет вид средне и крупно дисперсного мартенсита) встречаются зерна свободного феррита. На макроснимке видно, что полностью отсутствует переходная зона между мартенситной структурой образовавшейся выше температуры A_{c1} и структурами нагретыми ниже этой температуры. Зона закалки из твердой фазы состоит из двух областей: вверху — область с однородной структурой и внизу — область с неоднородной структурой. В области с однородной структурой формируется дисперсный мартенсит с микротвердостью 450...510 HV. На месте перлитных зерен образуется мартенсит (микротвердость 357...544 HV) с небольшим количеством остаточного аустенита и отдельными зернами феррита. В области с неоднородной структурой по мере увеличения глубины наблюдается усиление неоднородности структуры: сначала образуется бейнитные структуры по типу мартенсито - троостита, затем бейнито-мартенситные структуры и сетка высокодисперсного перлита, которая переходит в перлитно-ферритную, а на границе с исходной структурой – в ферритную структуру.

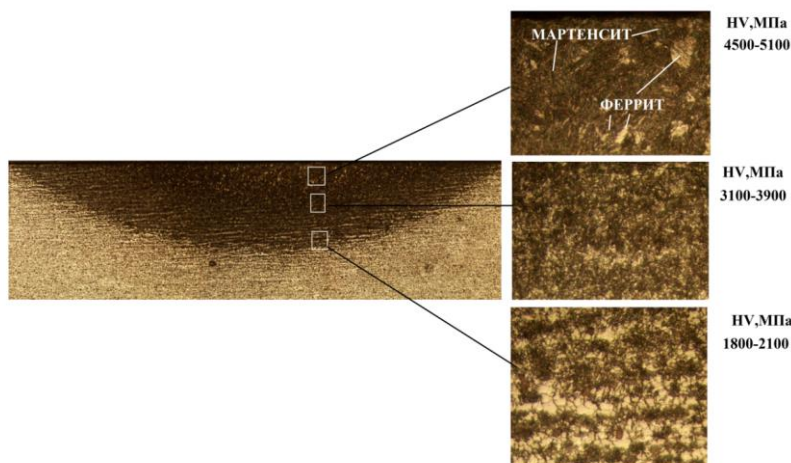


Рисунок 6 - Микроструктура стали Ст3 после плазменной закалки в режиме дуги

Это обусловлено тем, что в процессе плазменного поверхностного нагрева имеют место различные стадии аустенизации [3-7]. При плазменной закалке стали Ст3, предварительно прошедших закалку и отпуск, на границе с исходной структурой выявляется зона отпуска. Вся зона закалки из твердой фазы представляет собой область однородного мартенсита с микротвердостью 500650 HV, которая выше твердости мартенсита, полученного печной закалкой. На границе с исходной структурой наблюдается переходная зона.

Существенное повышение твердости поверхностного слоя по сравнению с представленными выше результатами возможно при помощи плазменной поверхностной цементации [8, 9]. На рисунке 7 представлены результаты плазменной поверхностной цементации стали Ст3. Предлагаемая обработка позволяет формировать различные градиентно-фазовые состояния в поверхностном слое низкоуглеродистых сталей.

Плазменная поверхностная цементация



Рисунок 7 - Плазменная поверхностная цементация стали Ст3

При комбинированной обработки стали Ст3 по режимам: объёмная закалка и последующая ультразвуковая обработка наблюдается повышение микротвердости тонкого поверхностного слоя до 500 HV. Глубина зоны зоны пластической деформации составляет (0.05...0.1 мм), микротвердость ферритных зерен 380...450. Повышение микротвердости связано с фазовым наклепом.

В работе [10] выявлено влияние импульсного облучения ионами Ag^+ с различной средней плотностью тока ионного пучка на микротвердость и циклическую долговечность углеродистой стали Ст.3. Максимальный эффект повышения микротвердости и циклической долговечности стали Ст.3 наблюдается при наименьшей средней плотности тока ионного пучка 10 мкА/см^2 . Естественно предположить, что увеличение микротвердости вызвано упрочнением поверхностных слоев вследствие генерации радиационных дефектов и ударно- волновых процессов. Обнаружена корреляция между микротвердостью и средней за время облучения температурой образцов, зависящей от средней плотности тока ионного пучка. Увеличение плотности тока приводит к монотонному увеличению средней температуры образцов, при этом микротвердость поверхностных слоев монотонно уменьшается.

Таким образом, проведенные сравнительные исследования показали перспективность новых способов обработки низкоуглеродистых сталей с использованием плазменной дуги в режиме закалки и поверхностной цементации, а также комбинированного упрочнения на примере стали Ст3. В дальнейшем исследования в этом направлении будут продолжены с целью уточнения формы и размеров мартенситных и бейнитных кристаллов при осуществлении поверхностной закалки, механизма насыщения поверхностного слоя в процессе плазменной цементации.

Библиографический список

1. Поут Д. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. –М.: Машиностроение, 1987. –424 с.
2. Чудина О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. –М.: МАДИ (ГТУ), 2003. –248с.
3. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск, 2006. –180 с.

4. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор Часть 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – №12(132). – С.18–30.
5. Марков А. И. Ультразвуковая обработка материалов. –М.: Машиностроение, 1980. –237с.
6. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Часть 2) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – №1(133). – С.25–34.
7. Балановский, А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Часть 3) // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 2(134). – С. 20–30.
8. Балановский, А.Е., Гюи Ву.В.. Плазменная поверхностная цементация с использованием графитового покрытия//Письма о материалах 2017. Т.7. №2. С.175-179 DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179
9. Ву В. Г., Балановский А.Е. Физические основы технологии плазменной поверхностной цементации деталей на примере втулки шпинтона пассажирского вагона // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2017. – Т. 21. – № 3 (122). – С. 10–22.
10. В.Л.Воробьев, П.В.Быков и др. Изменение механических свойств углеродистой стали Ст3 в зависимости от средней плотности тока в пучке при импульсном облучении ионами аргона// Физика и химия обработки материалов. 2012, №6, С.5-9.

УДК 669.721.5:669.017.3

АКТИВНОСТЬ МАГНИЯ В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Mg-Si

Власов В.Н., Агеев Ю.А.

*Южно-Уральский государственный университет (национальный
исследовательский университет),
г. Челябинск, Российская Федерация, vlasovvn@mail.ru
ОАО «Научно-исследовательский институт металлургии»,
г. Челябинск, Российская Федерация, office@niim.ru*

Аннотация: Проведено моделирование термодинамических характеристик расплавов системы Fe-Mg-Si. Рассчитана граница области расслоения жидкой фазы. Построена диаграмма изоактивностей магния в металлических расплавах. Определено влияние на активность магния частичной замены в расплавах железа на кремний.

Ключевые слова: расплавы Fe-Mg-Si, магниевые модификаторы чугуна, термодинамическое моделирование, фазовые равновесия, активность магния.

MAGNESIUM ACTIVITY IN MELTS OF THE SYSTEM Fe-Mg-Si

Vlasov V.N., Ageev Yu.A.

*South Ural State University (National Research University),
Chelyabinsk, Russian Federation, vlasovvn@mail.ru
JSC "Scientific Research Institute of Metallurgy",
Chelyabinsk, Russian Federation, office@niim.ru*

Annotation: Thermodynamic characteristics of melts of the Fe-Mg-Si system were simulated. The boundary of the stratification region of the liquid phase is calculated. A diagram of the isoactive magnesium in metallic melts is constructed. The influence of partial replacement in iron melts on silicon on the activity of magnesium is determined.

Keywords: Fe-Mg-Si alloys, magnesium modifiers of cast iron, thermodynamic modeling, phase equilibrium, magnesium activity.

Изготавливаемые на основе ферросилиция магниесодержащие модификаторы широко применяются при производстве отливок из высокопрочного чугуна с использованием методов внутриформенного и ковшевого модифицирования. Содержание магния в модификаторах, предназначенных для внутриформенного модифицирования, обычно составляет 3-9 мас. %. Концентрация магния в наполнителях порошковой проволоки, применяемой при модифицировании чугуна в ковше, может

достигать 28-32 мас. %.

Процессы введения в жидкий чугун магния всегда сопровождаются его потерями, что связано с высоким давлением паров магния при температурах чугуноварения. По этой причине исследователями - практиками на протяжении длительного времени предпринимаются попытки определить составы магниевых модификаторов, обеспечивающих хорошее усвоение магния чугуном и снижение его потерь в результате испарения.

Для того чтобы избежать чрезмерных потерь магния вследствие закипания магниевой лигатуры при введении ее в жидкий чугун необходимо обеспечить условия, при которых давление пара магния над жидкой лигатурой не будет превышать внешнего давления, создаваемого атмосферным воздухом и столбом жидкого чугуна. Давление пара магния над лигатурой для конкретных условий можно определить с помощью соотношения:

$$P_{Mg} = a_{Mg} \cdot P_{Mg}^0, \quad (1)$$

где: a_{Mg} - активность магния в расплаве лигатуры,

P_{Mg}^0 - давление пара магния над чистым жидким магнием.

Из практики производства магниевых модификаторов известно, что кремний существенно снижает активность магния в расплавах Fe-Mg-Si, увеличивает его растворимость, уменьшает потери вследствие испарения. Эти обстоятельства вызывают существенный практический и научный интерес к исследованию термодинамических и других свойств расплавов системы Fe-Mg-Si, которая является основой для многих магниевых модификаторов.

Для проведения эффективного термодинамического анализа указанной системы необходимо наличие термодинамической модели металлического расплава, позволяющей с достаточной степенью достоверности описывать и прогнозировать термодинамические характеристики расплава в широкой области изменения его состава и температуры.

В ранее выполненных нами исследованиях [1-3] была рассмотрена и обобщена экспериментальная информация, характеризующая фазовые равновесия и термодинамические свойства фаз в бинарных системах Mg-Si, Fe-Mg, Fe-Si, которые являются граничными для системы Fe-Mg-Si. В результате комплексного моделирования экспериментальных данных был сформирован согласованный набор термодинамических характеристик для твердых и жидких фаз указанных систем, установлен для них наиболее вероятный вид диаграмм фазовых равновесий, получены концентрационные и температурные зависимости основных термодинамических свойств расплавов.

При выполнении расчетов термодинамических свойств расплавов тройной системы во многих случаях бывает достаточно знаний термодинамических характеристик граничных бинарных систем. Однако с целью повышения достоверности прогнозных расчетов при создании термодинамической модели целесообразно использовать также имеющуюся экспериментальную информацию о свойствах тройной системы.

Анализ литературы показал, что достаточно корректное экспериментальное исследование фазовых равновесий и термодинамических свойств расплавов в системе Fe-Mg-Si было выполнено лишь в одной работе, результаты которой были опубликованы в 1971 году Гачелааром, Трояном, Макклахэном и Флинном [4]. Основными целями этой работы являлись изучение границ расслоения жидкой фазы и определение активности магния в гомогенных расплавах, находящихся на границе расслоения. Для получения требуемой информации авторами была сконструирована и изготовлена лабораторная установка, позволяющая исследовать расплавы системы Fe-Mg-Si в условиях высоких давлений, подавляющих их кипение. Исследование было выполнено в диапазоне температур 2550-2750°F (1399-1510 °C). Составы сопряженных расплавов определялись путем анализа отобранных проб. Давление пара магния над расплавами измерялось методом «определения точек кипения». Величины активности магния в расплавах рассчитывались относительно стандартного состояния «чистый жидкий магний» и находились как отношение давления пара магния над исследуемым расплавом к давлению пара магния над чистым жидким магнием. На основании полученных данных авторы исследования построили изотермическое сечение диаграммы состояния системы Fe-Mg-Si, при температуре 1454 °C. Вид этого сечения свидетельствует о присутствии в системе обширной области расслоения жидкой фазы. Значения активности магния в расплавах на основе железа характеризуют область составов с содержаниями магния от 0.97 до 10.4% и кремния от 6.7 до 29.7%. Значения активности магния в расплавах на основе магния характеризуют область составов с содержаниями магния от 51.7 до 96.7 % и кремния от 0.54 до 30.4 %.

Для аналитического описания термодинамических характеристик жидких фаз рассматриваемой

системы в данной работе применялась разработанная ранее многоуровневая функциональная термодинамическая модель металлургических расплавов. В основу этой модели положено уравнение вида

$$\Delta G_{cm} = \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k x_i \cdot x_j \cdot \left[\left(A_0^{ij} - B_0^{ij} \cdot T \right) + \left(x_i - x_j \right) \cdot \left(A_1^{ij} - B_1^{ij} \cdot T \right) \right] + \\ + \sum_{i=1}^{k-2} \sum_{j=i+1}^{k-1} \sum_{m=j+1}^k x_i \cdot x_j \cdot x_m \cdot \left(C^{ijm} - D^{ijm} \cdot T \right) + R \cdot T \cdot \sum_{i=1}^k x_i \cdot \ln(x_i)$$

выражающее зависимость молярной энергии Гиббса образования расплава из чистых жидких компонентов от состава расплава и его температуры.

В этом уравнении: k – общее число компонентов в расплаве; T – температура расплава; R – универсальная газовая постоянная; x_i – атомные доли компонентов; A_0^{ij} , A_1^{ij} , C^{ijm} – энтальпийные и B_0^{ij} , B_1^{ij} , D^{ijm} – энтропийные параметры модели, характеризующие свойства двойных и тройных систем.

Функциональные возможности этой модели изменяются в зависимости от набора определяемых параметров. Если при моделировании используются только параметры вида A_0^{ij} – возможности модели соответствуют уровню строго регулярных растворов. Если используются параметры A_0^{ij} , C^{ijm} – уровню регулярных растворов, при оценке параметров A_0^{ij} , A_1^{ij} , C^{ijm} – уровню субрегулярных растворов, а при использовании параметров вида B_0^{ij} и B_1^{ij} , D^{ijm} – уровням квазирегулярных растворов. Использование полного набора параметров дает возможность проведения моделирования на уровне квази-субрегулярных растворов. Поскольку необходимый и достаточный набор параметров модели формируется на основании анализа экспериментальных данных, качественный состав этого набора позволяет классифицировать расплавы по их термодинамическому поведению.

Дифференцирование выражения для энергии Гиббса произвольного количества расплава или его частей по числу молей исследуемого компонента позволяет получить зависимости, характеризующие парциальные молярные свойства этого компонента в расплаве.

Моделирование экспериментальных данных о равновесных составах жидких фаз и активностях магния в расплавах тройной системе Fe-Mg-Si, полученных в работе [4], проводилось с использованием определенных нами ранее значений параметров модели для бинарных расплавов систем Fe-Mg, Fe-Si, Mg-Si. В связи с этим, в процессе моделирования свойств расплавов трехкомпонентной системы Fe-Mg-Si возникает необходимость в оценке величин лишь двух параметров C^{123} и D^{123} , относящихся к тройной системе. Проведенные расчеты показали, что величина параметр C^{123} близка к нулю и сам параметр является статистически незначимым. Вероятное значение параметра D^{123} равно 39.5 ± 2.9 Дж/(моль·К).

Работоспособности созданной нами модели была оценена путем сравнения расчетных и экспериментальных [4-7] значений активностей компонентов в расплавах различного состава и сопоставлением расчетной линии расслоения жидкой фазы в системе Fe-Mg-Si с экспериментальными данными. Результаты сравнений отражены на рисунках 1 и 2. Они показывают, что созданная модель пригодна для проведения расчетов термодинамических свойств расплавов в широкой области их составов.

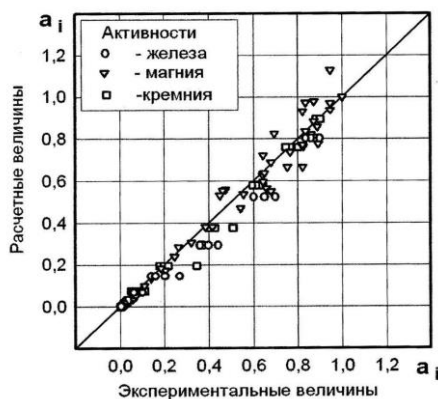
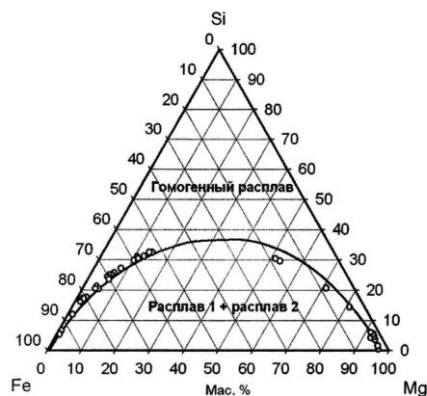
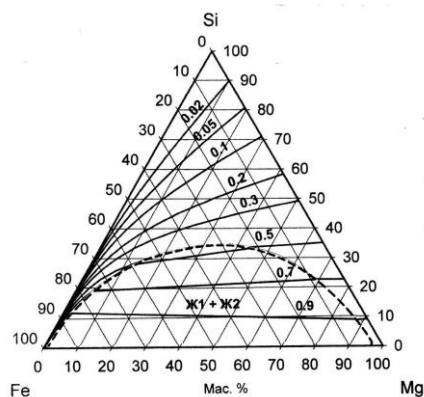


Рисунок 1 – Соотношения между расчетными и экспериментальными величинами активностей компонентов в расплавах систем Fe-Mg-Si, Fe-Si, Mg-Si



Линия - результат расчета, точки – экспериментальные данные
Рисунок 2 – Расслоение жидкой фазы в системе Fe-Mg-Si, при температуре 1454 °C

С использованием полученной модели в работе был проведен расчет границы двухфазной области в изотермическом сечении диаграммы состояния системы Fe-Mg-Si при температуре 1540°C и построены линии изоактивности магния в расплавах. Результаты расчетов отражены на рисунке 3.



Пунктирная линия – граница двухфазной области Ж1+Ж2

Рисунок 3 – Линии изоактивности магния в расплавах системы Fe-Mg-Si при температуре 1540°C

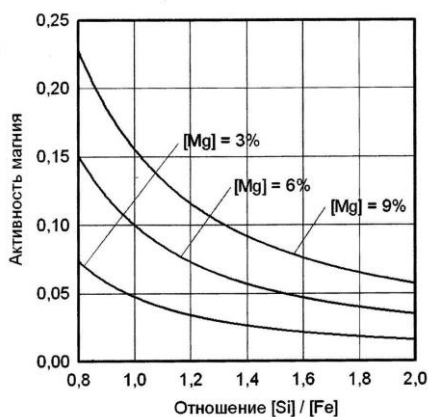


Рисунок 4 – Зависимости активности магния в расплавах системы Fe-Mg-Si при температуре 1450°C от отношения в расплавах концентраций кремния и железа при различных содержаниях магния

Из рисунка 3 следует, что при концентрациях кремния ниже 34 % в системе возможно расслоение расплава на две несмешивающиеся жидкости. Начало расслоения при указанной температуре соответствует составу: [Fe]=30 %, [Mg]=36 %. [Si]=34 %. Дальнейшее снижение концентрации кремния в системе приводит к существенному расширению в ней области расслоения, которая при нулевой концентрации кремния реализуется в системе Fe-Mg виде равновесия двух несмешивающихся

расплавов с концентрациями магния 0.983 % и 97.09 %.мас. Указанные расчетные данные хорошо согласуются с результатами экспериментов, рассмотренными в работе [2]. Показанный на рисунке ход линий изоактивностей свидетельствует о весьма сильном влиянии кремния на активность магния. Наиболее сильно это влияние проявляется в области низких концентраций магния и высоких концентраций железа.

Зависимости активности магния от отношения в расплавах концентраций кремния и железа при температуре 1450 °С и относительно невысоких концентрациях магния отражены на рисунке 4. Из рисунка следует, что повышение концентрации кремния сначала вызывает весьма сильное снижение активности магния, однако затем по мере роста концентрации кремния влияние его существенно ослабевает. Весьма слабо это влияние проявляется в расплавах, в которых отношения концентрации кремния к концентрации железа превышают 1,6.

Предложенная термодинамическая модель может быть использована для анализа поведения расплавов в различных условиях и поэтому может стать полезным инструментом при выполнении поисковых исследований.

Заключение. Результаты данной работы обобщают и дополняют имеющуюся информацию о термодинамических свойствах расплавов системы Fe-Mg-Si, создают базу для изучения и анализа более сложных систем, способствуют сокращению объема лабораторных и производственных экспериментов в исследованиях, направленных на оптимизацию составов модификаторов.

Библиографический список

1. В.Н. Власов, С.В. Булдыгин, А.А. Лыкасов, Ю.А. Агеев. Фазовые равновесия и термодинамические свойства фаз в системе магний-кремний. //Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2011, № 2, с. 6- 11.
2. Власов В.Н., Агеев Ю.А., Булдыгин С.В. Термодинамическое моделирование фазовых равновесий в системе Fe-Mg. //Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов: Труды X Российского семинара. – Курган: Изд-во Курганского гос. ун-та. 2010. С. 74-75.
3. Власов В.Н., Булдыгин С.В., Агеев Ю.А., Шкуркин В.И. Активность и давление пара магния в сплавах Ni-Mg-Si-Fe и Cu-Mg-Si-Fe// «Литье и металлургия» (Научно-технический журнал республики Беларусь). 2010. №3 (57). С. 22-24.
4. P. G. Guichelaar, P. K. Trojan, T. McCluhan, R. A. Flinn. A New Technique for Vapor Pressure Measurement Applied to the Fe-Si-Mg System. //Metallurgical Transactions.1971. Volume 2 (December). P. 3305 - 3313.
5. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства.- М.: Металлургия, 1973. -288 с.
6. Eldridge J.M., Miller E. and Kamarek K.L. Thermodynamic Properties of Liquid Magnesium-Silicon Alloys. Discussion of the Mg-Group IVB Systems. //Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1967, v. 239, June, p. 775-781.
7. Павлова Л.М., Глазов В.М. Исследование особенностей строения расплавов в системах Mg-B^{IV} (B^{IV} – Si, Ge, Sn, Pb) на основе данных по фазовым равновесиям. //Журнал неорганической химии. 1984. Т.29. Вып. 5. с.1269-1276.

УДК 669-1

ОСОБЕННОСТИ ЗАТУХАНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В СТАЛИ 20ГЛ

Каравайцева А.А.¹, Квеглис Л.И.¹, Павлов А.В.²

¹*Сибирский Федеральный Университет,
г. Красноярск, Российская Федерация*

²*Восточно-Казахстанский государственный
университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Республика Казахстан,
anastasiya-romanova-16.09@mail.ru*

Аннотация: В данной работе обнаружены аномалии в поведении акустических волн в стали 20ГЛ. Установлена зависимость между скоростью ультразвука и размером зерна при разных температурах.

Ключевые слова: поглощение ультразвука, пластическая деформация, сталь 20ГЛ, микро-

FEATURES OF ULTRASOUND DAMPING IN STEEL 20GL

Karavaitseva A.A.¹, Kveglis L.I.¹, Pavlov A.V.²

*Siberian Federal University,
Krasnoyarsk, Russian Federation*

*East-Kazakhstan State University named after S. Amanzholov,
Ust-Kamenogorsk, the Republic of Kazakhstan, anastasiya-romanova-16.09@mail.ru*

Abstract: *In this work, we discovered anomalies in the behavior of acoustic waves in steel 20GL. Correlation between speed of ultrasound and the size of granule set at different temperatures*

Keywords: *Damping of ultrasound, plastic deformation, 20GL steel, microstructure, temperature dependence.*

Введение.

Использование ультразвука позволяет производить обработку давлением металлических деталей, используя меньшее давление, следовательно, быстрее и дешевле. То есть можно эффективно использовать ультразвук при интенсивной пластической деформации. Поглощение в однородных твердых телах ультразвуковых волн, так же как и упругих волн более низких частот, пропорционально квадрату частоты. Однако твердые тела однородны для ультразвуковых волн только до тех пор, пока неоднородности, имеющиеся в них (а эти неоднородности всегда есть), значительно меньше длины волны. Исследования показывают, что даже такие кажущиеся однородными тела, как железо, имеют в действительности крайне неоднородное строение. [1]. Однородность структуры металлов и сплавов достигается измельчением, вплоть до возникновения наноструктурных состояний, что может быть обеспечено интенсивной пластической деформацией (ИПД) [2]. Интенсивную пластическую деформацию лучше всего проводить в таких условиях, когда достигнут максимальный коэффициент поглощения ультразвуковых волн в веществе. Исследование поглощения ультразвука в металлах в процессе их пластической деформации представляет практический интерес при обработке металлов давлением с целью снижения усилия деформации [3].

Проблема исследования.

Сталь 20ГЛ используется для изготовления ответственных изделий сложного сечения, используемых в железнодорожном транспорте, поэтому необходимо выявить оптимальные условия ее механической обработки: условия при которых коэффициент поглощения ультразвуковых волн позволит проводить интенсивную пластическую деформацию с минимальной нагрузкой [4]. Такие изделия работают в условиях пониженных температур и знакопеременных нагрузок. При неправильной заливке стали в сечениях образуются неоднородности кристаллического строения, трещины и раковины, которые выявляются методами неразрушающего контроля. Эти дефекты можно устранить посредством интенсивной пластической деформации.

Цель работы. Исследовать возможность поглощения ультразвука в стали 20ГЛ, выявить причину данного эффекта. Дать теоретическое обоснование наблюдаемым явлениям.

Задачи:

1. Установить причину и дать объяснение поглощения ультразвуковых волн в стали.
2. Найти качественный способ применения эффекта поглощения.

Образцы и методы.

В качестве образцов для исследования использовали исходную, литую сталь 20ГЛ. С целью получения серии образцов с нарастающим размером структурных элементов, подвергли их термической обработке при температуре 900°C, задавая разное время выдержки в муфельной печи и дальнейшим охлаждением на воздухе. Микроструктуру стали исследовали на оптическом металлографическом микроскопе сх-4 при увеличении x100 и x500 крат. Скорость ультразвука измеряли методом автоциркуляции импульсов на ультразвуковом толщинометре А1209. Микроструктуру и размер зерна определяли по ГОСТу 5639-82.

Для измерения скорости распространения поверхностной волны в стали поверхность образца делили на прямоугольные участки, соответствующие размеру датчика (расстояние между пьезопреобразователями 33 мм). В каждом участке скорость определяли 5-7 раз, затем находили среднее значение.

Теория

Специфика структурообразования и деформационного упрочнения при переходе к интенсивным пластическим деформациям впервые была отмечена и систематически изучена в работах В.И. Трефилова, Ю.И. Мильмана и С.А. Фирстова [5–8]. В.И. Трефилов и С.А. Фирстов с сотрудниками обнаружили, что с ростом деформации в материале формируется качественно новый вид дислокационной структуры – сильно разориентированные ячейки. Основная их особенность – это непрерывное увеличение углов разориентировки с ростом деформации при слабом уменьшении поперечных размеров. Как потом оказалось, подобная эволюция структуры присуща и другим металлам. В.И. Трефилов с сотрудниками предложили оценивать деформационное упрочнение при интенсивных деформациях с позиций уменьшения размера зерна – в предельном случае до размера сильно разориентированной ячейки. Его точка зрения о радикальном изменении механизма упрочнения получила многочисленные подтверждения и в настоящее время признается многими учеными. Исходя из сказанного, можно заключить, что направленное и непрерывно происходящее в процессе пластической деформации движение дисклиний должно приводить к фрагментации структуры металла, то есть разбиению его на микрообласти, разориентированные на углы порядка нескольких градусов. Чем больше будет степень пластической деформации, тем мельче должны быть фрагменты и больше их разворот относительно друг друга [9].

Уникальной особенностью ультразвуковых методов является то, что при температурах, близких к температуре фазового перехода второго рода в магнитных системах и системах, демонстрирующих структурные фазовые переходы, происходит аномально сильное поглощение ультразвука [4], наглядно выявляемое экспериментально. Оно обусловлено эффектами взаимодействия низкочастотных акустических колебаний с долгоживущими флуктуациями параметра порядка, которые посредством спин-фононного взаимодействия магнитострикционной природы создают случайную силу, приводящую к возмущению нормальных акустических мод. При этом можно выделить релаксационный и флуктуационный механизмы поглощения. Релаксационный механизм, обусловленный динамической линейной связью звуковых волн с параметром порядка, проявляется только в упорядоченной фазе, где статистическое среднее значение параметра порядка отлично от нуля. Поскольку релаксация параметра порядка вблизи точки фазового перехода происходит очень медленно, данный механизм играет существенную роль в диссипации низкочастотных акустических колебаний. Флуктуационный механизм поглощения, определяемый квадратичной связью деформационных переменных в гамильтониане системы с флуктуациями параметра порядка, проявляется во всей критической температурной области. К настоящему времени существует значительное число работ, посвященных теоретическому описанию возникающих ультразвуковых аномалий в конденсированных средах при фазовых переходах и дающих адекватное объяснение результатам экспериментальных исследований [10].

Одной из наиболее интересных и важных задач как с экспериментальной, так и теоретической точки зрения является задача исследования влияния дефектов структуры на характеристики распространения ультразвука в материалах, испытывающих фазовые превращения. Структурный беспорядок, обусловленный присутствием примесей или других дефектов структуры, наличие в эффективном гамильтониане нескольких типов конкурирующих взаимодействий, задающих состояние сложной системы, зачастую играют важную роль в поведении реальных материалов и физических систем. Эти факторы могут индуцировать новые типы фазовых переходов, задавать новые классы универсальности критического поведения, модифицировать кинетические свойства систем и обуславливать низкочастотные особенности в динамике системы.

Результаты исследований и их обсуждение

Для изучения влияния магнитных параметров на механические и ультразвуковые характеристики литой стали 20ГЛ, были изготовлены и термически обработаны экспериментальные образцы, с размером зерна начиная от 1, заканчивая 9 баллом. Образцы были подвергнуты пластической деформации посредством удара маятникового копра, при испытании образцов на ударную вязкость.

Металлографические исследования поверхности полученных образцов при увеличении $\times 500$ показаны на рисунке 1, номера 0 – 5 соответствуют номеру образца согласно режиму термообработки.

0	1	2	3	4	5
Балл зерна					
1 - 3	5 - 6	6 - 7	7	8	9

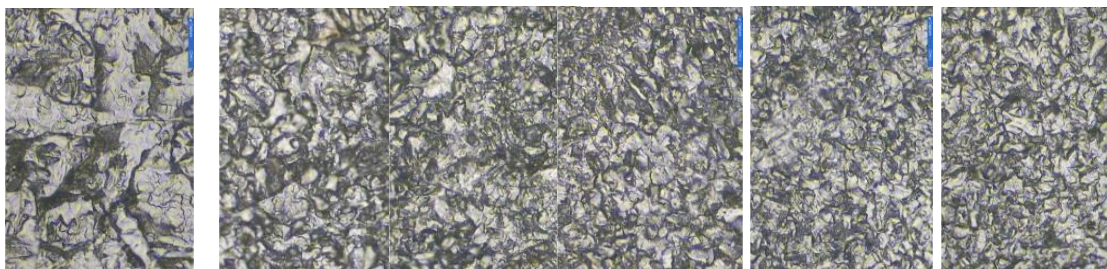


Рисунок 1 - Эволюция структуры экспериментальных образцов под воздействием температуры в зависимости от времени выдержки

Затем, провели замеры скорости распространения ультразвуковой волны в продольном и поперечном направлении образцов, при комнатной и пониженной температуре (-60°C, согласно ГОСТ 32400-2013), провели испытания на ударную вязкость KCV⁻⁶⁰ таблица 1.

Таблица 1 - Динамика изменения скорости ультразвука от размера зерна и измерение ударной вязкости

№ образца	t, °C	9 ультразвука, продольная (Частота 4 МГц)	9 ультразвука, поперечная (Частота 10 МГц)	Ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	Балл зерна, G
0	+20	5955	5975	8,9	1 - 3
	-60	6017	6079		
1	+20	5978	5975	40,1	5 - 6
	-60	6039	6075		
2	+20	5987	5967	45,86	6 - 7
	-60	6062	6081		
3	+20	5857	5957	37,08	7
	-60	5936	6127		
4	+20	5927	5962	39,42	8
	-60	5991	6075		
5	+20	5930	5965	47,51	9
	-60	6012	6087		

Как видно из таблицы 1, ударная вязкость не имеет прямой зависимости от скорости ультразвука или от размера зерна. Однако построив график зависимости значений скорости ультразвука и балла зерна можно увидеть некую зависимость указанных параметров в виде зигзагообразной кривой, причем как при комнатной температуре, так и при температуре – 60 °C (рисунок 2). Наблюдаемая зависимость от размера зерна согласуется с известным уравнением Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k d^{-1/2}$$

и уравнением Петча

$$\beta T_{xp} = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2},$$

где: σ_T – предел текучести;

σ_0 – напряжение трения при движении дислокаций внутри зерен;

d – диаметр зерна, мм;

k – коэффициент пропорциональности;

T_{xp} – температура хрупкого перехода;

β и C – постоянные.

Измерение скорости ультразвука показало, что разброс ее значений в стали составляет 0,2-0,7% в зависимости от температуры обработки. Неодинаковые значения скорости ультразвука наблюдаются в продольном и поперечном сечении образца: $V_R^{np} > V_R^{mn}$, что отражает анизотропию структуры и свойств деформированного металла.

Течение пластической деформации стали 20ГЛ в процессе испытания на растяжение идет неравномерно, это отражается на графике разрушения образца, данный процесс описывается в работе [11].

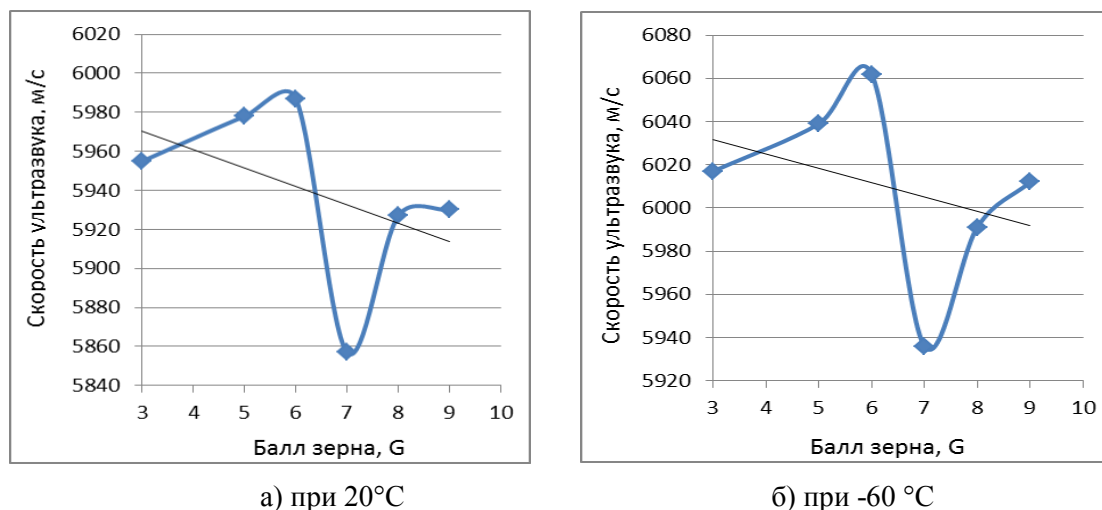


Рисунок 2 - Обнаруженная зависимость скорости ультразвука от балла зерна

График зависимости скорости ультразвука от балла зерна при температуре -60°С имеет более резкий спад и подъем, это связано с тем, что при уменьшении температуры скорость распространения ультразвука увеличивается [12]. Проанализировав полученную зависимость, можно сделать вывод, что при размере зерна 6-7 балл и частоте 4 МГц скорость ультразвука заметно снижается. Можно сделать предположение, что в данном месте происходит эффект поглощения ультразвука. Это связано с процессом кристаллизации, т.к. при 6-7 баллах зерна в микроструктуре стали 20ГЛ наблюдаются крупные ферритные зерна, скопления ферритных зерен и ферритная сетка. То есть наблюдается структурная неоднородность, с одновременным уменьшением ультразвуковой проницаемости.

Выводы:

1. Обнаружены аномалии в поведении акустических волн в сплаве сталь 20ГЛ
2. Аномальное поведение акустических сигналов связано с неоднородностью структуры исследуемых образцов. Определены экспериментально критические значения балла зерна и критические скорости (частоты), при которых наблюдается поглощение ультразвука. Установлены температурные зависимости обнаруженного явления.
3. Полученные результаты могут быть использованы для создания технологии обработки изделий сложной формы из стали 20ГЛ.

Библиографический список

1. В.А. Красильников Звуковые и ультразвуковые волны в воздухе, воду и твердых телах. Изд. №3, М.: 1960
2. Панкратов Д.Л., Шибakov В.Г., Андреев А.П., Андреева С.И., Ситдилов И.М. Исследование разрушения образцов, полученных интенсивной пластической деформацией выдавливанием.
3. А.В.Кулемин Поглощение ультразвука в металлах в процессе их пластической деформации. АКУСТИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ том 26 вып 5 1980 с735-740
4. П.В.Прудников, В.В.Прудников, Е.А.Носихин Аномальное поглощение ультразвука в твердых телах при фазовых переходах второго рода с учетом эффектов релаксации. Акустические методы исследования структуры и свойств через частотные и температурные зависимости коэффициента поглощения ультразвука Физика металлов и металловедение 2007, том 104, №3, с.235-240
5. Трефилов В.И. Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 315 с.
6. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, Р.К. Иващенко и др. – Киев: Наукова думка. 1983. – 232 с.
7. Рубцов А.С., Рыбин В.В. Структурные особенности пластической деформации на стадии локализации течения // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 44. – Вып.3. – С. 611–621.
8. Манилов В.А., Ткаченко В.Г., Трефилов В.И., Фирстов С.А. Структурные изменения в хrome при деформации // Металлы. – 1967. – № 2. – С. 114–122.
9. Рыбин В.В. Большие пластические деформации разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 226 с.
10. Ландау Л.Д., Халатников И.М. // ДАН СССР, 1954. Т. 96. С. 496
11. Романова А.А., Павлов А.В., Немцев И.В. Квеглис Л.И. Исследование влияния модифици-

рования и микролегирования стали 20ГЛ на ее механические свойства и микроструктуру. Сборник 19 конференции Решетневские чтения, 2015г.

12. Алабышев А.П. РАСЧЕТ СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ МАТЕРИАЛА "Новые материалы и технологии в машиностроении - 2014" 20-я Международная научно-техническая конференция.

УДК 621.74

РАСЧЕТ СОДЕРЖАНИЯ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ, ВЫДЕЛЯЮЩЕЙСЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ РАСПЛАВА

Рафальский И.В., Лущик П.Е.

*Белорусский национальный технический университет,
г.Минск, Республика Беларусь, rafalski@mail.ru*

Аннотация: Рассмотрены методы определения содержания твердой фазы, выделяющейся при затвердевании литейных сплавов. Представлена математическая модель для расчета содержания твердой фазы в затвердевающих расплавах с использованием данных одностермпарного термического анализа без использования в моделях расчета ньютоновской функции базовой линии с учетом изменения теплофизических параметров сплава.

Ключевые слова: литейные сплавы, термический анализ, затвердевание, содержание твердой фазы, расплавы

CALCULATION OF SOLID FRACTION FORMED DURING SOLIDIFICATION OF MELTS

Rafalski I.V., Lushchik P.E.

*Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, rafalski@mail.ru*

Abstract: Methods for calculation of solid fraction formed during solidification of melts using experimental data of thermal analysis are considered. The mathematical model for calculating the content of the solid phase, taking into account the changes in the thermo-physical parameters of the alloys, using data from single-thermocouple thermal analysis is presented without the Newtonian function in the calculation model.

Key words: cast alloys, thermal analysis, solidification, solid fraction, melts

Определение количественного соотношения жидкой и твердой фазы, выделяющейся при затвердевании многокомпонентных сплавов, при заданных температуре и времени относится к числу одной из наиболее сложных фундаментальных проблем теории металлических материалов. Решение этой задачи является принципиально важным не только для разработки систем контроля технологических процессов получения литейных сплавов, но и для успешного моделирования тепловых процессов формирования литых изделий.

Как известно, проблема определения содержания твердой фазы, выделившейся при затвердевании сплава, решается в задачах моделирования тепловых процессов с использованием уравнения теплопроводности:

$$c(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda(T)\operatorname{grad} T) + \rho(T)L\frac{\partial f_s}{\partial t}, \quad (1)$$

где: T – температура, К;

λ – теплопроводность, Вт/(м·К);

c – удельная теплоемкость, Дж/(кг·К);

ρ – плотность, кг/м³; t – время, с;

L – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг;

f_s – объемная доля выделяющейся твердой фазы в расплаве, о.е.

Для сплавов, претерпевающих фазовый переход из жидкого в твердое состояние, решение задач моделирования затвердевания невозможно без предварительного определения функции тепловыделения, обусловленной образованием и ростом твердой фазы f_s в расплаве. Особенности технологии

обработки литейных сплавов влияют на значения теплофизических параметров, используемых при моделировании (температуры фазовых превращений, зависимость выделения доли твердых фаз от температуры, теплоемкость и др.), и, в свою очередь, на процессы формирования отливок. В этом случае наиболее важен адекватный учет неравномерности тепловыделения и образования твердой фазы при затвердевании.

В задачах моделирования тепловых процессов металлических систем доля выделившейся твердой фазы f_s как функция времени не может быть вычислена, исходя из первых принципов из-за отсутствия прямых выражений [1]. Применение для этого различных зависимостей, связывающих количество твердой фазы с диаграммами состояния сплавов, малоэффективно и часто неадекватно отражает действительный характер тепловыделения для реальных условий производства отливок.

Содержание твердой фазы при затвердевании расплава можно с большей или меньшей точностью оценивать различными способами, например, путем определения количества выливаемой из образца жидкости (метод выливания жидкого остатка); исследуя микроструктуры образцов, полученных закалкой при различных температурах расплава в жидко-твердофазном состоянии (металлографический анализ); путем измерения различных физических величин, коррелирующих с содержанием твердой фазы в расплаве, например, плотности, скорости распространения ультразвуковых волн, электрического сопротивления, магнитной проницаемости (непрямые методы измерений); используя методы дифференциального термического анализа или применяя методы термодинамического моделирования [2, 3].

Однако все эти методы не нашли широкого промышленного применения в силу присущих им определенных ограничений [2]. Так, металлографический анализ закаленных образцов является простым, но медленным и неточным. Недостатками дифференциального термического анализа являются сложность и высокая стоимость лабораторного оборудования, неадаптированного для применения непосредственно на литейных участках, а также невозможность статистической репрезентативной оценки параметров структуры из-за малых размеров образцов. Методы не прямых измерений могут быть достаточно точными в случае тщательной калибровки, но, как правило, сложны и требуют специального оборудования. Моделирование твердой фракции на основе термодинамических свойств может быть выполнено только для тех сплавов, для которых необходимые для расчета данные известны, но, как правило, без учета кинетических параметров процесса затвердевания.

Проблему определения содержания твердой фракции при моделировании тепловых процессов либо обходят, например, для чистых металлов или эвтектических сплавов, в предположении, что значение f_s (и, следовательно, тепловыделение) линейно изменяется от температуры в пределах фиктивного диапазона затвердевания (неявный метод энтальпии и метод эффективной теплоемкости), либо значение f_s рассчитывают на основе зависимостей, описывающих процессы зародышеобразования и роста кристаллов с учетом полученных экспериментальных данных о переохлаждении, количестве зерен в объеме отливки и др.

Большое распространение ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности количественного анализа кинетики затвердевания металлов и сплавов получили методы анализа кривых охлаждения (ССА-методы), широко используемые при решении задач моделирования тепловых процессов [4].

Использование экспериментальных данных термического анализа кривых охлаждения сплавов является простым и малозатратным методом определения содержания твердой фазы f_s металлов и сплавов при их затвердевании как функции от времени и температуры. Суть ССА-методов состоит в измерении и обработки данных термического анализа технологической пробы расплава с помощью одной (метод Ньютона) или двух термопар (метод Фурье) [5].

Расчет функции твердой фракции от времени методом Ньютона реализуется путем математических преобразований уравнения теплового баланса затвердевающей пробы [1]:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V\rho C_P \left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} = \alpha F (T_{CC} - T_0), \quad (2)$$

где: Q_L – количество теплоты кристаллизации, выделившееся при затвердевании, Дж;

V – объем пробы расплава, м³;

T_{CC} – температура, измеряемая термопарой, °С (индекс cc обозначает кривую охлаждения);

α_{cc} – эффективный коэффициент теплопередачи, который описывает потери тепла при ньютоновском охлаждении металла через форму в окружающую среду, Вт/(м²·К);

F – площадь поверхности технологической пробы, м²;

T_0 – температура окружающей среды, °С.

Введя обозначение q_{cc} :

$$q_{cc} = \alpha_{cc} F(T_{cc} - T_0), \quad (3)$$

можно записать уравнение (2) в следующей форме:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} = \frac{1}{V \rho C_p} \left[\frac{dQ_L}{dt} - q_{cc} \right], \quad (4)$$

которое описывает производную кривой охлаждения.

В случае отсутствия фазовых превращений уравнение баланса тепловых потоков принимает следующий вид:

$$-V \rho C_p \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} = \alpha_{zc} F(T_{zc} - T_0), \quad (5)$$

или, выражая производную температуры от времени:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} = \frac{-\alpha_{zc} F(T_{zc} - T_0)}{V \rho C_p}, \quad (6)$$

где индекс zc означает так называемую базовую кривую, соответствующую таким условиям, когда фазовые превращения отсутствуют.

Введя обозначение q_{zc} :

$$q_{zc} = \alpha_{zc} F(T_{zc} - T_0), \quad (7)$$

уравнение (6) записывают в следующей форме:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} = \frac{-q_{zc}}{V \rho C_p}. \quad (8)$$

Вычитая уравнение (8) из (4), находят скорость тепловыделения при фазовом превращении:

$$\frac{dQ_L}{dt} = V \rho C_p \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} + q_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} - q_{zc} \right). \quad (9)$$

Учитывая, что $(q_{cc} - q_{zc})$ составляет менее 3 % от $((dT/dt)_{cc} - (dT/dt)_{zc})$ [1], и пренебрегая разностью $(q_{cc} - q_{zc})$, получают

$$\frac{dQ_L}{dt} = V \rho C_p \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right). \quad (10)$$

Интегрируя последнее уравнение, получают выражение для теплоты кристаллизации:

$$Q_L = V \rho C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right) dt, \quad (11)$$

или выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = \frac{Q_L}{V \rho} = C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right) dt. \quad (12)$$

Так как удельная теплота кристаллизации известна, содержание твердой фракции в расплаве можно вычислить из соотношения:

$$f_s = L'(t) / L'. \quad (13)$$

При этом экспериментальные значения для f_s могут быть определены не только как функция от времени t , но также как функция от $\partial T / \partial t$ (скорости охлаждения) и температуры T , что позволяет исследовать эволюцию выделения твердой фазы в различных режимах.

Существенным недостатком метода Ньютона является необходимость определения базовой линии $(dT/dt)_z$ как функции от времени. Очевидно, что точность вычислений содержания твердой фа-

зы в расплаве определяется эволюцией функции базовой линии.

За последние десятилетия опубликовано большое число работ, посвященных вопросам вычисления функции базовой линии и определения содержания твердой фазы в расплавах с использованием метода Ньютона. Все альтернативные методы решения этой задачи сводятся либо к необходимости определения экспериментальным путем нескольких теплофизических параметров, включающих удельную теплоемкость сплава и коэффициента теплопередачи, либо требуют проведения измерений с использованием двух термпар (ССА-метод Фурье). Однако, как указывают авторы [5], проведенные исследования показали, что использование ССА-метода Фурье часто на практике не обеспечивает достаточной точности измерений, поэтому делается вывод, что метод Ньютона остается более предпочтительным, особенно, если предполагается, что свойства сплава не зависят от температуры.

Некоторые исследователи предлагают базовую линию приближенно вычислять, предполагая экспоненциальный закон эволюции функции базовой линии, что согласуется с уравнением Ньютона-Рихмана для тел с малым числом Био и постоянными теплофизическими параметрами [1, 6]. Однако из-за непрерывно изменяющихся теплофизических свойств расплава при его затвердевании кривые охлаждения и их производные описываются такими моделями весьма неточно.

Функции базовой линии предлагается вычислять с помощью полиномов n -й степени методом наименьших квадратов, используя экспериментальные данные термического анализа, полученные для однофазных участков кривой охлаждения сплава [6, 7]. В целом, такой подход представляется рациональным. Однако при выборе приближающей функции для описания базовой линии сложно определить, полином какой степени следует использовать для построения расчетной модели, так как с увеличением степени полинома улучшается качество согласования расчетных и экспериментальных данных для однофазных участков кривых охлаждения, но вместе с этим проявляется колебательный характер полиномиальных зависимостей в интервале кристаллизации сплава. При этом каждое последующее повышение степени полинома приводит к сложноинтерпретируемым, без видимых закономерностей нелинейным эволюциям в поведении расчетных зависимостей. В связи с этим, в работе [5] базовую линию предлагается просто аппроксимировать линейным уравнением $y = a + bx$, предварительно определив моменты начала и окончания затвердевания расплава на кривой dT/dt , что, очевидно, является весьма упрощенным подходом.

Альтернативное решение задачи определения содержания твердой фазы в затвердевающих расплавах может быть получено без применения ньютоновской модели базовой линии с использованием данных однотермпарного термического анализа путем сведения всех теплофизических параметров к одному комплексному теплофизическому коэффициенту.

Уравнение теплового баланса пробы расплава (2) можно записать в следующем виде:

$$\frac{dQ_L}{dt} = mC_p \left(k \cdot (T_{cc} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} \right), \quad (14)$$

где: m – масса пробы расплава, m^3 ;

$k = \frac{\alpha_{cc} F}{mC_p}$ – комплексный теплофизический коэффициент, имеющий размерность c^{-1} .

Интегрируя уравнение (14), можно получить выражение для расчета выделившейся теплоты кристаллизации:

$$Q_L = mC_p \int_0^t \left(k \cdot (T_{cc} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} \right) dt, \quad (15)$$

а также выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = C_p \int_0^t \left(k \cdot (T_{cc} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} \right) dt. \quad (16)$$

Содержание твердой фракции в расплаве в этом случае вычисляется как функция от времени:

$$f_s(t) = \frac{L'(t)}{L} = \frac{\int_0^t \left(k \cdot (T_{cc} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} \right) dt}{\int_0^{t_s} \left(k \cdot (T_{cc} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} \right) dt}. \quad (17)$$

Значения теплофизического коэффициента k в каждый момент времени для однофазных участков кривой охлаждения сплава (до начала кристаллизации и после затвердевания пробы) могут быть

найлены, применяя численную схему вычисления производной кривой охлаждения, из уравнения:

$$k(t) = - \frac{(dT/dt)_{CC}}{T_{CC} - T_0}. \quad (18)$$

В том случае, когда интервал кристаллизации сплава небольшой, удобно в расчетах использовать значения коэффициента k , рассчитанные для момента окончания затвердевания сплава. Для широкоинтервальных сплавов требуется учесть изменения теплофизических свойств сплава от температуры в интервале его кристаллизации, в этом случае коэффициент k определяется методом наименьших квадратов, используя полученные по формуле (18) данные для однофазных участков сплава, путем аппроксимации его температурной зависимости полиномом n -й степени ($n \leq 3$):

$$k(T_i) = \sum_{j=0}^n a_j \cdot T_i^j. \quad (19)$$

С использованием представленной модели расчета содержания твердой фазы, выделяющейся при затвердевании расплавов, было выполнено имитационное моделирование образования усадочных дефектов в отливках сложной конфигурации из алюминиевых сплавов, в том числе «Головка блока цилиндров», «Труба передняя», «Патрубок теплового насоса», изготавливаемых на ОАО «Минский моторный завод». Полученные результаты позволили разработать рекомендации по изменению геометрии литниково-питающих систем и применению утеплительных вставок. Корректировка технологии получения отливок позволила полностью устранить усадочные дефекты и снизить брак на производстве до минимума.

Библиографический список

1. Stefanescu D.M. Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings / D.M. Stefanescu, G. Upadhyay, D. Bandyopadhyay // Metallurgical Transactions A. – 1990. – Vol. 21 A. – PP. 997–1005.
2. Gibbs J.W. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis / J.W. Gibbs, P.F. Mendez // Scripta Materialia. – 2008. – Vol.58. – PP. 699–702.
3. E. Tzimas, Antonios Zavaliangos. Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing / E. Tzimas, Antonios Zavaliangos // Journal of Materials Science. – 2000. – Vol. 35, No 21. – PP. 5319–5330.
4. Cooling Curve Analysis as an Alternative to Dilatometry in Continuous Cooling Transformations / J. W. Gibbs [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. – Vol. 46, No 1. – PP. 148–155.
5. Shabestari, S.G. Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis / S.G. Shabestari, M. Malekan // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol.492, Issues 1-2. – P.134–142.
6. Cruz H. Quantification of the microconstituents formed during solidification by the Newton thermal analysis method / H. Cruz [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 178. – pp. 128–134.
7. Marchwica, P. Fraction solid evolution characteristics of AlSiCu alloys - dynamic baseline approach / P. Marchwica, J.H. Sokolowski, W.T. Kierkus // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2011. – Vol. 47, No 2. – pp. 115–136
8. Рафальский И.В. Синтез литейных композиционных сплавов на основе алюминия / И.В. Рафальский, Б.М.Неменёнок // LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 260 с.

УДК 621.777

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ГВС МЕТОДОМ ВОЛОЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА БРБ2

Сидельников С.Б., Бер В.И., Вагнер А.В., Дударев В.М., Семиряков М.А.

**Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия
ООО «Информационные спутниковые системы», г. Железногорск, Россия**

Аннотация: Приведены результаты исследований по получению трубных заготовок гибких волноводных систем (ГВС) заданных размеров из сплава БрБ2 для нужд космического машиностроения. Разработаны оснастка, спроектирован инструмент и проведены эксперименты, которые поз-

волили получить деформированные полуфабрикаты длиной до 200 мм, диаметром 17 мм с толщиной стенки 0,1 мм. Исследования структуры и свойств металла заготовок показали принципиальную возможность получения волноводов из них.

Ключевые слова: волноводы, трубная заготовка, сплав БрБ2, волочение, деформация, термообработка, механические свойства, структура.

THE STUDY OF TECHNOLOGICAL REGIMES OF RECEIVING TUBE WORKPIECES FWS BY THE METHOD OF DRAWING FROM ALLOY BRB2

Sidelnikov S.B., Ber V.I., Wagner A.V., Dudarev V.M., Semiryakov M.A.

*Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia
OOO «Information satellite systems», Geleznogorsk, Russia*

Abstract: The results of research on the production of workpieces of flexible waveguide systems (FWS of) preset sizes from alloy BrB2 for the needs of space engineering have been represented. Tools developed, designed and experiments that allowed obtaining the deformed semi-finished products up to 200 mm length and diameter 17 mm with a wall thickness of 0.1 mm conducted. Study of the structure and properties of metal workpieces have shown the principal possibility of obtaining waveguides from them.

Keywords: waveguides, tubular workpiece, alloy BrB2, drawing, deformation, heat treatment, mechanical properties, structure.

В настоящее время в России активно продолжает развиваться космическая промышленность: создаются различного рода аппараты, как военного назначения, так и гражданского. Примером таких аппаратов служат навигационные спутники. Передача сигналов, данных, команд со спутников осуществляется при помощи волноводов - устройств для передачи радиоволн, выполненных из меди, алюминия или их сплавов в виде полый трубы круглого или прямоугольного сечения. По волноводной медной трубе могут проходить практически без потерь волны частотой до 100 Гц. Требования к их изготовлению и свойствам являются очень жесткими, так как для рабочих поверхностей волновода чистота поверхности регламентируется 7-8 классом. Это связано с тем, что шероховатость рабочей поверхности значительно влияет на КПД волноводного элемента. К внутренней поверхности волноводов предъявляются высокие требования в отношении чистоты поверхности. Обработка, производящаяся вручную или с помощью гладилки и роликов на токарных станках, помимо большой трудоемкости, не обеспечивает требуемого качества поверхности, так как на ней образуются риски [1].

Для предохранения внутренних поверхностей волноводов от коррозии применяют как металлические, так и неметаллические защитные покрытия. Из металлов чаще всего для этой цели служат палладий и родий. К неметаллическим покрытиям относятся лаковые, наносимые способом полива. Применяют нитроцеллюлозные лаки и, кроме того, пчелиный воск [2, 3].

В АО «Информационные спутниковые системы» в настоящее время для изготовления различных деталей космического машиностроения используется медный сплав БрБ2 [4, 5]. В процессе обработки находится технология получения трубной заготовки для гибких волновых секций (ГВС) методом вытяжки из листа с последующей раскаткой на токарном станке. Однако процесс раскатки нестабилен и протекает со значительным процентом брака.

В связи с этим целью исследований является разработка технических решений по получению полых деформированных полуфабрикатов (труб) из бериллиевой бронзы БрБ2 с обеспечением требуемых геометрических параметров и высокого качества поверхности для изготовления волноводов (рисунок 1). Изделия из данного сплава характеризуются высокой износостойкостью, хорошими коррозионными и антифрикционными свойствами.

Для изготовления труб используются различные методы обработки металлов давлением [6-10]. В данном случае был использован метод волочения, так как он позволяет получить высокую точность размеров, малую шероховатость поверхности и упрочнить поверхностный слой металла, что приводит к уменьшению удельного сопротивления.

В качестве заготовки использовался полуфабрикат, полученный токарной обработкой, длиной 74 мм, диаметром 18,95 мм и толщиной стенки 0,5 мм (рисунок 2).

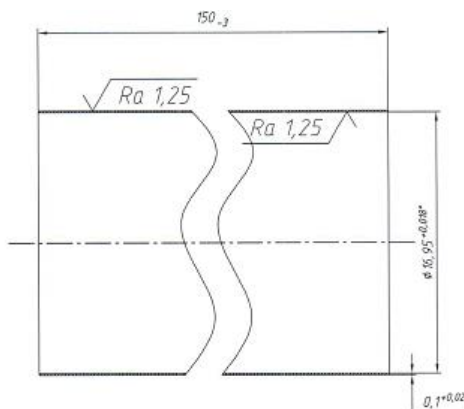


Рисунок 1 – Чертеж трубной заготовки ГВС

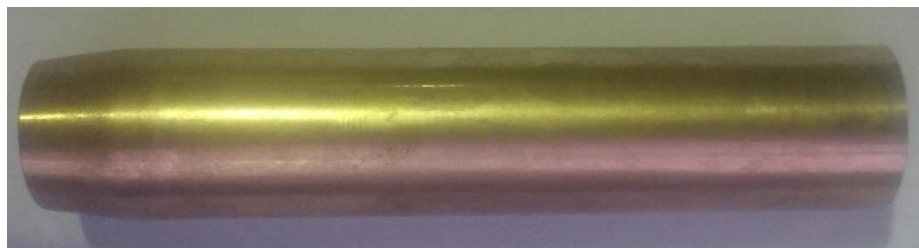
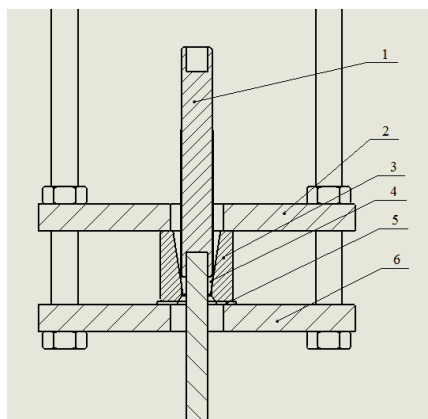


Рисунок 2 - Заготовка для волочения

Для проведения исследований был разработан технологический режим, включающий 6 переходов волочения с заданными коэффициентами деформации по проходам. На его основании спроектирован и изготовлен волочильный инструмент: 6 волок с рассчитанными диаметрами калибрующего отверстия и соответствующие им оправки.

Далее для проведения эксперимента была разработана и изготовлена оснастка (рис. 3), которая состоит из двух поперечин, закрепленных на направляющих колонках. Между поперечинами был жестко закреплен рабочий инструмент (волока).



а



б

Рисунок 3 - Чертеж оснастки (а) и сборка конструкции (б): 1 – оправка; 2 и 6 – верхняя и нижняя плиты; 3 – волок; 4 – трубка; 5 – резиновая прокладка

Сам процесс волочения производился за счет перемещения оправки, зажатой в захватах универсальной испытательной машины LFM 400 (рис. 4). Технические характеристики машины представлены в таблице 1.

Исследования прочностных и пластических свойств образцов опытных сплавов проводили методом растяжения стандартных образцов, фиксируя каждый раз изменение длины рабочей части образца, а также соответствующее этому изменению значение растягивающей силы P . Затем было найдено временное сопротивление разрыву σ_B и относительное удлинение δ по известным формулам:

$$\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0}; \quad \delta = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100\%,$$

где $P_{\max}$ – максимальная сила растяжения на всем участке пластического деформирования образца, предшествующая моменту образования шейки;

$F_0 = \frac{\pi d_0^2}{4}$ и l_0 – исходная площадь поперечного сечения и длина рабочего участка образца

соответственно,

l – текущая длина рабочего участка образца.



Рисунок 4 - Универсальная испытательная машина LFM 400

Во время проведения исследований использовалось 2 вида смазок: порошковый графит и машинное индустриальное масло И-40. В дальнейших испытаниях для подсмазочного слоя применялся густой мыльный раствор, а в качестве технологической смазки - индустриальное масло.

Таблица 1 – Технические характеристики машины LFM 400

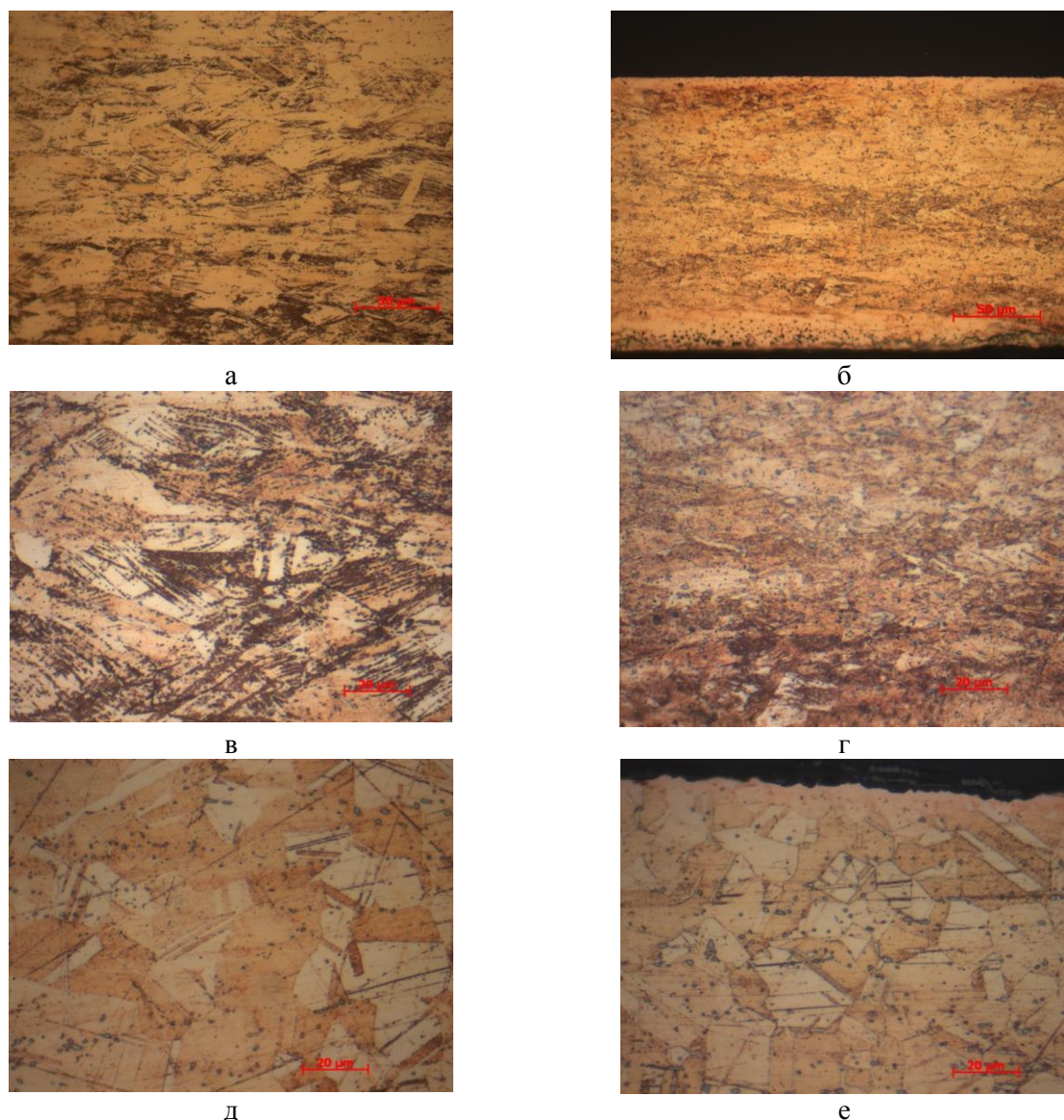
Характеристика	Значение
Максимальное статическое усилие, кН	400
Максимальная скорость, мм/мин	500
Ход траверсы, мм	1000
Максимальное расстояние между захватами	800
Расстояние между колоннами, мм	700
Рабочая высота, мм	720

В результате исследований получили трубные заготовки заданных размеров (рис. 5), которые были переданы заказчику для дальнейших испытаний и показали принципиальную возможность получения волноводов из них.



Рисунок 5 - Полученная трубная заготовка

С целью определения пригодности полученной трубной заготовки к последующей пластической деформации, необходимой при изготовлении волновода, были проведены исследования микроструктуры полуфабрикатов из бериллиевой бронзы марки БрБ2 толщиной 0,27 и 0,15 мм в деформированном и термообработанном (ТО) состоянии (рисунок 6).



а, б - $\times 500$; в-е - $\times 1000$;
а, в, д – образцы толщиной 0,27 мм; б, г, е – образцы толщиной 0,15 мм;
а-г – деформированное состояние; д, е – после термической обработки

Рисунок 6 - Микроструктура образцов из бронзы БрБ2

Металлографические исследования проводились на микроскопе фирмы CARL ZEISS Axio Observer A1m при увеличении 500, 1000 крат.

Микроструктура образцов в деформированном состоянии представляет собой зерна α -твердого раствора, вытянутые в направлении деформации с частицами избыточных фаз (рисунок 6, а–г). Структура образца толщиной 0,15 мм имеет более тонкое деформированное строение, по сравнению с образцом толщиной 0,27 мм. Во всех исследуемых образцах при больших увеличениях (рисунок 6 в, г) наблюдаются линии скольжения, образующиеся при деформации в результате движения дислокаций и выхода их на поверхность.

Для проведения пластической деформации заготовок из бериллиевых бронз необходима закалка для повышения технологической пластичности [4]. Термическую обработку проводили по режиму: нагрев до 750 °С с последующим охлаждением в воду. Микроструктура образцов после термообработки характеризуется зерненным строением с избыточными фазами (рисунок 6 д, е). Внутри некоторых зерен наблюдаются двойники. Образец толщиной 0,15 мм обладает более мелкозернистой структурой, что связано с более мелким его строением в исходном состоянии.

Микротвердость измеряли с помощью цифрового микротвердомера при нагрузке 100 г. Определение микротвердости на исследуемых образцах (таблица 2) показало, что в твердость образцов в деформированном состоянии примерно в 2 раза выше, чем твердость образцов после закалки. Деформированный образец толщиной 0,15 мм характеризуется значениями твердости на ~30 кгс/мм² выше, по сравнению с образцом толщиной 0,4 мм, что связано с упрочнением в процессе деформации.

Таблица 2 – Микротвердость образцов из бронзы марки БрБ2

Толщина образца, мм	Микротвердость HV, кгс/мм ²	
	Деформированное состояние	Термообработанное состояние
0,27	201±3	101±2
0,15	229±3	101±2

Основные механические свойства (таблица 3) определяли на универсальной испытательной машине LFM 400 (рисунок 4).

Таблица 3 – Механические свойства образцов из сплава БрБ2

Толщина образца, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
0,27 (без ТО)	665	575	5,5
0,27 (после ТО)	420	170	31,5
0,15 (без ТО)	590	565	3,5
0,15 (после ТО)	415	225	22,5

Таким образом, в результате выполнения исследований разработан технологический режим изготовления тонкостенных труб, рассчитаны режимы обжатий, спроектирован инструмент и оснастка для волочения, получены образцы заготовок и исследованы их механические свойства и структура металла.

Анализируя полученные результаты можно отметить, что геометрические размеры полученных заготовок находятся в поле заданных чертежом допусков, а механические свойства металла соответствуют требованиям, предъявляемым к заготовкам для изготовления волноводов на ОАО «Информационные спутниковые системы».

Библиографический список

- Неганов, В. А. Устройства СВЧ и антенны: учебник для студентов вузов для специальностей "Радиотехника" и "Радиоэлектронные системы и комплексы" / В. А. Неганов, Д. С. Ключев, Д. П. Табаков; Ч. 1: Проектирование, конструктивная реализация, примеры применения устройств СВЧ, 2013.
- Горбачев, А. П. Электромагнитные волны в прямоугольных и круглых волноводах: учебное пособие / А. П. Горбачев.- Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2012.
- Горохов, В. А. Материалы и их технологии: учебник для студентов вузов по направлениям "Технология, оборудование и автоматизация машиностроительных производств", "Автоматизированные технологии производства" в 2-х ч. /В.А. Горохов, Н. В. Беляков, А. Г. Схиртладзе. - Минск: Новое знание, 2014.
- Физическое материаловедение: учебник / под ред. Б. А. Калина. – М.: НИЯУ МИФИ, 2012.
- Сидельников, С.Б. Разработка технологической схемы получения токосъемных колец из бериллиевой бронзы с помощью методов листовой штамповки / С.Б. Сидельников, В.И. Бер, Т.А. Орелкина, А.В. Вагнер, А.Н. Коробкин // Известия МГТУ «МАМИ». Серия 2. Технология машиностроения и материалы. – М., МГТУ «МАМИ», №2 (16), 2013, т.2, с.45-48
- Аксенов, Л. Б. Теория, технология и оборудование обработки металлов давлением. / Л. Б. Аксенов. Изд-во: СПбГТУ, 1997.
- Константинов, И.Л. Прокатно-прессово-волочильное производство: учебник. 2-е изд. / И.Л. Константинов, С.Б. Сидельников С.Б., Е.В. Иванов. - М.: ИНФРА-М, 2014.
- Зиновьев, А.В. Технология обработки давлением цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов / А.В. Зиновьев, А.И. Колпашников, П.И. Полухин и др. – М.: Металлургия, 1992.
- Ерманок, М.З. Волочение цветных металлов и сплавов / М.З. Ерманок, Л.З. Ватрушин.- М.: Металлургия, 1984.
- Шевакин, Ю.Ф. Производство труб из цветных металлов. / Ю.Ф. Шевакин, А.М. Рытиков, Ф.С. Сейдалиев Ф.С. – М.: Металлургиздат, 1963.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСНОВНЫХ ФАКТОРОВ БОРОАЛИТИРОВАНИЯ НА ТОЛЩИНУ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ НА СТАЛИ 20

Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С., Сизов И.Г., Шурыгин Ю.Л., Хараев Ю.П.

*Восточно-Сибирский государственный университет
технологий и управления,
г. Улан-Удэ, Россия, nulahanov@mail.ru*

Аннотация. В статье приведены результаты исследования порошкового бороалитирования углеродистой стали 20 с применением методов математического планирования. С помощью полного факторного эксперимента получена математическая модель и номограммы зависимости толщины диффузионного слоя от параметров химико-термической обработки (технологических факторов): температура, время выдержки и состав насыщающей смеси.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, бороалитирование, толщина слоя, математическая модель, математическое планирование эксперимента.

THE IMPACT OF BASIC BOROALUMINIZING FACTORS ON DIFFUSION LAYER THICKNESS IN STEEL 20 AND ITS MATHEMATICAL MODELING

Mishigdorzhiiyn U.L., Ulakhanov N.S., Sizov I.G., Shurygin Yu.L., Kharaev Yu.P.

*East Siberia State University of Technology and Management,
Ulan-Ude, Russia, nulahanov@mail.ru*

Annotation. The paper presents the study of pack boroaluminizing carried out on carbon steel 20 using mathematical planning methods. A mathematical model and nomograms showing the dependence of diffusion layer thickness on basic parameters factors of thermochemical treatment (technological factors such as temperature, treatment time and powder mixture composition) were obtained by means of conducting a full factorial experiment.

Keywords: thermochemical treatment, boroaluminizing, layer thickness, mathematical model, mathematical experiment planning.

Введение

В настоящее время в технологии машиностроения для упрочнения поверхностного слоя деталей машин можно эффективно использовать многокомпонентную химико-термическую обработку, заключающуюся в одновременном или последовательном диффузионном насыщении поверхности несколькими химическими элементами. Такие комплексные методы ХТО как бороалитирование позволяют в значительной мере увеличить сопротивление износу, а также повысить жаростойкость, коррозионную стойкость и ряд других свойств поверхностных слоев деталей машин [1]. Бороалитирование осуществляют различными методами: насыщение в пастах, в порошковых смесях бор- и алюминийсодержащих веществ, в обмазках и суспензиях, а также из жидких и газовых сред [1-4].

Для более широкого практического применения данной технологии необходимы математические модели, обобщающие экспериментальные данные, которые позволят надежно управлять ходом технологического процесса и прогнозировать результат обработки. Такие модели процессов ХТО в форме уравнений регрессии или в виде степенных зависимостей представлены в работах [5-8]. Они удобны для расчета выходных параметров и оптимизации технологических режимов и могут быть достаточно точными (~8-10 %). Для построения математической модели процесса химико-термической обработки (ХТО) с целью сокращения количества экспериментальных исследований использовался метод математического планирования эксперимента. Процесс ХТО содержит достаточно большое число факторов, влияющих на выходные свойства поверхностного слоя. Для определения оптимальных параметров технологических режимов и получения зависимостей исследуемых свойств от значений этих параметров в работе используется метод полного факторного эксперимента.

Целью данной работы является исследование зависимости глубины диффузионного слоя от значений температуры, времени выдержки и состава насыщающей смеси при порошковом бороалитировании углеродистой стали 20. На основе полученной зависимости будет построена математическая модель, описывающая влияние технологических режимов бороалитирования на глубину диффузионного слоя.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- Построить и реализовать план эксперимента, обеспечивающего возможность получения адекватной математической модели процесса бороалитирования;
- Провести металлографический анализ, для оценки глубины диффузионных слоев при бороалитировании;
- Получить графоаналитическое описание изменения глубины диффузионного слоя, удобное для выбора режимов и прогнозирования результата обработки.

Материалы и методика проведения исследований

В качестве объекта исследований выбрана конструкционная сталь 20. Микроструктуру бороалитированных слоев исследовали на оптическом микроскопе «Neophot-21».

Бороалитирование стальных образцов осуществляли в насыщающей порошковой смеси $70\%Al_2O_3 + 30(X\%B_2O_3 + Y\%Al) + 0,5\%NaF$ в тиглях с плавким затвором изотермическим способом. Для получения связи параметров бороалитирования с результатами обработки (толщиной диффузионного слоя) нами был применен метод математического планирования эксперимента. Данные анализа априорной информации, а также результатов экспериментальных исследований [2] позволили выделить три основных фактора (в кодовых значениях): x_1 – время выдержки, час; x_2 – температура выдержки, °C; x_3 – состав насыщающей смеси, % (отношение $X\%B_2O_3 + Y\%Al$). Опыты проводили по алгоритму полного факторного эксперимента типа 2^3 , где число факторов $k = 3$, число уровней $p = 2$. Для расчета коэффициентов необходимо провести $N = 8$ опытов, число повторных экспериментов $n = 5$. Диапазоны регулирования основных технологических факторов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Технологические факторы и уровни их варьирования

Факторы	Уровни варьирования			Интервал варьирования
	-1	0	+1	
x_1 – время выдержки, час	2	3	4	1
x_2 – температура процесса, °C	900	950	1000	50
x_3 – состав насыщающей смеси, % ($X\%B_2O_3 + Y\%Al$)	40/60	45/55	50/50	5/5

В таблице 2 приведена матрица планирования и усредненные результаты проведенных экспериментов (параметр Y – толщина диффузионного слоя, мкм).

Таблица 2 – Матрица планирования эксперимента

Номер эксперимента, №	Матрица планирования								Среднее значение толщины бороалитированного слоя, Y_i , мкм
	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	
1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	110,6
2	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	+1	180,8
3	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	160,2
4	+1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	-1	259,8
5	+1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	53,6
6	+1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1	80
7	+1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1	209,8
8	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	244,4

Результаты экспериментов

Построение математической модели сводится к получению уравнения первого или второго порядка вида [10]:

$$Y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + \dots + b_nx_n + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2 + \dots + b_{12}x_1x_2 + \dots + b_{nm}x_nx_m \quad (1)$$

где в нашем случае: Y – рассчитываемая глубина бороалитируемого слоя; x_1, x_2, x_n, x_m – параметры варьирования (табл.2); b_0, b_n, b_{nm} – коэффициенты регрессии.

Проведение экспериментов и обработка полученных результатов позволили получить уравнение для расчета толщины бороалитированного слоя в заданном интервале варьирования значениями температуры процесса, длительностью химико-термической обработки и составом насыщающей смеси:

$$Y = 162,4 + 28,85x_1 + 56,15x_2 - 15,45x_3 + 4,7x_1x_2 - 13,6x_1x_3 + 24x_2x_3 - 2,65x_1x_2x_3 \quad (2)$$

Порядок оценивания коэффициентов математической модели, проверки ее адекватности и статистического анализа точности приведены в источниках [8,9,10]. При проверке значимости коэффициентов сравнения абсолютной величины коэффициента с доверительным интервалом вычислим дисперсию воспроизводимости по формуле:

$$S_{\{y\}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N S_i^2}{N} = 14,25 \quad (3)$$

Доверительный интервал находится из уравнения:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\{y\}}}{\sqrt{N}} = 3,746 \quad (4)$$

где: t – табличное значение критерия при принятом уровне значимости и числе степеней свободы f , с которым определялась дисперсия S_y^2 . Значение t для пяти повторных опытов и доверительной вероятности 0,95 равно 2,78 [10]. Оценка значимости коэффициентов модели с использованием t -критерия Стьюдента показала, что незначимым может считаться коэффициент b_{123} , равный – 2,65.

Следовательно, уравнение математической модели имеет вид:

$$Y = 162,4 + 28,85x_1 + 56,15x_2 - 15,45x_3 + 4,7x_1x_2 - 13,6x_1x_3 + 24x_2x_3 \quad (5)$$

Дисперсию адекватности, характеризующую рассеяние эмпирических значений относительно расчетных Y , определенных по найденному уравнению регрессии, находят по формуле:

$$S_{ad}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N (Y_{iu} - Y_i)^2}{f} = \frac{\sum_{i=1}^N \Delta Y_i^2}{f} = 67,86 \quad (6)$$

где Y_{iu} – среднее арифметическое значение исследуемого параметра в i – ом опыте;

Y_i – значение исследуемого параметра, вычисляемое по модели для условий i – го опыта;

f – число степеней свободы, равное $N - (k + 1)$;

k – число факторов.

Адекватность математической модели определяется с помощью критерия Фишера:

$$F_{расч} = \frac{S_{ad}^2}{S_{\{y\}}^2} = 4,672 \quad (7)$$

При выполнении условия $F_{расч.} \leq F_T$ математическая модель считается адекватной.

Расчет дисперсии адекватности приведен в таблице 3, где число степеней свободы: $f_5 = f_7 = 5 - 1 = 4$. Результаты проверки модели на адекватность приведены в таблице 4.

Таблица 3 – Дисперсии адекватности

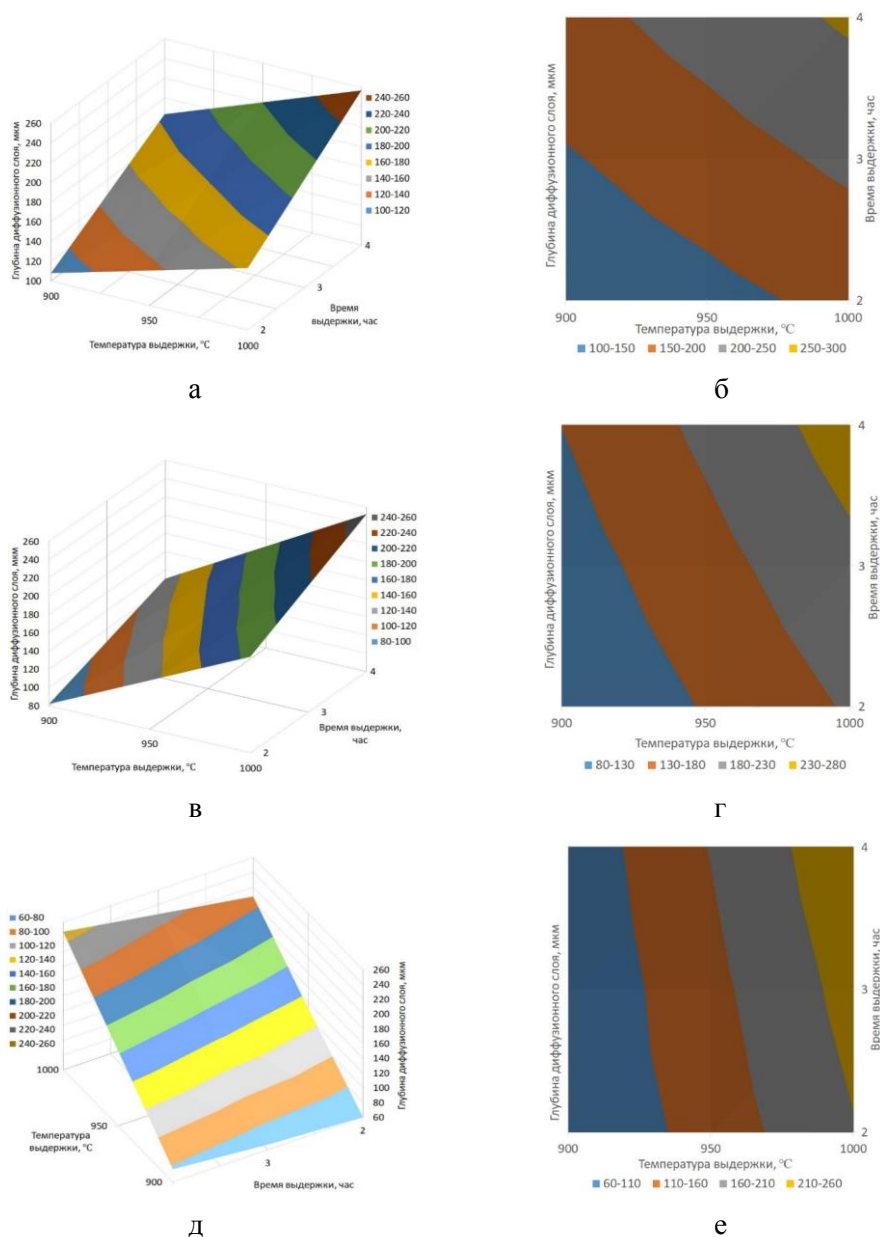
№ эксп.	Толщина диффузионного слоя Y , мкм		ΔY	ΔY^2
	Экспериментальное значение	Расчетное значение		
1	110,6	107,95	2,65	7,0225
2	180,8	183,45	-2,65	7,0225
3	160,2	162,85	-2,65	7,0225
4	259,8	247,75	12,05	145,2025
5	53,6	56,25	-2,65	7,0225
6	80	86,75	-6,75	45,5625
7	209,8	216,55	-6,75	45,5625
8	244,4	247,05	-2,65	7,0225
$\Sigma \Delta Y^2$				271,44

Таблица 4 – Расчет проверки адекватности модели

$S_{\{y\}}^2$	S_{ad}^2	$F_{расч}$	$F_{табл}$
14,525	67,86	4,6719	6,4
Вывод		$F_{расч} < F_{табл}$, модель адекватна	

Обсуждение результатов исследования и моделирования

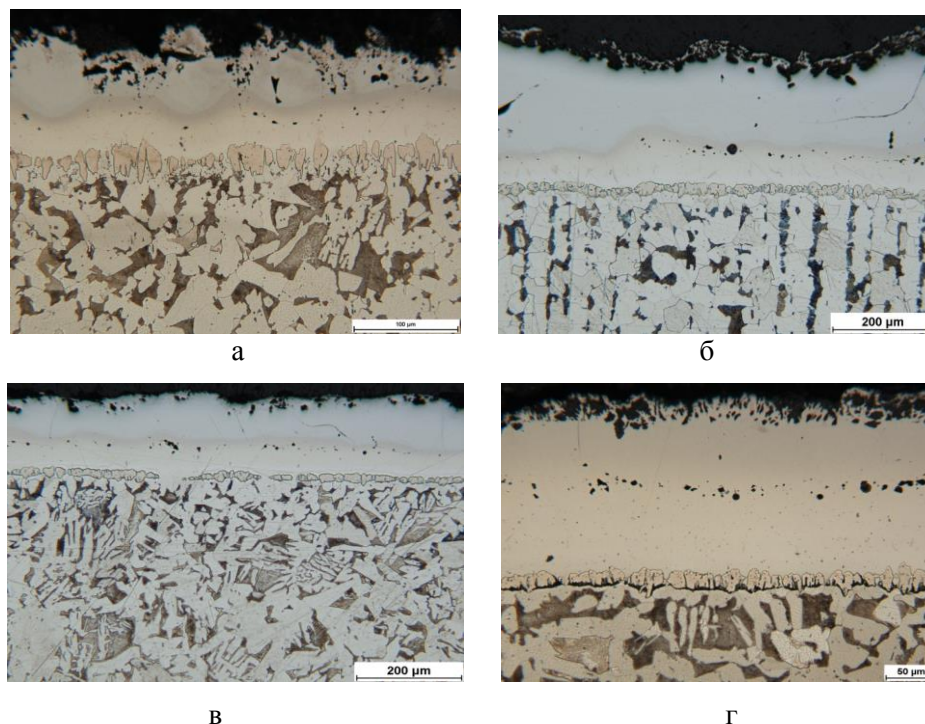
Поверхности отклика и номограммы в зависимости от технологических факторов процесса бороалитирования представлены на рисунке 1. Как следует из результатов исследования и моделирования оптимальные значения глубины бороалитированного слоя соответствуют области максимальных значений длительности и температуры процесса в заданном диапазоне (Рис.1 а, в, д). Практический интерес представляет такое графоаналитическое представление, которое позволит производить выбор и прогнозирование глубины диффузионного слоя, варьируя двумя технологическими режимами: температура процесса и время выдержки. Процентное содержание элементов насыщающей смеси (третий технологический фактор) рекомендуется выбирать в зависимости от требуемых свойств поверхности. Для повышенной жаростойкости необходимы слои с преимущественным алитированным слоем, а для повышенной износостойкости – с преимущественным борированием [3]. Номограммы, представленные на рисунке 1 б, г, е – это сечения поверхности отклика на заданном уровне выходных переменных, спроецированные на плоскость входных переменных. Такое графоаналитическое описание позволяет прогнозировать глубину бороалитированного слоя при совместном влиянии температуры и длительности процесса ХТО для различных вариантов насыщающей смеси в выбранном диапазоне.



а), б) состав насыщающей смеси 40%B₂O₃+60%Al (нижний уровень);
 в), г) состав насыщающей смеси 45%B₂O₃+55%Al (нулевой уровень);
 д), е) состав насыщающей смеси 50%B₂O₃+50%Al (верхний уровень);

Рисунок 1 – Поверхности отклика (а, в, д) и номограммы (б, г, е) в факторном пространстве изменения глубины бороалитированного слоя от температуры и времени выдержки

Микроструктуры бороалитированных слоев представлены на рисунке 2.



- а) – температура 900 °С, выдержка 2 ч, средняя толщина слоя 110 мкм;
б) - температура 900 °С, выдержка 4 ч, средняя толщина слоя 160 мкм;
в) - температура 1000 °С, выдержка 2 ч, средняя толщина слоя 180 мкм;
г) - температура 1000 °С, выдержка 4 ч, средняя толщина слоя 260 мкм.

Рисунок 2 – Микроструктуры бороалитированных слоев на стали 20 после обработки в составе насыщающей смеси с отношением насыщающих компонентов 40 %B₂O₃+60 %Al:

Выводы.

Проведение экспериментов и обработка полученных результатов позволили получить адекватную математическую модель зависимости глубины бороалитированного слоя на поверхности углеродистой стали от значений температуры, длительности химико-термической обработки и состава насыщающей смеси.

Полученное графоаналитическое описание в виде поверхностей отклика и номограмм является удобным инструментом для прогнозирования глубины диффузионного слоя от параметров обработки в заданном интервале варьирования.

Библиографический список

1. Борисенок Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. и др. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. М.: Металлургия, 1981. 424 с.
2. Сизов И.Г., Мишигдоржийн У.Л., Махаров Д.М. Исследование термоциклического бороалитирования углеродистых сталей // Металловедение и термическая обработка металлов, 2011, №12. С. 22-27.
3. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
4. Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г. Исследование влияния порошкового бороалитирования на механические свойства хромомарганцевой стали // Упрочняющие технологии и покрытия, 2017, №4. С. 185-190.
5. Гармаева И.А., Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М., Власова О.А. Исследование влияния различных факторов при борировании на механические свойства стали с применением математической модели // Упрочняющие технологии и покрытия, 2008, №10. С. 30-32.
6. Герасимов С.А., Крукович М.Г., Бадерко Е.А., Клочков Н.П. Моделирование процесса ионного азотирования // Наука и образование: Научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013, №1. С. 313-332.
7. Крукович М.Г. Моделирование процесса азотирования // Металловедение и термическая обработка металлов, 2004, №1. С. 24–31.
8. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металловедении. М.: МИСиС, 1971. 228 с.

9. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. 304 с.
10. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 280 с.

УДК 621.771

РАЗРАБОТКА СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ПРОКАТКИ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ В НЕПРЕРЫВНОЙ РЕВЕРСИВНОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ

Сметанин С.В.¹, Перетятко В.Н.²

¹АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
г.Новокузнецк, Россия, Sergey.Smetanin@evraz.com

²Сибирский государственный индустриальный университет,
г.Новокузнецк, Россия, kafkshp@sibsiu.ru

Аннотация: Приведены результаты научно-практических исследований технологии прокатки трамвайных рельсов в непрерывной реверсивной группе клеток «Тандем» универсального рельсобалочного стана. Разработаны диаграммы скоростей вращения главных приводов прокатных клеток с условием наиболее эффективного использования их технических характеристик. Предложен новый подход по скоростным режимам захвата, прокатки и выброса раската при прокатке в непрерывной универсальной группе состоящей из трех клеток при прокатке трамвайных желобчатых рельсов.

Ключевые слова: трамвайный рельс, универсальные клетки, четырехвалковый калибр, диаграмма скоростей.

WORKING OUT OF HIGH-SPEED MODES ROLLING OF TRAM RAILS IN CONTINUOUS REVERSING GROUP OF ROLLING MILL

Smetanin S.V.¹, Peretyatko V.N.²

¹JSC «EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant»
Novokuznetsk, Russia, Sergey.Smetanin@evraz.com

²The Siberian state industrial university
Novokuznetsk, Russia, kafkshp@sibsiu.ru

Abstract: Results of scientifically-practical researches of technology rolling of tram rails in continuous reversing group of cages "Tandem" universal rail and structural steel mill are resulted. Diagram of speeds of rotation of the main drives of rolling cages with a condition most an effective use of their technical characteristics are developed. The new approach on high-speed modes of capture, rolling and peal emission is offered at a rolling in continuous universal group consisting their three cages at a rolling tram rails.

Keywords: tram rail, universal cages, четырехвалковый calibre, the diagramme of speeds.

Одной из важнейших составляющих эффективного использования прокатного стана является применение рациональных скоростных возможностей главного привода.

Основной задачей данной работы было разработать рациональные скоростные режимы прокатки трамвайных рельсов в непрерывной реверсивной группе клеток на основе эффективного использования технических характеристик современного рельсобалочного прокатного стана ЕВРАЗ ЗСМК.

В литературе имеются методики определения скоростных режимов прокатки в одноклетевых станах, а так же реверсивных станах имеющих непрерывно связанные клетки [1, 2]. Однако, в связи с тем, что современные рельсобалочные прокатные станы имеют значительно лучшие технические характеристики, чем станы предыдущего поколения, необходимо уточнения по выбору скоростных режимов прокатки [3-5].

Задачей исследования является изучение особенностей прокатки трамвайных желобчатых рельсов при прокатке на максимальных скоростях, обеспечивающих главным приводом прокатного стана, с учетом возникающих моментов и усилий прокатки в непрерывной реверсивной группе кле-

тей, с целью повышения производительности прокатного стана.

Исследование скоростных режимов проводили при прокатке трамвайных желобчатых рельсов, которые являются одним из самых сложных профилей. Рельсобалочный стан имеет непрерывную чистовую реверсивную группу клеток, состоящую из двух универсальных клеток UR и UF, которые имеют приводные горизонтальные валки и не приводные вертикальные валки. Между универсальными клетями установлена приводная клетка дуо ER. Последовательность расположения клеток следующая: UR-ER-UF. Схема прокатки, применяемая на рельсобалочном стане для производства трамвайных рельсов следующая (рисунок 1): первый проход производится в двух клетях UR1 и ER1; второй проход после реверса также в двух клетях ER2-UR2 и третий чистовой проход в трех клетях UR3-ER3-UF [6-8]. Таким образом за три прохода раскат обрабатывается в семи калибрах.

Характеристики прокатного стана, исходная схема изменения частоты вращения валков в непрерывной реверсивной группе клеток, и особенности оборудования и технологических режимов прокатки подробно рассмотрены в работах [9-10]. В рассматриваемой технологии после каждого прохода происходит поджатие калибров задействованных клеток, а в чистовом третьем проходе, дополнительно, осевое перемещение рабочей клетки ER, чтобы совместить ее чистовой калибр и ось прокатки.

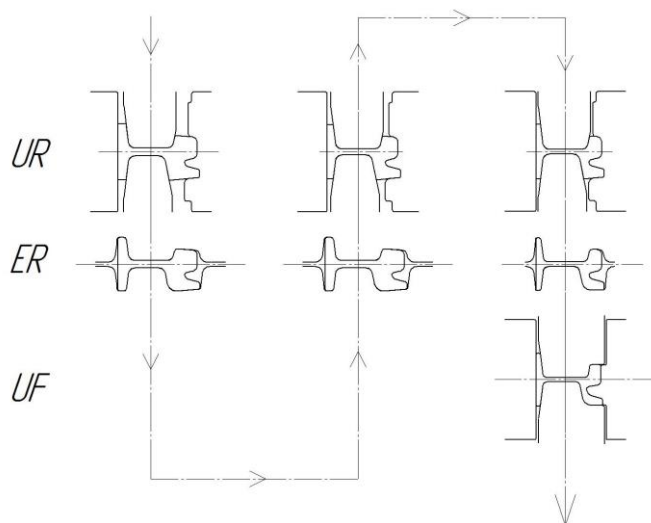


Рисунок 1 – Схема прокатки трамвайных рельсов в непрерывной группе клеток

Рассмотрим скоростные режимы прокатки трамвайных желобчатых рельсов, которые были разработаны с использованием экспериментально-теоретического подхода.

Первый проход

В первом проходе раскат рельсового металла прокатывают в двух рабочих клетях – универсальной UR и двухваляковой, только с горизонтальными валками, клетки Edger (ER). Диаграмма скоростей для первого прохода представлена на рисунке 2. Валки универсальной клетки UF разведены для свободного прохода раската.

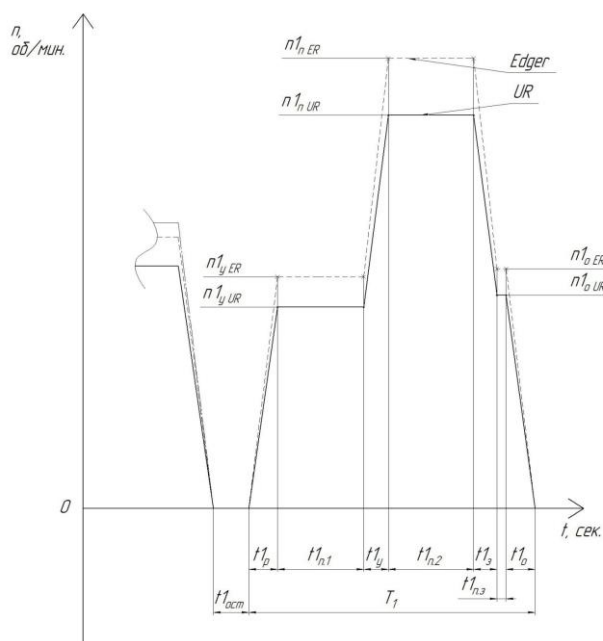
При подходе металла к непрерывной группе клеток автоматически запускаются главные двигатели универсальной клетки UR и вспомогательной клетки ER. Разгон валков клетки UR происходит от 0 до 152 об/мин с ускорением 74,15 об/мин*сек. Разгон валков клетки ER происходит от 0 до 175 об/мин. с ускорением 85,37 об/мин*сек. После чего клетки UR и ER автоматически переводятся на вращение валков с постоянной скоростью. Захват металла производится на постоянной скорости вращения валков, для клетки UR при 152 об/мин, для клетки ER при 175 об/мин. Количество оборотов между клетями отличается из-за того, что валки клеток различного диаметра и необходимо в каждой последующей клетке при непрерывной прокатке учитывать вытяжку от обжатия в предшествующем калибре. После захвата металла в двух клетях UR и ER в раскат прокатывают некоторое время с постоянной скоростью. Далее одновременно в двух клетях происходит ускорение вращения валков с металлом. Ускорение продолжается до максимальной скорости прокатки равной в клетке UR - 297,55 об/мин и клетки ER – 338,65 об/мин. Далее происходит прокатка металла при максимальной скорости одновременно в двух клетях.

Выброс раската из клетки UR и ER происходит на максимальной скорости и некоторое время валки вращаются без раската. Торможение валков клеток UR и ER без металла производится за два этапа. Для клетки UR на первой ступени торможения происходит снижение оборотов от 297,55 до 161,49 об/мин после чего валки вращаются с постоянной скоростью. На второй ступени торможения

происходит снижение оборотов вращения валков от 161,49 до 0 об/мин. Для клетки ER на первой ступени производится торможение и число оборотов валков снижается с 338,65 об/мин до 181,52 об/мин. После чего валки клетки ER некоторое время вращаются с постоянной скоростью. На второй ступени торможения происходит снижение оборотов валков клетки ER от 181,52 до 0 об/мин. (таблица 1).

Таблица 1 – Работа группы «Тандем» в первом проходе

Операция	Клеть UR, сек	Клеть ER, сек
Время ускорения валков без раската	2,05	2,05
Время вращения валков с постоянной скоростью	3,2	3,2
Время ускорение валков с раскатом	1,75	1,75
Время прокатка металла при постоянной максимальной скорости	4,85	4,85
Время торможения на первой ступени	1,65	1,65
Время вращения валков с постоянной скоростью	0,65	0,65
Время второй ступени торможения	2,05	2,05



t_p – время ускорение стана без металла; t_{n1} – время вращение валков с постоянной скоростью;
 t_y – время ускорения стана с металлом; t_{n2} – время прокатки металла с постоянной максимальной скоростью; t_3 – время первой ступени торможения; t_{n3} – время вращение валков с постоянной скоростью;
 t_0 – время второй ступени торможения; Цифра 1 после буквы t означает первый проход металла

Рисунок 2 – Диаграмма скоростей первого прохода

Второй проход

После остановки валков и поджатия калибров начинается второй проход в реверсивном режиме (рисунок 3). Во втором проходе прокатка осуществляется в непрерывном режиме в двух клетях ER и UR. Валки универсальной клетки UF разведены для свободного прохода раската.

Раскат вначале задается в клеть ER, а затем в клеть UR. Одновременно в автоматическом режиме в двух клетях начинается разгон валков. В клетях ER валки разгоняются от 0 до 114,97 об/мин с ускорением 69,68 об/мин*сек. Разгон валков клетки UR происходит от 0 до 132,82 об/мин с ускорением 80,5 об/мин*сек. После чего клетки ER и UR автоматически переводятся на вращение валков с постоянной скоростью. Захват металла производится на постоянной скорости вращения валков, для клетки ER при 114,28 об/мин, для клетки UR при 132,82 об/мин. После захвата раската в двух клетях ER и UR металл прокатывают с постоянной скоростью, после чего одновременно в двух клетях происходит ускорение вращения валков с металлом. Ускорение продолжается до максимальной скорости прокатки, которая равна в клетях ER 269,67 об/мин., и в клетях UR – 309,92 об/мин. Далее в течение некоторого времени происходит прокатка металла при максимальной скорости одновременно в двух клетях.

Выброс раската из клетей ER и UR происходит при сниженных оборотах. Для клетки ER после начала торможения валков при 262,5 об/мин. происходит выброс раската из клетки. Далее валки клетки

ER вращаются с постоянной скоростью без раската. После выброса раската из клетки ER продолжается торможение клетки UR с раскатом и, затем происходит выброс раската из клетки UR. Далее валки клетки UR вращаются без раската. Дальнейшее торможение прокатных валков клетей ER и UR осуществляется за два этапа. На первой ступени торможения для клетки ER происходит снижение оборотов от 269,67 об/мин до 144,11 об/мин., а для клетки UR снижением оборотов от 309,92 об/мин до 168,22 об/мин. После чего валки некоторое время вращаются с постоянной скоростью. Далее происходит вторая ступень торможения прокатных валков у клетки ER от 144,11 об/мин до 0 об/мин и у клетки UR от 168,22 об/мин до 0 об/мин. (таблица 2).

Таблица 2 – Работа группы «Тандем» во втором проходе

Операция	Клеть ER, сек	Клеть UR, сек
Время ускорения валков без раската	1,65	1,65
Время вращения валков с постоянной скоростью	1,0	1,0
Время ускорение металла с раскатом	2,1	2,1
Время прокатки металла при постоянной максимальной скорости	7,55	7,55
Время торможения на первой ступени	1,75	1,75
Время вращения валков с постоянной скоростью	1,25	1,25
Время торможения на второй ступени	1,8	1,8

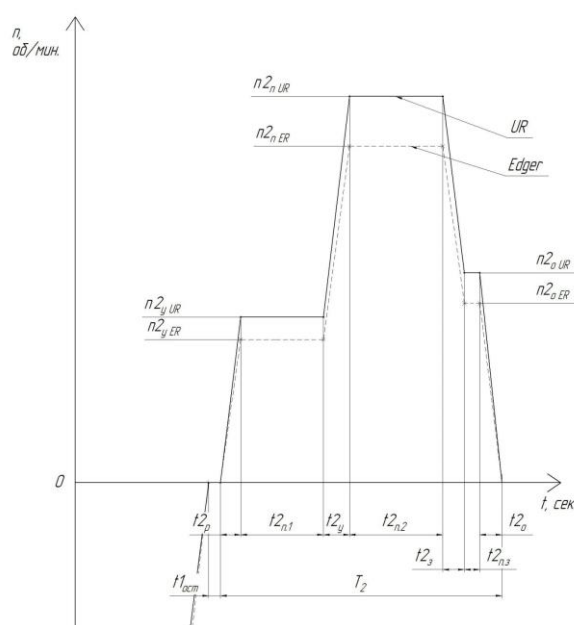


Рисунок 3 – Диаграмма скоростей второго прохода

Третий проход

После остановки валков, для третьего прохода клеть ER перемещается в осевом направлении для выставки калибра ER3 в линию прокатки чистового прохода. Устанавливаются размеры калибров клетей UR, и UF начинается третий чистовой проход, который является завершающим. В третьем проходе прокатка осуществляется в непрерывном режиме в трех клетях UR-ER-UF (рисунок 4).

Главными приводами клетей валки во всех трех клетях автоматически одновременно начинают разгоняться. Во всех клетях разгон начинается одновременно. В клетях UR разгон валков происходит от 0 до 183,44 об/мин. с ускорением 73,38 об/мин*сек. В клетях ER разгон валков происходит от 0 до 205,35 об/мин. с ускорением 82,14 об/мин*сек. В клетях UF разгон валков происходит от 0 до 216,77 об/мин с ускорением 86,71 об/мин*сек. Затем все три клетки вращаются с постоянной скоростью.

Захват металла производится при постоянной скорости вращения валков. В клетях UR захват раската происходит при постоянной скорости 183,44 об/мин*с. В клетях ER захвата раската происходит при скорости вращения валков 204,02 об/мин. и в клетях UF при скорости вращения валков 216,77 об/мин. Далее валки клетей UR-ER-UF в течение некоторого времени прокатывают металл с постоянной скоростью.

Выброс раската производится при постоянной скорости вращения валков всех клетей. Из клетки UR на постоянной скорости вращения валков равной 183,44 об/мин., ER при скорости вращения

валков 204,02 об/мин. и UF при скорости вращения валков 216,77 об/мин. После выброса раската, валки клетей UR, ER и UF вращаются некоторое время с постоянной скоростью вращения валков. Затем происходит одновременное торможение валков во всех трех клетях от 183,44 об/мин до 0 для UR; от 204,02 об/мин до 0 для ER и от 216,77 об/мин до 0 для UF (таблица 3).

После остановки валков во всех трех клетях валки клетки устанавливается калибровка калибра клетки UR1, клеть ER смещается на исходную позицию калибра ER1, а валки клетки UF разводятся, после чего непрерывная реверсивная группа клетей готова к прокатке следующего раската.

Таблица 3 – Работа группы «Тандем» в третьем проходе

Операция	Клеть UR, сек	Клеть ER, сек	Клеть UF, сек
Время ускорения валков без раската	2,5	2,5	2,5
Время до захвата металла валками при постоянной скорости	1,6	3,3	4,95
Время прокатки металла при постоянной максимальной скорости	18,44	18,44	18,44
Время постоянной скорости вращения валков после выброса раската	5,95	4,25	2,6
Время торможения стана без раската	2,5	2,5	2,5

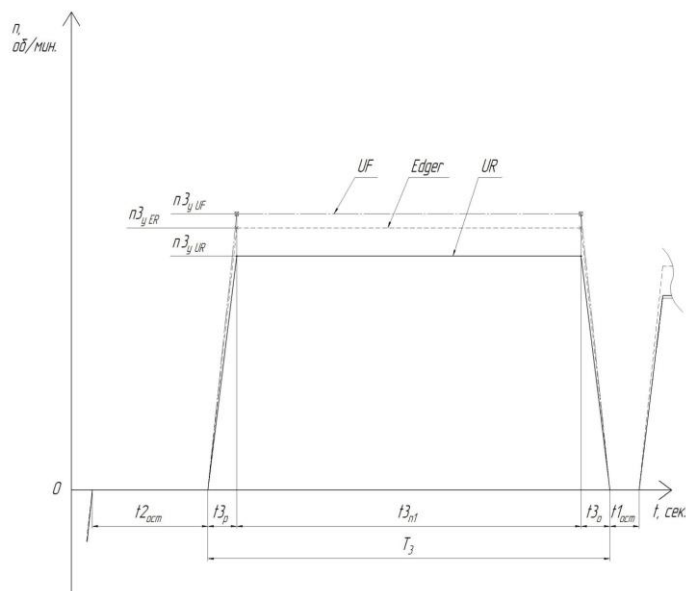


Рисунок 4 – Диаграмма скоростей третьего прохода

Выводы:

1. Во всех проходах и во всех клетях захват раската осуществляется на постоянной скорости вращения валков.

2. При прокатке раската в первом и втором проходах диаграммы скоростей имеют две ступени с постоянной скоростью вращения валков - пониженную и максимальную рабочую скорость n_p . На пониженной постоянной скорости $(0,42-0,51)n_p$ происходит устойчивый захват раската валками первой клетки, далее раскат проходит межклетье расстояние и происходит захват раската валками следующей клетки. Затем происходит ускорение валков с раскатом в двух клетях одновременно до максимальной рабочей скорости n_p , и прокатка раската при максимальной рабочей скорости $n_p = n_{max}$.

3. При третьем пропуске захват раската валками, прокатка и выброс раската осуществляется при постоянной рабочей скорости равной $n_p = (0,6-0,7)n_{max}$, где n_{max} – максимальное количество оборотов двигателя главного привода стана.

4. В связи с особенностями оборудования выброс раската в пропуске №1 осуществляется на максимальной постоянной скорости, а выброс раската в пропуске №2 из калибра ER2 на постоянной повышенной скорости, а из калибра UR2 в период торможения валков;

5. Торможение валков клетей UR и ER после первого и второго прохода без металла производится за два этапа. В первом проходе: для клетки UR на первой ступени торможения происходит снижение оборотов от 297,55 до 161,49 об/мин, на второй ступени торможения происходит снижение

оборотов вращения валков от 161,49 до 0 об/мин; для клетки ER на первой ступени торможения число оборотов валков снижается с 338,65 об/мин до 181,52 об/мин. После чего валки клетки ER вращаются с постоянной скоростью. На второй ступени торможения происходит снижение оборотов валков клетки ER от 181,52 до 0 об/мин. Во втором проходе: на первой ступени торможения для клетки ER происходит снижение оборотов от 269,67 об/мин до 144,11 об/мин, а для клетки UR снижением оборотов от 309,92 об/мин до 168,22 об/мин. После чего валки вращаются с постоянной скоростью. Далее происходит вторая ступень торможения прокатных валков у клетки ER от 144,11 об/мин до 0 об/мин и у клетки UR от 168,22 об/мин до 0 об/мин.

6. Внедрение данных результатов позволило увеличить производительность прокатного стана на 10 %.

Библиографический список

1. Тягунов В.А. Режимы прокатки на реверсивных станах. Свердловск, М.: Metallurgizdat, 1954, 136 с.
2. Шилов В.А., Шварц Д.Л., Литвинов Р.А. Скоростные режимы прокатки рельсов в непрерывных реверсивных группах клетей современного рельсобалочного цеха // Прокатное производство. 2003. №7. С. 30-33.
3. Поляков В.В., Артамонова Е.А. Развитие производства рельсов за рубежом. Обзор. информ. Сер. Черная металлургия. - М.-ЦНИИТЭИЧМ. – 1989 – 29 с.
4. Матвеев Б.Н. Современные рельсобалочные станы // Черная металлургия. Бюл. инст.- та «Черметинформаци». 2006. №2. С. 40-43.
5. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков. М.: Теплотехник, 2010. 490 с.
6. Перетяtko В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В. Деформация металла в чистовом разрезном калибре при прокатке трамвайных желобчатых рельсов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2008. №10. С. 68 – 69.
7. Перетяtko В.Н., Сметанин С.В. Энергоэффективная технология прокатки металла в четырехвалковых разрезных калибрах // Прокатное производство. 2015. №7. С. 20-27.
8. Перетяtko В.Н., Сметанин С.В. Прокатка фланцевых профилей в чистовых калибрах // Производство проката. 2015. №12. С. 29-37.
9. Головатенко А.В., Волков К.В., Дорофеев В.В., Степанов С.В., Добрянский А.В. Развитие технологии прокатки и процессов калибровки железнодорожных рельсов // Производство проката. 2014. №2. С. 25-39
10. Головатенко А.В., Волков К.В., Александров И.В., Кузнецов Е.П., Дорофеев В.В., Сапелкин О.И. Ввод в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана и освоение технологии производства рельсов на современном оборудовании в рельсобалочном цехе ОАО ЕВРАЗ ЗСМК // Бюллетень «Черная металлургия». 2014. №6. С.32-38

УДК 621.771

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ДРЕССИРОВАННОЙ ЛЕНТЫ

Медведева Е.М., Голубчик Э.М., Гулин А.Е.

Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова,

г. Магнитогорск, Россия, fekla_med@mail.ru

Аннотация: Активное внедрение новых технологических процессов применяется как один из способов повышения конкурентоспособности металлопродукции. Одним из современных направлений развития прокатного передела является перенос части требований промежуточных стадий обработки на конечные технологические операции. В ФГБОУ ВО «МГТУ им Г.И. Носова» совместно со специалистами ПАО «ММК» разработана новая технология производства горячекатаной травленной товарной ленты широкого размерно-марочного ассортимента с применением операции дрессировки. Данная лента предназначена, например, для штамповки дисков колес автомобилей семейства LADA ОАО «АВТОВАЗ». Проведенные исследования по формированию конечных свойств ленты по-

казали принципиальную возможность обеспечения нормируемых параметров ленты при исключении операции холодной прокатки.

Ключевые слова: горячекатаная лента, дрессировка, шероховатость, механические свойства, сканирующий зондовый микроскоп, технология

FEATURES OF ROUGHNESS FORMATION DURING PRODUCTION OF THE HOT-ROLLED TEMPER-ROLLED BAND

Medvedeva Ekaterina, Golubchik Eduard, Gulin Alexander

Nosov Magnitogorsk State Technical University (NMSTU),
Magnitogorsk, Russia, fekla_med@mail.ru

Abstract: Active implementation of new technology processes is applied as one of way to increase the competitive ability of metal products. Today one of the modern trends is transfer of requirements of intermediate to final technological operations. The new production technology of a hot-rolled pickled temper-rolled band of a wide dimensional and branded range is developed by scientist of Nosov State Technical University jointly with specialists of PJSC Iron & Steel Works. Field of use this band is automobile wheel disk production at JSC AVTOVAZ. Researches on forming of band final properties showed a basic possibility of ensuring the rate band parameters at an exception of operation of cold rolling.

Keywords: hot-rolled band, pinch-rolling, roughness mechanical properties, scanning probe microscope, technology

Одним из широко востребованных производимых видов стального проката является горячекатаная лента, в т.ч. травленая, отожженная, дрессированная. Данный вид металлопродукции предназначен для изготовления сварных строительных конструкций, труб, деталей автомобилей (в частности, дисков колес, соединителей рычагов задней подвески, кожухов полуосей) и т.д. Это обусловлено сокращением количества переделов, исключением, в частности, операций холодной прокатки, и трансформации части механических свойств и эксплуатационных параметров холоднокатаной продукции на горячекатаную травленную [1].

Учеными ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» совместно со специалистами ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ПАО ММК) проводится комплекс исследований по освоению новой технологии производства горячекатаной травленной ленты повышенного качества как товарной продукции [2,3].

Разработанная технология (рисунок 1) позволяет получать травленную дрессированную ленту в условиях ПАО «ММК», с использованием непрерывного двух клетового прокатно-дрессировочного стана 630 (НДПС 630) для придания однородности шероховатости поверхности.

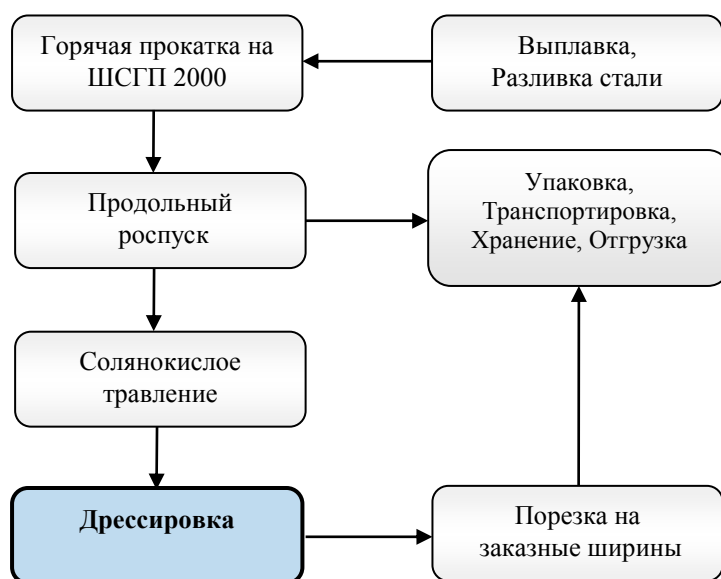


Рисунок 1 - Технологическая схема производства горячекатаной ленты с применением операции дрессировки

По данной технологии изготовлена лента из стали марки 07ГБЮ, химический состав которой представлен в таблице 1, размерами 3,5х410 мм.

Таблица 1 – Химический состав стали 07ГБЮ

Содержание химических элементов											
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N2	Al	Nb	Ti
0,08	0,28	0,69	0,003	0,012	0,04	0,02	0,04	0,005	0,038	0,020	0,015

Далее, согласно реализуемой схеме производства, горячекатаный прокат размерами 3,5×1270 мм был подвержен роспуску на полосы шириной 410 мм, солянокислому травлению и дрессировке

Технологические параметры дрессировки приведены в таблице 2.

Таблица 2– Технологические параметры дрессировки стали 07ГБЮ

Толщина, мм	Шероховатость поверхности рабочих валков Ra, мкм	Линейная скорость прокатки, м/с	Относительное обжатие, %	Натяжение, т·с	
				На моталке	На разматывателе
3,5	3,3-3,5	10,1	1,3	7,0	9,0
		10,2	1,2		
		10,1	1,4		
		10,3	1,4		
		10,4	1,3		
		10,7	1,3		
		10,5	1,5		
		10,5	1,3		

Для исследования особенностей формирования конечных свойств горячекатаной травленной ленты, проводилось изучение анизотропии механических свойств и, в частности, шероховатости [4].

Для оценки изменения анизотропии шероховатости на рулоне опытной партии были произведены замеры через каждые ≈ 50 м по его длине в 282 м.

Замер шероховатости поверхности производился на стационарном приборе Профилограф-профилометр HOMMEL-TESTER T8000, а также на переносном приборе Surtronic 25. При этом в соответствии с современными требованиями потребителей замер осуществлялся на базовой длине 2,5 мм, в направлениях, ориентированных под углом 0°, 45° и 90° к направлению прокатки. Замеры осуществлялись в 5 точках, за среднее значение принималось среднеарифметическое от 5 замеров. Результаты средних величин Ra приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты замеров шероховатости Ra2,5

Место отбора проб	Ориентировка образца	Точка замера по длине полосы, м					
		0	60	110	160	220	270
до дрессировки	0° (вдоль)	1,71	1,78	1,71	1,8	1,63	1,71
	90° (поперек)	2	1,89	2,1	1,97	1,92	1,88
	45°	1,96	1,85	1,9	1,86	1,72	1,73
после дрессировки	0° (вдоль)	1,6	1,52	1,56	1,5	1,47	1,5
	90° (поперек)	1,69	1,77	1,71	1,59	1,68	1,62
	45°	1,72	1,64	1,56	1,52	1,57	1,61

Из представленных результатов видно, что анизотропия шероховатости поверхности до дрессировки между различными углами к направлению прокатки по усредненной величине показателя Ra составляет порядка 0,15 - 0,25 мкм, а после - 0,07 – 0,15 мкм. Помимо снижения анизотропии шеро-

ховатости операция дрессировки повышает степень однородности ($\Delta R_{до др.} \approx 0,4$ мкм, $\Delta R_{после др.} \approx 0,3$ мкм) поверхности и снижает общий фон шероховатости в целом на 0,2 мкм.

Кроме всего прочего, согласно стандарту ISO 4287:1997 оценку шероховатости можно производить в рамках 3D задач, оценивая при этом первичный профиль (Primary profile), как профиль шероховатости (Roughness profile) и профиль волнистости (Waviness profile), выделенные при помощи фильтрации. Стандарт ISO 4287:1997 определяет три ряда параметров: P-параметры, рассчитываемые на основе первичного профиля, R-параметры, рассчитываемые на основе профиля шероховатости, и W-параметры, рассчитываемые на основе профиля волнистости.

Исследование указанных параметров проводилось с использованием современного сканирующего зондового микроскопа (СЗМ) на базе научно-исследовательского института «Наносталей» (НИИ «Наносталей») при ФГБОУ ВО «Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова». Измерения проводились на специально подготовленных образцах, которые отбирались из исходной заготовки до дрессировки и после. Из каждой заготовки вырезался образец, поверхность которого имеет характерные для всей заготовки особенности. Максимальная площадь основания исследуемых образцов $1,5 \text{ см}^2$, максимальная высота – 10 мм. При сканировании образцов зонд микроскопа позиционировался под прямым углом к исследуемой поверхности.

Для оценки параметров шероховатости поверхности исследуемых образцов в качестве выборочной длины выбирался диагональный отрезок согласно рисунку 2. Количественное распределение высот строится на основе всей площади изображения.

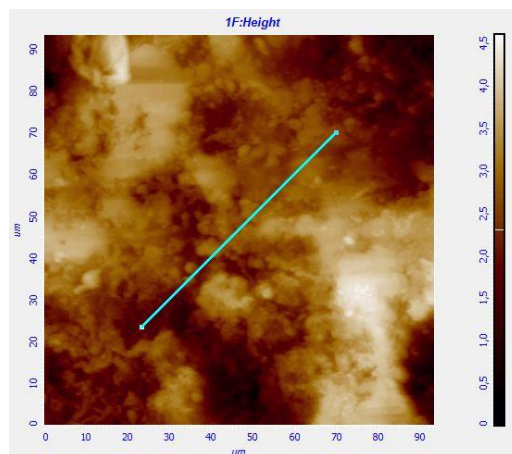


Рисунок 2 – Расположение выборочной длины для оценки параметров шероховатости

В результате сканирования были получены СЗМ изображения, визуализация которых производилась средствами компьютерной графики, в основном, в виде двумерных яркостных (2D) изображений профилей шероховатости (рисунок 3). При 2D визуализации, каждой точке поверхности $Z = f(x, y)$ ставится в соответствие тон определенного цвета (или позиция в шкале многоцветной палитры) в зависимости от высоты (z-координаты) точки поверхности.

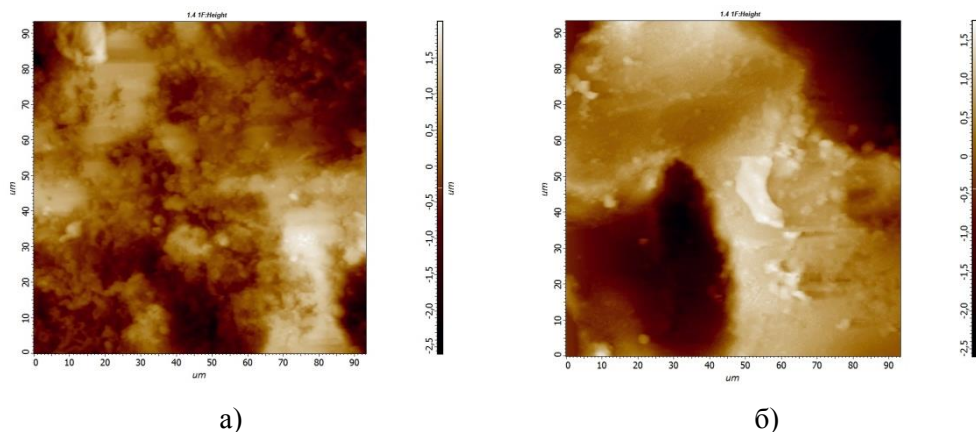
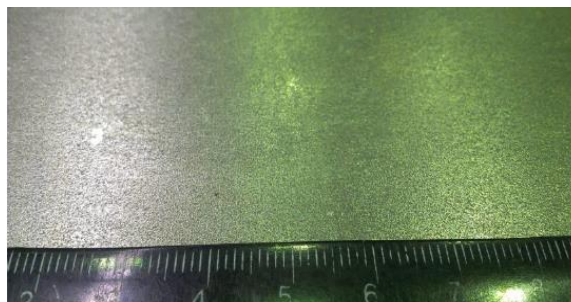


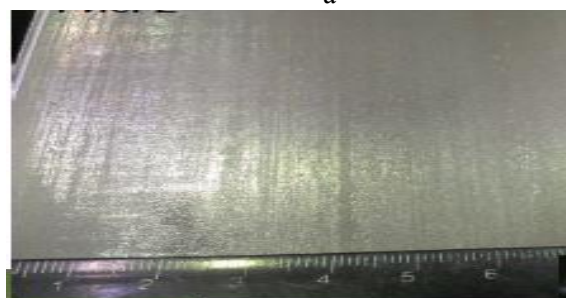
Рисунок 3 - СЗМ изображения исследуемых участков:
а – до дрессировки, б – после дрессировки

Таким образом, из представленных графических результатов исследований видно визуальное снижение уровня шероховатости и однородность поверхности, что подтверждает численные расчеты представленные выше.

При сравнительном анализе опытной продукции с продукцией серийного производства, были получены положительные отзывы от предприятия, а также результаты переработки опытного проката в готовое изделие (рисунки 4 и 5).



а



б

Рисунок 4 – Поверхность дрессированной ленты опытной партии (а) и недрессированной ленты серийного проката (б)

Что касается чисто визуальной оценки поверхности ленты, то дрессированная лента имеет более высокую однородность шероховатости, что является благоприятным для эргономичности внешнего вида и процесса нанесения лакокрасочных покрытий, а также характеризуется отсутствием линейных изломов (рисунок 4).



Рисунок 5 – Внешний вид отштампованного колеса из опытной травленой дрессированной ленты из стали марки 07ГБЮ для автомобилей семейства LADA ОАО «АВТОВАЗ»

Таким образом, проведенные исследования позволяют установить особенности формирования свойств готовой горячекатаной травленной ленты, а также способы управления ими (снижение разнотолщинности, он-лайн управление процессом редуцирования, более детальная обработка концов полосы с вырезкой некондиционных участков).

Библиографический список

1. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Мартынова Т.Ю. Исследование инновационной технологии производства горячекатаной травленной дрессированной ленты // Обработка сплошных и слои-

стных материалов. Изд-во: Магнитогорск, 2017. № 1 (46). С. 59-64

2. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е., Васильев И.С. Разработка технологии изготовления горячекатаной ленты с повышенными потребительскими свойствами. // Материалы тр. XII всероссийской научно-практической конференции «Современные проблемы горно- металлургического комплекса. Наука и производство». Том 1. - Старый Оскол. 2015. С.208-212.

3. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е. Разработка новой технологии производства травленной дроссированной ленты // Новые решения в области упрочняющих технологий: взгляд молодых специалистов: сборник научных статей материалы Международной научно-практической конференции (22-23 декабря 2016 года)/ редкол.: Романенко Д.Н. (отв. ред.); Юго-Зап. гос. ун-т. В 2-х томах, Том 1. Курск: ЗАО «Университетская книга», 2016. С. 254-258.

4. Голубчик Э.М., Медведева Е.М. Исследование возможностей формирования механических свойств в горячекатаной травленной ленте // Материалы V Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике». Томск, 5-7 декабря, 2016г. С.138-139.

УДК 669.017

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Васюхно А.Ю., Черномас В.В.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет
г. Комсомольск-на-Амуре, Россия, antoshko49@gmail.com*

Аннотация: Установлены закономерности изменения макро- и микроструктурных параметров и физико-механических свойств отливок в зависимости от температур заливаемого расплава, предварительного нагрева формы (кокиля). Построены линейные модели, описывающие зависимость макро- и микроструктурных параметров, а также физико-механических свойств отливок от основных параметров процесса в технологически обоснованных интервалах их изменения.

Ключевые слова: Литье; кокиль; процессы; отливка; расплав; физико-механические свойства; линейная модель; макро- и микроструктурные параметры.

THE STUDY OF THE PROCESSES OF CHILL CASTING OF ALUMINUM ALLOYS

Vasyukhno A.Y., Chernomas V.V.

*Komsomolsk-on-Amur state technical University,
Komsomolsk-on-Amur, Russia, antoshko49@gmail.com*

Abstract: The regularities of changes in the macro- and microstructure parameters and physical-mechanical properties of the castings, depending on the temperature of the melt pour, pre-heat the mold (molds). Built a linear model describing the dependence of macro- and microstructural parameters and physical-mechanical properties of the castings from the main process parameters in a technologically reasonable intervals of their change.

Keywords: casting; mold; processes; casting; melt; physico-mechanical properties; linear model; macro - and microstructural parameters.

1. Объекты и план проведения экспериментальных исследований

В качестве объекта исследования были выбраны отливки типа «решетка» (рисунок 1.1), изготовленные на кокильной машине из алюминиевого сплава АК7ч (ГОСТ 1583–93).

В качестве независимых факторов были выбраны:

- температура литейной формы (кокиля) перед заливкой (X_1);
- температура заливки расплава в изложницу (X_2);

Остальные факторы процесса фиксировали на постоянном уровне и принимали равными константам. В связи с незначительным количеством независимых факторов использовали двухуровневый полный факторный эксперимент типа 2^X .



Рисунок 1.1 – Внешний вид отливки

Для определения уровней варьирования независимыми факторами пользовались экспертной оценкой технологически приемлемых значений факторов на минимальном и максимальном уровнях, полученной из анализа технической литературы, обобщающей экспериментальные данные по кокильному литью алюминиевых сплавов. Исходя из экспертной оценки в качестве уровней варьирования были выбраны следующие уровни: для X_1 – 150 – 250⁰С; для X_2 – 670 – 750⁰С. Исходя из выбранной методики проведения эксперимента был разработан план проведения эксперимента, который представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – План проведения эксперимента

№ серии	Числовое значение фактора			
	X_1	X_2	X_1	X_2
1	–	–	150	670
2	+	–	250	670
3	–	+	150	750
4	+	+	250	750

С учетом того, что минимальное количество экспериментов в каждой из серии опытов составляет 4, то общее количество экспериментов составляет 16.

В качестве откликов полного факторного эксперимента были выбраны, показатели, характеризующие гидроплотность и структуру, получаемых отливок :

- предел прочности при растяжении (Y_1);
- микротвердость (Y_2);
- дисперсность структуры (Y_3);

Результаты обработки данных экспериментов методом наименьших квадратов позволят построить линейные модели откликов и в дальнейшем определить рациональные параметры процесса кокильного литья.

Испытание образцов на растяжение производилось согласно ГОСТу 1497-84 с помощью универсальной электромеханической машины Instron 3382, внешний вид показан на рисунке 1.2. Чертеж и внешний вид образца представлены на рисунках 1.3 и 1.4.



Рисунок 1.2 - Универсальная электромеханическая машина Instron 3382

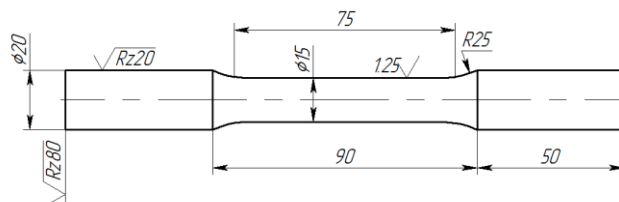


Рисунок 1.3 – Чертеж образца (тип VII, ГОСТ 1497-84)



Рисунок 1.4 – Внешний вид заготовки образца

Перед испытаниями нужно измерить штангенциркулем с точностью до 0,1 мм диаметр рабочей поверхности и длину образца, так как при их изготовлении возможны отклонения от стандартных размеров. Результаты замеров занести в протокол испытаний. После этого можно приступать к испытаниям.

Образец устанавливается в захватах испытательной машины INSTRON 3382 так, чтобы не было люфта. Поэтому машины, предназначенные для испытаний на растяжение, устроены так, что расстояние от одного захвата образца до другого можно увеличивать, причем один из них непосредственно связан с динамометром, а другой – с движущейся траверсой.

Движение осуществляется по отношению к станине, воспринимающей действующие нагрузки. В возникающую при этом силовую цепь включают электронный сила измеритель. Удлинение измеряют по движению траверсы.

Испытания на растяжение проводили с постоянной скоростью 10 (Н/(мм² *с)), так как соотношение между напряжением и деформацией зависит от скорости испытания.

Анализ химического состава алюминиевого сплава проводился на рентгенфлуоресцентном анализаторе Rigaku Nex CG (Applied Rigaku Technologies, Inc., USA) по пяти образцам. Внешний вид рентгенфлуоресцентного анализатора Rigaku Nex CG представлен на рисунке 1.5.



Рисунок 1.5 - Рентгенфлуоресцентный анализатор Rigaku Nex CG

Основой металлографического исследования является приготовление шлифа. Образцы укладываются в специальную форму, которая смазана вазелином и заливаются эпоксидным клеем, шлиф извлекается после полного затвердевания клея.

На подготовленном образце следует получить пригодную для проведения микроскопического исследования совершенно плоскую поверхность шлифа. После грубой механической обработки следует произвести шлифовку и полировку образца.

Шлифовка образцов производилась на шлифовально-полировальном станке EcoMet 250 Pro при помощи шлифовального круга в несколько этапов с переходом от более крупной зернистости к бумаге с более мелким абразивным зерном. Внешний вид станка EcoMet 250 Pro представлен на рисунке 1.6.



Рисунок 1.6 - Шлифовально-полировальный станок EcoMet 250 Pro

Необходимо следить за тем, чтобы шлиф слишком сильно не прижимался, иначе шлифовальная бумага очень быстро истирается и возникает опасность внедрения твердых абразивных частиц в поверхность шлифа мягкого металла и образования там неметаллических включений. Также это приводит к деформации поверхности шлифа, что может привести к ошибочным выводам при оценке результатов исследования. Вслед за шлифовкой производится полировка, предназначенная для удаления мелких и мельчайших неровностей на поверхности шлифа. Полировку осуществляем механическим, а затем ручным способом с помощью абразивных алмазных паст. При ручной полировке образец следует поворачивать на 90° после изменения номера пасты. После каждой операции шлифовки и полировки образец следует тщательно очистить и промыть. Полировка производится до выявления структуры.

Составные части структуры при микроскопическом исследовании выявляются с помощью металлографического травления. Для этого образец со шлифованной поверхностью погружается в ванну с травильным раствором и перемещается в ней, чтобы травление было равномерным.

Для сплава АК7ч применялся реактив – водный раствор едкого натра из расчета 25 г. NaOH на 100 мл. H_2O с выдержкой до 2 минут. После травления шлиф погружается в азотную кислоту для удаления темного налета и промывается водой (рисунок 1.7).



Рисунок 1.7 – Травление образца

Основным результатом травления является вытравливание границ и поверхности зерна. Выявление границ зерна возможно в том случае, когда плоскости кристаллов из-за их различной ориентации по отношению к плоскости шлифа подвергаются различному действию травильного раствора, в результате чего возникает рельеф поверхности, контуры которого при освещении его светом лампы микроскопа имеют более темную окраску. Глубина травления зависит от степени различия в ориентации зерен.

Составные части, например, примеси на границах зерна, имеют менее положительный потенциал по сравнению с зерном и поэтому скорее подвергаются вытравливанию. Образовавшиеся по границам зерен углубления при освещении поверхности шлифа выглядят темными.

При травлении поверхности кристалла зерна имеют цветную или черно-белую окраску различной тональности. Хотя зерна, имеющие одинаковую ориентацию, подвергаются равномерному травлению, их шероховатость очень различна, т.е. на поверхности отдельного зерна образуются небольшие различно выраженные грани и ступеньки. Травление поверхности кристалла происходит также в результате образования окисных и покровных пленок, зависящих от ориентации зерен.

Исследование структуры материала проводилось на инвертированном металлургическом микроскопе Nikon Eclipse MA200 (рисунок 1.8), технические.



Рисунок 1.8– Металлографический микроскоп Nikon Eclipse MA200

При помощи манипулятора предметного стола перемещаем шлиф в исследуемую зону. Фокусировочным механизмом точной регулировки фокусируем изображение на мониторе компьютера. В приложении компьютера выбираем функцию фото формата изображения расширение "TIFF". Снимки микроструктуры сохраняются в папках согласно номеру образца и исследуемой зоны. Дальнейшая обработкой снимков производится в программе Image-PRO Plus версии 5.1. Программа Image-PRO Plus версии 5.1 наиболее полный и мощный на сегодняшний день программный пакет для анализа изображений. Используя программу Image-PRO Plus, в данной работе определялась *дисперсность*. Для этого запускаем программу и открываем в ней микроструктуры исследуемых образцов. Задаем максимальный и минимальный размер *дисперсных частиц*. Затем программа считывает и выводит на монитор результаты в виде гистограммы, статистики, из чего уже делаются выводы (рисунок 1.9).

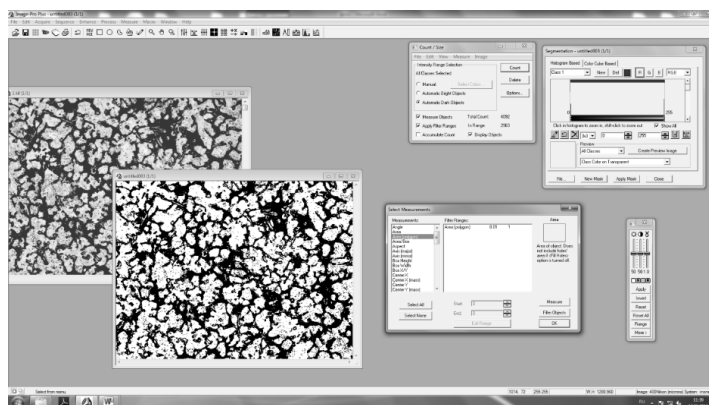


Рисунок 1.9 – Скриншот окна программы Image-PRO Plus

Микротвердость образцов по Виккерсу (HV) определяли с помощью микротвердомера SHIMADZU серии HMV-2 (рисунок 1.10). Области измерения микротвердости соответствуют тем областям что и при исследовании микроструктуры. Полученные данные заносятся в таблицу согласно номера шлифа и исследуемой зоны.



Рисунок 1.10 - Микротвердомер SHIMADZU серии HMV-2

2. Влияние основных технологических параметров процесса на формирование физико-механических свойств отливок

В таблице 2.1 представлены результаты испытания образцов на растяжение для образцов четырех типов (по три образца для каждого типа).

Таблица 2.1 – Результаты испытания образцов на растяжение

Тип образца	Маркировка	Начальный диаметр образца, мм	Предел прочности σ_B , МПа	Среднее значение предела прочности σ_B , МПа
1	1.1	5,98	183,99	183,87
	1.2	6,3	194,15	
	1.3	6,11	173,48	
2	2.1	5,98	221,32	210,7
	2.2	5,99	188,70	
	2.3	6,2	222,14	
3	3.1	6,02	199,01	200,02
	3.2	6,03	181,61	
	3.3	6,11	219,44	
4	4.1	6,08	182,05	182,91
	4.2	5,99	182,39	
	4.3	6,05	184,29	

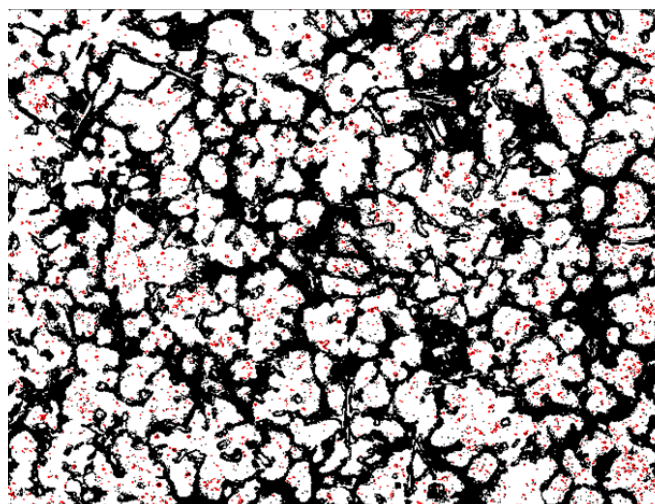
Используя данные по средним значениям предела прочности на растяжение составляем матрицу откликов эксперимента на механические испытания (таблица 2.2). Данная матрица включает в себя исходные данные для построения линейных моделей.

Таблица 2.2 – Отклики экспериментов механических испытаний образцов

№ серии	Числовое значение отклика		
	X_1 , °C (T_{Φ})	X_2 , °C (T_M)	Y_1 , МПа (σ_B)
1	150	670	183,87
2	250	670	210,70
3	150	750	200,02
4	250	750	182,91

3. Влияние основных технологических параметров процесса на формирование макро- и микроструктуры отливок

На рисунке 3.1 представлен характерный вид структуры сплава АК7ч.

Рисунок 3.1 – Изображение структуры сплава АК7ч ($\times 400$)

Светлые поля на рисунке 3.1 это твердый раствор алюминия α_{Al} (кристаллы алюминия, в которых растворен Si). Темная фаза содержит эвтектику (эвтектика – одновременная кристаллизация фаз $\alpha_{Al} + Si$) и твердый раствор алюминия α_{Al} (в который кроме Si входят другие примеси Fe, Cu, Mg). На рисунках 3.2 – 3.5 представлены изображения структур четырех типов образцов, для каждого из которых анализировались три темплета по высоте образца.

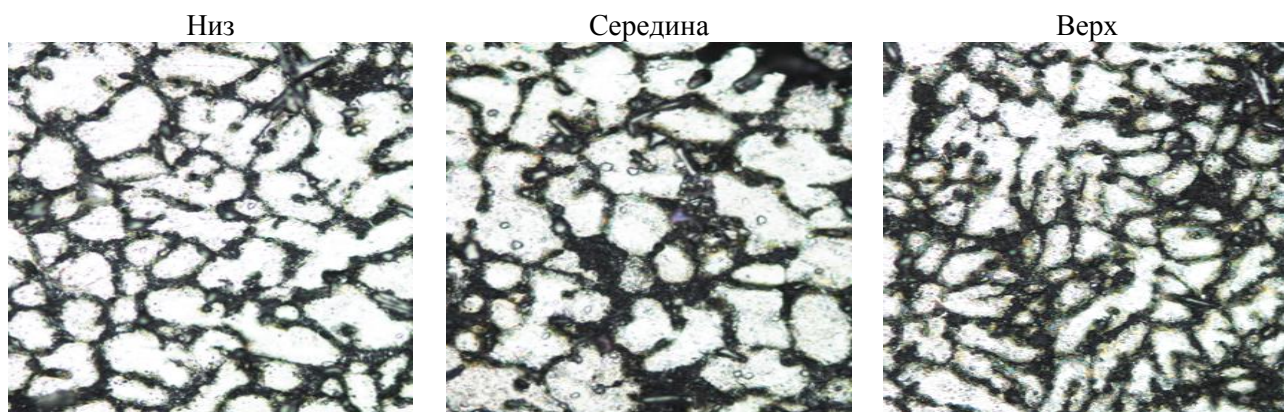


Рисунок 3.2 – Изображение структур образца 1 типа ($\times 400$)

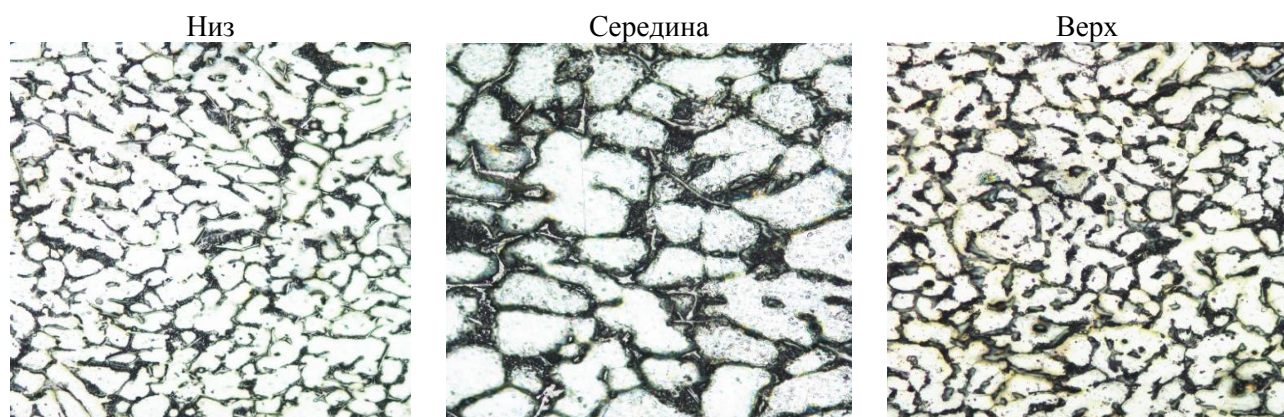


Рисунок 3.3 – Изображение структур образца 2 типа ($\times 400$)

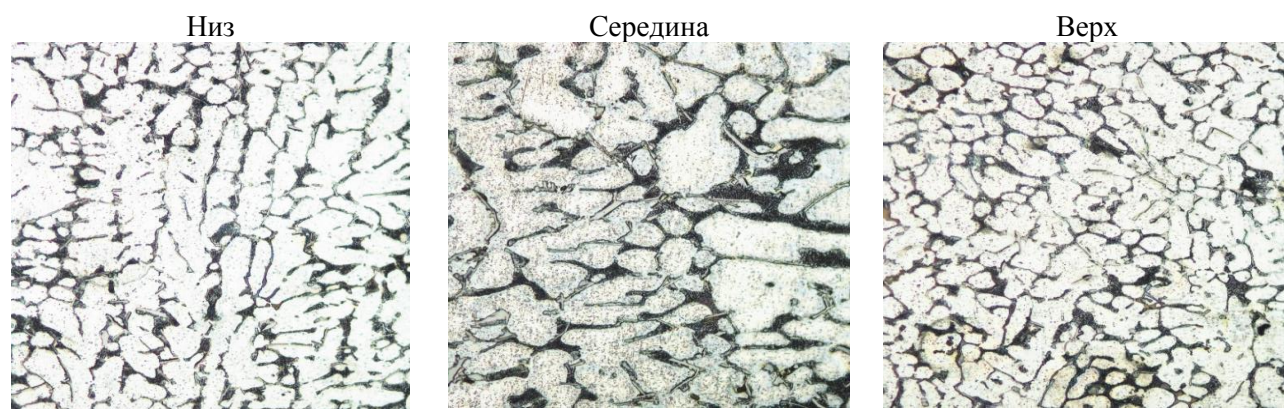


Рисунок 3.4 – Изображение структур образца 3 типа ($\times 400$)

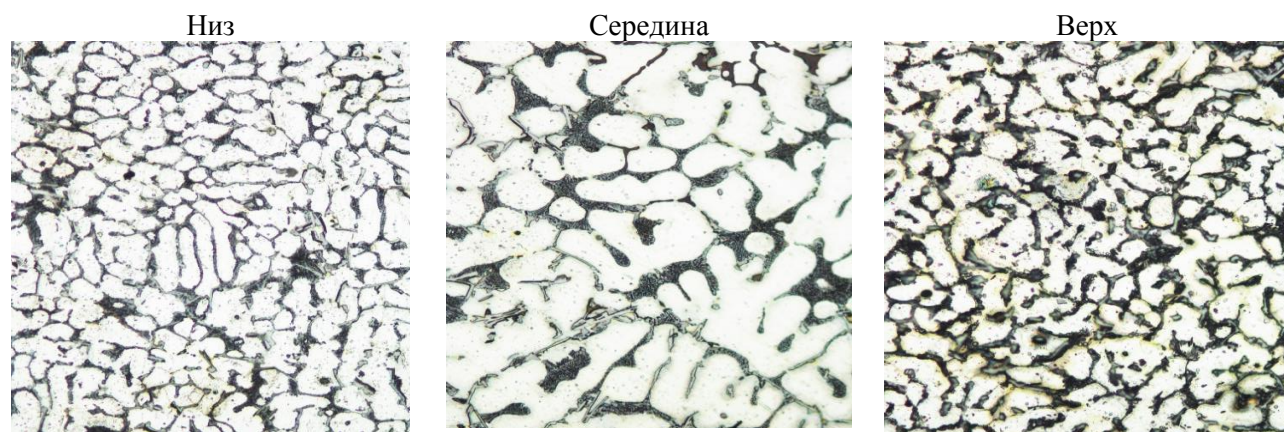


Рисунок 3.5 – Изображение структур образца 4 типа ($\times 400$)

В процессе затвердевания сплава АК7ч первым кристаллизуется α_{Al} –твёрдый раствор Si в Al в виде дендритов (светлый фон на изображении структур), а затем кристаллизуется эвтектика (темный фон), представляющая собой механическую смесь α_{Al} –твёрдого раствора, первичного и вторичного кремния, а также примесей Fe, Cu, Mg, находящихся, как в свободном, так и в связанном виде. Поскольку темная фаза кристаллизуется последней, то показатель условной плотности структуры в целом, можно выразить, через показатель условной плотности темной фазы. С учетом дисперсности темной фазы (N) и площади поверхности (S) показатель условной плотности (ρ_y) можно выразить через отношение:

$$\rho_y = \frac{10N}{S}, \quad (3.1)$$

При этом степень неоднородности структуры, характеризующей ликвационные процессы при кристаллизации можно оценить через показатель средней микротвердости (μ_{HV}) темной фазы. Используя протоколы измерения микроструктурных показателей составляем матрицу откликов эксперимента микроструктурных исследований (таблица 3.1). Данная матрица включает в себя исходные данные для построения линейных моделей.

Таблица 3.1 – Отклики экспериментов микроструктурных исследований

№ серии	Числовое значение отклика			
	X ₁ , °C (Т _Ф)	X ₂ , °C (Т _М)	ρ_y , 1/мкм ²	μ_{HV} , HV
1	150	670	0,67	109,86
2	250	670	0,82	115,40
3	150	750	0,91	111,40
4	250	750	0,73	116,00

Используя полученные данные с применением прикладной программы STATAN строим линейные модели формирования микроструктурных показателей отливок с учетом совместного влияния основных параметров процесса. Обработку полученных результатов проводим методом наименьших квадратов. Оценку адекватности полученных моделей производим по критерию Фишера (F– критерий), а статистическую значимость коэффициентов уравнения регрессии по критерию Стьюдента (t– критерий).

$$\sigma_b = 185 + 0,52T_{\Phi} - 0,67 \times 10^{-3}T_{\Phi} \times T_{\text{м}}; \quad (3.2)$$

$$\rho_y = 0,12 + 10^{-3}T_{\text{м}} - 0,34 \times 10^{-6}T_{\Phi} \times T_{\text{м}}; \quad (3.3)$$

$$\mu_{HV} = 104 - 1,26 \times 10^{-3}T_{\text{м}} + 0,7 \times 10^{-4}T_{\Phi} \times T_{\text{м}}; \quad (3.4)$$

где Т_Ф – начальная температура формы (кокиля), °С;

Т_м – температура заливаемого расплава, °С.

Таблица 3.2– Статистические характеристики уравнений регрессии

Статистические показатели	Значение
Расчетное значение критерия Фишера (F _P)	236,31
Табличное значение критерия Фишера (F _T)	233,99
Табличное значение критерия Стьюдента (t _T)	4,16
Расчетное значение критерия Стьюдента (t _i):	
t ₁	6,07
t ₂	5,79
t ₃	4,41
Относительная ошибка аппроксимации δ , %	1,69
Коэффициент корреляции R	0,97
Доверительная вероятность	0,9

Условия $F_P \geq F_T$ и $t_i \geq t_T$ выполняются для всех уравнений, следовательно построенные модели адекватны, а коэффициенты статистически значимы.

4. Анализ результатов исследования и разработка технологических рекомендаций изготовления отливок типа «решетка» из сплава АК7ч

На рисунках 4.1 – 4.3 представлены поверхности откликов уравнений 3.2, 3.3 и 3.4.

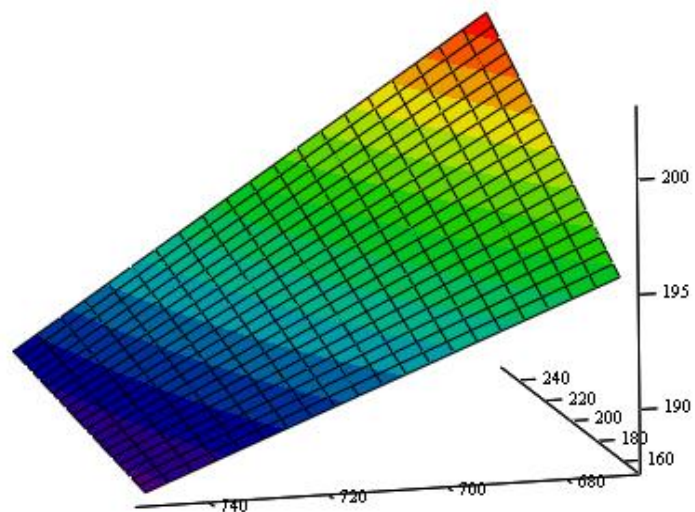


Рисунок 4.1 – Поверхность отклика σ_B

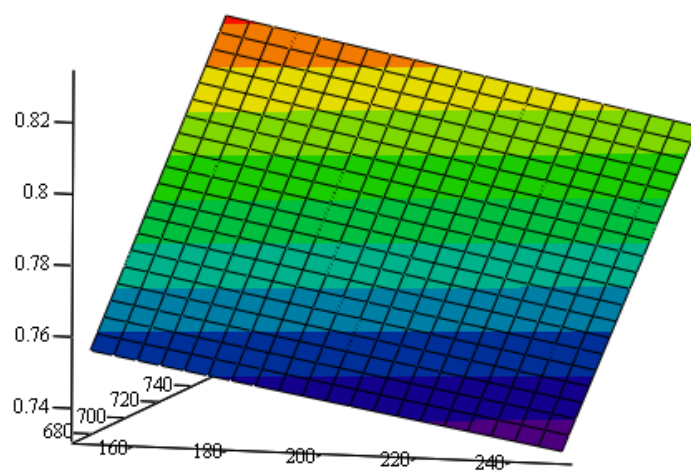


Рисунок 4.2 – Поверхность отклика ρ_U

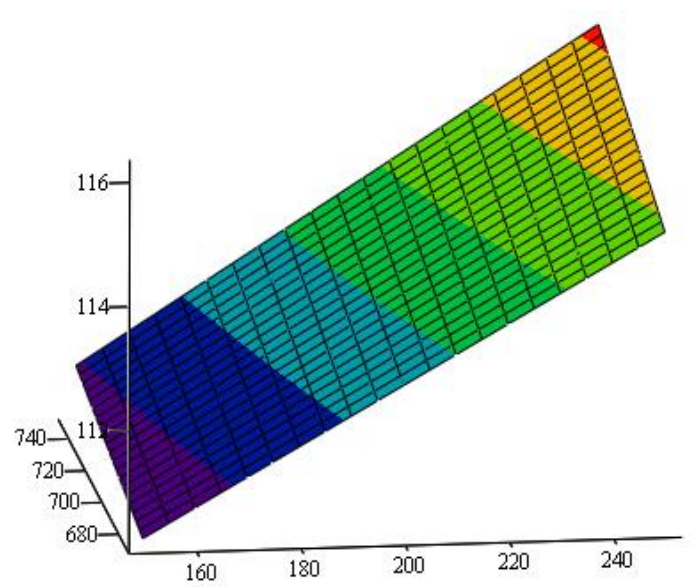


Рисунок 4.3 – Поверхность отклика μ_{HV}

Поверхность отклика σ_B носит практически линейный характер с пиковыми значениями при $T_{\Phi}=220\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_M=690\text{--}720\text{ }^{\circ}\text{C}$. Поверхности отклика ρ_U и μ_{HV} в большей степени отвечают линейному распределению с областью максимальных значений соответственно $T_{\Phi}=230\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_M=670\text{--}$

690 °C и $T_{\Phi}=220-250$ °C и $T_{\text{м}}=720-750$ °C.

Учитывая общие интервалы рациональных параметров по каждому отклику можно установить рациональные режимы получения отливок из алюминиевого сплава АК7ч. Величина предельных значений независимых факторов составляет: $T_{\Phi}=220-250$ °C; $T_{\text{м}}=690-720$ °C.

Заключение

1. Установлены закономерности изменения макро- и микроструктурных параметров и физико-механических свойств отливок в зависимости от температур заливаемого расплава, предварительного нагрева формы (кокиля).

2. Построены линейные модели, описывающие зависимость макро- и микроструктурных параметров, а также физико-механических свойств отливок от основных параметров процесса в технологически обоснованных интервалах их изменения.

3. Проведен анализ структуры алюминиевого сплава АК7ч, кристаллизующегося в условиях действия различного теплоотвода со стороны формообразующих поверхностей оснастки.

Библиографический список

1. Зборщик, А.М. Конспект лекций по дисциплине «Специальные методы литья» / А.М. Зборщик. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2007. – 158 с.
2. Куманина И.Б. Литейное производство/ И.Б. Куманина. – М.: Машиностроение, 1971. – 345 с.
3. Можарин, В.П. Литейное производство. Книга 1 Учебное пособие / В.П. Можарин. – Томск: ТПУ, 2011. – 408 с.
4. Ефимов, В.А. Специальные способы литья. Справочник / В.А. Ефимов. – М.: Машиностроение, 1991. – 436 с.
5. Святкин, Б.К. Литье в кокили: Учебник для технических училищ / Б.К. Святкин. – М.: Высшая школа, 1979. – 176 с.
6. Белецкий, В.М. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение Справочник / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов, И.Н. Фридляндер. — Киев: КОМИНТЕХ, 2005. — 365 с.
7. Галдин, Н.М. Цветное литье: справочник / Н.М. Галдин, Д.Ф. Чернега, Д.Ф. Иванчук. – М.: Машиностроение, 1989. – 519 с.
8. Городничий, Н.И. Литейное производство цветных металлов и сплавов / Н.И. Городничий. – М.: Металлургия. 1989. 104 с.
9. Никитенко, В.М. Технологические способы литья: методические указания / В.М. Никитенко. – Ульяновск: УлГТУ, 2012. – 32 с.
5. Некрасов, Г.Б. Основы технологии литейного производства. Плавка, заливка металла, кокильное литье: учебное пособие / Г.Б. Некрасов, И.Б. Одарченко. – Минск: Вышэйшая школа, 2013. – 223 с.

УДК 621.789

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ В ЖИДКОЙ СРЕДЕ

**Балановский А.Е.¹, Гречнева М.В.¹, Ву Ван Хуи¹, Штайгер М.Г.²,
Кондратьев В.В.¹, Карлина А.И.¹**

¹Иркутский национальный исследовательский технический университет,

г. Иркутск, Россия, fuso64@mail.ru

²УК Мечел Сталь,

г. Москва, Россия, stayger75@yandex.ru

Аннотация. Рассмотрен метод насыщения поверхности стали углеродом под действием плазменной электрической дуги в жидкости. Изучена микроструктура и микротвердость упроченного слоя после обработки данным методом. Установлено, что за время воздействия плазмы 0,1–1с поверхностный слой насыщается углеродом и азотом до уровня концентрации высокоуглеродистой стали. Изучены микроструктуры и характеристики поверхности металла после плазменной модификации в жидкой среде. Определены основные параметры модифицированного слоя: глубина слоя составляет 15–1200 мкм, микротвердость достигает 7000–14000 МПа.

Ключевые слова: микроструктуры, поверхностная модификация, упрочненный слой, плазменная дуга, микротвердость.

PLASMA ARC SURFACE MODIFICATION OF METALS IN LIQUID MEDIUM

Balanovsky A.E.¹, Grechneva M.V.¹, Vu Van Huy¹, Shtayger M.G.²,
Kondrat'ev V.V.¹, Karlina A.I.¹

¹National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, fuco64@mail.ru

²MC Mechel Steel,
Moscow, Russia, stayger75@yandex.ru

Abstract. The method of saturation of the surface of steel with carbon under the action of plasma of electric arc in the liquid. Studied the microstructure and microhardness of hardened layer after processing by this method. It is established that during exposure to the plasma 0,1–1s surface layer is saturated with carbon and nitrogen to the level of concentration of high carbon steel. Study of the microstructure and surface characteristics of the metal after plasma modification in the liquid environment. The main parameters of the modified layer: depth of layer is 15-1200 mm, the microhardness reaches 7000-14000 MPa.

Key words: microstructure, surface modification, hardened layer, a plasma arc, microhardness.

1. Введение

Процесс эксплуатации машин и оборудования всегда сопровождается износом, который постепенно приводит к снижению срока службы машин. Поэтому повышение износостойкости быстроизнашивающихся деталей различного назначения является важнейшей задачей современного машиностроения и других отраслей техники.

Currently, finishing treatments use either highly concentrated energy sources [1] or high energy multiple impacts inducing severe plastic deformation of the surface [2]. These are the laser surface processing [3], the surface treatments using electron beam [4], and plasma arc [5,6], and nanocrystal surface modification [7,8]. Упрочнение этими методами позволяет получить поверхностные слои с высокой износостойкостью при сохранении механических свойств внутренних слоев исходных металлов. В работе [9,10] рассмотрены основные теоретические вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов в жидких средах. Там же указывалось на возможность химико-термического упрочнения при использовании различных насыщающих жидкостей (углеродосодержащих, азотосодержащих и т.д.). В дальнейшем основные усилия различных авторов были сосредоточены на развитии плазменных технологий поверхностной закалки различных сталей и чугунов [5-8].

В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования структур поверхностного слоя, формирующихся в процессе плазменного нагрева в жидких средах. Для насыщения поверхностного слоя углеродом или азотом обрабатываемую деталь погружают в жидкость, содержащую углерод (толуол, минеральное масло и др.) или азот (водный раствор хлористого аммония и др.).

2. Материалы и методы исследований

Плазменную поверхностную модификацию в жидких средах проводили на сталях 1018 и 1020 по стандарту ASTM. Химический состав материала в процентах по стандарту ASTM A29 представлен в таблице. Для отработки режимов плазменной модификации использовались образцы размером 80×20×10 мм.

Таблица 1.

	1018	1020
Iron, Fe	98.81-99.26%	99.08-99.53
Carbon, C	0.18%	0.20%
Manganese, Mn	0.6-0.9%	0.30-0.60%
Phosphorus, P (max)	0.04%	0.04%
Sulfur, S (max)	0.05%	0.05%

На рис. 1 приведена схема процесса плазменно-дуговой модификации в жидких средах. Деталь погружается в слой проточной жидкости (поз. 2,3). Плазменная дуга создается плазмотроном (поз. 1). Под действием газодинамического напора плазменной дуги создается воронка в жидкости и происходит химико-термическое воздействие на поверхностный слой металла. Обработка происхо-

дит в полузамкнутом объеме ограниченной со всех сторон жидкостью. При движении плазменной струи относительно поверхности образцов, нагретых до температур структурных превращений, поверхность сразу закрывается жидкостью, охлаждая их.

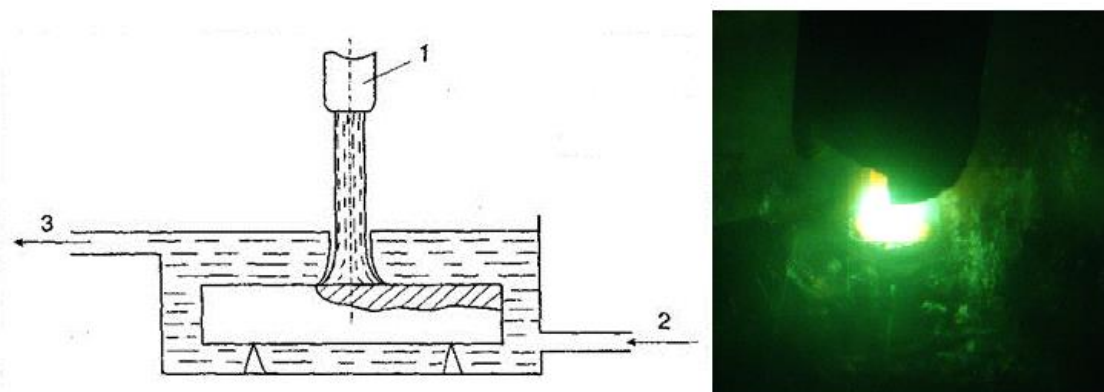


Рисунок 1 - Схема процесса плазменно-дуговой поверхностной модификации металла в жидких средах

Микроструктуру исследовали на микроскопах OLYMPUS GX51 с увеличением 100 и 500 крат. Электронно-микроскопические исследования поверхности металлических образцов проводились с помощью растрового электронного микроскопа JIB-4501. Микротвердость измерялась на микротвердомере HNV-2T (Shimadzu) при нагрузке 0.01–120 г. За глубину модифицированного слоя принимали расстояние от поверхности образца до точки с максимальными значениями твердости по сравнению с твердостью основного металла

3. Исследование структуры

Проведенные исследования по плазменно-дуговой модификации в жидкой среде показали изменения микрорельефа на поверхности металла. После травления шлифов (рис. 2) в поперечном сечении под микроскопом наблюдается белый слой, имеющий высокую микротвердость 4000–12000 МПа (при нагрузке 2Н). На рис. 2 приведены измерения микротвердости по глубине модифицированного слоя (первая цифра – глубина измерения в мкм, вторая – значение микротвердости). В зависимости от режимов плазменно-дугового модифицирования возможно получение слоев с различной структурой в поверхностном слое.

Непосредственно на поверхности образуется насыщенная азотом не травящаяся ϵ -фаза, за ней переохлажденная γ -фаза, под которой находится азотистый мартенсит. На снимках видна ультрамелкозернистая структура карбонитридной и нитридной зоны. Переход от азотированного слоя к нижележащим слоям плавный, что является одним из основных требований к микроструктуре азотированной стали. Толщина диффузионной зоны изменяется от 50 до 200 мкм. Структура закаленной зоны – мартенсит, остаточный аустенит и карбиды.

Азотирование В качестве жидкой среды использовался водный раствор соли аммония различной концентрации. Химико-термическая обработка состоит из трех процессов: диссоциации – получения насыщающего элемента в активном атомарном состоянии: $2\text{NH}_3 \leftrightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$, $\text{CN}_4 \leftrightarrow \text{C} + 2\text{N}_2$ и т. д.; абсорбции – поглощения активных атомов насыщающего элемента поверхностью металла; диффузии – перемещения атомов насыщающего элемента с поверхности вглубь металла. Проведенные исследования показали, что увеличение концентрации азота в зоне обработки приводит к повышению содержания азота в поверхностных слоях, следствием чего является увеличение глубины слоя и микротвердости. Микроструктура слоя после модифицирования в жидких средах такая же, как и после простого азотирования из газовой и твердой фазы [5], но имеются некоторые отличия. Модифицированный азотом упрочненный слой, состоящий из двух зон: зоны соединений (белый слой, состоящий из субмикроскопических нитридов, неразличимых при металлографическом анализе) и диффузионной зоны. После модификации при минимальной скорости обработки (1–3 мм/с) белый слой отсутствует, и диффузионная зона характеризуется большей однородностью. По данным рентгеноструктурного анализа, на поверхности, азотированной при минимальной скорости обработки стали 1020, присутствует γ' -фаза типа $(\text{Fe}, \text{Me})_4\text{N}$, а при скорости обработки 10 мм/с помимо γ' -фазы обнаружена ϵ -фаза типа $(\text{Fe}, \text{Me})_{2-3}\text{N}$. В первом случае интенсивность рентгеновских линий, соответствующих α -твердому раствору, в несколько раз выше, чем во втором, и превышает интенсивность

линий, соответствующих γ' -фазе. Следовательно, благодаря изменению технологических факторов насыщения можно регулировать получаемые слои по строению и фазовому составу и оптимизировать свойства азотируемых деталей и инструментов.

Нитроцементация. Особенностью нитроцементации при плазменно-дуговой модификации в жидкости является повышенная концентрация азота и углерода. Глубина диффузионного слоя на стали 1020 составляла 0,6–1,1 мм, микротвердость 11000–12500 МПа. Микротвердость повышается при увеличении скорости нагрева. Нагрев с меньшей скоростью увеличивает время, в течение которого азото-углеродосодержащая жидкость интенсивно испаряется, что увеличивает концентрацию активных атомов углерода и азота на границе раздела насыщенной среды и поверхности металла. Однако повышение концентрации азота и углерода в области анодного пятна плазменной дуги [6] приводит к увеличению остаточного аустенита (от 2,5 до 40 % на стали 1020), что снижает микротвердость. Глубина диффузионного слоя на стали 1018 составляла 0,05–0,1 мм, а микротвердость 10200–11100 МПа. Глубина диффузионного слоя на стали 1020 составляла 0,06–0,12 мм, а микротвердость 11200–13000 МПа.

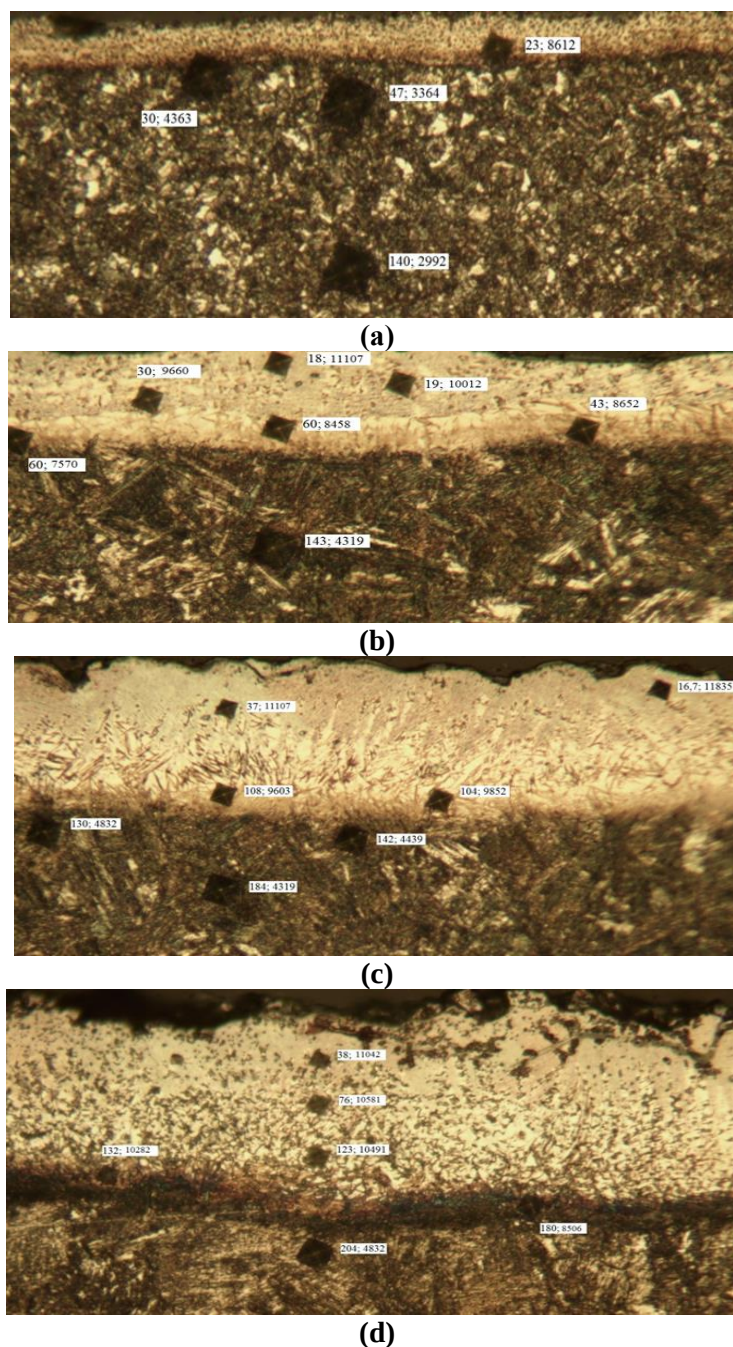


Рисунок 2 - Микроструктура модифицирующего слоя при различных режимах плазменно-дуговой модификации в жидких средах

Представленные результаты показывают возможность поверхностной плазменно-дуговой модификации в жидких углеродо и азото содержащих средах. При обработке этим способом появляется

граничное состояние поверхности деталей, где тонкие поверхностные слои могут иметь следы микроплавления без образования ванны жидкого металла в виде тонкой пленки. В таком состоянии процесс диффузии углерода и азота в металл значительно ускоряется. Важными параметрами являются состав жидкой среды, скорости нагрева и охлаждения поверхностного слоя металла.

4. Заключение

Проведенные исследования по оценке плазменно-дуговой модификации поверхности металлов в жидких средах показали перспективность данного способа для получения сложных по структуре модифицированных слоев. Получены модифицированные углеродом и азотом слои толщиной до 200–250 мкм с микротвердостью 8000–12400 МПа.

Регулируя соотношения входящих в состав жидкой среды компонентов, возможно получать различные по структуре и свойствам поверхностные слои металла.

References

1. S. Santhanakrishnan, B. Narendra. Laser surface hardening, ASM Handbook on Steel heat treating fundamentals and processes (Volume 4A), ASM International Handbook Committee, 2013, 476-503.
2. S. Lu, Z. Wang, K. Lu, Strain-induced Microstructure Refinement in a Tool Steel Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment, J. Mater. Sci. Technol. 26 (2010) 258-263.
3. I. Bataev, M. Golkovskii, A. Bataev, A. Losinskaya, R. Dostovalov, A. Popelyukh, E. Drobyaz Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing // Surface & Coatings Technology. - 2014. - Vol. 242. - P. 164–169. - DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038
4. M.I.S. Ismail, Z. Taha. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes, Int. J. Technol. 5 (2014) 79-87.
5. Balanovskii A.E. Plasma surface hardening of metals. Irkutsk: Publishing House of IrSTU, 2006. 180 p.
6. Balanovskii A.E Visualization of the process of metal heating and melting in the anode zone in an arc discharge with a tungsten electrode // High Temperature. 2016. T. 54. № 5. С. 627-631
7. Medvedev S.I., Nezhivlyak A.E., Grechneva M.V., Balanovsky A.E., Ivakin V.L. Optimization of plasma hardening conditions of the side surface of rails in PUR-1 experimental equipment//Welding International. 2015. T. 29. № 8. С. 643–649.
8. Kondrat'ev V.V., Balanovskii A.E., Ivanov N.A., Ershov V.A., Korniyakov M.V. Evaluation of the Effect of Modifier Composition with Nanostructured Additives on Grey Cast Iron Properties //Metallurgist. 2014. T. 58. № 5-6. С. 377–387.
9. A.E. Balanovskii, HuyVu V... Plasma surface carburizing with graphite paste//Letters on materials, 2017, 7(2) pp 175-179
10. Grechneva M.V., Tokmakov V.P. Plasma hardening of metals in liquid media // Welding production. 1992. №7. pp. 8–12.

СЕКЦИЯ 3: ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ, ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

УДК 669.046:536.45

ОКИСЛЕНИЕ НАНОДИБОРИДА ТИТАНА НА ВОЗДУХЕ

Галевский Г.В., Руднева В.В., Ефимова К.А.

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

Аннотация: Исследованы окисленность и термоокислительная устойчивость диборида титана при хранении и нагревании в воздушной среде. Установлено, что при хранении на воздухе в течение первых 24 часов диборид титана активно адсорбирует кислород и влагу: окисленность TiB_2 (1) достигает $11,06 \cdot 10^{-7}$, TiB_2 (2) – $8,15 \cdot 10^{-7}$, TiB_2 (3) – $31,5 \cdot 10^{-7}$ кг O_2/m^2 . Для расчета окисленности получены аналитические зависимости. При нагревании на воздухе нанокристаллы диборида титана окисляются в интервале температур $(623 - 673) \pm 15$ К, микрокристаллы при температуре 688 ± 5 К и выше.

Ключевые слова: диборид титана, нанокристаллы, микрокристаллы, окисленность, термоокислительная устойчивость

OXIDATION OF TITANIUM NANODIBORIDE ON THE AIR

Galevsky G.V., Rudneva V.V., Efimova K.A.

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

Abstract: The oxidation and thermal-oxidative stability of titanium diboride are studied during storage and heating in air. It has been established that when stored in air for the first 24 hours, titanium diboride actively adsorbs oxygen and moisture: the oxidation of TiB_2 (1) reaches $11.06 \cdot 10^{-7}$, TiB_2 (2) – $8.15 \cdot 10^{-7}$, TiB_2 (3) – $31.5 \cdot 10^{-7}$ kg O_2 / m^2 . Analytical dependencies were obtained for the calculation of oxidation. When heated in air, titanium diboride nanocrystals are oxidized in the temperature range $(623 \pm 673) \pm 15$ K, microcrystals at a temperature of 688 ± 5 K and higher.

Key words: titanium diboride, nanocrystals, microcrystals, oxidation, thermooxidative stability

Введение

Наноматериалы, как правило, имеют высокую химическую активность, обусловленную следующими особенностями их кристаллического строения и энергетического состояния [1-4]:

1) Малый размер зерен обуславливает большую развитость и протяженность межзеренных границ: при размере зерна от 100 до 10 нм границы содержат от 10 до 50% атомов нанокристаллического твердого тела.

2) Зерна в наносостоянии имеют различные атомные дефекты: вакансии, их комплексы, дислокации, количество и распределение которых качественно иное, чем в крупных зернах размером 5 – 10 мкм и более.

3) Исключительно высокая диффузионная подвижность атомов по границам зерен нанокристаллического твердого тела, в $10^5 - 10^6$ превосходящая таковую в обычных поликристаллах.

4) Возбужденное состояние в нанозернах атомных слоев вблизи их поверхностей, вызывающее сжатие кристаллов и отклонение в них атомов от положения, соответствующего равновесному.

5) Постоянное стремление наносистем к релаксации избыточной энергии.

В совокупности это приводит к проявлению ими наноразмерных эффектов в таких свойствах, как склонность к агрегированию, активное взаимодействие с атмосферными и технологическими газами, повышенная растворимость в жидких средах, диффузионная подвижность в матрицах композиционных материалов, способность в твердофазной коалесценции и спеканию и др. Особенности физико-химических свойств наноматериалов обуславливают необходимость проведения их комплексной аттестации с обязательным определением характеристик, практически значимых при их дальнейшем применении, определении конкурентных преимуществ и реальной стоимости. В течение последних 15 лет опубликовано значительное количество работ, содержащих результаты исследования особенностей свойств нанопорошков металлов, карбидов, боридов, их композиций, а частности [5-8]. Их анализ в целом подтверждает специфику свойств нанокристаллических веществ и необходимость учета ее при проведении последующих технологических переделов с их участием. Однако для каждого вещества в наносостоянии характерны свои температурно-временные условия проявления размерных эффектов и конкретные уровневые значения, что позволяет в каждом случае рассматривать полученные результаты как новую информацию, имеющую научно-прикладное значение.

С учетом особенностей свойств нанокристаллических материалов по предложению их потребителей, начиная с 2000 года, расширен спектр сертификационных характеристик порошковой нанопроductии. Наряду с традиционными характеристиками – фазовым и химическим составами, удельной поверхностью добавлены окисленность и температура начала окисления.

Цель и методика исследований

Целью настоящей работы является исследование окисленности и термоокислительной устойчивости в воздушной среде диборида титана нано- и микроразмерного уровня дисперсности и сопоставительный анализ результатов.

Окисленность определяется количеством кислорода (кг), приходящегося на 1 м² поверхности порошка. Определение удельной поверхности диборида титана проводилось на анализаторе TRISTAR 3020 и основано на методе низкотемпературной адсорбции азота.

Температура начала окисления соответствует изменению массы нанопорошка на 1 % при нагревании в воздушной среде. В качестве характеристики термоокислительной устойчивости может учитываться также наиболее вероятный температурный интервал, в котором начинается процесс окисления нанопорошка при нагревании на воздухе. Окисление порошков диборида титана в воздушной среде исследовалось методами термогравиметрии и высокотемпературной рентгенографии, для чего использовались дериватограф Setaram LabSys Evo и дифрактомер ДРОН-3 с приставкой ГПБТ-1500.

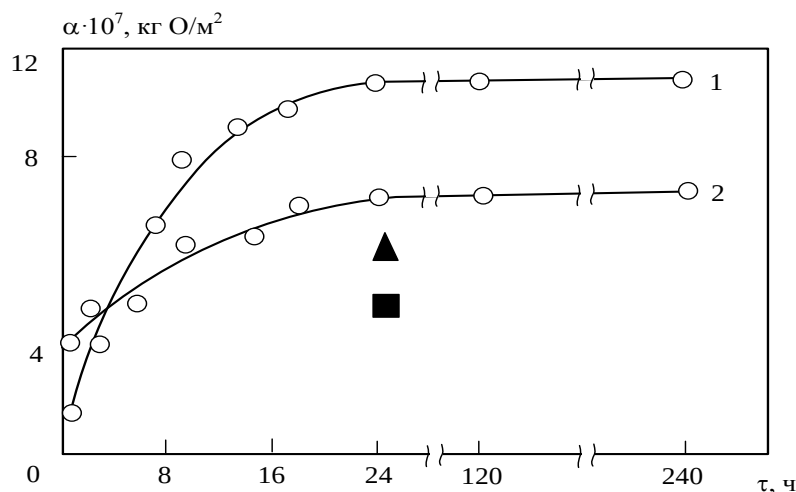
В качестве объектов исследования использовались неконтактировавшие с воздухом нанопрошки диборида титана, полученные плазмосинтезом из шихт Ti+B (TiB₂ (1)), TiO₂+B (TiB₂ (2)), а также его микропорошок магнетермического способа получения (TiB₂ (3)). Фазовый и химический составы, удельная поверхность, начальная окисленность образцов приведена в таблице 1.

Таблица 1 - Характеристики исследуемых образцов диборида титана

Характеристики	TiB ₂ (1)	TiB ₂ (2)	TiB ₂ (3)
Фазовый состав	TiB ₂	TiB ₂	TiB ₂
Химический состав, %			
TiB ₂	96,32	93,61	97,24
свободный бор	1,00	0,42	0,42
титан свободный	1,15	-	-
диоксид титана	-	3,84	-
углерод	-	1,12	-
магний	-	-	0,41
кислород	0,61	1,54	0,82
азот	0,92	1,01	0,41
Удельная поверхность, м ² /кг	43000	38000	2600
Размерный диапазон частиц, мкм	0,01-0,06	0,02-0,08	<5
Окисленность x10 ⁷ , кг O ₂ /м ²	1,42	4,05	31,5

Определение окисленности

Изменение окисленности образцов диборида титана при контактировании их с воздухом в течение 240 часов представлено на рисунке 1. В течение первых 2-х суток содержание кислорода в образцах контролировалось каждые 4 часа, в последующие сутки - каждые 12 часов.



((1): $(1,42 \div 11,06) \pm (0,02 \div 0,18)$; (2): $(4,05 \div 8,0) \pm (0,06 \div 0,016)$)

Рисунок 1 – Изменение окисленности (α) образцов диборида титана при контактировании их с воздухом ($\blacktriangle$, $\blacksquare$ – окисленность образцов 1 и 2, термодесорбированных в вакууме после хранения на воздухе в течение 24 часов)

Анализ полученных результатов позволяет выделить следующие четыре научных аспекта, подлежащих обсуждению:

1) Значительный рост окисленности происходит в течение первых 20-24 часов. В последующий период времени окисленность практически не меняется. При этом отмечается увеличение окисленности для TiB_2 (1) приблизительно в 8 раз (с $1,42 \cdot 10^{-7}$ до $11,06 \cdot 10^{-7}$ кг $\text{O}_2/\text{м}^2$), для TiB_2 (2) – ~ в 2 раза (с $4,05 \cdot 10^{-7}$ до $8,15 \cdot 10^{-7}$ кг $\text{O}_2/\text{м}^2$). Оксиды титана и бора на рентгенограммах образцов не обнаруживаются. Повышение окисленности вероятнее всего связано с адсорбцией кислорода и паров воды. Этот факт подтвержден в целом ряде работ при исследовании высокотемпературных наноразмерных соединений [9-12]. Однако механизм сорбции – физическая адсорбция или хемосорбция – до сих пор не изучен.

Полученные данные позволили определить зависимость величины окисленности диборида титана от продолжительности контактирования его с воздухом, которая описывается для TiB_2 (1) уравнением вида

$$a = [-0,0134\tau^2 + 0,7065\tau + 1,5175] \cdot 10^{-7} \quad (1)$$

а для TiB_2 (2) –

$$a = [-0,0044\tau^2 + 0,2672\tau + 4,1023] \cdot 10^{-7} \quad (2)$$

где: a – окисленность, кг кислорода $\cdot \text{м}^{-2}$;

τ – продолжительность контактирования TiB_2 с воздухом, ч.

Эти зависимости графически представлены на рисунках 2 и 3 соответственно.

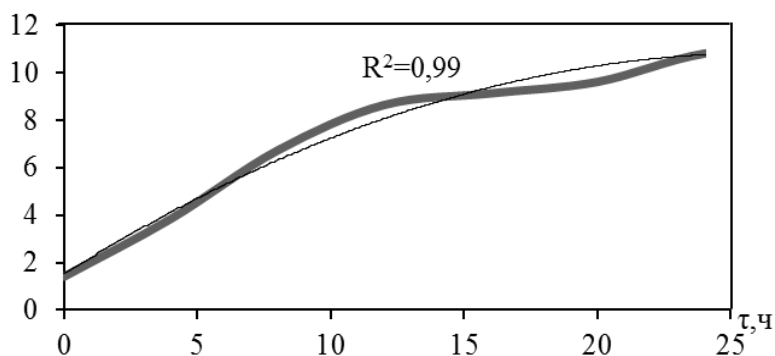


Рисунок 2 – Графическая зависимость окисленности (α) образцов диборида титана TiB_2 (1) при контактировании их с воздухом (τ – продолжительность контактирования TiB_2 с воздухом ($\tau=0 \div 24$ ч), ч, R^2 – коэффициент детерминации)

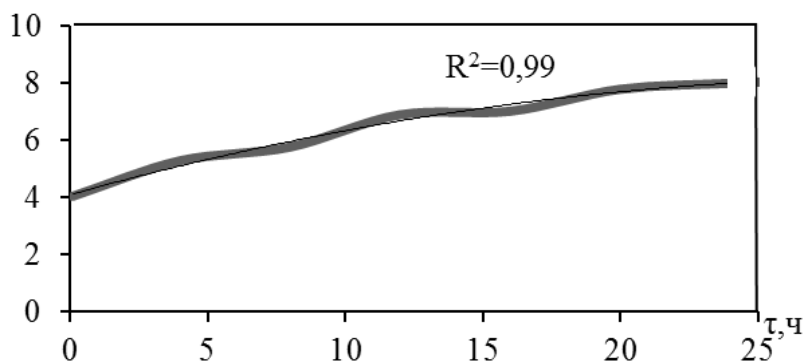


Рисунок 3 – Графическая зависимость окисленности (α) образцов диборида титана TiB_2 (2) при контактировании их с воздухом (τ – продолжительность контактирования TiB_2 с воздухом ($\tau=0\div 24$ ч), ч, R^2 – коэффициент детерминации)

2) Образец TiB_2 (2) более устойчив к воздействию кислорода воздушной атмосферы, что обусловлено адсорбцией им на стадии получения монооксида углерода, обладающего высокой пассивирующей способностью по отношению к высокодисперсным порошкам переходных металлов и их соединениям с углеродом, бором, азотом. Действительно, концентрация СО в газовой фазе для варианта 2 составляет 3,2 – 5%, варианта 1 – 0,8 – 1,0 %.

3) Вакуумный отжиг образцов (1) и (2), контактировавших с воздухом, при температуре 973 К для десорбции газов обеспечивает удаление только 40 % кислорода (точки $\blacktriangle$ и $\blacksquare$ на рисунке 1). Оставшееся количество кислорода при этих температурных условиях, по-видимому, участвует в поверхностном окислении наночастиц, с образованием аморфных оксидных пленок, что подтверждается описанными ниже результатами определения температуры начала окисления исследуемых образцов.

4) Сравнение окисленности образцов 1, 2, выдержанных на воздухе в течение 24 часов, и 3 ($11,06 \cdot 10^{-7}$, $8 \cdot 10^{-7}$ и $31,5 \cdot 10^{-7}$ кг $\text{O}_2/\text{м}^2$ поверхности соответственно) подтверждает, что по этой характеристике нанопорошки не только не уступают микропорошку, но и превосходят его.

Определение термоокислительной устойчивости

Процесс окисления при нагревании в воздушной среде обычно исследуется двумя методами: высокотемпературной рентгенографии и термогравиметрии. В первом случае изучается температурная зависимость интенсивности одного из характеристических пиков исследуемого материала, в связи с чем, особых требований по содержанию основной фазы и примесей к объекту исследований не предъявляется. Однако метод позволяет констатировать лишь интервал температуры, в котором начинается процесс окисления. Значительно более точно температура начала окисления может быть определена методом термогравиметрии, но при условии отсутствия или минимального содержания примесей, окисляющихся в том же температурном интервале, что и основная фаза. Диборид титана, получаемый по вариантам 1 и 2, фактически представляет собой композиции составов, % $92,55\text{TiB}_2 + 1,05\text{Ti}_{\text{своб.}} + 1,05\text{B}_{\text{своб.}}$ (1) и $91,25\text{TiB}_2 + 0,83\text{B}_{\text{своб.}} + 1,21\text{C}$ (2). При этом пиролитические бор и углерод окисляются в интервалах температур 550-870 К и 671 – 790 К соответственно, что создает непреодолимые трудности корректного термографирования нанокристаллического TiB_2 (см. рисунок 4). Следует ожидать, что температура окисления нанокристаллического TiB_2 может быть на 30 – 50° ниже, чем микропорошка TiB_2 [13], окисление которого начинается при температуре 688 ± 5 К.

Рентгеновская термическая характеристика нанопорошков TiB_2 (1) и TiB_2 (2) и микропорошка TiB_2 представлена на рисунке 5. При нагревании образцов в интервале температур $(273 - 623) \pm 15$ К изменение интенсивности пиков не отмечается. При дальнейшем нагревании у образцов TiB_2 (1) и (2) в интервале температур $(623 - 673) \pm 15$ К и у образца микропорошка TiB_2 в интервале температур $(673 - 723) \pm 15$ К наблюдается значительное снижение интенсивности пиков, продолжающееся и в более высокой температурной области, что свидетельствует о начале и развитии процессов окисления. В исследуемой области температур на рентгенограммах отсутствуют пики, соответствующие оксидам титана и бора, что позволяет предположить образование их в аморфном состоянии.

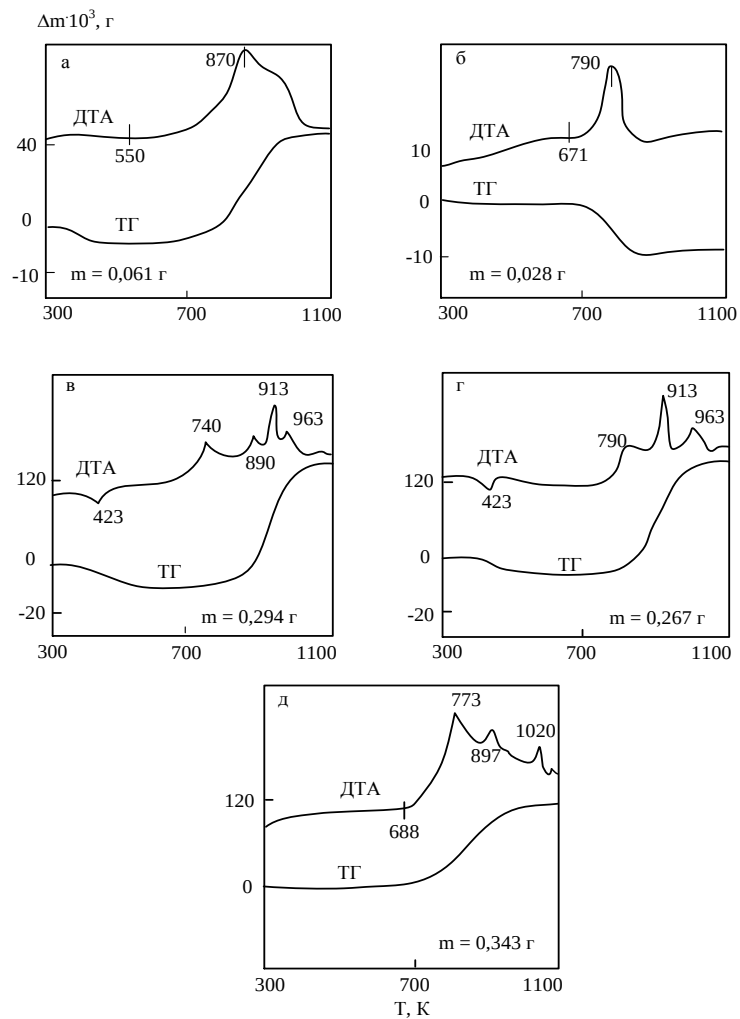


Рисунок 4 – Дериватограммы нанопорошков пиролитических бора (а), углерода (б), диборида титана (1) (в), (2) (г) и микропорошка диборида титана (д)

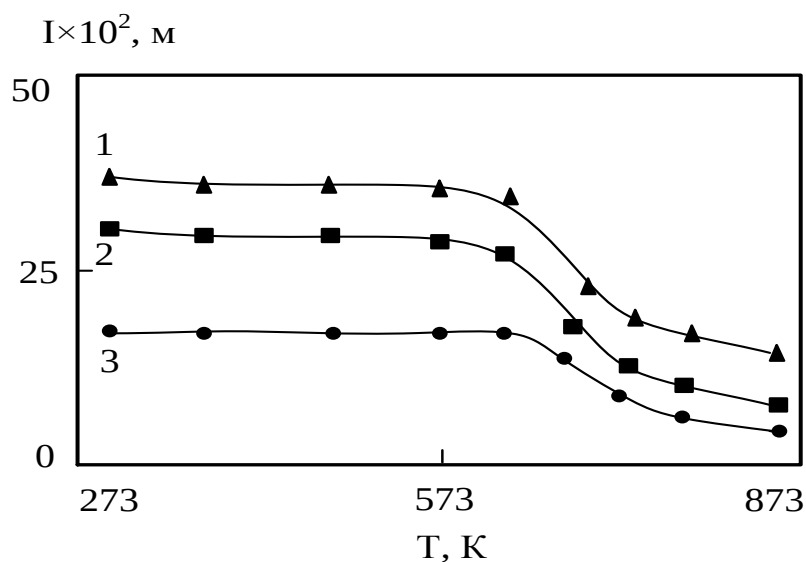


Рисунок 5 – Рентгеновская термическая характеристика диборида титана (1 – TiB_2 (1), 2 – TiB_2 (2), 3 – TiB_2 микропорошок)

Заключение

Исследованы окисленность и термоокислительная устойчивость на воздухе нано- и микропорошка диборида титана. Диборид титана при хранении на воздухе в течении первых 24 часов активно адсорбирует кислород и влагу: окисленность TiB_2 (1), синтезированного по варианту (Ti+B), изменяется в пре-

делах $(1,42-11,06) \cdot 10^{-7}$ кг O_2/m^2 , TiB_2 (2), синтезированного по варианту $(TiO_2+B) - (4,05-8,15) \cdot 10^{-7}$ кг O_2/m^2 и описывается уравнениями $a(1) = [-0,0134\tau^2 + 0,7065\tau + 1,5175] \cdot 10^7$, $a(2) = [-0,0044\tau^2 + 0,2672\tau + 4,1023] \cdot 10^7$. Сравнение окисленности образцов 1, 2, выдержанных на воздухе в течение 24 часов, и 3 ($11,06 \cdot 10^{-7}$, $8 \cdot 10^{-7}$ и $31,5 \cdot 10^{-7}$ кг O_2/m^2 поверхности соответственно) подтверждает, что по этой характеристике нанокристаллический диборид превосходит более крупный микрокристаллический.

Диборид титана термодесорбирует в вакууме при температуре 973 К не более 40 % поглощенного при хранении кислорода, что подтверждает адсорбционно-диффузионный механизм его взаимодействия с атмосферными газами и возможность окисления наночастиц с формированием аморфных оксидных слоев при нагревании. Нанокристаллы диборида титана при нагревании на воздухе окисляются в интервале температур $(623-673) \pm 15$ К, что на 66 градусов ниже температуры начала окисления его микрокристаллов, составляющей 688 ± 5 К. Сопутствующие дибориду пиролитические бор и углерод окисляются в интервалах температур $(550-870) \pm 12$ К и $(671-790) \pm 17$ К соответственно.

Библиографический список

1. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. /А.И. Гусев. – М.: Физматлит, 2005. –416 с.
2. Рудской А.И. Нанотехнологии в металлургии /А.И. Рудской. – СПб.: Наука, 2007. – 186 с.
3. Колмаков А.Г. Основы технологий и применение наноматериалов/ А.Г. Колмаков, С.М. Баринов, М.И. Алымов. – М.: Физматлит, 2012. – 208 с.
4. Балоян Б.М. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения / Б.М. Балоян., А.Г. Колмаков, М.И. Алымов, А.М. Кротов – М.: Международный университет природы, общества и человека «Дубна», Филиал «Угреша», 2007. – 125 с.
5. Гуров А.А. Синтез и свойства нанопорошка диоксида титана для получения функциональных материалов/ А.А. Гуров, В.И. Карманов, С.Е. Порозова, В.О. Шоков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т.16. – № 1. – С. 23-29.
6. Руднева В.В. Исследование сорбционной активности ультрадисперсных порошков тугоплавких соединений в воздушной среде / В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – №5 – с. 16-19.
7. Ширяева Л.С. Исследование газонасыщенности, окисленности и термоокислительной устойчивости нанокарбонитрида хрома / Л. С. Ширяева, И. В. Ноздрин, Г. В. Галевский, В. В. Руднева // Перспективные материалы. – 2014. – № 9. – С. 40–46.
8. Карпов И.В. Исследование технологических свойств нанопорошка TiN , синтезированного в плазме дугового разряда низкого давления / И.В. Карпов, А.В. Ушаков, А.А. Лепешев// Технология машиностроения. – 2013. – №2. – С. 39-42.
9. Лепешев А.А. Плазмохимический синтез нанодисперсных порошков и полимерных нанокompозитов // А.А. Лепешев, А.В. Ушаков, И.В. Карпов. – Красноярск: Изд-во СФУ, 2012. – 310 с.
10. Ноздрин И.В. Карбид хрома – нанотехнология, свойства, применение: монография / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева. – Саарбрюкен (Германия): LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014 – 297 с.
11. 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.
12. Ушаков А.В. Физико-химические свойства порошка TiO_2 , полученного в плазмохимическом реакторе низкого давления / А.В. Ушаков, А.А. Лепешев, И.В. Карпов, Г.Г. Крушенко // Технология металлов. – 2012. – № 10. – С. 27-32.
13. Иванов В.В. Изотермическое окисление порошков TiB_2 в воздухе / В.В. Иванов, И.А. Блохина, С.Д. Кирик // Огнеупоры и техническая керамика. – 2013. – № 4-5. – С. 10-15
14. Пойлов В.З. Термодинамика окисления боридов циркония и гафния / В.З. Пойлов, Е.Н. Прямилова // Журнал неорганической химии. – 2016. – Т. 61. – №1. –С. 59-62

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФЛЮС-ДОБАВОК ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛИ

Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Кислов А.И., Свистунов А.Д.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация: Показана принципиальная возможность использования отходов металлургического производства для получения флюс-добавок. Введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество. Установлено оптимальное содержание пылевидной фракции во флюсе, обеспечивающее благоприятный комплекс механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин.

Ключевые слова: Сварка, флюсы, технология, сварной шов, микроструктура, механические свойства.

USE OF TECHNOGENIC WASTE OF METALLURGICAL PRODUCTION FOR RECEIVING FLYUS-DOBAVOK FOR WELDING AND NAPLAVKI BECAME

Kozyrev N.A., Krykov R.E., Usoltsev A.A., Kislov A.I., Svistunov A.D.

*Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia*

Abstract: The basic possibility of use of waste of metallurgical production for receiving gumboil additives is shown. Introduction of FD-UFS additive reduces impurity level nonmetallic inclusions, reducing their size and quantity. The optimum maintenance of dust-like fraction in gumboil providing a favorable complex of mechanical properties of the samples which are cut out from the welded plates is established.

Key words: Welding, gumboils, technology, welded seam, microstructure, mechanical properties.

В работе исследовалась возможность использования керамического флюса, изготовленного из пыли силикомарганцевого шлака фракцией до 0,45 мм, связанного жидким стеклом. Технология изготовления заключалась в смешении шлака силикомарганца с жидким стеклом в различных соотношениях (таблица 1), сушке, дроблении, расसेве и получении фракции 0,45 – 2,5 мм.

Таблица 1- Фракционный и компонентный составы исследуемых флюсов

Образец	Соотношение, %, фракций, мм
1	100 % фракции 0,45 – 2,5
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

Анализ результатов механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин, позволил установить оптимальное содержание жидкого стекла во флюсе (до 20-30 %) для достижения благоприятного комплекса механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин (рисунки 1, 2).

Однако, исследуемые флюсы являются окислительными и построены на принципах кремне-марганцево-окислительно-восстановительных процессов, в связи с чем продуктами данных реакций являются оксидные соединения кремния и марганца, тем самым повышается уровень загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями и, как следствие, снижается комплекс физико-механических свойств, в особенности при низких отрицательных температурах. Для снижения за-

грязнения металла шва и повышения механических свойств нами рассмотрена возможность введения ранее разработанной добавки марки ФД-УФС в новый флюс.

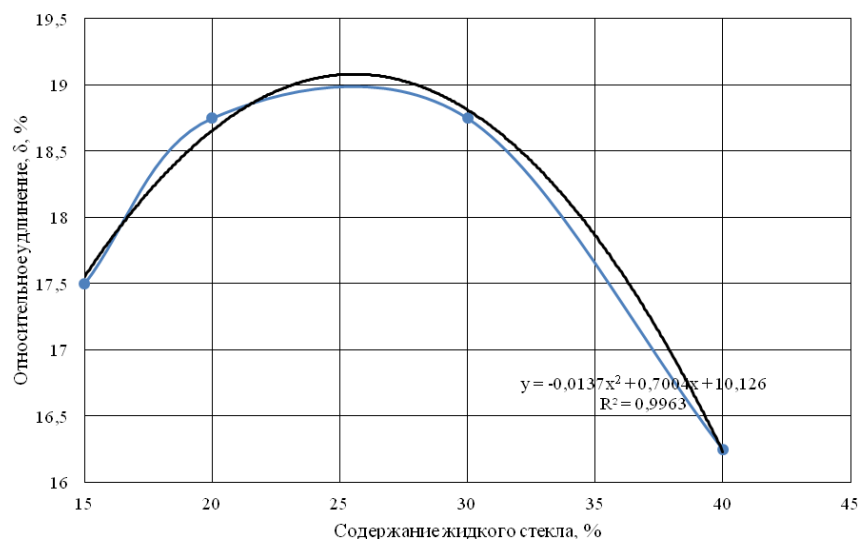


Рисунок 1 –Влияние содержания жидкого стекла во флюсе на относительное удлинение

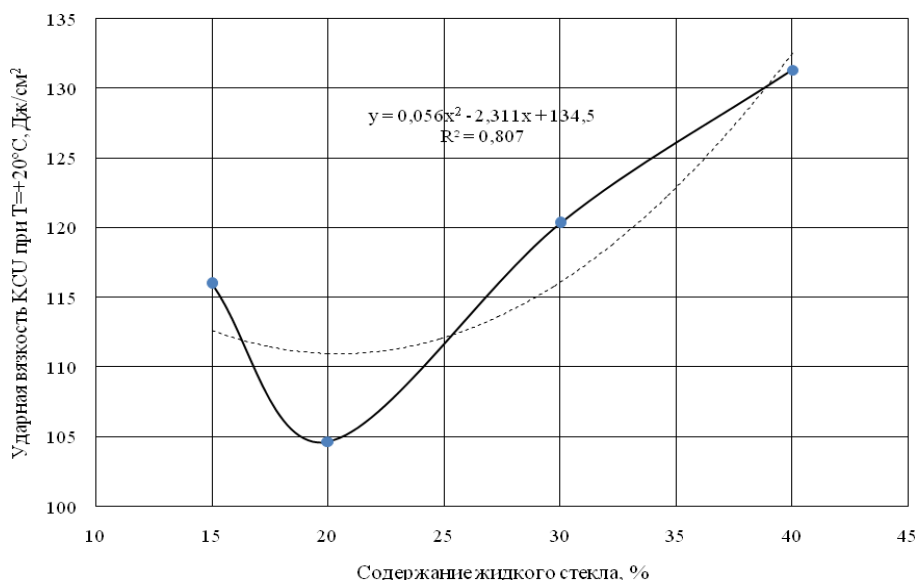


Рисунок 2 –Влияние содержания жидкого стекла во флюсе на ударную вязкость

В опытах использовали флюс-добавку к новому флюсу, примешиваемую в соотношении 2, 4, 6, 8 % соответственно.

Химический состав исследуемых корок приведен в таблице 2, шлаковой корки приведен в таблице 3, химический состав металла сварных швов приведен в таблице 4.

Таблица 2 – Химический состав исследуемых смесей флюсов, %

Содержание ФД-УФС во флюсе, %	FeO	MnO	Ca	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	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

Таблица 3 – Химический состав шлаковых корок, %

Содержание ФД-УФС во флюсе, %	FeO	MnO	Ca	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	S	P	ZnO	F
2	2,21	7,25	15,55	38,09	9,39	8,63	0,49	0,57	0,12	0,006	0,002	0,94
4	2,28	7,39	16,90	42,00	9,76	5,77	0,76	0,62	0,15	0,008	0,002	1,12
6	2,24	7,20	16,06	39,94	11,15	7,14	1,09	0,60	0,17	0,008	0,002	1,53
8	2,36	7,14	14,70	42,87	12,40	5,57	1,34	0,57	0,20	0,008	0,002	1,88

Таблица 4 – Химический состав сварных швов

Содержание ФД-УФС во флюсе, %	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Nb	Al	S	P
2	0,09	0,62	1,40	0,02	0,06	0,09	0,014	0,023	0,020	0,008
4	0,10	0,60	1,34	0,02	0,07	0,08	0,010	0,013	0,023	0,009
6	0,12	0,66	1,43	0,02	0,06	0,10	0,011	0,012	0,027	0,008
8	0,13	0,65	1,36	0,03	0,06	0,09	0,013	0,013	0,024	0,008

Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне сварного шва, проведенного согласно ГОСТ 1778 – 70, приведены на рис. 3 и в табл. 5.

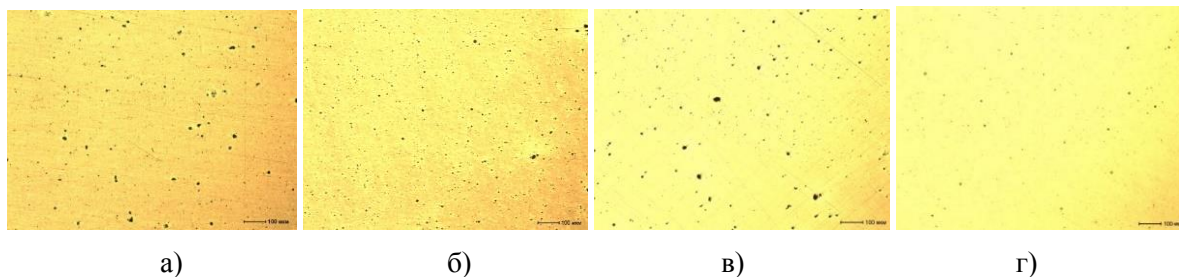


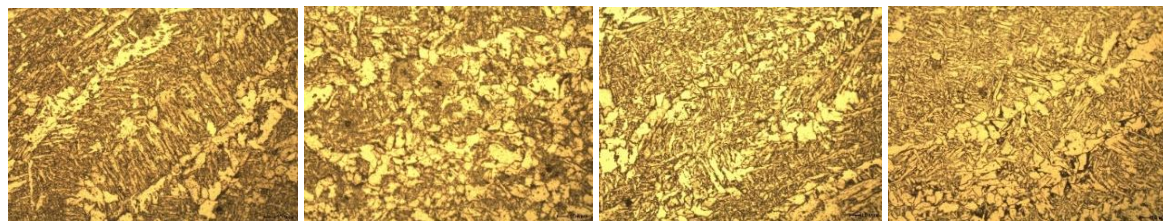
Рисунок 3 – Неметаллические включения в зоне сварного шва образцов с добавкой, % :
а) 2; б) 4; в) 6; г) 8

Таким образом, наибольший уровень загрязненности неметаллическими включениями наблюдается в металле сварного шва, выполненным под флюсом без добавки. Введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество. В исследуемых интервалах на снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями эффективнее влияет использование добавки в количестве 8 %.

Таблица 5 – Неметаллические включения в зоне сварных швов

Содержание ФД-УФС во флюсе, %	Неметаллические включения, балл		
	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные
2	2б, 4б, 5а	отс.	1а, 2а
4	2б, 4б	отс.	1а, 2а
6	2б, 4б, 1б	отс.	1а, 2а
8	2б	отс.	1а, 2а

Микроструктура сварного шва образцов приведена на рисунке 4. Установлено, что введение добавки в количестве до 8% не оказывает влияние на размер и морфологию структурных составляющих.



а) б) в) г)

Рисунок 4 – Микроструктура сварных швов образцов с добавкой, %: а) 2; б) 4; в) 6; г) 8

Изучение значений механических свойств показало, что уровень свойств повышается с повышением количества добавки ФД-УФС (рисунок 5). Проведенные исследования легли в основу патентов РФ [9,10].

Показана принципиальная возможность использования отходов металлургического производства для получения флюс-добавок, применяемые для сварки и наплавки стали. Введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество. Установлено оптимальное содержание пылевидной фракции во флюсе, обеспечивающее благоприятный комплекс механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин

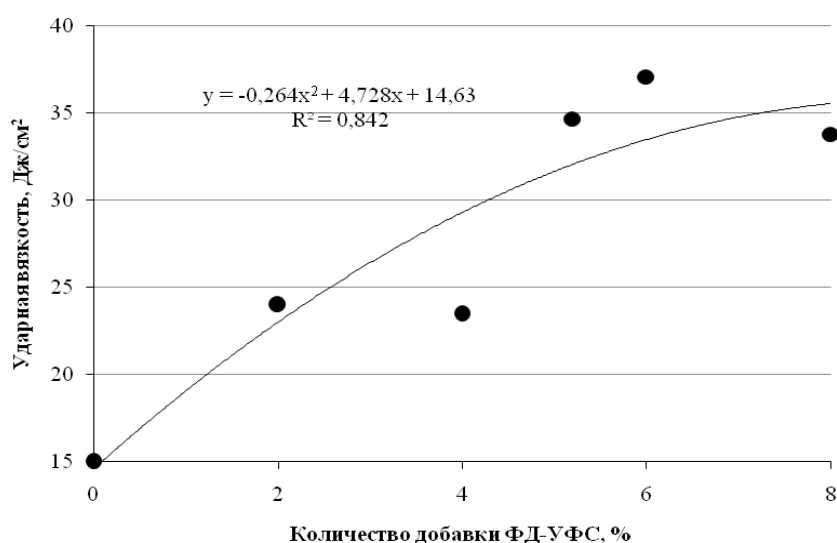


Рисунок 5 –Влияние содержания добавки ФД-УФС во флюсе на ударную вязкость (KCV при -20 °C)

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 – SiO₂ – CaO – Al₂O₃ – CaF₂ 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. // Научно-технические 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.
10. 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 621.791:624

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ WO₃ УГЛЕРОДОМ И КРЕМНИЕМ

Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Шурупов В.М.

*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, rek_nzrmk@mail.ru*

Аннотация: Проведена сравнительная термодинамическая оценка протекания процессов восстановления WO₃ углеродом и кремнием при дуговом разряде при наплавке порошковой проволокой. Термодинамические расчеты показывают, что в рассматриваемой системе в интервале температур 1500 – 2500 К протекает целый ряд конкурирующих реакций, в результате которых в металлическом расплаве образуются как вольфрам, так и его силициды и карбиды.

Ключевые слова: термодинамические расчеты, энергия Гиббса, порошковая проволока, наплавка, вольфрам, восстановление, силициды, карбиды.

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF PROCESSES OF RECOVERY OF WO₃ WITH CARBON AND SILICON

Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Bendre Y.V., Goryushkin V.F., Shurupov V.M.

*Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, rek_nzrmk@mail.ru*

Abstract. A comparative thermodynamic evaluation of the course of the reduction of WO₃ by carbon and silicon in an arc discharge during surfacing with a flux-cored wire is carried out. Thermodynamic calculations show that in the system under consideration, a number of competing reactions occur in the temperature range 1500-2500 K, as a result of which tungsten and its silicides and carbides form in the metallic melt.

Keywords: thermodynamic calculations, Gibbs energy, flux-cored wire, surfacing, tungsten, reduction, silicides, carbides.

Развитие технологии восстановления деталей машин горно-металлургического комплекса с применением порошковой проволоки ведет к разработке и исследованию новых материалов для наплавки как в Российской Федерации, так и за рубежом [1,2].

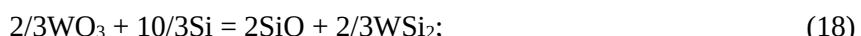
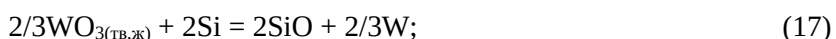
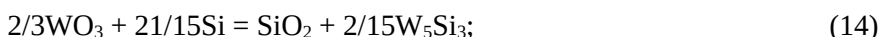
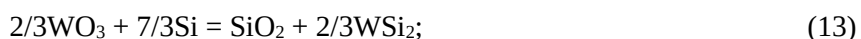
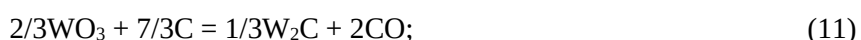
Широкое распространение для наплавки сталей, обладающих наивысшей износостойкостью, получили порошковые проволоки с вольфрамом, в которых в качестве наполнителей служат восстановленный вольфрам в виде ферросплавов, лигатур и металлического порошка различной степени чистоты [3]. Кроме того, для придания определенных служебных свойств могут использоваться силициды и карбиды вольфрама.

Необходимость применения ресурсосберегающих технологий, а именно рациональное использование вольфрама в связи с его высокой стоимостью и дефицитностью является одним из актуальных направлений в настоящее время. Для практического применения представляет интерес технология наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителя используются, с одной стороны, оксид вольфрама, а с другой – восстановители. В таких процессах химические соединения вольфрама с

неметаллами-восстановителями могут образоваться при дуговом разряде в процессе наплавки.

Настоящая работа посвящена сравнительной термодинамической оценке протекания процессов восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом и кремнием при дуговом разряде при наплавке порошковой проволокой.

Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания следующих реакций:



Все реакции по характеру химического взаимодействия между компонентами можно условно разделить на три типа: (3), (8), (9) – реакции косвенного восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом; (4), (5) и (15), (16) – реакции соединения вольфрама с углеродом и с кремнием; все остальные – реакции прямого восстановления углеродом и кремнием. Реакции восстановления оксида записывали на 1 моль кислорода O_2 , а реакции соединения с вольфрама с углеродом и кремнием – на один моль вольфрама W . Вероятность протекания реакций (1) – (19) оценивали по стандартной энергии Гиббса реакций.

Необходимые для оценки восстановительных свойств углерода и кремния по отношению к оксиду вольфрама WO_3 термодинамические характеристики реакций (1) – (19) в стандартных условиях $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r S^\circ(T), \text{ а затем } \Delta_r G^\circ(T)]$ рассчитывали известными методами [4] в интервале температур 1500 – 3500 К по термодинамическим свойствам $[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ К})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_r H^\circ(298,15 \text{ К})$] реагентов WO_3 , W , C , CO , CO_2 , Si , SiO , SiO_2 [5] и WSi_2 , W_5Si_3 [6].

Термодинамические свойства карбидов вольфрама WC и W_2C в зависимости от температуры в форме таблиц, принятых в работах [5, 6], рассчитывали дополнительно с использованием необходимых для этого исходных данных из справочников [7, 85]. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были выбраны состояния: $W_{(тв)}$, $WO_{3(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1745 К, $WC_{(тв)}$, $W_2C_{(тв)}$, $C_{(тв)}$, $CO_{(г)}$, $CO_{2(г)}$, $WSi_{2(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 2433 К, $W_5Si_{3(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 2623 К, $Si_{(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1690 К, $SiO_{(г)}$, $SiO_{2(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1996 К.

Для оценки степени влияния на термодинамические свойства реакций возможного испарения оксида вольфрама WO_3 в дуге рассчитывали термодинамические характеристики двух реакций, в которых в качестве стандартного для оксида вольфрама выбрано состояние $WO_{3(г)}$:



Химический состав и температуры конгруэнтного плавления соединений вольфрама с кремнием определяли из диаграммы плавкости системы W – Si согласно данным справочника [9].

Стандартные энергии Гиббса рассматриваемых реакций (1) – (19) приведены в таблице 1 и на рисунке 1. Начиная с температуры 2500 К и выше, графики группируются по трем секторам. Первый сектор – наиболее вероятных реакций (11), (10), (1a), (1), (18), (17a), (19), (17) (в порядке уменьшения вероятности их протекания). Это реакции прямого восстановления WO_3 углеродом до металла и карбидов с образованием газа CO, реакции прямого восстановления WO_3 кремнием до металла и силицидов с образованием газа SiO. Сразу же отметим, что испарение WO_3 увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций восстановления (графики термодинамических свойств реакций (1a), (17a) находятся в этом секторе).

Второй сектор составляют графики $\Delta_r G^\circ = f(T)$ реакций со средней вероятностью протекания (13), (6), (7), (2), (14), (15), (12). Это реакции прямого восстановления WO_3 углеродом и кремнием с образованием вольфрама, карбидов и силицидов вольфрама и высших оксидов восстановителей (CO_2 , SiO_2) и реакция образования силицида WSi_2 соединением вольфрама и кремния.

Третий сектор – маловероятные реакции (5), (4), (16), (3), (9), (8). Это реакции соединения вольфрама с кремнием и углеродом с образованием известных карбидов вольфрама и силицида W_5Si_3 , а также реакции косвенного восстановления WO_3 оксидом углерода (II). Можно отметить, что в случае оценки термодинамической вероятности протекания реакций (3), (9), (8), косвенного восстановления оксида вольфрама углеродом – по энергии Гиббса реакций $\Delta_r G$, вычисляемой по уравнению изотермы Вант-Гоффа с учетом равновесных парциальных давлений CO и CO_2 согласно реакции газификации углерода $C + CO_2 = 2CO$ [10], графики $\Delta_r G = f(T)$ этих реакций перемещаются во второй сектор.

С понижением температуры происходит совмещение температурных зависимостей $\Delta_r G^\circ = f(T)$ в одну область, в которой наблюдается существенное изменение их относительного расположения. Например, при $T < 1500$ К наиболее вероятными становятся реакции (13), (14), (12) восстановления WO_3 кремнием с образованием высшего оксида восстановителя SiO_2 .

Таблица 1 - Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (19) в зависимости от температуры

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T)$, кДж, при T, К				
	1500	2000	2500	3000	3500
1	–172,230	–326,830	–469,260	–607,390	–742,270
1a	–347,580	–449,500	–545,970	–644,870	–746,810
2	–81,040	–151,090	–210,610	–267,200	–321,740
3	5,080	12,320	24,020	36,490	49,400
4	–47,760	–54,970	–63,570	–73,340	–83,870
5	–35,110	–47,770	–61,800	–76,870	–92,470
6	–112,880	–187,740	–252,990	–316,100	–377,650
7	–104,450	–182,940	–251,810	–318,450	–383,380
8	14,660	39,430	66,790	94,080	121,210
9	7,350	22,020	39,880	57,920	76,000
10	–204,070	–363,480	–511,640	–656,290	–798,180
11	–195,640	–358,680	–510,460	–658,640	–803,920
12	–328,433	–305,668	–270,556	–234,836	–198,978
13	–435,490	–414,301	–377,616	–362,831	–348,710
14	–361,281	–337,117	–298,786	–267,132	–237,748
15	–160,585	–162,949	–160,590	–191,991	–224,598
16	–49,272	–47,174	–42,345	–48,444	–58,156
17	–139,948	–268,310	–373,169	–473,615	–570,770
17a	–315,291	–392,631	–457,241	–520,749	–583,703
18	–247,005	–376,943	–480,229	–601,610	–720,502
19	–172,796	–299,759	–401,399	–505,911	–609,540

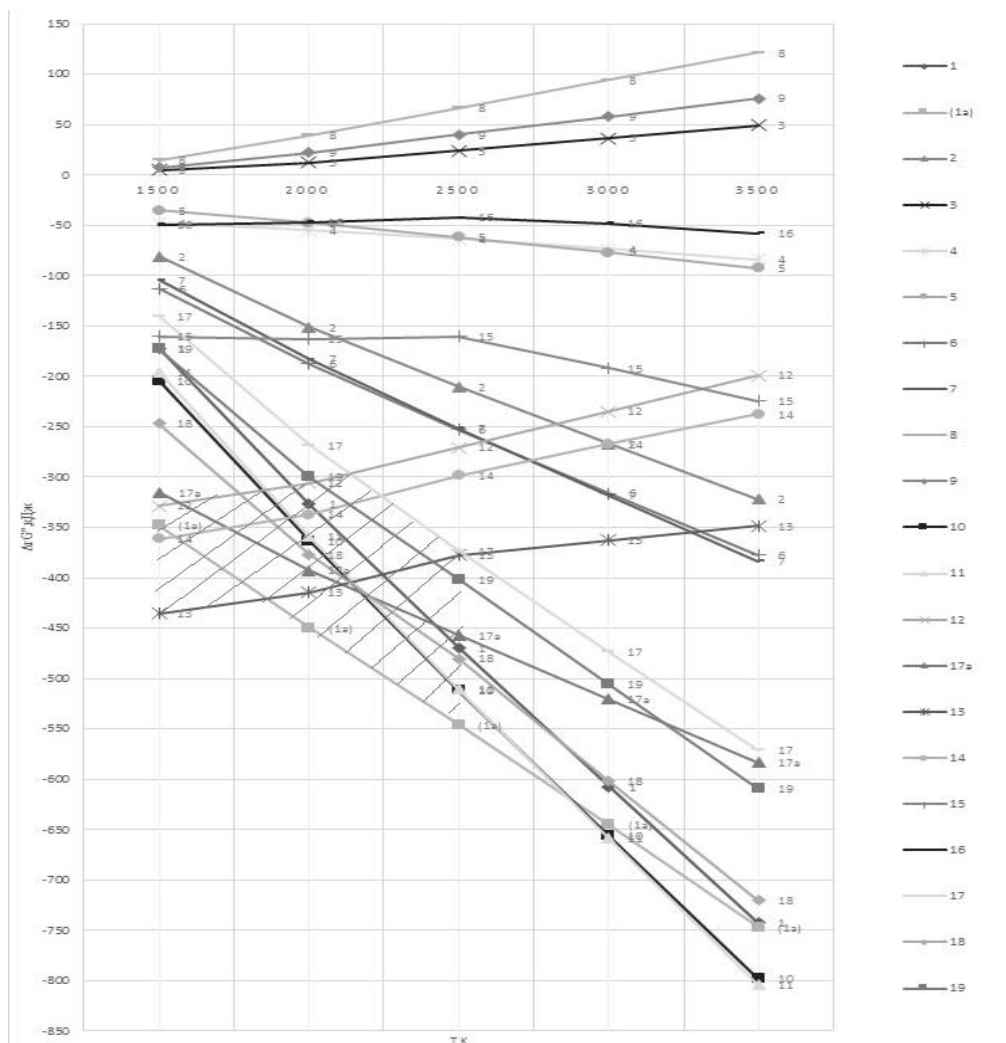


Рисунок 1 - Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (19) в зависимости от температуры

Таким образом, можно сделать вывод, что температура расплава и дуги при наплавке наряду с составом порошковой проволоки являются факторами, способными повлиять на состав, а, следовательно, и на служебные свойства наплавленного слоя. В рассматриваемой системе при высоких (> 2500 K) температурах расплава вероятно образование вольфрама [реакции (1), (1a), (17), (17a)], силицидов вольфрама [реакции (18), (19)], карбидов вольфрама [реакции (10), (11)]. Протекание реакций существенно изменяет состав газовой фазы, но не шлаковую фазу. При температурах менее 1500 K наиболее вероятно образование силицидов вольфрама [реакции (13), (14)] и вольфрама [реакция (12)] за счет восстановления WO_3 кремнием. При этом шлаковая фаза становится более кислой за счет образующегося SiO_2 . Отметим однако, что эта область температуры находится ниже температуры плавления WO_3 (1745 K). В интервале температуры $1500 - 2500$ K (заштрихованная зона на рисунке) протекает целый ряд конкурирующих реакций, приводящих к образованию в металлическом расплаве как вольфрама, так и его силицидов и карбидов.

Выводы. Проведенный термодинамический анализ 21 реакции в стандартных состояниях показывает, что присутствие в порошковой проволоке, используемой для наплавки, наряду с оксидом вольфрама WO_3 восстановителей углерода и кремния обязательно приведет к образованию силицидов и карбидов вольфрама, а возможно, и самого вольфрама. Карбиды могут не образоваться только при низких (менее 1500 K) температурах. При проведении процесса наплавки при низких температурах вероятно увеличение кислотности шлаковой фазы.

Библиографический список

1. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovsky I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. No. 150. P. 012033 1-9.
2. Kozyrev N A, Galevsky G V, Kryukov R E, Titov D A, Shurupov V M New materials for welding and surfacing // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 012031 1-8.

3. Пацекин В.П., Рахимов К.З. Производство порошковой проволоки. – М.: Metallurgy, 1979. – 80 с.
4. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. С. 22.
5. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0. Data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf>.
6. Barin I., Knacke O., Kubaschewski O. Thermochemical Properties of Inorganic Substances. – Berlin: Springer-Verlag, 1977.
7. Термические константы веществ. Справочник. Вып. 7 / Под ред. В.П. Глушко, В.А. Медведева и др. – М.: Наука, 1978. – 343 с.
8. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б. С. Равновесные превращения металлургических реакций. – М.: Metallurgy, 1975. – 416 с.
9. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. 2nd ed. – McGraw Hill, New York. 1958. – 1287 p.
10. Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Шурупов В.М., Козырева О.Е. Термодинамика реакций восстановления WO₃ углеродом // Вестник СибГИУ. 2016. № 2 (16). С. 15 – 18.

УДК 621.89:669.018.715

АНТИФРИКЦИОННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА БАЗЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

Калашников И.Е., Болотова Л.К., Кобелева Л.И., Колмаков А.Г., Катин И.В.

***ИМЕТ им.А.А. Байкова РАН,
г. Москва, Россия, kalash2605@mail.ru***

Аннотация: Приведены результаты исследования износостойкости композиционных материалов на базе алюминиевого сплава АК12М2МгN, упрочненного дискретными частицами SiC и TiC при сухом трении скольжения.

Ключевые слова: Алюминиевые сплавы, дисперсно-наполненные композиционные материалы, интенсивность изнашивания, коэффициент трения, продукты износа

ANTIFRICTION COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINUM ALLOYS WITH CERAMIC FILLERS

Kalashnikov I.E., Bolotova L.K., Kobeleva L.I., Kolmakov A.G., Katin I.V.

***Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS
Moscow, Russia, kalash2605@mail.ru***

Abstract: The results of research of wear resistance of composite materials based on aluminum alloy Ak12M2MgN reinforced with discrete particles of TiC and SiC in dry sliding friction are presented.

Keywords: Aluminum alloys, particle-reinforced composite materials, wear rate, friction coefficient, products of wear.

Дисперсно армированные композиционные материалы (КМ) на базе алюминиевых сплавов представляют интерес в качестве материалов триботехнического назначения. Это обусловлено их высокими удельными характеристиками и возможностью регулировать поведение в трибоконтакте за счет выбора систем легирования и состава наполнителей. Армирующие наполнители с резко отличной от матрицы твердостью, не только повышают износостойкость алюмоматричных КМ, но и существенно расширяют диапазон параметров трибонагружения [1-3].

Хорошие литейные свойства, возможность пластической и механической обработки, малый вес и низкая стоимость армирующих наполнителей обеспечивают перспективность и экономическую целесообразность применения таких материалов в машиностроении, особенно в подвижных сопряжениях механизмов и машин.

В работе исследовали трибологические свойства и продукты изнашивания КМ систем Al-SiC

и Al-TiC в сравнении с традиционным антифрикционным сплавом АК12М2МгН.

Образцы КМ изготавливали по литейной технологии методом механического замешивания наполнителей в матричный расплав [4]. В качестве матрицы применяли алюминиевый сплав АК12М2МгН (11–13 % Si, 1,5–3 % Cu, 0,3–0,6 % Mn, 0,85–1,35 % Mg, <0,5 % Zn, 0,05–1,2 % Ti, 0,3–1,3 % Ni, <0,8 % Fe, <0,2 % Cr, <0,1 % Sn, Al – остальное, ГОСТ 1583-93). Наполнителями служили частицы карбида кремния зеленого - SiC (ГОСТ 26327-84) размером 14 и 40 мкм и карбида титана – TiC размером 40 мкм, полученные химическим гидридно-кальциевым способом. Составы изготовленных образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Составы образцов КМ

№ обр	Добавки, вес.%	
	SiC (Ø, мкм)	TiC (40 мкм)
1*	-	-
2	5 (14)	-
3	-	5
4	10 (40)	-
5	-	10
* Матричный сплав АК12М2МгН		

Структура КМ характеризуется равномерным распределением частиц SiC и TiC в матрице (рисунок 1)..

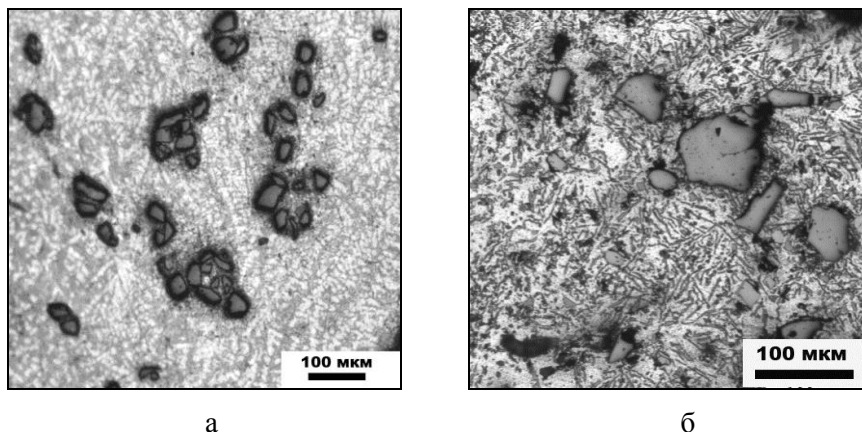


Рисунок 1 - Структура КМ: а - АК12М2МгН-10%SiC₍₄₀₎, б - АК12М2МгН-10%TiC₍₄₀₎.

Для оценки триботехнических свойств литых образцов из матричного сплава и КМ на его основе проводили испытания на трение и износ. Лабораторные испытания в условиях сухого трения скольжения осуществляли на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) по схеме торцевого нагружения: вращающаяся втулка (контртело из стали 40Х, HRC>45) по диску (КМ). Удельные нагрузки изменяли в пределах от 0,2 до 0,7 МПа при скорости скольжения 0,39 м/с. В процессе испытания регистрировали момент трения и изменение веса образцов Δm до и после испытания с точностью $\pm 0,5 \cdot 10^{-3}$ г. Определяли значения объемной интенсивности изнашивания (I_v) и коэффициента трения (f). Их величины рассчитывали по формулам:

$$I_v = \frac{\Delta m}{\rho \cdot L}; \quad f_{mp} = \frac{M}{R_{cp} \cdot F_n};$$

где: ρ – плотность образца, г/мм³;

L – путь трения, м;

M – момент трения, Н·м;

R_{cp} – средний радиус контртела, мм;

F_n – приложенная нагрузка, Н.

На рисунке 2 представлены результаты определения интенсивности изнашивания при сухом трении скольжения литых образцов из матричного сплава и дисперсно-наполненных КМ. Видно, что увеличение осевой нагрузки приводит к увеличению интенсивности изнашивания всех образцов. Максимальные значения интенсивности изнашивания имеют неармированные образцы из матричного сплава.

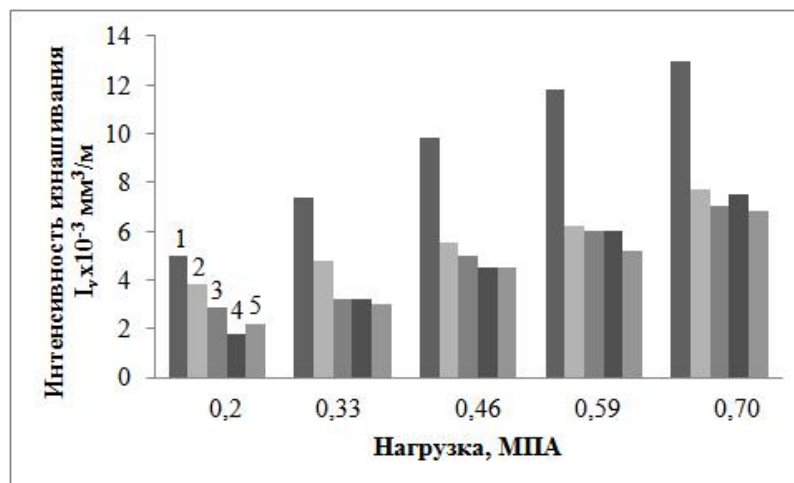


Рисунок 2 - Влияние доли и типа армирующей фазы на интенсивность изнашивания дисперсно наполненных КМ в зависимости от осевой нагрузки. Номера соответствуют образцам табл.1

Сравнение значений интенсивности изнашивания литых КМ в зависимости от типа наполнителя микронного размера (SiC или TiC) показывает, что минимальные значения этих параметров характерны для КМ, содержащих в качестве упрочнителя частицы TiC. Увеличение содержания армирующих наполнителей от 5 до 10 вес.% приводит к уменьшению значений интенсивности изнашивания во всем диапазоне трибонагружений. Большое количество армирующих частиц в КМ уменьшает долю матрицы на поверхности трения, а также снижает нагрузку на каждую отдельную частицу при выполнении ими роли поддерживающих элементов на контактной поверхности. Тем самым существенно расширяется диапазон допустимых параметров трибонагружения КМ.

Рис. 3 позволяет сравнить значения коэффициента трения образцов из КМ и матричного сплава в зависимости от приложенной нагрузки. Видно, что введение армирующих частиц в матричный сплав способствует снижению коэффициента трения независимо от приложенной осевой нагрузки. С увеличением удельной нагрузки наблюдается уменьшение коэффициента трения образцов КМ, что, вероятно, связано с формированием вторичных структур на стадии стабильного процесса трения. Заметное влияние на коэффициент трения КМ оказывает тип наполнителя. Образцы КМ, упрочненные частицами TiC, обладают меньшими значениями коэффициентов трения, чем образцы, армированные частицами SiC. Причиной этого могут быть более высокая твердость частиц TiC, а также большая прочность межфазной связи в КМ Al сплав - TiC по сравнению с КМ, армированными частицами SiC.

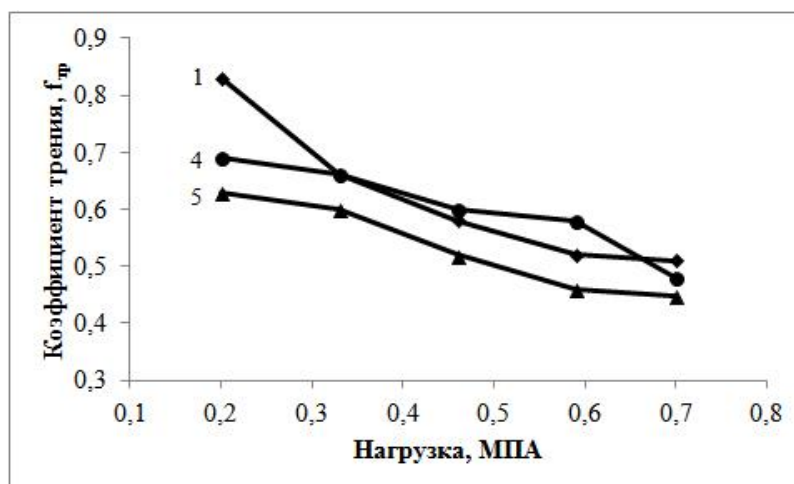


Рисунок 3 - Коэффициент трения сплава АК12М2МгН (1) и КМ на его основе в зависимости от нагрузки, номера образцов соответствуют таблице 1

При визуальном и микроскопическом анализе образцов после испытаний на сухое трение скольжение установлено, что уже на начальных этапах испытаний при малых нагрузках (0,2 МПа) на поверхности трения образцов в направлении скольжения под действием неровностей контртела формируются канавки пластического сдвига (рис. 4 а, б). Часть канавок и царапин, параллельных направлению скольжения, может появиться в результате действия твердых армирующих частиц, вы-

крашивающихся из матрицы. В КМ, где частицы наполнителя играют роль несущих опор, глубина канавок меньше по сравнению с неармированными образцами из матричного сплава, что, вероятно, вызвано защитной функцией армирующих частиц, препятствующих пластической деформации и уносу материала матрицы.

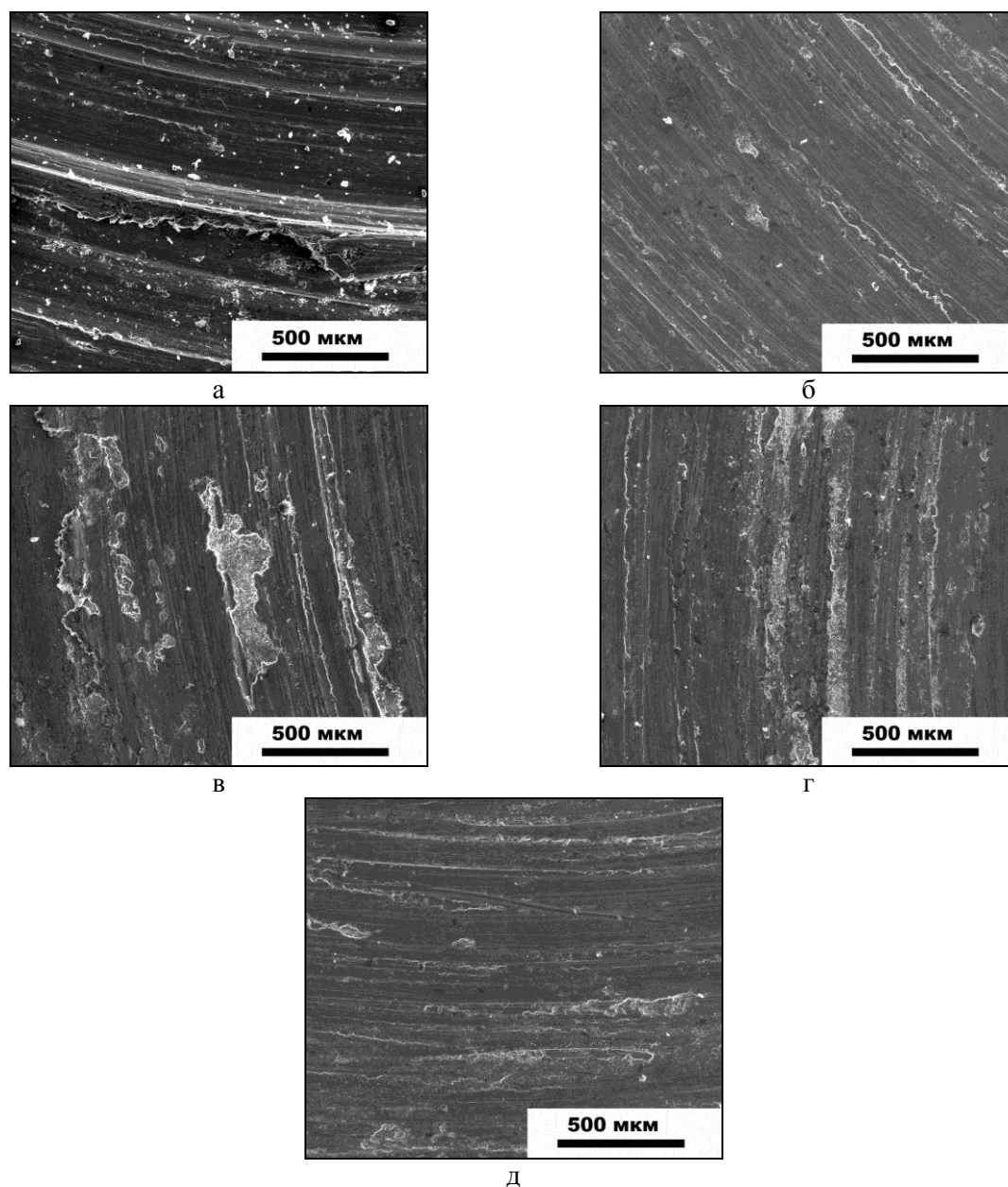


Рисунок 4 - Микрофотографии поверхностей трения после испытаний при нагрузках 0,2 МПа (а, б) и 0,7 МПа (в, г, д). Состав образцов: АК12М2МгН (а, в); АК12М2МгН-10%TiC₍₄₀₎(б, г); АК12М2МгН-10%SiC₍₄₀₎(д).

После испытаний при значениях удельной нагрузки 0,7 МПа вид поверхности трения образцов существенно изменяется. На поверхностях трения появляются очаги схватывания (рис. 4 в, г), что может быть связано с нарушением целостности переходного слоя и возникновением кратковременного режима схватывания из-за роста доли адгезионной составляющей в механизме изнашивания. Однако в присутствии керамических частиц очаги схватывания имеют меньшую площадь, чем на неармированных матричных образцах. При сравнении поверхностей трения КМ на основе сплава АК12М2МгН, упрочненных частицами TiC и SiC, существенных различий в рельефе поверхностей трения не выявлено (сравнить рис. 4, г и рис. 4, д).

На поверхности трения образцов КМ обнаружены частицы дебриса (продуктов изнашивания) в виде порошков равноосной формы со средним размером ~ 2 мкм (рис. 5, а). Такой тип дебриса характерен для окислительного механизма изнашивания. Именно на стадии установившегося изнашивания, происходящего преимущественно по окислительному механизму, в слое, прилегающем непо-

средственно к поверхности трения, в результате контактного взаимодействия образуется дисперсная механическая смесь из материала матричных сплавов, армирующих частиц, контртела и их оксидов. Этот граничный слой может быть определен как переходный, или «третье тело». Переходный слой препятствует прямому контакту трущихся поверхностей, тем самым защищает образец от разрушительного адгезионного изнашивания и способствует росту критических нагрузок, при которых наблюдается переход от режима слабого изнашивания к режиму интенсивного изнашивания.

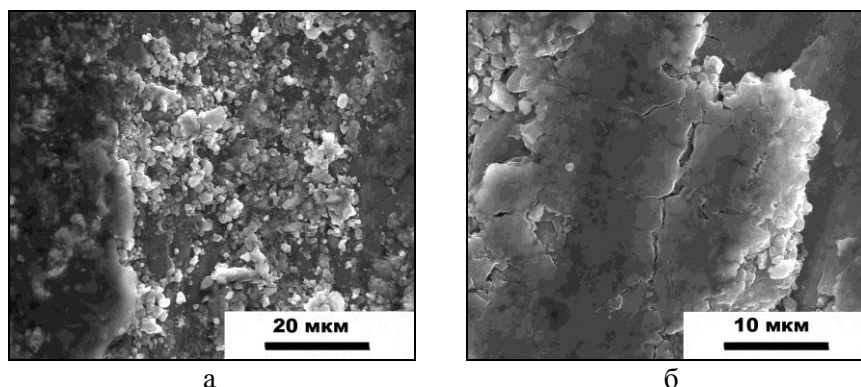


Рисунок 5 - Микрофотографии поверхностей трения КМ АК12М2МгН-ТiС после испытаний при нагрузке 0,7 МПа.

Гребни вдоль борозд пластической деформации и частицы дебриса пластинчатой формы часто содержат трещины (рис. 5, б). Такие трещины могут предшествовать отделению (деламинации) фрагментов поверхностного слоя при усталостном разрушении.

Изменение доли армирующих частиц в дисперсно-наполненных КМ также оказывает влияние на морфологию продуктов изнашивания и доминирующий механизм изнашивания. Повышение количества наполнителя с 5 мас.% до 10 мас.% приводит к увеличению доли мелких равноосных частиц, характерных для окислительного изнашивания, и уменьшению количества и среднего размера крупных частиц дебриса пластинчатой формы с 25-35 мкм до 10-15 мкм (рис. 6). Рваные края и шероховатость частиц дебриса свидетельствуют о возрастающей хрупкости КМ. Твердый керамический наполнитель препятствует пластической деформации, деламинации и уносу материала матрицы, расширяя диапазон стабильного трения.

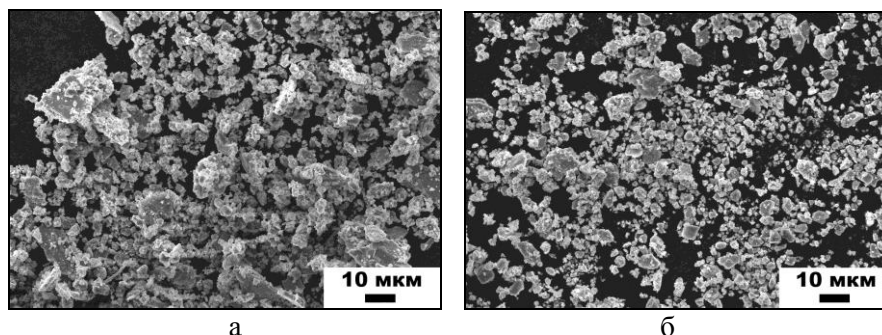


Рисунок 6 - Вид продуктов изнашивания КМ АК12М2МгН-5%ТiС₍₄₀₎ (а) и АК12М2МгН-10%ТiС₍₄₀₎ (б) в процессе сухого трения скольжения при удельной нагрузке 0,7 МПа.

Таким образом, анализ продуктов износа, определение износостойкости и коэффициентов трения алюмоматричных КМ показали, что дисперсно наполненные КМ на основе сплава алюминия АК12М2МгН, содержащие в качестве наполнителей частицы ТiС характеризуются лучшими триботехническими свойствами в исследуемом интервале трибонагружения.

Библиографический список

1. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства, Металлы, 2001, №6, с. 85-98.
2. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Лемешева Т.В., Дисперсно-наполненные композиционные материалы на базе антифрикционного силумина для узлов трения скольжения, Перспективные материалы, 2004, №3, с. 69-75.
3. Kryachek V.M. Friction composites: Traditions and new solutions (review). II. Composite materi-

als, Powder metallurgy and metal ceramics, 2005, №44, pp. 5-16.

4. Калашников И.Е., Чернышова Т.А., Мещеряков В.Н., Корж Т.В., Саватеева С.М., Получение КМ механическим замешиванием дисперсного наполнителя в расплав, Сб. "Технология" серия "Конструкции из композиционных материалов", 1993, вып. 2, с. 17-22.

УДК 546.261

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Квашина Т.С., Крутский Ю.Л., Чушенков В.И.

*Новосибирский государственный технический университет
г. Новосибирск, Россия, k.tatiana3105@gmail.com*

Аннотация: Исследован процесс получения высокодисперсного порошка карбида кремния комбинированием экзо- и эндотермических реакций (синтез из элементов и карботермическое восстановление) с использованием нановолокнистого углерода в качестве углеродного материала. Средний размер агрегировавших частиц составил 3,3-4,2 мкм. Содержание примесей незначительное.

Ключевые слова: карбид кремния, нановолокнистый углерод, ультравысокотемпературная керамика, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, карботермическое восстановление.

STUDY OF FINE DISPERSED SILICON CARBIDE POWDER SYNTHESIS BY MEANS OF COMBINED METHOD

Kvashina T.S., Krutskii Yu.L., Chushenkov V.I.

*¹Novosibirsk State Technical University
Novosibirsk, Russia, k.tatiana3105@gmail.com*

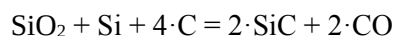
Abstract: The process of fine dispersed silicon carbide powder synthesis by means of combination of exo- and endothermal reactions (synthesis of elements and carbothermal reduction) with the use of carbon nanofibers (CNFs) was studied. The average size of aggregated particles is 3.3-4.2 microns. The content of impurities is insignificant.

Keywords: silicon carbide, carbon nanofibers, ultrahigh-temperature ceramics, self-propagating high-temperature synthesis, carbothermal reduction.

Неметаллические тугоплавкие соединения обладают такими свойствами, как высокая температура плавления, твердость, химическая инертность, благодаря чему они широко применяются в качестве основы конструкционных, полупроводниковых, жаропрочных и абразивных материалов. Одним из наиболее важных представителей соединений данного класса является карбид кремния. Наиболее перспективным направлением применения карбида кремния является ультравысокотемпературная керамика, использующаяся в таких областях как авиация, космонавтика и энергетика [1].

Основными способами получения карбида кремния считаются карботермическое восстановление, проходящее с поглощением теплоты при температурах выше 2000 °С, и синтез из элементов, который можно охарактеризовать как самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). В данной работе исследуется возможность объединения двух этих технологий с целью получения высокотемпературной модификации карбида кремния при более низких температурах.

Шихта готовилась в соответствии со стехиометрией обеих реакций и далее смешивалась в соотношениях карботермическое восстановление : синтез из элементов 0,25:0,75 (метод № 1); 0,5:0,5 (метод № 2); 0,75:0,25 (метод № 3). Суммарное уравнение химической реакции комбинированного метода синтеза карбида кремния в общем виде:



В качестве углеродного материала для синтеза карбида кремния был выбран нановолокнистый углерод, характеризующийся высоким значением удельной поверхности (~150 м²/г) [2]. Ранее нановолокнистый углерод для получения карбида кремния не использовался.

Процесс синтеза проводился в индукционной печи тигельного типа в среде аргона. Было ре-

шено провести эксперименты с разными температурами синтеза: 1600 °С (образцы SiC-1-16, SiC-2-16 и SiC-3-16) и 1800 °С (образцы SiC-1-18, SiC-2-18 и SiC-3-18). Продолжительность каждого синтеза составила около 20 минут. Полнота прохождения процесса, протекающего с участием газовых компонентов, определялась по убыли массы. Полученные значения незначительно превышают теоретические, что, возможно, свидетельствует об улетучивании монооксида кремния из реакционной зоны в процессе синтеза.

Полученные образцы были изучены методами рентгенофазового анализа, энергодисперсионного анализа, сканирующей электронной микроскопии, седиментационного анализа, синхронного термического анализа.

Результаты рентгенофазового анализа полученных образцов (рисунок 1), проведённого на дифрактометре ДРОН–3 с использованием $\text{CuK}\alpha$ излучения (длина волны $\lambda=1,54 \text{ \AA}$) показали, что во всех случаях был получен карбид кремния высокотемпературной модификации ($\alpha\text{-SiC}$). Следует отметить, что образец полученный по 3 методу при температуре 1800 °С, содержал непрореагировавший диоксид кремния, что подтверждают результаты энергодисперсионного анализа приведённые в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты энергодисперсионного анализа

Элемент	SiC-1-16		SiC-1-18		SiC-2-16		SiC-2-18		SiC-3-16		SiC-3-18	
	вес. %	атом. %	вес. %	атом. %	вес. %	атом. %	вес. %	атом. %	вес. %	атом. %	вес. %	атом. %
C	31,2	51,0	31,8	51,6	30,0	50,4	31,7	52,7	38,0	57,3	37,7	56,4
O	2,8	3,4	2,9	3,6	1,7	2,2	0,0	0,0	7,2	8,1	9,2	10,3
Si	63,8	44,5	63,2	43,9	63,4	45,4	64,5	45,8	51,5	33,2	50,1	32,1
металлы катализатора	2,2	1,1	2,1	0,9	4,9	2,0	3,8	1,5	3,3	1,4	3,0	1,2

Энергодисперсионный анализ образцов показал, что почти во всех образцах осталось небольшое количество непрореагировавшего диоксида кремния. Исключением является образец SiC-2-18, полученный по второму методу при температуре 1800 °С. Также почти у всех образцов атомное соотношение углерода и кремния близко к желаемому, т.е. 1:1. Однако в каждом образце, по-видимому, осталось небольшое количество непрореагировавшего углерода.

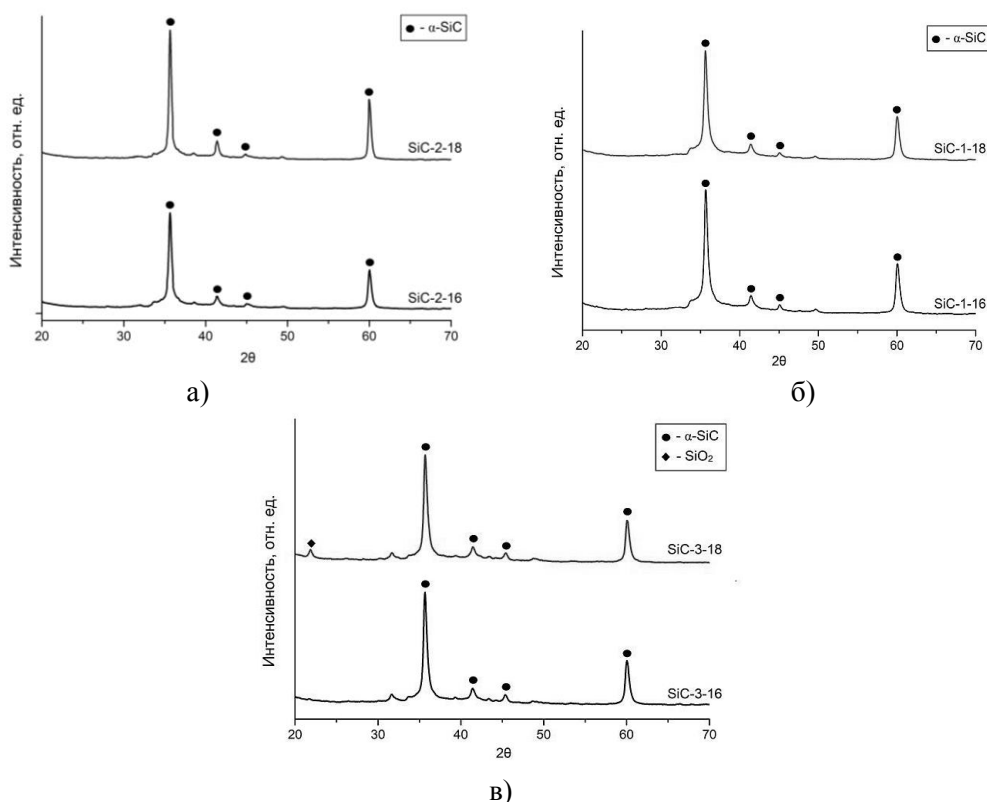


Рисунок 1 - Результаты рентгенофазового анализа: а – образец, полученный по методу №1; б - образец, полученный по методу №2; в - образец, полученный по методу № 3

Морфология и размер частиц были определены на сканирующем электронном микроскопе S – 3400N производства фирмы «Hitachi» с приставкой для энергодисперсионного анализа. Согласно результатам сканирующей электронной микроскопии, представленным на рисунке 2, частицы карбида кремния, полученного при комбинировании методов, агрегированы, имеют ровные края, что свидетельствует о том, что они были синтезированы по химическим реакциям. Размеры частиц варьируются примерно от 0,4 до 20 мкм в зависимости от температуры процесса.

Характерной чертой полученных порошкообразных материалов является широкое распределение частиц по размерам и склонность к агрегации. Для определения среднего размера частиц/агрегатов полученных образцов были проведены расчёты по методике [3] с использованием результатов седиментационного анализа. Средний размер частиц полученных образцов варьируется от 3,3 до 4,2 мкм.

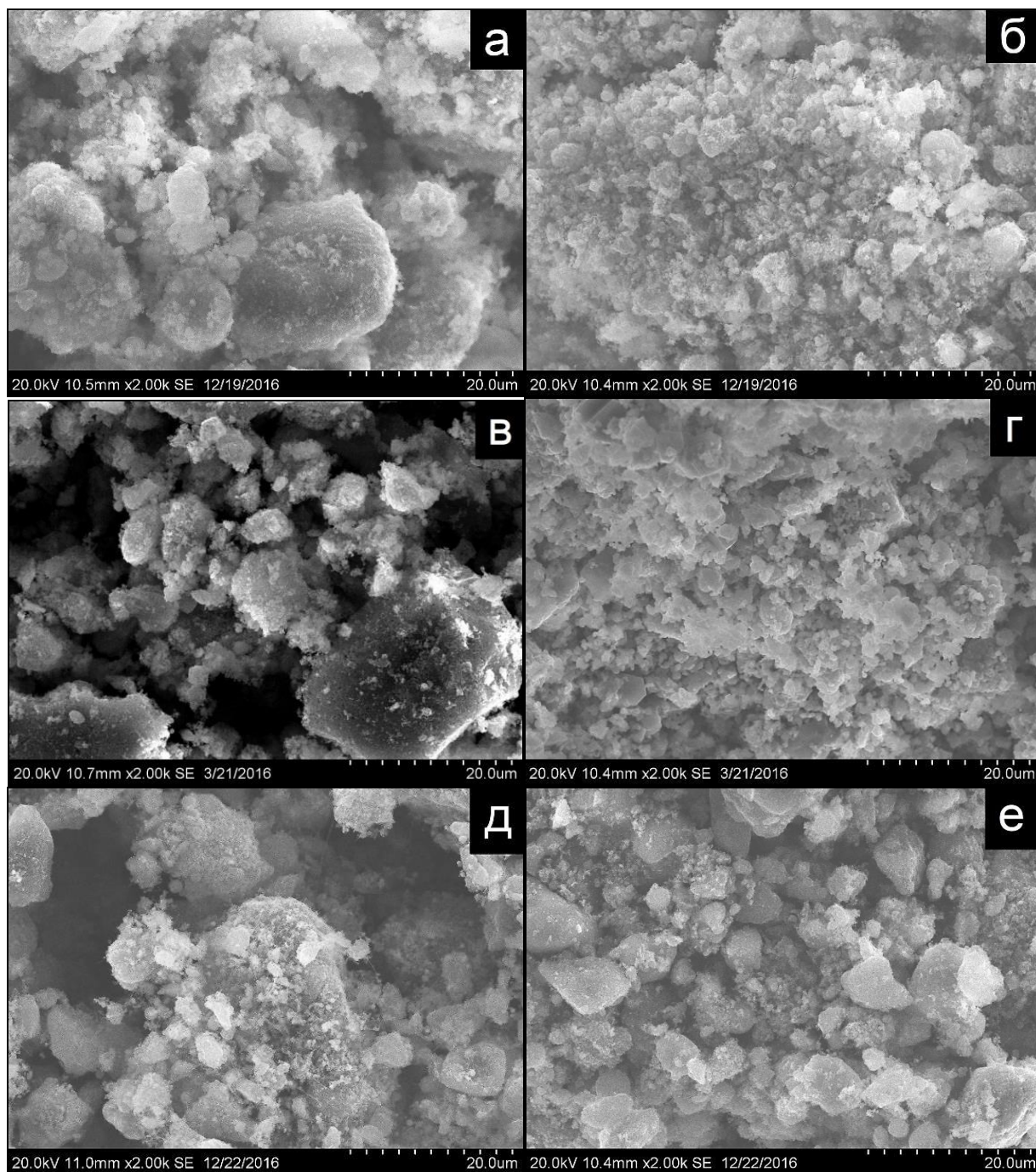


Рисунок 2 - Результаты сканирующей электронной микроскопии:
а - SiC-1-16; б – SiC-1-18; в - SiC-2-16; г – SiC-2-18; д - SiC-3-16; е – SiC-3-18

Результаты рентгенофазового и энергодисперсионного анализов показали, что лучшие ре-

зультаты были достигнуты с образцами, полученными по второму методу (0,5:0,5). Поэтому с ними были проведены дополнительные испытания на приборе для синхронного термического анализа NETZSCH STA 449 C Jupiter. Нагрев проводился до температуры 1000°C. Полученные кривые термогравиметрического анализа и дифференциально-сканирующей калориметрии приведены на рисунке 3. Результаты показали, что образец SiC-2-18 содержит примерно 2,8 % углерода, который окисляется в промежутке температур 500-700 °С, что подтверждается экзо-пиком на кривой дифференциально-сканирующей калориметрии. Также у обоих образцов происходит незначительное увеличение массы, что свидетельствует о том, что в них присутствует компонент, способный окисляться при этих температурах (скорее всего кремний).

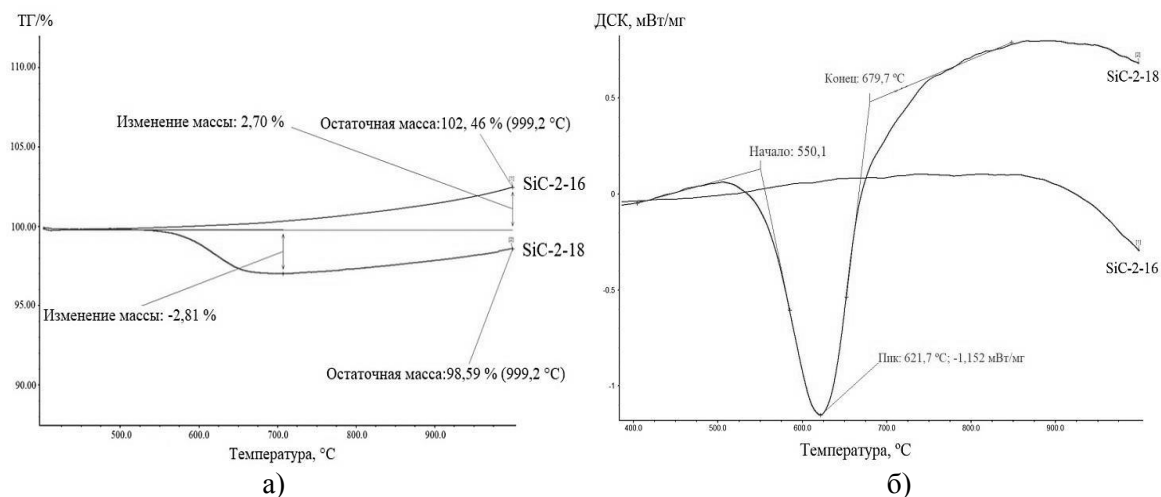


Рисунок 3 – Результаты синхронного термического анализа: а – кривые термогравиметрического анализа; б – кривые дифференциально-сканирующей калориметрии

Таким образом можно отметить, что комбинирование экзо- и эндотермических реакций с целью снижения температуры синтеза карбида кремния является эффективным.

На основе проведенных исследований оформлена заявка на изобретение «Способ получения карбида кремния».

Библиографический список

1. Григорьев О. Н. Керамика и керметы на основе бескислородных тугоплавких соединений. Порошковая металлургия. 2012, №11/12, 100-116.
2. Соловьев Е.А. Получение водорода и нановолокнистого углерода селективным каталитическим пиролизом легких углеводородов. Дис. канд. хим. наук - М., 2008.
3. Blott S. J., Pye K. Gradistat: a grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments // Earth Surf. Process. Landforms. 2001. №26. P. 1237 – 1248.

УДК 546.261

ВЛИЯНИЕ ИНГИБИРУЮЩИХ ДОБАВОК ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Крутский Ю.Л., Веселов С.В., Тюрин А.Г., Черкасова Н.Ю., Кузьмин Р.И., Чушенков В.И., Воробьев Р.С., Квашина Т.С.

Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, j_krutskaa@rambler.ru

Аннотация: В данной работе было проведено исследование влияние ингибирующих добавок высокодисперсных карбидов ванадия и хрома на структуру и свойства твердого сплава ВК6. Установлено, что правильно подобранное количество добавок (до 1,5 % масс.) позволяют существенно уменьшить размер зерен (от 1,93 до 1,53 мкм) упрочняющей фазы.

Ключевые слова: твердые сплавы, карбид ванадия, карбид хрома, ингибирование, горячее прессование, спекающая добавка, прочность на изгиб, прочность на сжатие, микротвердость

INFLUENCE OF INHIBITING ADDITIVES OF REFRACTORY CARBIDES ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF SOLID ALLOYS

Krutskii Yu.L., Veselov S.V., Tyurin A.G., Cherkasova N.Yu., Kuzmin R.I.,
Chushenkov V.I., Vorobiev R.S., Kvashina T.S.

*Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russia, j_krutskii@rambler.ru*

Abstract: *In this paper, the effect of inhibiting additives of highly dispersed vanadium and chromium carbides on the structure and properties of the VC6 hard alloy was studied. It has been established that a correctly selected amount of additives (up to 1.5% by weight) can significantly reduce the grain size (from 1.93 to 1.53 μm) of the strengthening phase.*

Keywords: *boron carbide, chromium carbide, hot pressing, sintering additive, bending strength, compressive strength, microhardness*

Соединения металлов с углеродом – карбиды – представляют собой очень важный и обширный класс неорганических соединений, они отличаются высокими механическими и физико-химическими характеристиками. Не исключением является и карбид вольфрама WC, а также сплавы с кобальтом типа WC-Co на его основе. Твердость карбида вольфрама достаточно стабильна и сравнительно мало по сравнению с другими карбидами уменьшается при повышении температуры до ~ 1000 °C. Кроме того, по сравнению с карбидами других переходных металлов карбид вольфрама имеет более высокий модуль упругости Юнга (~ 700 ГПа) и меньший коэффициент термического расширения ($5,5 \cdot 10^{-6}$ K⁻¹). Именно совокупность указанных свойств и их температурная стабильность обусловили применение карбида WC как основы для производства твердых сплавов, предназначенных для металлообработки и бурильных работ. Важнейшей операцией традиционной технологии получения твердых сплавов является спекание изделия, спрессованного из порошковой смеси с добавкой пластификатора. Средний размер зерен карбидной фазы после спекания заметно увеличивается по сравнению с размером зерен исходного порошка WC. Поскольку мелкозернистые сплавы обладают повышенными эксплуатационными свойствами, то использование для спекания мелкозернистой смеси позволяет получать сплавы более высокого качества. Замедление роста зерен карбидной фазы в сплавах WC-Co достигается введением легирующих добавок других карбидов. Использование ингибиторов роста зерен широко применяется в промышленности для спекания тонкозернистых твердых сплавов WC-Co. По относительной эффективности ингибиторов их можно расположить в следующем порядке: VC > Cr₃C₂ > NbC > TaC [1].

Соответственно, наилучшим образом на рост зерен влияют карбид ванадия VC и карбид хрома Cr₃C₂. Стоит также заметить, что в работе [2] утверждается, что при использовании VC в комбинации с другими добавками контроль роста наиболее эффективен, так как, несмотря на наилучшую способность к ингибированию роста зерен и значительному увеличению твердости твердых сплавов, конечный продукт немного теряет в прочности и трещиностойкости. В исходную шихту добавляется незначительное количество легирующих добавок (0,5-1,0 % масс.), но этого достаточно, чтобы в значительной степени увеличить характеристики твердых сплавов системы WC-Co. Уменьшение роста зерен карбида вольфрама объясняется тем что, карбид VC либо другие легирующие добавки сегрегируют на поверхности кристаллов WC, снижая растворимость WC в Co в 2-4 раза [3], сдерживая процесс коалесценции и образования агломератов при спекании [4]. Данное направление по снижению роста зерен твердосплавной керамики WC-Co является наиболее перспективным. Следует отметить, что в данных работах легирующие добавки использовались в нанодисперсном состоянии. Сведения о применении для этой цели ингибирующих добавок с микронными размерами частиц практически отсутствуют. Целью данной работы явилось исследование влияния ингибиторов роста зерен карбида вольфрама (карбидов ванадия и хрома) на структуру и свойства спеченных твердых сплавов.

Карбиды ванадия (VC_{0,88}) и хрома (Cr₃C₂) были синтезированы карботермическим методом по реакциям:



Особенностью этих процессов синтеза было использование нового вида углеродного материала – нановолокнистого углерода (НВУ). НВУ состоит из гранул размером 4-8 мм, образованных плотно переплетенными нанонитями диаметром 30-100 нм. НВУ достаточно чист: находящиеся в нем примеси представляют собой остатки исходного катализатора (90 % Ni/10 % Al₂O₃); их содержа-

ние не превышает 1 % масс. [5]. Для проведения синтеза гранулы НВУ растирались в агатовой ступке и просеивались через сито 100 мкм. Удельная поверхность измельченного НВУ достаточно развита и находится на уровне 150 000 м²/кг, т.е. существенно выше, чем у ламповой сажи (~ 50 000 м²/кг) [5, 6]. Другим реагентом служил оксид ванадия V₂O₅ (ТУ 6-09-02-390-85, чистота 99 % масс., средний размер частиц 0,92 мкм). Все исходные реагенты перед проведением экспериментов высушивались в печи при 100 °С для удаления влаги.

Синтез вышеуказанных карбидов осуществлялся в индукционной печи тигельного типа в среде инертного газа (аргона) – для предотвращения нежелательного азотирования продуктов реакции. Исходные реагенты дозировались в соответствии со стехиометрией для протекания реакций (1) и (2). Смешение осуществлялось протиранием через сито 100 мкм. Однофазные продукты были получены при времени выдержки в обоих случаях 20 минут и температурах, °С: 1500 (карбид ванадия) и 1300 (карбид хрома). Содержание примесей в полученных материалах не превышает 2 % масс. [7, 8].

Эти карбиды использовались в качестве легирующей добавки при изготовлении изделий из сплава ВК6. Для определения средних размеров частиц этих порошков, диапазонов дисперсности, стандартных отклонений и показателей асимметричности гистограмм был выполнен седиментационный анализ на установке MicroSizer 201. Результаты этого анализа (гистограммы) приведены на рисунке 1.

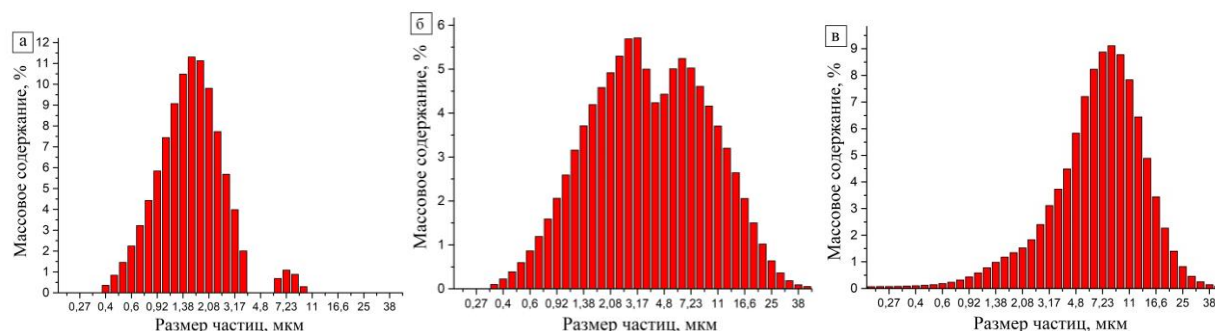


Рисунок 1 – Распределение частиц по размерам (гистограммы) образцов сплава ВК6 (а), карбида ванадия (б) и карбида хрома (в).

Указанные выше величины определены «геометрическим» способом по методике, приведенной в [9]. Полученные данные приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты седиментационного анализа

Образец	Средний размер частиц, мкм	Стандартное отклонение	Степень асимметричности
ВК6	1,68	1,71	0,03
Карбид ванадия	4,07	2,50	-0,01
Карбид хрома	7,10	2,10	-0,18

Величина стандартного отклонения для порошка сплава ВК6 является доказательством того, что его частицы «умеренно отсортированы», то есть имеют относительно широкий фракционный состав. Величины стандартных отклонений порошков карбидов свидетельствуют о широком диапазоне распределения частиц по размерам (они «плохо отсортированы» или полидисперсны). Сравнительно невысокие значения показателей асимметричности – доказательство симметричности гистограмм.

На начальном этапе работы с порошковыми смесями подготавливались суспензии на основе этилового спирта. Содержание порошка в смеси составляло 60 % масс. Также в суспензию порошка ВК6 были введены ингибиторы роста зерен – карбиды ванадия и хрома в массовом отношении 1:1. Содержание их по отношению к порошку ВК6 составляло, % масс.: 0,30 (0,15 + 0,15); 0,60 (0,30 + 0,30); 0,90 (0,45 + 0,45); 1,20 (0,60 + 0,60) и 1,50 (0,75 + 0,75). Деагломерацию твердосплавных смесей ВК6 и осуществление равномерного распределения ингибиторов в суспензиях ВК6 производили путем ультразвукового воздействия с применением генератора мощностью 2 кВт в течение 30 секунд. На следующем этапе производилось гранулирование – для улучшения качества (повышения плотности) прессовок. Для обеспечения прочности прессовок в суспензии вводили связующую добавку – (поливинилацетат ПВА100) в количестве 2 % масс. от массы порошка. Сушку суспензии проводили при температуре 110 °С в течение 24 часов. Окончательную подготовку пресс-порошка производили на виброситах *Fritsch Analysette 3*. Гранулы с размерами 100-250 мкм использовали для формования. Формование пресс-порошка проводилось путем одноосного прессования при усилии 150 МПа на

универсальной электромеханической испытательной машине «Instron 3369» (Великобритания). Для формования пресс-порошка использовалась металлическая пресс-форма. Подготовленные прессовки имели размеры 5х5х40 мм. Спекание проводилось в вакуумной электропечи сопротивления типа СГВ-2.4.2/15 ИЗ. Жидкофазное спекание проводилось в вакууме не хуже $2 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст. при температуре 1380 °С с выдержкой в течение 40 минут. Скорость нагрева составляла 5 °С/мин., а охлаждение производили вместе с печью.

Методики изучения некоторых характеристик спеченных образцов

Определение плотности спеченных заготовок производили методом гидростатического взвешивания (метод Архимеда) по ГОСТ 20018-74. Основной характеристикой механических свойств металлокерамики является прочность при изгибе. С использованием универсальной электромеханической испытательной машины «Instron 3369» были проведены испытания по схеме трехточечного изгиба. Твердость по Виккерсу определялась по ГОСТ 25172-82 на твердомере 402MVD при нагрузке 200 грамм. Приготовление твердосплавного шлифа включало в себя следующие этапы: отрезка образцов на станке «Discotom-65» (Struers A/S); заливка образцов на прессе SimpliMet; шлифование полученного шлифа на шлифовально-полировальной установке «Buehler, Ltd» на наждачном круге с целью выравнивания поверхности; шлифование на ручном станке на алмазных пастах дисперсностью 60/40, 28/20, 14/10 и 1/0 в течение 10 минут на каждой пасте. Травление производили в свежеприготовленной смеси равных объемов 20% растворов железосинеродистого калия $K_3[Fe(CN)_6]$ и гидроксида калия КОН или натрия NaOH в течение 5 минут. После приготовления образцов их микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50. Исследования проводились при увеличениях 10, 50, 100х.

Для сопоставления аналогичным исследованиям подвергался спеченный образец из одного только сплава ВК6 (без легирующих добавок).

Анализ структуры и свойств твердого сплава марки ВК6 с различным содержанием добавки смеси карбидов ванадия и хрома

В таблице 2 показаны результаты исследований всех серий экспериментальных и сравнительного образцов из одного только сплава ВК6 и сплава ВК6 с ингибирующими добавками. Экспериментально установлено, что для материалов, содержащих карбиды ванадия и хрома, уровень зафиксированных значений твердости и прочности ниже, чем у материала сравнения ВК6. В то же время добавки карбидов ванадия и хрома существенно способствуют измельчению микроструктуры и таким образом выполняют свое назначение в качестве ингибиторов роста зерен. Падение механических (прочности, твердости) и физических характеристик (плотности) для всех исследуемых экспериментальных серий связано с увеличением объемной доли дефектов. При этом характерным дефектом, оказывающим большее влияние на прочность, являются клиновидные несплошности.

Таблица 2 – Физико-механические свойства и характеристики микроструктуры твердого сплава ВК6 с различным содержанием легирующих добавок

Марка сплава	Относительная плотность спеченного образца, %	Твердость, HV	Предел прочности при поперечном изгибе, МПа	Размер зерна, мкм
ВК6	99,76	1810	760	1,93
ВК6 + 0,15% VC + 0,15 Cr ₃ C ₂	83,65	1330	-	1,93
ВК6 + 0,3 % VC + 0,3 % Cr ₃ C ₂	94,36	1510	-	1,91
ВК6 + 0,45% VC + 0,45 Cr ₃ C ₂	86,23	1510	562	1,76
ВК6 + 0,6 % VC + 0,6 % Cr ₃ C ₂	84,79	1380	-	1,64
ВК6 + 0,75% VC + 0,75 % Cr ₃ C ₂	89,04	1070	400	1,53

Анализ изменения размеров зерен карбидной фазы показал эффективность применения смеси карбидов ванадия и хрома в качестве ингибиторов роста зерна. С увеличением их содержания размер упрочняющей фазы снижается с 1,93 мкм до 1,53 мкм. При этом максимальное изменение размера зерен зафиксировано у материала, содержащего 1,5 % масс. добавок. Вместе с тем исследования нетравленной поверхности всех серий образцов показало наличие большой доли макродефектов (рисунок 2). Для образца (ВК6 + 0,75% VC + 0,75% Cr₃C₂) характер поверхности аналогичен предыдущим.

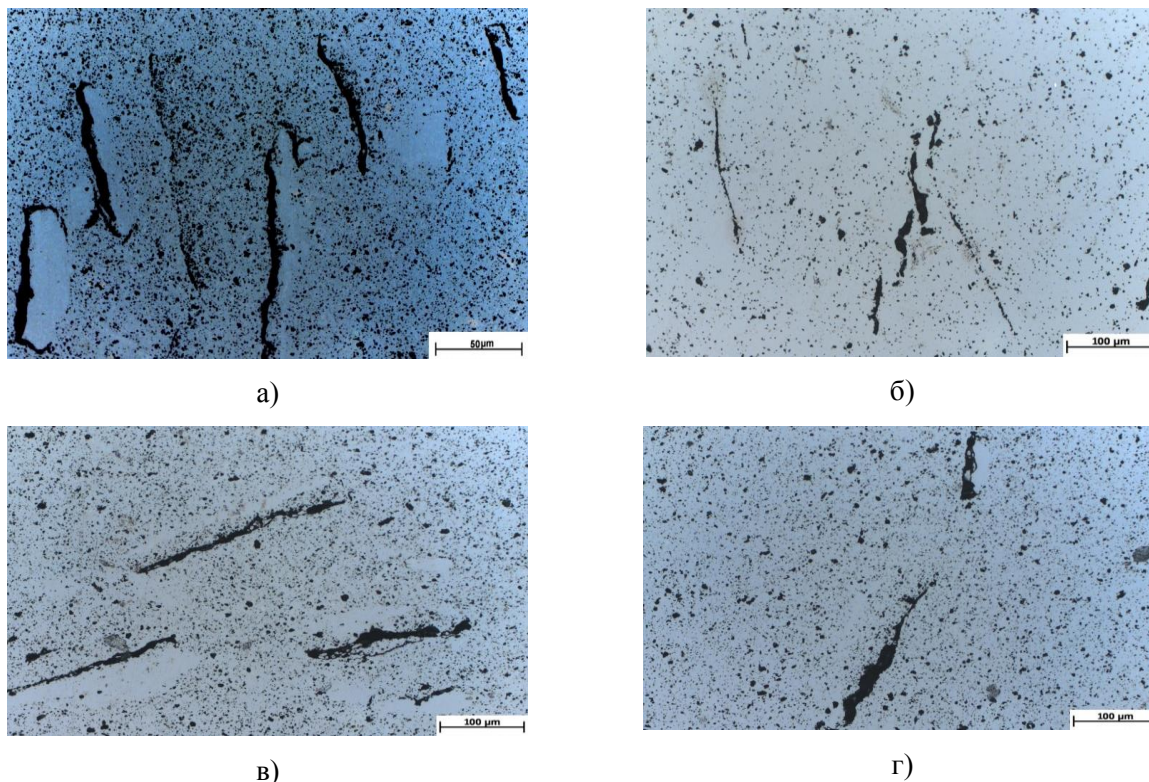


Рисунок 2 – Структура ВК6: а - 0,15% VC + 0,15% Cr₃C₂; б) - ВК6 + 0,3% VC + 0,3% Cr₃C₂; в) - ВК6 + 0,45% VC + 0,45% Cr₃C₂; г) - ВК6 + 0,6% VC + 0,6% Cr₃C₂.

Характер морфологии крупных дефектов указывает на то, что они сформировались на стадии прессования экспериментальных образцов. Зависимость микротвердости образцов от содержания модифицирующей добавки носит немонотонный характер, с экстремумом при содержании карбидов ванадия и хрома от 0,6 до 0,9 % (1510 HV).

Определение прочностных свойств материалов оказалось возможным только для образцов 4 и 6 серии, предел прочности на изгиб составил 562 и 400 МПа соответственно. С одной стороны, согласно соотношению Холла-Петча, измельчение карбидной фазы должно способствовать повышению как прочности, так и твердости материала. Однако на механические и физические свойства хрупких материалов, полученных методами порошковой металлургии, в большей степени оказывает влияние качество технологических операций. Сформированная на этапе прессования дефектная структура исследуемых образцов определила и конечные свойства спеченных материалов.

При использовании в качестве легирующей добавки карбида ванадия были получены аналогичные результаты.

Выводы: Полученные результаты характеристик микроструктуры спеченных образцов свидетельствуют об эффективности применения высокодисперсных карбидов ванадия и хрома в качестве добавок, ингибирующих рост зерен карбида вольфрама. Наблюдается линейное снижение размеров зерен при увеличении содержания легирующих добавок. Минимальный размер основной карбидной фазы (1,53 мкм) зафиксирован у материала с 1,5 % масс. смеси карбидов ванадия и хрома.

Низкие показатели механических свойств (прочность, твердость) исследуемых материалов свидетельствуют о высокой дефектности образцов. Следует отметить, что высокая дефектность образцов, вызванная режимами подготовки материалов, не позволяет провести корректную оценку влияния карбидов хрома и ванадия на механические и физические свойства материалов. Дальнейшие исследования в этой области следует направить на оптимизацию режимов подготовки материалов с ингибирующими добавками карбидов переходных металлов.

Библиографический список

1. Курлов А.С. Физика и химия карбидов вольфрама / А.С. Курлов, А.И. Гусев. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 272 с.
2. Morton C.V. The temperature ranges of maximum effectiveness of grain growth inhibitors in WC alloys / C.W. Morton, D.J. Wills, K. Stjernberg // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2005. – V. 23. – P. 287–293.
3. Dai-hong X. Effect of VC and NbC additions on microstructure and properties of ultrafine WC-

10Co cemented carbides/ X. Dai-hong, H. Yue-hui, L. Wei-hong, S. Min // Transactions of Nonferrous Metals Society of China.– 2019.– V. 19. – P. 1096–1105.

4. Fang Z. Synthesis, sintering, and mechanical properties of nanocrystalline cemented tungsten carbide - a review / Z. Fang, Z. Zak, W. Xu, R. Taegong, K. Hwang, K. Sup, H.Y. Sohn // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – V. 27. – No 2. – P. 288–299.

5. Kuvshinov G.G. Mechanism of porous filamentous carbon granule formation on catalytic hydrocarbon decomposition / G.G. Kuvshinov, Yu.L. Mogilnykh, D.G. Kuvshinov, D.Yu. Yermakov, M.A. Yermakova, A.N. Salanov, N.A. Rudina// Carbon. – 1999. – V. 37. – P. 1239–1246.

6. Шумилова Р.Г. Полупромышленное производство карбида ванадия / Р.Г. Шумилова, Т.Я. Косолапова // Порошковая металлургия. – 1968. – № 11. – С. 83–88.

7. Патент № 2599757 Российская Федерация. Способ получения карбида ванадия / Ю.Л. Крутский, К.Д. Дюкова, А.Г. Баннов, П.Б. Курмашов, В.В. Соколов, А.Ю. Пичугин, Ю.А. Вязьмина. Заявитель НГТУ. – № 2014118821/05, заявл. 08.05.2014, опубл. 10.10.2016. Бюл. № 28.

8. 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 Покртия. – 2014. – № 3. – С. 3–8.

9. Blott S.J. Gradstat: 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 538.911

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КЛАСТЕРНОГО ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФАЗЫ Ni₃Al ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ni И Al

Джес А.В.¹, Носков Ф.М.², Квеглис Л.И.², Казначеева А.М.³

¹ *Восточно-Казахстанский государственный
технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан, alexjess@mail.ru*

² *Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, Россия*

³ *Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан*

Аннотация: В работе рассматриваются процессы структурообразования в порошках Ni и Al, а также сплава NiAl, подвергнутых ударной нагрузке. Показана возможность существования фазы с ГЦК-решеткой в никелиде алюминия. Обнаружено, что межплоскостные расстояния ОЦК110, ГЦК111 и атомно-упорядоченной фазы Ni₃Al имеют близкие значения, что свидетельствует о возможности их взаимного полиморфного превращения. С позиции кластерной самоорганизации предложена схема из B2 (ОЦК) в структуру Ni₃Al' (ГЦК) через промежуточную фазу с неупорядоченной ГЦК-решеткой.

Ключевые слова: никелиды алюминия, пластическая деформация, атомное упорядочение, дифракция, кристаллические структуры, кластеры.

USING OF CLUSTER MODELLING FOR Ni₃Al PHASE PRODUCTION DURING Ni AND Al POWDERS SINTERING

Jes A.V.¹, Noskov F.M.², Kveglis L.I.², Kaznacheeva A.M.³

¹ *D. Serikbayev East Kazakhstan State Technical University,
Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, alexjess@mail.ru*

² *Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russian Federation*

³ *S. Amanzholov East Kazakhstan State University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan*

Abstract: The work deals with the processes of structure formation in fine powders of nickel and aluminum and also of NiAl alloy subjected to impact loading. Showed the possibility of a phase with afcc lat-

tice in aluminum nickelide. It is found that the interplanar distances of bcc110, fcc111, and the atomic-ordered phase of Ni₃Al have close values, which indicates the possibility of their mutual polymorphic transformation. From the position of cluster self-organization, a scheme was proposed from B2 (bcc) to the Ni₃Al' (FCC) structure through an intermediate phase with a disordered fcc lattice.

Key words: *aluminum nickelides, plastic deformation, atomic ordering, diffraction, crystal structures, clusters.*

В создании металлических нанокompозитов, в том числе и многослойных структур, как материалов с управляемыми свойствами, одной из фундаментальных задач является исследование структурно-фазовых превращений при высокоэнергетических воздействиях - в полях механических напряжений и температур. Композитные слоистые материалы на основе никеля и алюминия имеют возможность заменить жаропрочные никелевые сплавы в изделиях из конструкционных материалов, работающих в условиях усталости и динамических нагрузок при высоких температурах.

Анализ литературных данных позволяет сделать вывод о том, что наиболее перспективными высокотемпературными материалами являются алюминиды никеля Ni₃Al и NiAl [1, 2]. Потенциальными областями применения сплавов на их основе могут быть как высокотемпературные детали авиационных ГТД, так и высокотемпературный крепеж, узлы литейных инжекторных установок, насосов, штампов, оснастка для литья алюминия, подшипники, нагревательные элементы и др. [2, 3].

Интерметаллиды Ni-Al (структурный тип B2) и твердые растворы на их основе были объектами многочисленных исследований, неоднократно исследовались электрические, магнитные, оптические свойства NiAl. На β -сплавах Ni-Al выполнены также классические исследования предпереходного состояния кристаллической решетки, исследовано влияние структурных вакансий и примесных атомов на прочность (твердость) сплавов с решеткой B2. Важным направлением представляется исследование конкуренции и взаимного влияния параллельно протекающих процессов (упорядочение и распад β -твердого раствора; упорядочение и микрорасслоение; упорядочение и мартенситное превращение) и разработка на основе выявленных закономерностей методов регулирования процессами сложного атомного упорядочения с целью повышения структурной стабильности и механических свойств жаростойких сплавов на основе β -фазы системы Ni-Al.

Главным недостатком алюминидов никеля является их повышенная хрупкость при комнатной температуре [3]. Положительно сказывается на пластичности измельчение зерна β -сплавов. [4] Согласно диаграмме состояния, [5] в системе никель-алюминий Фаза β -NiAl находится в равновесии с фазой γ' -Ni₃Al при температуре ниже 1395 °C и с фазой δ -Ni₂Al₃ при 1133 C. Характерным признаком сплавов системы Ni-Al является высокая энергия упорядочения: 0,76 эВ на связь. [6] Интерметаллид NiAl и твердые растворы замещения на его основе обладают высокой степенью дальнего порядка, сохраняющейся во всей температурно-концентрационной области их существования вплоть до температуры плавления [6].

Традиционно пластичность и прочность твердых тел рассматривалась с позиций одноуровневого подхода. Механика сплошной среды описывает деформируемое твердое тело на макромасштабном уровне. Физика пластичности и прочности описывает процесс деформирования как поведение дефектов кристаллического строения в трансляционно-инвариантном кристалле на микромасштабном уровне. Оба этих подхода в базовых принципах сохраняют аппарат линейной механики Ньютона.

В последние десятилетия появился новый взгляд на процессы деформации – физическая мезомеханика [7] активно развиваемый В.Е. Паниным и его школой. В нем деформируемое твердое тело рассматривается как многоуровневая иерархически организованная система. При этом большое внимание уделяется проблеме нелинейности поведения твердого тела при пластической деформации, так как она не может быть решена в рамках неизменной структуры трансляционно-инвариантного кристалла [7].

В рамках подходов физической мезомеханики было показано, что любая деформация связана с локальной кривизной исходного кристалла. Именно кривизна, формируя нелинейность в локальной области, приводит к структурной трансформации. Поэтому проблема нелинейности напрямую связана с возникновением зон локальной кривизны на различных масштабных уровнях и именно нелинейность формирует соответствующие механизмы локальных структурных трансформаций [7].

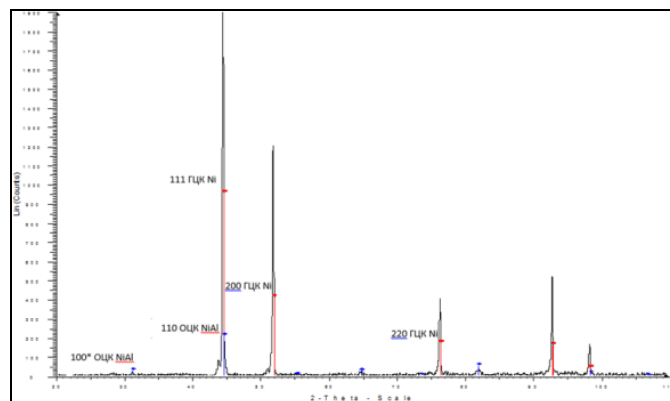
Влияние давления на реакции в твердых телах изучено в гораздо меньшей степени, чем влияние температуры. Основной причиной этого являются экспериментальные затруднения, связанные с техникой эксперимента [8]. Практически очень сложно наблюдать за процессами, протекающими при очень кратковременных ударных нагрузках, или при высоких давлениях.

В нашей предыдущей работе были проведены исследования структурных фазовых превращений при спекании порошков никеля и алюминия в различных технологических условиях. Причем, воздействие давления во всех экспериментах производилось одновременно с воздействием температуры.

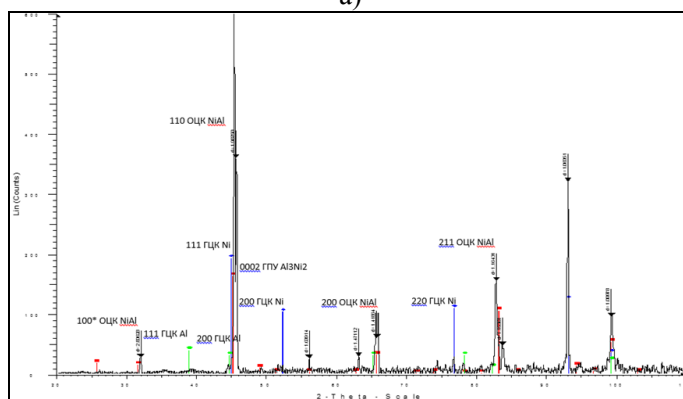
После таких воздействий проводился дополнительный отжиг. В результате не удавалось получать однофазную структуру Ni₃Al - всегда ее сопровождала фаза - Ni₂Al₃, присутствие которой нежелательно.

Цель данной работы - выявление возможности формирования фазы Ni₃Al при спекании порошков алюминия и никеля с последующей пластической деформацией и использованием кластерного моделирования структурно-фазовых превращений.

Задачи исследования - сравнить данные структурного анализа спеченных порошков Al-Ni с кластерными структурными моделями и термодинамическими параметрами соединений никеля и алюминия для объяснения природы устойчивости фазы Ni₃Al.



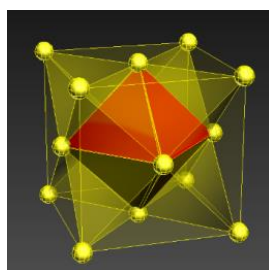
а)



б)

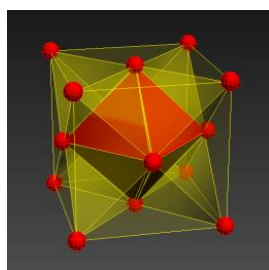
Рисунок 1 - Рентгенограмма поверхности образца порошкового композита Al-Ni: а) спеченный образец, б) пластически деформированный образец

В экстремальных условиях первой формирующейся фазой является фаза NiAl со структурой B2, которая требует для своего образования наибольшее количество энергии, поскольку ей соответствует самая высокая температура образования на фазовой диаграмме - 1638 °C. Из расшифровки рентгенограммы видно, что кроме фазы со структурой B2 появилась фаза со структурой Ni₃Al, имеющая ГЦК-решетку. Совпадающие рефлексы 111 ГЦК, 110 ОЦК на рисунке 1 свидетельствуют о том, что структурный переход с образованием фаз NiAl и Ni₃Al из исходных фаз Ni и Al может быть описан кластерной моделью.



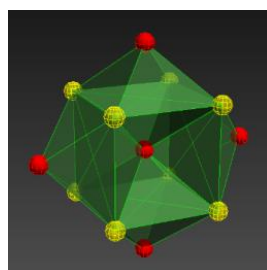
$$\alpha=4,04 [10]$$

а



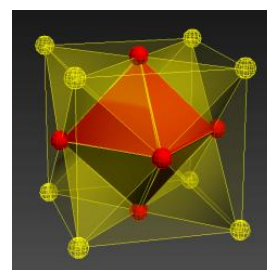
$$\alpha=3,53 [10]$$

б



$$\alpha=2,88 [10]$$

с



$$\alpha=3,52-3,58 [10]$$

д

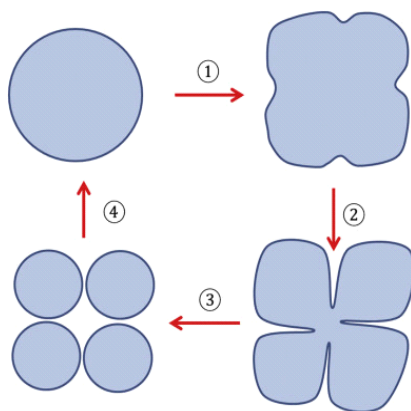
Рисунок 2 - Кластерные модели: а) ГЦК алюминия, б) ГЦК никеля, с) ОЦК NiAl, д) ГЦК Ni₃Al. Желтым цветом показаны атомы Al, красным – Ni. Параметр решетки указан в Å

Для объяснения механизма твердофазных реакций предложены кластерные модели ГЦК и ОЦК решеток и модель ГЦК-ОЦК перехода на рисунке 2. Переход из исходных фаз Al (ГЦК $a=4,04$ Å) и Ni (ГЦК $a=3,53$ Å) в атомно упорядоченную NiAl (ОЦК $a=2,88$ Å), а затем в атомно упорядоченную Ni₃Al (ГЦК $a=3,52-3,58$ Å).

Таблица 1 - Параметры решеток исследуемых фаз и атомные объемы

	a	V	V/a	V теор.	V кластер.	V кластер./ a
Al	4,04[10]	65,94	16,48	16,82		
Ni	3,53 [10]	43,98	10,99	11,09		
NiAl	2,88 [10]	23,88	11,94	12,16	23,89	11,94
Ni ₃ Al	3,52-3,58 [10]	43,61-45,88	10,90-11,47	11,32	45,78	11,44

Последний переход наиболее предпочтителен, если атомный объем в фазе Ni₃Al оказывается меньше, чем атомный объем в фазе NiAl (как это отмечено в таблице 1). Этот случай рассмотрен авторами [10]. В процессе роста зерна Ni₃Al происходит увеличение параметра его решетки от 3,52 до 3,58 Å. В результате растет общая энергия системы и зерна фрагментируются на мелкие, в которых параметр решетки меньше за счет роста поверхностной энергии.



$$\begin{aligned}
 E_{\text{связи Ni}_3\text{Al}} &> E_{\text{поверхностная}} \\
 E_{\text{поверхностная}} &> E_{\text{связи Ni}_3\text{Al}} \\
 E_{\text{поверхностная}} &= E_{\text{связи}} \Rightarrow E_{\min} G
 \end{aligned}$$

Рисунок 3 - Схематичное изображение, показывающее процесс формирования упругих постоянных для осаждения различных размеров: 1) первоначальный размер атомноупорядоченной γ'-фазы, 2) крупноразмерная γ'-фаза, 3) процесс фрагментации зерна, 4) мелкоразмерная вторичная γ'-фаза. Это является результатом вариаций постоянной решетки γ'-γ-фаз

Согласно работе Y.Chen расчеты показывают, что энтальпии образования слабо зависят от температуры с уклоном к -1,6 Дж / моль / К для NiAl и -1,2 Дж / моль / К для Ni₃Al.

Таблица 2 - Свойства Al, Ni, NiAl и Ni₃Al по данным Jun Lu.

Properties of Al (fcc), Ni (fcc), NiAl (B2), and Ni₃Al (L1₂) at ambient conditions

	V_0 (Å ³ /atom)		B_T (GPa)	
	Theory	Experiment	Theory	Experiment
Al	16.82	16.60	68.06	72.2
Ni	11.09	10.94	191.6	186
NiAl	12.16	12.02	153.5	156
Ni ₃ Al	11.32	11.32	182.4	N/A

Молярный объем соединения NiAl меньше чем сумма атомных объемов отдельных атомов Ni и Al. Это подтверждается картиной рентгеновской дифракции, приведенной на рисунке 1 – рефлексы 111 ГЦК Ni практически совпадают с рефлексами 110 ОЦК NiAl. Уменьшение атомного объема может объяснить кластерная модель - схема превращения тетраэдров в октаэдры, предложенная В.С. Крапошиным и приведенная на рисунке 3.

В работе Крапошина на основании комбинаторных конструкций показывается, что элементарный акт структурного превращения в конденсированных фазах (и твердых, и жидких) - объединение четырех тетраэдров (исунок 4, а) в октаэдр (рисунок 4, б) с потерей одного тетраэдра. Эта потеря приводит к уменьшению объема кластера-октаэдра. В таком переходе теряется объем, соответствующий объему одного тетраэдра ГЦК-решетки Al. Тетраэдрические кластеры Ni и Al превращаются в октаэдрические кластеры Ni и Al атомно упорядоченной фазы NiAl.

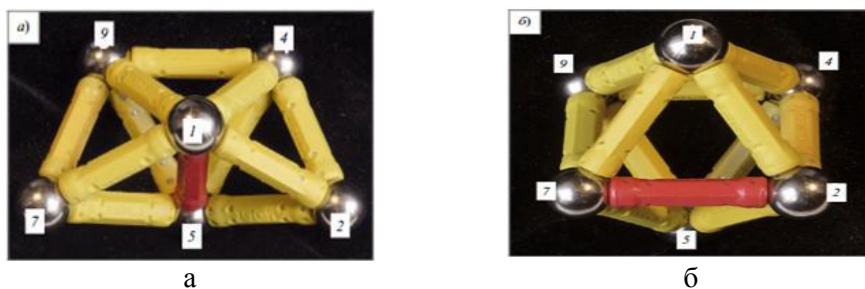


Рисунок 4 - Преобразование трех тетраэдров в правильный октаэдр: а – объединение трех равнобедренных тетраэдров; б – переход в октаэдр

Пластическая деформация материалов весьма сильно изменяет термодинамическое состояние, структуру и приводит к возникновению значительного количества эффектов. Круг этих эффектов включает в себя как изменения, возникающие непосредственно в процессе деформации, так и различные релаксационные явления. Первой реакцией твердого тела на воздействие внешних механических сил является его деформация, отражающая изменения порядка расположения атомов, т.е. структуры вещества [9]. Характер внутренних изменений зависит от типа твердого вещества и условий нагружения. При анализе процесса структурообразования при пластической деформации важно учитывать динамику структуры, вызванную непрерывным изменением структурного состояния вещества при пластической деформации. Внутренние напряжения ослабляют и нарушают силы межатомного, межмолекулярного или межионного взаимодействия в кристалле. Подвижность структуры в процессе развития деформации создает чрезвычайно благоприятные условия для протекания твердофазных химических реакций.

На рисунке 5 приведена кластерная модель превращения ГЦК-решетки в ОЦК-решетку с образованием атомно упорядоченной фазы NiAl под действием внешних нагрузок.

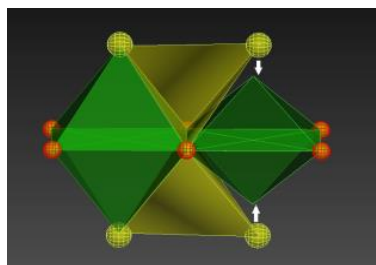


Рисунок 5. Кластерная модель превращения ГЦК-решетки в ОЦК-решетку с образованием атомно упорядоченной фазы NiAl. Желтым цветом показаны атомы Al, красным – Ni

В случае более стабильного состояния структуры с меньшим атомным объемом такая механо-химическая реакция энергетически выгодна и может проходить в волнах пластической деформации. В таких условиях энергетически выгодным может оказаться переход из ОЦК структуры NiAl в атомно упорядоченную ГЦК структуру Ni₃Al. Согласно данным таблицы 1 этот переход будет сопровождаться уменьшением атомного объема. Механизм перехода аналогичен механизму, предложенному В.И. Крапошиным (рисунок 4). Однако, в случае превращения ОЦК октаэдра в ГЦК тетраэдры будет теряться объем одного тетраэдра, формирующего ГЦК-решетку Ni₃Al.

Из таблиц 1 и 2 видно, что такое уменьшение молярного объема свидетельствует об устойчивости атомно упорядоченной фазы Ni₃Al.

Такие модели подтверждаются работами В.Е. Панина [7], в которых показано, что в зонах повышенной концентрации температуры и механических напряжений происходят кооперативные сдвиги и повороты как отдельных атомов, так и кластеров, связанных между собой в одну иерархическую систему.

Возникает важный вопрос, какое состояние реализуется прежде всего, если система при заданных условиях может иметь несколько стационарных состояний. Ответ дает физический закон, со-

гласно которому в системе обязательно должны существовать флуктуации. В конечном счете реализуется именно то состояние, которое устойчиво по отношению к флуктуациям. Таким образом, устойчивая система до некоторой степени «нечувствительна» к отклонениям, поскольку процессы самопроизвольных изменений состояния системы не ведут к усилению флуктуации, а самозатухают. В противоположность неустойчивое состояние демонстрирует «чувствительность» к отклонениям, начинается нарастание их амплитуды (так называемое усиление), и система спонтанно покидает исходное стационарное состояние.

Новые подходы в анализе процессов, протекающих в материалах при пластической деформации, внесла физическая мезомеханика. В работе [7] было предложено рассматривать деформируемое твердое тело как комбинацию двух подсистем: трехмерно-инвариантного кристалла и планарной подсистемы, состоящей из поверхностных слоев и всех внутренних границ раздела. По мнению В. Е. Панина [7], зародить деформационные дефекты в термодинамически стабильном трансляционно-инвариантном кристалле энергетически невозможно. В то же время планарная подсистема удовлетворяет всем условиям для генерации деформационных дефектов, как это показано на рис.3.

Согласно теории [7] для зарождения и перемещения деформационных дефектов необходимо возникновение в зоне кривизны новых разрешенных структурных состояний типа ближнего порядка смещений, имеющих собственную полосу энергетических состояний в электронно-энергетическом спектре.

Выводы

1. Предложена кластерная модель структурных превращений при спекании порошков Al и Ni.
2. Данные структурного анализа спеченных порошков Al-Ni сопоставлены с кластерными структурными моделями для объяснения природы устойчивости фазы Ni₃Al.

Библиографический список

1. Накамура М. Интерметаллические соединения как конструкционные материалы / М. Накамура // Мито како гидзюцу (ТПП УССР Д-1329/2). – 207 с.
2. Desterfani S.D. Advances in Intermetallics. Advanced Materials and Processes. 1989. V. 135. №2. P. 37–41.
3. Синельникова В.С. Алуминиды. / В.С. Синельникова, В. А. Подергин, В. И. Речкин. – Киев: Наукова Думка, 1965. – С.121 - 135.
4. Поварова К.Б. Материаловедение / К.Б. Поварова, О.А. Банных. – 1999. - № 2 – 27 с. - № 3 – 29 с.
5. Хансен М. Структуры двойных сплавов/ М. Хансен, К. Андерко. – М.: Металлургиздат, 1962.
6. T. Hughes, E.P. Lautenschlager, J.B. Cohen, and J.O. Brittain, J. Appl. Energy conversion facilities – 1971 V. 42: – P. 37.
7. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т. 1. – № 1. – С.5 - 22.
9. Болдырев В. В. Механохимия и механическая активация твердых веществ / В. В. Болдырев // Успехи химии. - 2006. – Т. 75. – № 3. – С. 203–216.
10. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Е.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Москва: МИСИС, 1994. 328 с.

УДК 538.911

КЛАСТЕРНОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Джес А.В.¹, Носков Ф.М.², Квеглис Л.И.², Казначеева А.М.³

1 Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,

г. Усть-Каменогорск, Казахстан, alexjess@mail.ru

2 Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия

*3 Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан*

Аннотация: В работе рассматриваются процессы структурообразования в массивных образцах сплава Ni₅₁Ti₄₉ подвергнутых растягивающей нагрузке. Методами электронной микроскопии и дифракции электронов показана возможность существования фазы с ГЦК-решеткой в никелиде титана. Обнаружено, что межплоскостные расстояния ОЦК110, ГЦК111 и ГПУ002 в исследован-

ном сплаве имеют близкие значения, что свидетельствует о возможности их взаимного полиморфного превращения. С позиции модульной самоорганизации предложена схема мартенситных превращений в никелиде титана из структуры B2 (ОЦК решетка) в структуру B19' (ГПУ решетка) через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой, причем переход ОЦК→ГЦК происходит в условиях постоянства объема.

Ключевые слова: никелид титана, пластическая деформация, мартенситное превращение, дифракция электронов, кристаллические структуры, кластеры

THE CLUSTERMODELING OF THE MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN NICKELIDE TITANIUM

Jes A.V.¹, Noskov F.M.², Kveglis L.I.², Kaznacheeva A.M.³

¹D. Serikbayev East Kazakhstan State Technical University,
Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan, alexjess@mail.ru

²Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russian Federation

³S. Amanzholov East Kazakhstan State University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

Abstract: The paper discusses the processes of structure formation in bulk samples of the alloy Ni₅₁Ti₄₉ subjected to tensile load. Electron microscopy and electron diffraction shows the possibility of the existence of phases with FCC-lattice in nickelide titanium. Discovered that the interlayer distance BCC110, FCC111 and HCP002 in the investigated alloy have close values, which indicates the possibility of their mutual polymorphic transformation. From the position of modular self-organization scheme is proposed martensitic transformations in titanium nickelide from the B2 structure (BCC lattice) to the B19 structure (HCP lattice) through an intermediate phase with a FCC-lattice.

Keywords: Nickel-titanium, plastic deformation, martensitic transformation, electron diffraction, clusters.

Структурным превращениям в сплавах на основе никелида титана посвящено достаточно много работ. Авторы [1] указывают, что в случае макрооднородных по концентрации сплавов, обладающих фазовым превращением со сменой кристаллографической модификации (ОЦК-ГЦК, ОЦК-ГПУ и др.), обнаружено существование микроскопических областей с различными направлениями атомных смещений в них, так называемых микродоменов. При таких смещениях кристаллическая решетка исходной фазы в локальных местах теряет свою устойчивость, и характеризуется ближним порядком атомных смещений. Устоявшимся является так же представление о механическом двойниковании при мартенситных превращениях, инициированных нагрузкой [2]. Сам факт двойникования в многочисленных плоскостях со сложными индексами, свидетельствует о структурной неустойчивости фаз. Экспериментальное обнаружение в B2 фазе TiNi-сплавах двойников деформации не удается описать достаточно простыми и физически обоснованными дислокационными механизмами [2].

В общей схеме мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана часто используется представление о т.н. предмартенситном состоянии, которое связывают с ближним порядком смещений атомов. [1]. По мнению авторов работы, в B2 фазе может возникать как минимум два типа ближнего порядка в предмартенситном состоянии: один предшествует фазе B19, другой – R-фазе. Обе фазы, B19 и R фаза затем должны переходить в фазу B19'.

Многочисленные концепции, основанные на представлениях о двумерных сдвигах в атомных сетках при фазовых превращениях, сталкиваются со значительными трудностями. Происходящие при мартенситных переходах процессы, на практике, оказываются более сложными, чем это представлено в существующих ориентационных схемах мартенситных превращений и требует привлечения других концепций (например, предмартенситных состояний, кластерных моделей структурообразования). Существует давно известная и широко распространенная в литературе т.н. модель Бейна, которая рассматривает мартенситный переход в сталях в трехмерном представлении. Однако модель Бейна может быть применена для решения очень ограниченного круга задач. Известно, [3], что даже при максимальной насыщенности углеродом мартенсита в стали предельное отношение параметров кристаллической решетки c/a не превышает 1,08. Это положение прямо противоречит соотношению Бейна [4], в котором отношение c/a равно 1,41.

Одной из активно развивающихся концепций является концепция кластерного моделирования трехмерных структур. Суть метода заключается в том, что полиморфное мартенситное превращение описывается не как относительное смещение плоских атомных сеток, а как реконструкция трехмер-

ных координационных полиэдров, составляющих кристаллические структуры фаз-партнеров по фазовому превращению [5]. В работе [6] была предложена кластерная модель образования мартенсита из аустенита в стали. В соответствии с предложенной моделью полиморфное превращение в железе выполняется образованием особых двойников в ГЦК-решетке и их «раздвоинкованием» в ОЦК-структуру. В работе [5] тем же автором предложена модель кристаллической структуры мартенситной R-фазы в системе Ni-Ti, основанная на представлении о мартенситном превращении как реконструкции координационных полиэдров исходной и конечной фаз: ромбододекаэдр исходной ОЦК-структуры превращается в конечный кубооктаэдр через промежуточные конфигурации кластера особой фазы и икосаэдра. Заметим, что кубооктаэдр можно получить из кристаллических модулей ГЦК-решетки. В одной из наших работ была показана возможность появления ГЦК-решетки в массивных образцах никелида титана после растяжения [7]. На основании расшифровки дифракционных картин, нами было показано, что процесс мартенситного превращения структуры B2 может проходить по схеме Курдюмова–Закса. Описание превращений в работе было сделано при помощи моделей относительных смещений плоских сеток. В работе [5] предложен метод моделирования кооперативного движения атомов в симметричных системах с сохранением их связности. Метод основан на представлении каждого структурного состояния в виде комбинации элементарных кристаллических кластеров.

Цель работы: исследовать возможность структурных переходов при мартенситных превращениях в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой с помощью кластерной модели структурообразования.

Задачи работы:

1. Методами электронной микроскопии исследовать микроструктуру утоненного массивных образца сплава $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$ подвергнутого растягивающей нагрузке на испытательной машине.

2. Объяснить с позиции кластерной самоорганизации возможность протекания мартенситных превращений инициированных деформацией в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

На рисунке 1 приведена картина дифракции электронов от растянутого образца и схема ее расшифровки.

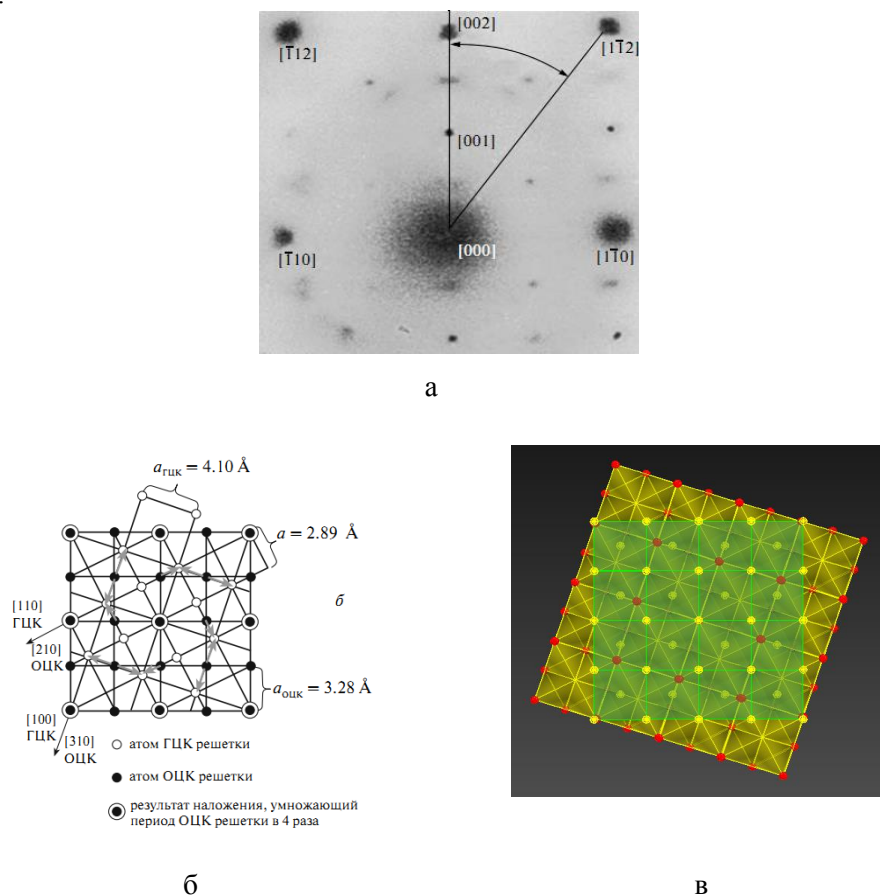


Рисунок 1 - Картина дифракции электронов, полученная от деформированного образца никелида титана (а); схема расшифровки этой картины (б) представленная в табл. 1 стрелками показаны возможные смещения атомов при формировании мартенситной ГЦК фазы [7]

Видно появление трех сверхструктурных рефлексов вдоль направления $[002]$ исходной аустенитной фазы B2 (рисунок 1, *а*). Схема расшифровки полученной дифракционной картины показана на рисунке 1, *б*. В работе [9] исследованы зависимости атомных объемов, относительной величины сверхструктурного сжатия, коэффициентов упаковки и других характеристик от концентрации компонентов в равновесных соединениях системы Ti-Ni. Эти зависимости показывают возможность изменения атомных объемов в результате сверхструктурного сжатия до 10 %. Картина рентгеновской дифракции может быть расшифрована, если принять, что в областях мартенситного превращения исходная фаза B2 подвергается искажению и обладает параметром кристаллической решетки, равным 3,28 Å. В этом случае искажение относительно равновесного состояния структуры B2 с ОЦК-решеткой равной 3,01 Å [10], составляет менее 9 %.

Наряду с рефлексами ОЦК-решетки B2 обнаружены рефлексы, соответствующие сильным линиям мартенситной фазы TiNi (Карта ASTM № 35-1281). Структура этой фазы представляет собой искаженную ГПУ упаковку (пространственная группа $P2_1/m$, рисунок 2) [10]. Из расшифровки дифракционной картины следует, что в образце наряду с фазами, имеющими структуру B2 (ОЦК) и B19' (ГПУ), обнаружены рефлексы ГЦК-фазы. Эта фаза также является атомно-упорядоченной, т.к. кроме основных рефлексов этой фазы наблюдаются сверхструктурные рефлексы: $[3/2 \ 1/2 \ 0]^*$, $[3/2 \ 1/2 \ 1/2]^*$. Параметр решетки образующейся ГЦК-фазы $a_{\text{ГЦК}} = 4,10 \text{ Å}$. Впервые такая фаза была получена на эпитаксиальных пленках титана в [8].

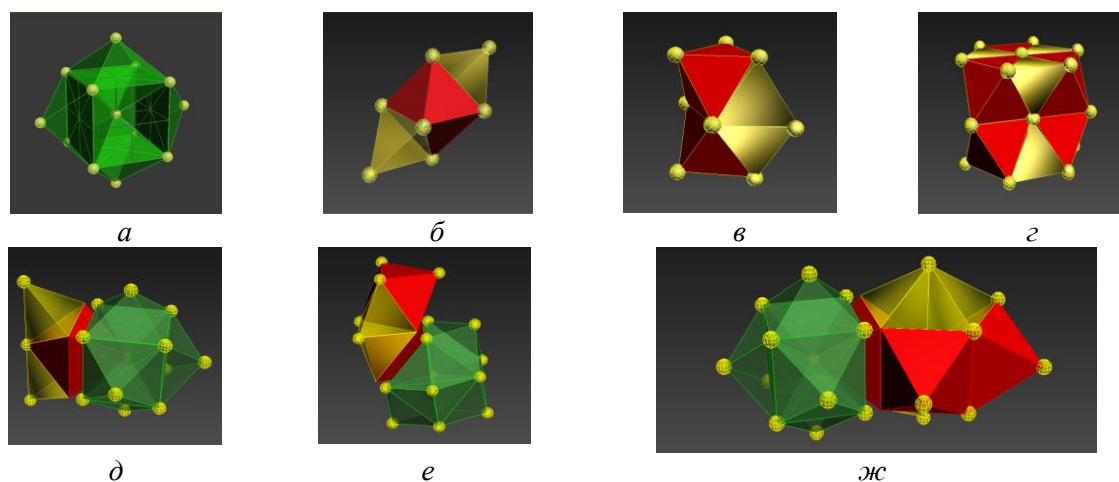


Рисунок 2 - Кластерное представление кристаллических структур:

а – октаэдрические кластеры ОЦК-решетки [5]; *б* – ромбоэдрический кластерный агрегат ГЦК-решетки [6], состоящий из тетраэдрических и октаэдрического кластера; *в*, *г* – кластерные агрегаты ГПУ-решетки, состоящие из тетраэдрических и октаэдрических кластеров [5, 6], *д* – кластерная схема перехода из ОЦК в ГЦК решетку, *е* – кластерная схема перехода из ОЦК в ГПУ решетку, *ж* – кластерная схема перехода из ОЦК в структуру с пентагональной осью симметрии.

В литературе известны переходы из фазы со структурой B2 в фазу со структурой B19' через промежуточную структуру с ромбоэдрической решеткой [1]. Данные о структуре ромбоэдрической фазы неоднозначны и противоречивы в работах многих авторов. На основании анализа дифракционных картин, полученных в данной работе, а также в наших предыдущих работах [8, 7] предлагаем гипотезу, что переход из фазы B2 в фазу B19' может происходить через промежуточную фазу, имеющую ГЦК решетку. Основанием для такой гипотезы служит тот факт, что межплоскостные расстояния ОЦК_{110} , ГПУ_{020} и ГЦК_{111} очень близки. Описание превращений на схеме, представленной на рисунке 1, было сделано при помощи моделей относительных смещений плоских сеток. Мы, так же, как и авторы многочисленных других работ по особенностям структурных превращений при мартенситных переходах, столкнулись с трудностью описания эволюции структуры, что связано с различными обозначениями атомных плоскостей и векторов прямой и обратной решеток для структур с различной симметрией. Известен метод моделирования кооперативного движения атомов в симметричных системах с сохранением их связности, основанный на представлении каждого структурного состояния в виде комбинации элементарных кристаллических кластеров. Рассмотрим возможность превращения ОЦК аустенита в промежуточный мартенсит с ГЦК-решеткой при помощи кластерной модели структурообразования. Пирсон [5] описывает структуру ОЦК-решетки как систему, состоящую из 6 неправильных октаэдров (рисунок 4, *а*). Такой октаэдр имеет высоту равную ребру куба ОЦК-решетки a , и две другие высоты равные $a \times \sqrt{2}$. Шесть неправильных октаэдров составляют додека-

эдр с двенадцатью гранями, имеющими форму ромбов (ромбододекаэдр). Одна высота ромба равна ребру куба ОЦК-решетки a , а другая высота равна $a \times \sqrt{2}$. Таким образом, описанный неправильный октаэдр может представляться как элементарный кластер ОЦК-решетки. Согласно [6] ГЦК-решетка может быть представлена как комбинация одного правильного октаэдра, окруженного правильными тетраэдрами, связанными общими треугольными гранями (рисунок 2, б). Гексагональная плотноупакованная (ГПУ) решетка может быть представлена как комбинация связанных между собой пар правильных октаэдров, чередующихся с парами правильных тетраэдров (рисунок 2, в, г).

На рисунке 2, ж – представлена кластерная схема возможного перехода из ОЦК в ГЦК, а затем в структуру с пентагональной осью симметрии. Вероятность такого перехода очевидна. В литературе известно множество примеров переходов из ГПУ в ГЦК при повышении температуры, это можно легко объяснить [14]. Переход из ОЦК в ГПУ объясняется неоднозначно [1-8, 6]. По нашему мнению, если подвергнуть кристалл с ОЦК решеткой внешней нагрузке, то в зоне локализации напряжений может произойти смещение атомов ОЦК решетки на расстояние равное $0,15 \times a$ ГЦК решетки (это расстояние показано стрелками вверх и вниз на рисунке 3). Показано, что отталкивание в симметричных структурах, таких как например кластеры ГЦК решетки, играет значительно меньшую роль. При высоких давлениях, когда энергия системы определяется главным образом силами отталкивания, наиболее стабильными оказываются те структуры, в которых все связи имеют примерно одинаковую длину. Таким образом, мартенситный переход в никелиде титана при пластической деформации может идти по схеме Курдюмова-Закса, и структура В2 переходит в структуру ГЦК, так как плотноупакованная ГЦК структура при давлениях, вызванных деформацией энергетически выгоднее.

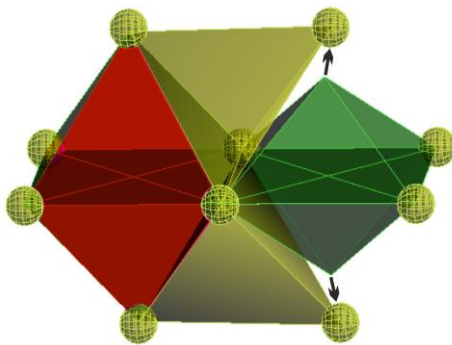


Рисунок 3 - Образование ГЦК решетки из октаэдрического кластера ОЦК решетки (стрелками помечено смещение атомов ОЦК в позицию атомов ГЦК)

В пользу схемы Курдюмова-Закса свидетельствуют формы рефлексов на электронограмме, представленной на рисунке 1, а. При удвоении периода решетки рефлексы острые, при учетверении периода – размытые из-за неопределенности локальных сдвигов. Использование схемы Курдюмова-Закса позволяет в рамках сеточной модели атомно-кристаллического строения смоделировать причину возникновения атомно-упорядоченных фаз на электронограмме, представленной на рисунке 1. Известно, что процессы скольжения при структурообразовании происходят по наиболее плотноупакованным плоскостям. Например, у α -титана с ГПУ-решеткой при температуре 25 °С периоды составляют: $a = 0,29503$ нм и $c = 0,46831$ нм, соответственно соотношение осей c/a равно 1,587, что на 2,9% меньше, чем у идеальной решетки. Сближение плоскостей базиса в плотноупакованной структуре может быть достигнуто лишь увеличением межатомных расстояний в этих плоскостях. Именно по этой причине плотность упаковки атомов в плоскости базиса титана меньше теоретической, и она уже не является единственной плоскостью скольжения. Как упоминалось, мартенситная фаза никелида титана является вариантом искаженной ГПУ структуры с отношением осей $c/a=1,428$, т. е. высказанные соображения относительно плоскостей скольжения титана для мартенсита никелида титана являются еще более актуальными, т.к. отклонение от идеального соотношения ГПУ-решетки в этой фазе еще больше.

Отметим, что пластическая деформация в титане осуществляется путем двойникования по плоскостям $\{1012\}$; $\{1121\}$; $\{1122\}$; $\{1123\}$ и $\{1124\}$. В отличие от других металлов с гексагональной структурой в титане может происходить поперечное скольжение по тем же самым плоскостям, что и первичное скольжение $\{1010\}$. Возможность умножения периода ОЦК-решетки, приведенная на рисунке 3, позволяет понять механизм формирования мартенситной фазы, у которой параметры ГЦК-решетки совпадают со значениями, приведенными в [19]. Вектор $[210]$ аустенитной фазы параллелен вектору $[110]$ мартенситной фазы, имеющей ГЦК решетку. Вектор $[310]$ ОЦК параллелен вектору

[100] мартенситной ГЦК фазы. Из такой ориентации следует, что направление [111]ОЦК параллельно [110]ГЦК; [110]ОЦК параллельно вектору [211]ГЦК; [110]ОЦК параллельно [110]ГЦК; [211]ОЦК параллельно [213]ГЦК; [100]ОЦК параллельно [210]ГЦК и, наконец, [210]ОЦК параллельно [110]ГЦК. Последние два соотношения связывают ориентацию Курдюмова–Закса, с ориентацией рефлексов, приведенных на схеме электронограммы (рисунок 1). На рисунке 4 показаны кластерные модели расшифровки дифракционной картины, изображенной на рисунке 1: а) верхняя половина схемы соответствует ГЦК-решетке, нижняя половина схемы соответствует ОЦК-решетке, ориентированных как на рисунке 1 б, в; б) зона перехода кластеров вдоль направления [110] ОЦК-решетки в плоскости рисунка; в) область взаимодействия вдоль направления [110] ОЦК-решетки под углом к плоскости рисунка; г) сечение плоскости (111) ГЦК-решетки, соединённой с плоскостью (110) ОЦК-решетки и иллюстрирующей ориентационное соотношение Курдюмова-Закса, которое получается автоматически. Атомы ГЦК-решетки красного цвета, ОЦК-решетки – желтого.

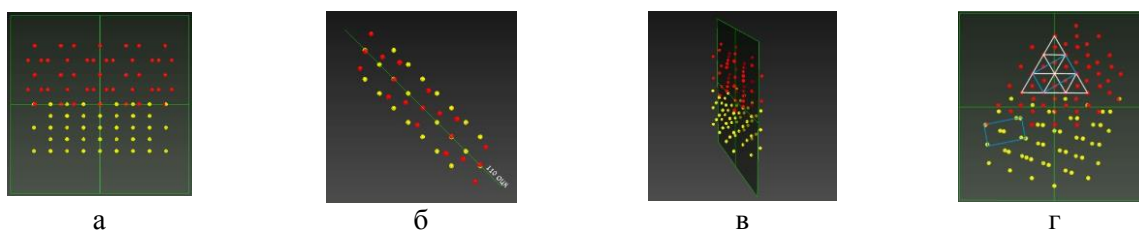


Рисунок 4 - Кластерное представление расшифровки дифракционной картины, изображенной на рисунке 1 в разных проекциях

Для анализа возможности перехода, представленного на рисунке 2 и 3 сделан расчет геометрических параметров для правильного октаэдра ГЦК решетки, а также для неправильного ОЦК решетки. В нашем эксперименте, представленном на рисунке 1 параметр кристаллической решетки ОЦК фазы составил 3,28 Å. В предлагаемой нами кластерной схеме неправильный октаэдр ОЦК фазы переходит в правильный октаэдр ГЦК фазы (рисунок 3). На схеме рисунка 3 показано, что зеленый октаэдрический кластер ОЦК существенно уступает по своему объему красному октаэдрическому кластеру ГЦК. Однако на практике, объем этих двух кластерных элементов должен быть эквивалентен один другому. Это может быть достигнуто небольшими смещениями атомов кластеров из своих идеализированных позиций, показанных на рис. 3. Параметр кристаллической решетки ГЦК, равный 4,10 Å, будет получен при условии, что структурным элементом этой решетки ГЦК будет правильный октаэдр ГЦК (красный на рисунке 3), эквивалентный по своему объему исходному неправильному октаэдру ОЦК решетки (зеленый на рисунке 3) с параметром 3,28 Å. Если ГПУ мартенсит появляется из структурных элементов ГЦК фазы их параметры должны быть связаны друг с другом как это следует из рисунка 3. Мартенситной фазы TiNi имеет структуру, показанную на рисунке 1 и представляет собой искаженную ГПУ упаковку с параметрами: $a=2,885$ Å, $b=4,622$ Å, $c=4,120$ Å, $\gamma=96,8^\circ$. Если исходить из нашей схемы на рисунке 2, то параметр a в нашем случае равен 2,89 Å. Параметр a ГПУ мартенсита фактически равен длине ребра тетраэдра ГЦК решетки (рисунок 2). В ГЦК структуре ребра тетраэдра и правильного октаэдра равны. В нашем случае этот параметр составляет 2,89 Å, что совпадает с схемой на рисунке 1, б. Так появляется возможность перехода ОЦК решетки никелида титана с параметром 3,28 Å в ГПУ мартенсит с параметром 2,89 Å через промежуточную фазу ГЦК с параметром кристаллической решетки 4,10 Å. В свою очередь кластеры ГЦК решетки могут перейти в кластеры ГПУ решетки за счет дальнейшего смещения отдельных атомов в локализованных областях. На рисунке 1 мы наблюдаем смещение пика ГПУ₀₂₀ относительно линий ОЦК₁₁₀ и ГЦК₁₁₁ на величину менее 0,05 Å. Возможность смещения атомов при мартенситных переходах экспериментально показана в работе, где атомы железа могут смещаться из своих позиций, на величину до 0,2 Å.

Выводы.

1. Методами электронной микроскопии и дифракции электронов исследована микроструктура утоненных образцов сплава Ni₅₁Ti₄₉, подвергнутых растягивающей нагрузке.
2. С позиции модульной самоорганизации предложена схема мартенситных превращений в никелиде титана из структуры B2 (ОЦК решетка) в структуру B19' (ГПУ решетка) через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

Библиографический список

1. Золотухин Ю.С., Сурикова Н.С., Клопотов А.А. Фазовые переходы в B2 соединениях на основе никелида титана. Мартенситное превращение B2-B19. Термодинамический потенциал. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. Т. 4. № 4. С. 73-78.

2. Тюменцев А.Н., Сурикова Н.С., Лысенко О.В., Литовченко И.Ю., Закономерности и механизмы механического двойникования в сплавах на основе никелида титана / Физическая мезомеханика 10 3 (2007) 53-66.
3. Биронт В.С., Теория термической обработки металлов. Закалка, старение и отпуск: учеб. пособ. / В.С. Биронт. – Красноярск: ГАЦМиЗ, 1998.
4. Лободюк В.А., Коваль Ю.Н., Пушин В.Г., Структура, фазовые превращения и диффузия кристаллоструктурные особенности предпереходных явлений и термоупругих мартенситных превращений в сплавах цветных металлов // Физика металлов и металловедение, 2011, том 111, № 2, с. 169–194.
5. Пирсон У., Кристаллохимия и физика металлов и сплавов – М.: Мир, 1977. – Т. 2. – С. 308-314. – 472 с.
6. Крапошин В.С., Нгуен Ван Тхуан Модель кристаллической структуры R-мартенсита в сплавах с эффектом памяти формы на основе NiTi // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2007. № 6. С. 2.
7. Абылкалыкова Р.Б., Тажибаева Г.Б., Носков Ф.М., Квеглис Л.И. Особенности мартенситного превращения в никелиде титана // Известия РАН. Серия физическая, 2009, т.73, №11, с. 1642-1644
8. Квеглис Л.И., Пынько В.Г., Корчмарь В.С., Эпитаксильный рост пленок Ti, Mn, Cr, V на подложках LiF и MgO // ФТТ, 1971, Т. 13, № 11, С. 3343.
9. Кристаллогеометрия структур в системах Ti-Ni, Ti-Fe и Ti-Ni-Fe / А.А. Клопотов, В.Э. Гюнтер, Е.С. Марченко, Ю.Ф. Ясенчук, В.Д. Клопотов, Э.В. Козлов // Фундамент. пробл. совр. материаловедения. – 2009. – Т. 6. – №4. – С. 81–90.
10. Сплавы с эффектом памяти формы: пер. с яп./ К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др.; под ред. Фунакубо Х.; – М.: Металлургия, 1990. – 224 с.

УДК 621.791

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ СВАРКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ*

Вотинова Е.Б., Шалимов М.П., Табатчиков А.С.

Уральский федеральный университет,

г. Екатеринбург, Российская Федерация, m.p.shalimov@urfu.ru; votinovacat@rambler.ru

Аннотация: В работе приводится описание методики экспериментов и результаты обработки опытных данных для оценки параметров процесса дуговой сварки порошковой проволокой. При сварке порошковой проволокой состав наплавленного металла и его сварочно-технологические свойства зависят от условий плавления ленты и шихты и взаимодействия образовавшихся фаз друг с другом и газом. Итогом этих процессов является формирование сварочной ванны определенной массы и состава. Анализ экспериментальных данных позволил найти взаимосвязь показателей процесса с технологическими параметрами. Приведены полученные регрессионные уравнения. Сравнение опытных и расчетных данных показало их хорошую сходимость.

Ключевые слова: дуговая сварка порошковой проволокой, моделирование процесса сварки, параметры процесса.

EVALUATION OF PROCESS PARAMETERS OF ARC WELDING BY THE POWDER WIRE*

Votnova E.B., Shalimov M.P., Tabatchkov A.S.

Ural Federal University,

*Yekaterinburg, Russian Federation, m.p.shalimov@urfu.ru;
votinovacat@rambler.ru; a.s.tabatchikov@urfu.ru*

Abstract. The work describes the methods of the experiments and the results of the empirical data for the evaluation of process parameters of arc welding by the powder wire. With the welding by the powder wire the composition of weld metal and its technological welding properties depend on the conditions tape and the charge and interaction of the formed phases with each other and gas. The result of these processes is

the formation of welding bath a certain mass and composition. Analysis of experimental data allowed us to find the correlation of process technological parameters. Are obtained by regression equations. Comparing experimental and calculated data showed their good convergence.

Keywords: arc welding by the powder wire, the simulation of the welding process, the parameters of process.

Введение. Состав наплавленного металла может быть определен либо расчетным, либо экспериментальным путем. Имеющиеся в литературе методики расчета состава металла шва практически не учитывают влияние параметров режима сварки. Экспериментальные данные получены для конкретных условий сварки, что не позволяет гарантировать точность прогноза при изменившихся параметрах [1, 2]. Разработанная методика определения парциальных коэффициентов перехода элементов и их зависимости от параметров режима сварки [3] позволила устранить оба недостатка. Результаты экспериментов показали, что парциальные и усредненные и коэффициенты перехода элементов зависят не только от параметров режима, но и от характеристик электрода (типа и коэффициента массы покрытия, диаметра электрода) [4]. В данной работе описано применение указанной методики для оценки параметров процесса сварки порошковой проволокой.

Описание методики. Основным этапом разработки технологии сварки является расчет состава металла шва или наплавленного металла, которые, в свою очередь, определяются составом шихты и ленты порошковой проволоки, а также долей участия основного металла.

Для разработки рационального состава шихты порошковой проволоки необходимо знание процессов, протекающих в дуговом промежутке и при формировании сварного шва. Экспериментальное их изучение и теоретическое описание позволят установить полноту перехода элементов из ленты и сердечника порошковой проволоки, а также оценить доли участия основного и присадочного металлов в сварном соединении, в том числе получить регрессионные уравнения, которые позволят проводить анализ процессов при изменившихся параметрах режима.

Для реализации поставленной задачи и обработки экспериментальных данных использовали разработанные ранее физическую и математическую модели процесса сварки, учитывающую особенности перехода элементов из порошковой проволоки в наплавленный металл [5, 6].

Задачей любого эксперимента является получение определенного набора данных, которые должны быть достоверными и иметь необходимую точность. Для того, чтобы эти данные были достоверными, необходимо учесть все сопутствующие факторы: особенности материалов, правильный подбор оборудования для установки, разработка методики проведения экспериментов, обработку их результатов.

Для применения разработанной математической модели была предложена методика проведения экспериментов, основные элементы которой оказывают существенное влияние на получаемые результаты:

- величины, которые будут определяться в ходе эксперимента и необходимые для этого приборы;
- диапазон электрических параметров;
- описание экспериментальной установки;
- описание характеристик измерительной техники;
- количество слоев наплавленного металла;
- методы подготовки проб для анализа металла и шлака;
- методы анализа металла и шлака.

Метод полного материального баланса, положенный в основу разработанной математической модели, предполагает знание масс металлической и шлаковой ванн, концентраций компонентов в металле и шлаке, характеристики порошковой проволоки и технологические параметры.

К характеристикам порошковой проволоки отнесем следующие: марка и состав ленты, состав шихты порошковой проволоки, диаметр порошковой проволоки, коэффициент заполнения.

Основные технологические параметры: сварочный ток, напряжение, вылет электрода, время сварки (наплавки), скорость сварки, скорость подачи проволоки, количество слоев наплавленного металла.

Экспериментальная установка должна обеспечивать:

- постоянный ток;
- варьирование, установление и поддержание параметров режима на заданном уровне;
- измерение сварочного тока и напряжения;
- равномерное продольное перемещение горелки, обеспечивающее постоянную скорость наплавки;
- равномерную подачу порошковой проволоки в зону сварки (наплавки).

В соответствии с этими требованиями было выбрано следующее оборудование, из которого бы-

ла скомпонована экспериментальная установка:

- источник питания ВДУ-506;
- измерительный блок БИ-01 (Selma);
- механизм перемещения Noboruder NB-2SV;
- механизм подачи ПДГО-528М.

Для определения парциальных коэффициентов перехода элементов из порошковой проволоки в наплавленный металл по методу полного материального баланса необходимо знание химического состава чистого наплавленного металла (без влияния основного металла). Согласно ГОСТ 26101-84 и ГОСТ 26271-84 для проверки химического состава наплавленного металла на пластине из стали марки, для сварки которой предназначена порошковая проволока, выполняют пятислойную наплавку.

Для учета взаимодействия наплавленного металла с основным при сварке также необходимо выполнить однослойную наплавку.

Проведение эксперимента. На описанной установке была произведена однослойная наплавка валика порошковой проволокой ППСП10 ($\varnothing = 2,8$ мм) на пластину из стали СтЗсп толщиной 14 мм и на пластину из стали 30ХГСА толщиной 20 мм. Также для определения состава наплавленного металла была произведена пятислойная наплавка на аналогичных однослойной наплавке режимах. Наплавка производилась в нижнем положении на рекомендованных в ТУ режимах. На каждую скорость подачи порошковой проволоки режим наплавки настраивался индивидуально.

Результаты исследований. Параметры режимов процесса и данные опытов после обработки позволили представить результаты в виде, удобном для дальнейшего использования (табл. 1).

Таблица 1 – Результаты опытов по наплавке порошковой проволокой ППСП10

Технологический параметр или вычисляемая величина	Формула	Результат		
		$\varnothing = 2,8$ мм, $K_{\text{зап}} = 0,295$		
Скорость подачи проволоки, м/час	$V_{\text{под}}$	125,0	160,0	182,0
Сварочный ток, А	$I_{\text{св}}$	300	350	400
Напряжение дуги, В	$U_{\text{д}}$	25	27	30
Мощность дуги, Вт	$P_{\text{д}}$	7500	9450	12000
Время наплавки, с	$t_{\text{св}}$	36,0	39,2	29,1
Масса наплавленного металла $m_{\text{напл}}^{\text{ме}}$	$m_{\text{н-шл}} - m_{\text{пл}}$	25,0	38,0	45,0
Масса наплавленного шлака $m_{\text{напл}}^{\text{шлака}}$	$m_{\text{н-бр}} - m_{\text{н-шл}}$	2,8	3,4	4,0
Расход электрода $m_{\text{эл}}$	$m_{\text{эл}} - m_{\text{ог}}$	50,0	69,7	58,8
Масса наплавленного шлака на 100 г порошковой проволоки, г, опыт/расчет	$(m_{\text{напл}}^{\text{шлака}})_{100}$	5,6/5,6	4,9/4,9	6,8/6,8
Масса наплавленного металла на 100 г порошковой проволоки, г, опыт/расчет	$(m_{\text{напл}}^{\text{ме}})_{100}$	50,0/50,0	54,5/54,5	76,5/76,5
Масса испарившихся компонентов неметаллической части шихты на 100 г порошковой проволоки, г	$m_{\text{исп}}$	6,598	6,598	6,598
Масса шихты, потерянной на испарение металлических компонентов и разбрызгивание на 100 г порошковой проволоки, г, опыт/расчет	$m_{\text{бр}}$	37,8/37,8	34,0/34,3	10,1/10,1
Доля участия основного металла в металле шва при однослойной наплавке, %, опыт/расчет	$\gamma_{\text{ом}}$	0,33/0,33	0,38/0,38	0,42/0,42
Коэффициенты перехода элементов в металл шва при однослойной наплавке, опыт/расчет	η_{C}	0,981/0,980	0,993/0,993	1,0/0,999
	η_{Si}	0,690/0,690	0,802/0,802	0,886/0,887
	η_{Mn}	0,854/0,854	0,908/0,908	0,983/0,983
	η_{Ni}	0,563/0,561	0,824/0,822	0,857/0,856

Расчеты с учетом коэффициента заполнения позволили определить содержание металлических и неметаллических компонентов в шихте порошковой проволоки (таблица 2) и (таблица 3):

Таблица 2 – Количество металлических компонентов в шихте

Компонент	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Ti</i>	<i>Cu</i>
Масса, г	16,123	0,009	0,243	0,945	0,504	0,002	0,163	0,001

Масса металлических компонентов в 100 граммах порошковой проволоки составляет 17,99 г.

Таблица 3 – Количество неметаллических компонентов в шихте

Компонент	<i>Na₂SiF₆</i>	<i>CaCO₃</i>	<i>MgO</i>	<i>SiO₂</i>	<i>CaF₂</i>	<i>TiO₂</i>	<i>Al₂O₃</i>	<i>FeO</i>	<i>ZrO₂</i>
Масса, г	1,030	1,456	0,03	0,205	4,869	3,741	0,020	0,119	0,040

Масса неметаллических компонентов в 100 граммах порошковой проволоки составляет 11,51 г.

При нагреве и плавлении порошковой проволоки отдельные компоненты, имеющие относительно низкую температуру испарения или диссоциации, удаляются в газ. Расчет показал, что в газ из шихты при нагреве 100 г порошковой проволоки удаляется 6,598 г компонентов.

Оценим массы и составы шлака и металла по смешению.

В шлак из шихты порошковой проволоки переходит следующее количество неметаллических компонентов 4,912 г. По опытным данным масса образовавшегося шлака во всех опытах больше полученного значения. Это свидетельствует об окислении отдельных металлических компонентов шихты и ленты в процессе наплавки.

Состав шлака без учета восстановления неметаллических компонентов шихты, окисления металлических компонентов и разбрызгивания может быть следующим (таблица 4):

Таблица 4 – Состав шлака по смешению

Компонент	<i>CaO</i>	<i>MgO</i>	<i>SiO₂</i>	<i>TiO₂</i>	<i>Al₂O₃</i>	<i>FeO</i>	<i>ZrO₂</i>
Содержание, мас. %	15,41	0,61	4,17	76,16	0,41	2,42	0,82

Масса наплавленного металла без учета окисления, испарения и разбрызгивания на 100 г порошковой проволоки составляет 88,49 г. Состав наплавленного металла по смешению следующий (таблица 5):

Таблица 5 – Состав наплавленного металла по смешению

Компонент	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Ti</i>	<i>Cu</i>
Содержание, мас. %	0,074	0,299	1,367	0,570	0,082	0,184	0,001

Полученные экспериментальные данные позволяют представить зависимости отдельных показателей процесса в виде регрессионных уравнений.

Зависимость массы металла и шлака, потерянной на разбрызгивание, представили линейным уравнением следующего вида:

$$m_{бр} = a + \epsilon \cdot V_{под.} + c \cdot P_{д.}, \quad (1)$$

где $m_{бр}$ – масса шихты, потерянной на разбрызгивание и испарение металлических компонентов на 100 г порошковой проволоки, г;

$V_{под.}$ – скорость подачи порошковой проволоки, м/час;

$P_{д.}$ – мощность дуги, кВт.

Экспериментальные данные описываются следующей зависимостью:

$$m_{бр} = 60,050 + 0,797 \cdot V_{под.} - 16,250 \cdot P_{д.} \quad (2)$$

Аналогичные зависимости получили для массы наплавленного металла:

$$m_{напл}^{мс} = 26,120 - 0,678 \cdot V_{под.} + 14,484 \cdot P_{д.} \quad (3)$$

и массы наплавленного шлака:

$$m_{напл}^{шп} = 7,098 - 0,118 \cdot V_{под.} + 1,767 \cdot P_{д.} \quad (4)$$

Доля участия основного металла в металле сварного шва описывается следующим уравнением:

$$\gamma_{ом} = 0,153 + 0,001 \cdot V_{под.} + 0,007 \cdot P_{д.} \quad (5)$$

Используя данные химического анализа о составе металла шва при однослойной наплавке,

рассчитали усредненные коэффициенты перехода отдельных элементов в сварной шов:

$$\eta_{\text{C}} = 0,938 - 6,35 \cdot 10^{-4} \cdot V_{\text{под.}} + 3,78 \cdot 10^{-4} \cdot P_{\text{д.}}; \quad (6)$$

$$\eta_{\text{Si}} = 0,284 + 0,0108 \cdot V_{\text{под.}} + 0,0026 \cdot P_{\text{д.}}; \quad (7)$$

$$\eta_{\text{Mn}} = 0,645 + 0,031 \cdot V_{\text{под.}} - 1,85 \cdot 10^{-4} \cdot P_{\text{д.}}; \quad (8)$$

$$\eta_{\text{Ni}} = -0,322 - 0,099 \cdot V_{\text{под.}} + 0,013 \cdot P_{\text{д.}} \quad (9)$$

Данные, приведенные в таблице 1, показывают хорошую сходимость опытных и расчетных значений.

Выводы. С использованием разработанных методик получены регрессионные уравнения для расчета параметров процесса и коэффициентов перехода элементов в металл шва. Показано, что разработанная методика позволяет исследовать быстропротекающие процессы при сварке порошковой проволокой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, контракт № Н979.42Б.002/14 «Исследование физических и химических процессов в зоне сварки для создания научных основ оптимизации технологий и разработки материалов»

Библиографический список

1. Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов./под ред. И.К. Походни. Киев: Наукова думка, 1990. 223 с.
2. Ерохин, А.А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки. М.: Машиностроение, 1964. 256 с.
3. Вотинова Е.Б., Шалимов М.П. Разработка методики расчета состава металла шва при сварке покрытыми электродами или порошковой проволокой. //Сварка и диагностика, № 5, 2011. С. 31-35.
4. Вотинова Е.Б., Шалимов М.П., Разиков Н.М. Методика определения парциальных коэффициентов перехода элементов при ручной дуговой сварке. //Сварка и диагностика. № 1. 2012. С. 28–31.
5. Бороненков В.Н., Зиниград М.И., Леонтьев Л.И., Пастухов Э.А., Шалимов М.П., Шанчуров С.М./Под ред. академика Л.И.Леонтьева. Моделирование структуры, свойств и процессов межфазного взаимодействия в системе металл – оксидный расплав – газ. Екатеринбург: УрО РАН, 2010. 452 с.
6. Шлепаков В.Н., Супрун С.А., Котельчук А.С. Кинетика газообразования при сварке порошковой проволокой//Информ. материалы СЭВ. – Киев: 1986.–№ 1.–С. 19–28.

УДК 669.71.017: 621.785.45

ИССЛЕДОВАНИЕ С ПОМОЩЬЮ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ СТРУКТУРЫ СИЛУМИНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНЕСЕНИЕМ НА ЕГО ПОВЕРХНОСТЬ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Осинцев К.А.¹, Бахриева Л.Р.¹, Бутакова К.А.¹, Мусорина Е.В.¹, Коновалов С.В.²,
Загуляев Д.В.¹, Громов В.Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kirilloss@yandex.ru

²Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru

Аннотация. В данной работе было нанесено покрытие системы $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ на поверхность образцов силумина методом электровзрывного легирования. По результатам испытаний на микротвердость были выявлены два оптимальных режима обработки образцов, для которых с помощью атомно-силовой микроскопии проведены исследования пористости профиля поверхности. Методом металлографической микроскопии выявлена многослойная структура, определена толщина каждого слоя покрытия. Сформулировано предположение о механизме образования полученной структуры.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, атомно-силовая микроскопия, силумин, оксид иттрия, неустойчивость Кельвина-Гельмгольца.

ATOMIC-FORCE STUDY ON THE STRUCTURE OF SILUMIN MODIFIED BY COATING OF ITS SURFACE WITH AL-Y₂O₃ IN ELECTROEXPLOSIVE DOPING

Osintsev K.A.¹, Bakhrieva L.R.¹, Butakova K.A.¹, Musorina E.V.¹, Konovalov S.V.²,
Zagulyaev D.V.¹, Gromov V.E.¹

¹*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, kirilloss@yandex.ru*

²*Samara National Research University,
Samara, Russia, ksv@ssau.ru*

Abstract. The paper reports on coating of silumin samples with AL-Y₂O₃ by electroexplosive doping. When testing the micro-hardness experimentally, two appropriate processing conditions of samples have been revealed; the porosity of their surface profile has been examined using atomic-force microscopy. A multi-layer structure has been disclosed by metallographic microscopy, the thickness of each layer in the coating has been determined as well. The mechanism of this structure formation has been suggested.

Key words: electroexplosive doping, atomice-force microscopy, silumin, yttrium oxide, Kelvin–Helmholtz instability.

Силумины находят широкое применение в авиации, судостроении, космической промышленности, машиностроении, но из-за своих низких прочностных свойств и малой трещиностойкости уступают более прочным материалам [1, 2].

Нанесение покрытий электровзрывным легированием позволяет, как это было отмечено в работах [3, 4], повысить в модифицированном материале прочностные, дюрометрические и трибологические свойства. Упрочнение достигается за счет формирования покрытий с образованием мелкодисперсных фаз в вязкой металлической матрице [3].

Цель настоящей работы – исследование влияния электровзрывного легирования порошковой навеской системы AL-Y₂O₃ на прочностные свойства силумина марки АК10М2Н, а также на структуру его приповерхностных слоев.

В данном исследовании были использованы образцы силумина марки АК10М2Н, вырезанные из цельного слитка и имеющие форму параллелепипеда, размеры которого 20×20×10 мм³. На подложку из силумина были нанесены композиционные покрытия системы Al-Y₂O₃ методом электровзрывного напыления на электровзрывной установке ЭВУ 60/10 (Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк). Электровзрывная установка имеет следующие параметры легирования плазмой, формирующейся при электрическом взрыве фольги алюминия с навеской порошка оксида иттрия: время воздействия плазмы ~ 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~ 8,2 ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности ~ 18,8 МПа.

Была применена торцевая схема взрыва [3,5], для того чтобы повысить интенсивность теплового воздействия на поверхность материала до ее оплавления и обеспечить этим условия для легирования. Алюминиевая фольга массой 0,0589 г зажималась между коаксиальными электродами, на которые через вакуумный разрядник подавалось регулируемое напряжение. Покрытия нанесены при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности подложки до температуры плавления при двух различных напряжениях: U₁ = 2,6 кВ (образцы 1, 3, 5) и U₂ = 2,8 кВ (образцы 2, 4, 6). На каждый режим напряжения приходилось по три образца с различной массой навески порошка Y₂O₃. Образцы 1, 2 имели массу навески порошка, равную 0,0589 г, образцы 3, 4 – 0,02945 г, образцы 5, 6 – 0,0883 г.

При разряде емкостного накопителя периферийная область фольги, прилегающая к внешнему электроду-соплу, становится источником конденсированной фазы продуктов взрыва, а участок фольги над центральным электродом, куда засыпается порошок оксида иттрия, работает как источник ионизированного пара [4].

После проведенного электровзрывного легирования образцы были исследованы на микротвердость по методу Виккерса (микротвердомер HVS-1000A). Нагрузка была постоянной для всех шести образцов и составляла 0,05 НВ. Измерения микротвердости проводили в зерне и в эвтектике.

Исследование пористости покрытия и зоны термического влияния образцов производили на атомно-силовом микроскопе NT-MDT Solver «NEXT», так как такой метод является одним из мощных современных методов исследования морфологии и локальных свойств поверхности твердого тела с высоким пространственным разрешением [5]. Были сделаны снимки топографии профиля поверхности.

Исследование структуры материала проводили на металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Были сделаны изображения, по которым измерялась ширина поверхностных слоев, а также

изучена форма и размер зерен и сделан вывод о равномерности нанесенного покрытия.

По экспериментальным данным микротвердости (таблица 1) были построены графики зависимости распределения значений микротвердости от расстояния до напыляемого слоя, включая сам напыляемый слой (рисунок 1). Из статистических данных эксперимента видно, что наибольшие значения микротвердости проявляются у образцов 2 и 5. У них выявлено существенное возрастание микротвердости по мере приближения к покрытию, как внутри зерна, так и на эвтектике. Микротвердость поверхности образцов 2 и 5 выше микротвердости общего объема образцов на 50 % и 65 % соответственно.

Таблица 1 – Результаты испытаний на микротвердость образцов силумина.

№ образца	Фаза	520 мкм до края	90 мкм до края	70 мкм до края	50 мкм до края	Слой напыления
1	Зерно	54	56,03	51,16	78 48	78,55
	Эвтектика	67,04	66,15	72,73	94,17	
2	Зерно	63	59,36	63,92	87	130,51
	Эвтектика	73,99	89,5	89,22	87,92	
3	Зерно	58,67	58,55	57,53	61,64	57,12
	Эвтектика	79,96	76,18	74,78	84,15	
4	Зерно	59,53	58	67,88	73,34	77,34
	Эвтектика	80,37	72,76	80,62	85,65	
5	Зерно	63,09	65,61	67,58	66,58	161,2
	Эвтектика	108,7	105,17	122,34	111,57	
6	Зерно	86,56	66,84	77	81,31	101,56
	Эвтектика	88,31	94,56	86,49	103,51	

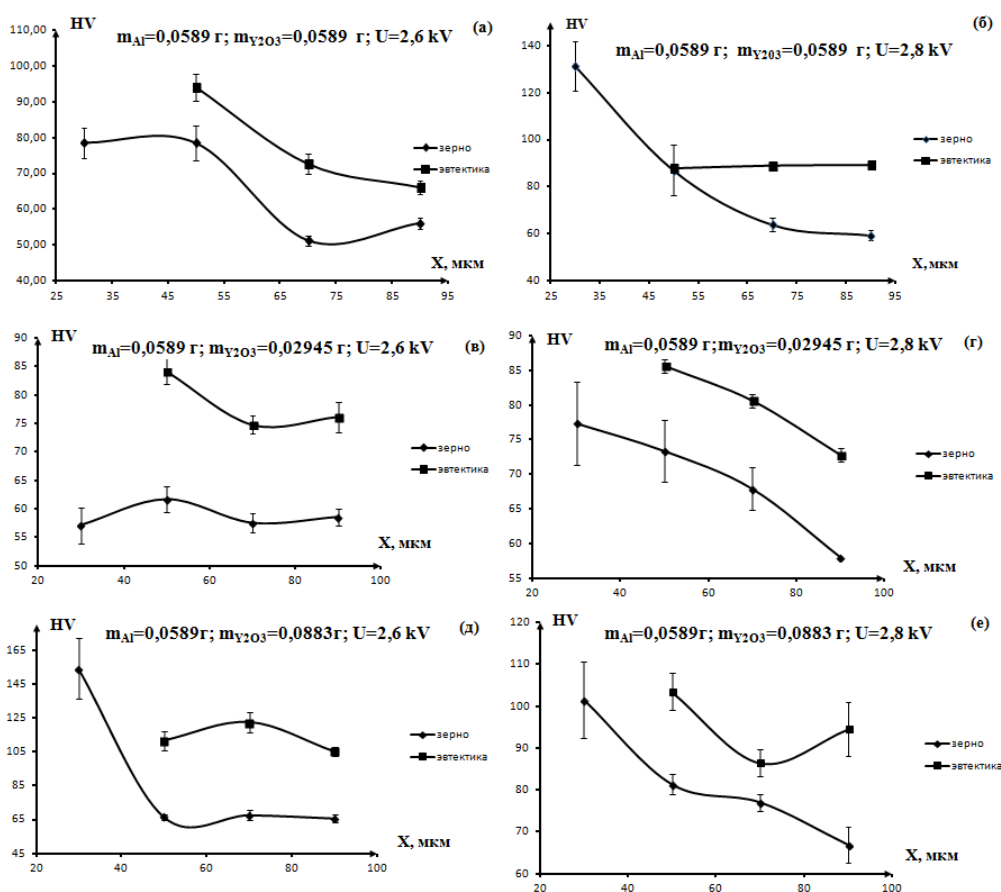
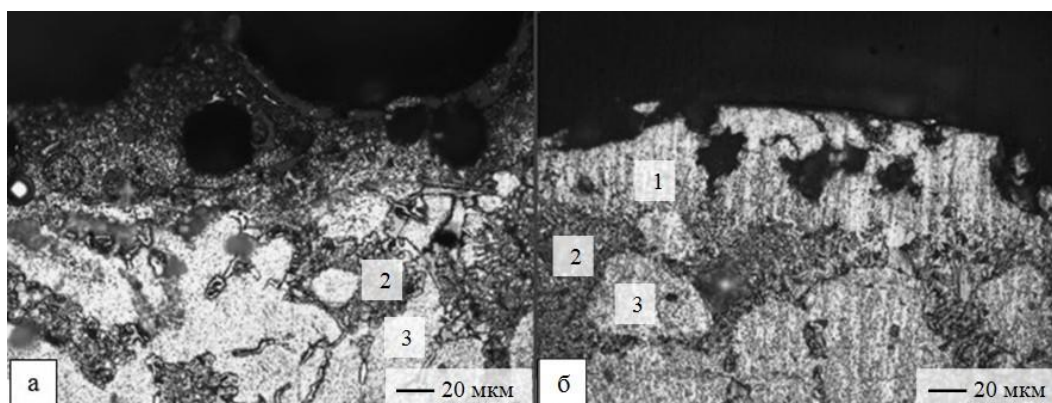


Рисунок 1 – Графики зависимости распределения значений микротвердости в зернах и эвтектике образцов силумина с различными режимами обработки от расстояния до края образца

Анализ графиков (рисунок 1) показал, что значения микротвердости, как в зернах, так и в эвтектике модифицированных образцов, увеличиваются по мере приближения к напыленному слою.

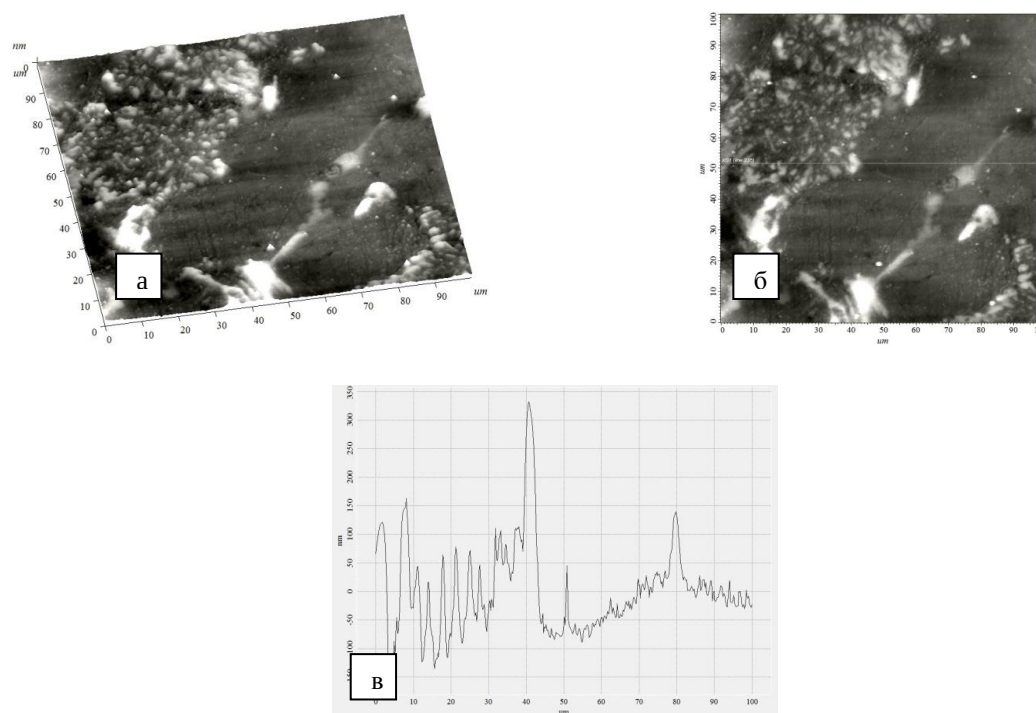
При анализе структуры на металлографическом микроскопе поперечного сечения образцов с наибольшими значениями микротвердости (образцы 2 и 5) выявлено формирование многослойной структуры, которая состоит из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния (рисунок 2 а, б). Толщина модифицированного слоя изменяется в пределах 17–117 мкм для образца 2 и 33–60 мкм для образца 5, что обусловлено подбором массы напыляемого порошка, где для образца 2 масса Y_2O_3 меньше, чем для образца 5. Таким образом, покрытие в образце 5 получилось более однородное по ширине, чем в образце 2. Толщина слоя термического влияния равна 150–260 мкм для образца 2 и 53–80 мкм для образца 5. В образце 2 слой термического влияния значительно шире, чем в образце 5, что обусловлено подбором более высокого энергетического режима напыления для образца 2.



1 – модифицированный слой, 2 – эвтектика, 3 – зерна

Рисунок 2 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов силумина с режимами обработки 2 (а) и 5 (б)

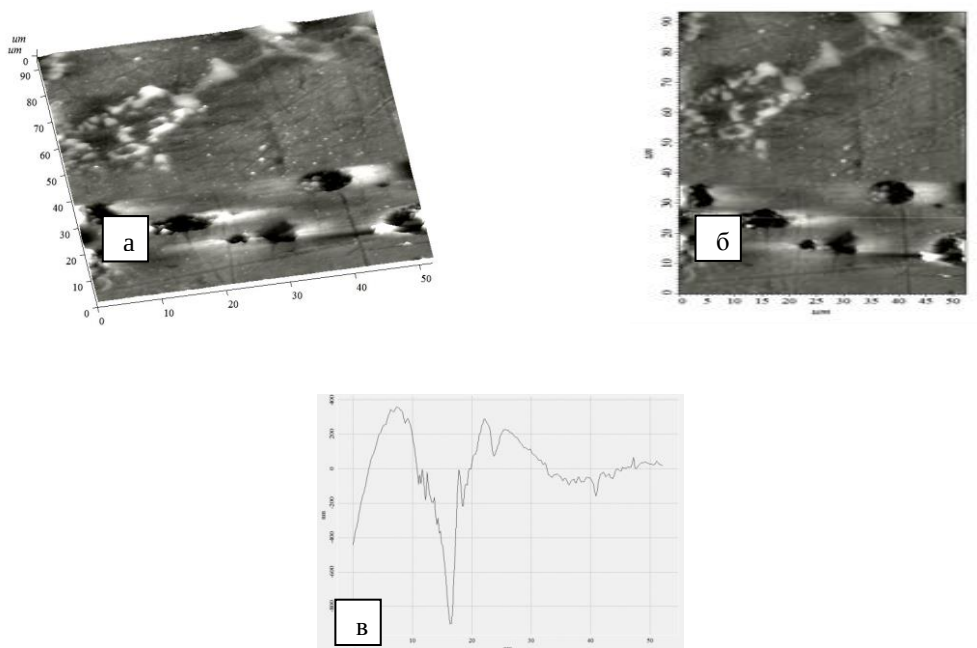
Топография профиля поверхности образцов, полученная при помощи атомно-силовой микроскопии, представлена на Рисунках 3-6. Показаны 3D и 2D изображения, а также срезы распределения неровности вдоль базовой линии в основном объеме образцов и на покрытии.



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате, б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей, в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 3 – Атомно-силовая микроскопия профиля поверхности основного объема 2-го образца

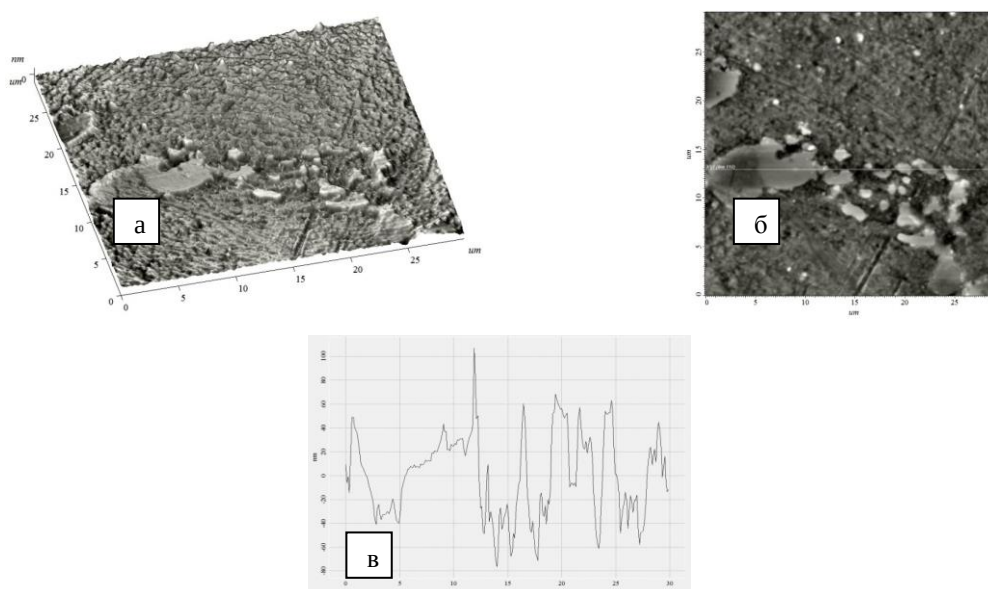
Структура образца модифицированного силумина в основном объеме представляет собой зерна, достигающие высоты 350 нм и, относительно, гладкую эвтектику.



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате, б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей, в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 4 – Атомно-силовая микроскопия профиля поверхности напыленного слоя 2-ого образца

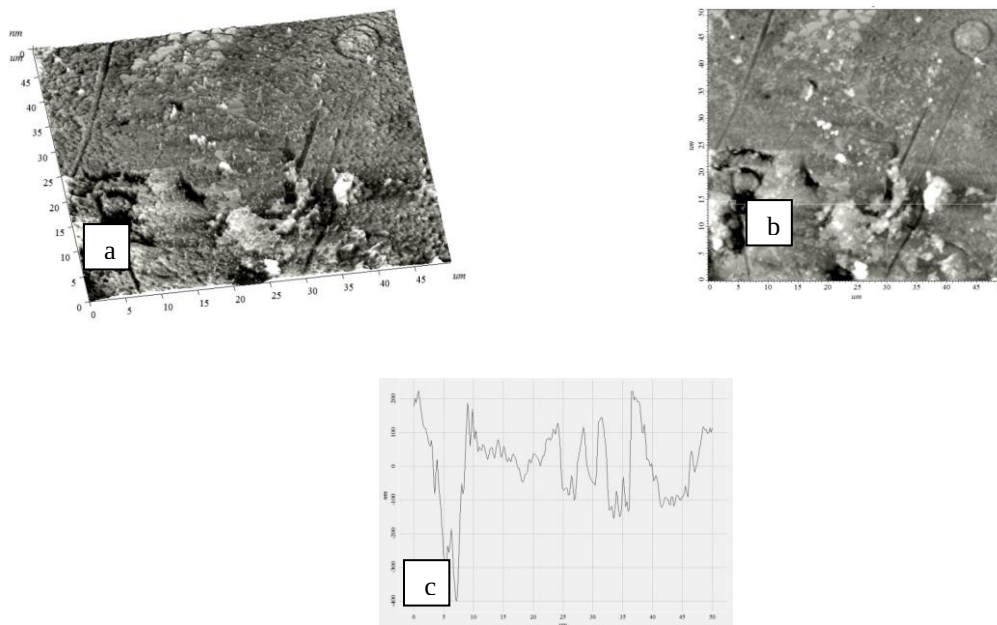
Из Рисунка 4 можно сделать вывод, что покрытие в образце 2 является высокопористым. При статистической обработке изображения выявлен максимум глубины пор, который имеет значение порядка 1500 нм. Размер пор достигает до 10 мкм в диаметре.



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате, б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей, в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 5 – Атомно-силовая микроскопия профиля поверхности основного объема 5-ого образца

Основной объем образца 5, как и основной объем образца 2, имеет структуру, состоящую из эвтектики и зерен.



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате, б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей, в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 6 – Атомно-силовая микроскопия профиля поверхности напыленного слоя 5-ого образца

Из рисунка 6 видно, что покрытие в образце 5 является пористым. Количество и глубина пор значительно меньше, чем в напыленном слое образца 2. Максимальная глубина пор достигает 500 нм. Это можно объяснить тем, что из-за большей по массе навески напыляемого порошка и меньшего энергетического воздействия частицы плазменной струи, имея меньшую энергию распределились более равномерно. Возможен факт протекания неустойчивости Кельвина-Гельмгольца [7], то есть перемешивания напыляемого и оплавленного слоев, вследствие чего количество пор оказалось меньше, чем для образца 2.

В ходе выполнения работы было установлено, что ЭВЛ приводит к увеличению микротвердости в поверхностном слое силумина и определены оптимальные режимы обработки, при которых значение микротвердости увеличилось на 50-65%.

Исследования структуры профиля поверхности силумина методами металлографической и атомно-силовой микроскопии показали, что ЭВЛ приводит к формированию многослойной структуры, которая состоит из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния.

Высказано предположение, что механизмом образования полученной структуры является протекания неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, то есть перемешивания напыляемого и оплавленного слоев, вследствие чего количество пор сокращается.

Работа была проведена при поддержке государственного задания 3.1283.2017/4.6

Библиографический список

1. Martyushev N.V., Bashev V.S., Zyкова A.P. Influence of soaking time of modifier in melt on microstructure of Al-12%Si alloys / IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2017. – V. 177. – № 012118.
2. Kononov S.V., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Fatigue life of silumin irradiated by high intensity pulsed electron beam / IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2015. – V. 91. – № 012029.
3. Vashchuk E.S., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F. Electroexplosive boron-copper plating and subsequent electron-beam treatment of steel 45 / Steel in Transl. – 2011. – V. 41(6). – P. 469–474.
4. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Surface relief and structure of electroexplosive composite surface layers of the molybdenum-copper system / J. Of Surf. Invest.: X-Ray, Synch. And Neutr. Tech. – 2011. – V. 5(6). – P. 1112–17.
5. Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V.

Formation of nanocomposite layers at the surface of VT1-0 titanium in electroexplosive carburization and electron-beam treatment / Steel in Transl. – 2012. – V. 42(6). – P. 499–501.

6. Haviland D.B. Quantitative force microscopy from a dynamic point of view / Current Op. in Coll. & Int. Sci. – 2017. – V. 27. – P. 74–81.

7. Granovskii A.Y., Sarychev V.D., Gromov V.E. Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material / Tech. Phys. 2013. – V. 58(10). – P. 1544–47.

УДК 621.791.01:539.3

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ СТРУКТУРЫ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0, СФОРМИРОВАННЫХ ПОСЛОЙНЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ НАПЛАВЛЕНИЕМ

**Батранин А.В.¹, Федоров В.В.¹, Клименов В.А.^{1,2}, Клопотов А.А.^{2,3},
Абзаев Ю.А.², Волокитин Г.Г.², Курган К.А.^{2,4}**

¹*Научный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

⁴*ООО "Газпром трансгаз Сургут" Инженерно-технический центр,
г. Сургут, Россия, batranin@gmail.com*

Аннотация: Проведено исследование структурно-фазового состояния исходного порошкового материала ВТ1-0. Методом электронно-лучевого наплавления слоев при послойном наращивании слоев материала в вакууме друг на друга был изготовлен образец. Методами компьютерной томографии с разрешающей способностью до 15 мкм выявлен характер распределения слоев в образце.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, компьютерная томография, титановый сплав ВТ1-0.

STUDY OF TITANIUM PARTS FORMED BY LAYER-TO-LAYER SINTERING OF POWDER BY ELECTRON-BEAM VACUUM SURFACING BY MEANS OF COMPUTED TOMOGRAPHY

**Batnranin A.V.¹, Fedorov V.V.¹, Klimenov V.A.^{1,2}, Klopotov A.A.^{2,3}, Abzaev Yu.A.²,
Volokitin G.G.², Kurgan K.A.^{2,4}**

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

²*Tomsk state University of Architecture and Building, Tomsk, Russia*

³*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia.*

⁴*ООО "Gazprom transgaz Surgut " Engineering-technical center,
Surgut, Russia, batranin@gmail.com*

Abstract: The structural-phase state of the initial powdered titanium is investigated. The sample is form by electron-beam vacuum surfacing by layer-by-layer sintering of powder. Competed tomography helps to reveal the internal structure of the sample with 15 um spatial resolution.

Key words: electron beam vacuum surfacing, computed tomography, titanium.

1. Введение

В настоящее время большие усилия ученых и технологов направлены на совершенствование технологических методик послойного синтеза объемных изделий при помощи электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) [1-3]. Одним из важных этапов технологического процесса быстрого прототипирования состоит в формировании поперечных сечений изготавливаемого объекта и послойным наложе-

ние этих сечений в процессе синтеза и комбинирование слоев из конкретного материала [4]. Поэтому актуальными являются работы направленные на изучение формирования слоев в результате их послойного наложения. Использование электронных пучков высокой мощности для этих целей связано с тем, что применение этого метода позволяет получать достаточно высокие разрешения в горизонтальной плоскости, которые выше чем при использовании технологии лазерной плавки [5,6].

Титановые сплавы относятся к перспективным конструкционным и функциональным материалам и их используют для изготовления ответственных деталей и изделий в космическом и авиационном машиностроении, а также и в медицине [7].

Целью работы является представление данных по исследованию методами компьютерной томографии изделий, изготовленных при помощи 3D-печати из титанового сплава BT1-0, полученных путем электронно-лучевого наплавления слоев при их послойном наращивании.

2. Материалы и методика эксперимента

Методом 3D-печати на оригинальной установке селективного спекания металлических порошков из порошка титанового сплава BT1-0 при помощи электронного пучка была изготовлено изделие из двух сопряженных трубок с внешним диаметром каждой 11 мм и толщиной стенок 0,8 мм (рисунок 1). Установка создана в НОЦ СПТ ИФВТ (г. Томск). Металлографическим исследованием порошка на основе титанового сплава BT1-0 было установлена сферическая форма частиц порошка. Также было выявлено наличие так называемых «сателлитов» – пылевидных частиц (рисунок 2). Был проведен анализ распределения частиц порошка титанового сплава BT1-0 по размерам. Результаты исследований представлены в виде гистограммы (рисунок 3). На основе анализа статистических данных распределения частиц установлено, что дисперсный состав порошков подчиняется логнормальному закону распределения. Диапазон размеров, которыми обладают частицы в порошке от 5 до 100 мкм. Средняя величина диаметра частиц порошка равна 15,5 мкм. 10% частиц порошка имеют размер порядка 7,7 мкм.

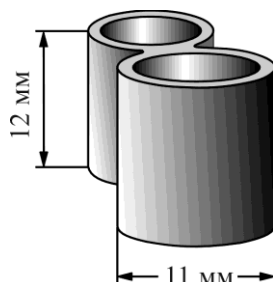


Рисунок 1 - Схематическое представление изделия, полученного при помощи 3D-печати из титанового порошка BT1-0

Таблица 1 - Технические характеристики установки селективного электронно-лучевого спекания

N	Параметры	Значения
1	Ускоряющее напряжение электронного пучка, $U_{\text{уск}}$	40 кВ
2	Сила тока, I	1,2 мА
3	Диаметр точки минимального сечения электронного пучка (кроссовер), d	200 мкм
4	Количество проходов луча по слою, n	3

Для 3D-печати использовали порошок из титанового сплава BT1-0. Химический состав используемого порошка приведен в таблице 2.

Таблица 2. Химический состав сплава BT1-0

Элементы	Fe	N	C	H	O	другие	Ti
Концентрация, вес. %	0,25	0,04	0,07	0,01	0,2	0,3	остальное

Фазовый состав изделия определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН4-07 на $\text{CuK}\alpha$ излучении [8]. На основе полученных дифрактограмм установлено, что исходный порошок содержит в основном фазу α -Ti (~90%) и немного β -Ti (~10%). После сплавления на дифрактограммах от сплавленного кольца выявлены только структурные линии от α -Ti. Рефлексов от β -Ti не обнаружено.

Для проведения исследований использовался растровый электронный микроскоп Tescan Vega 3 SB.

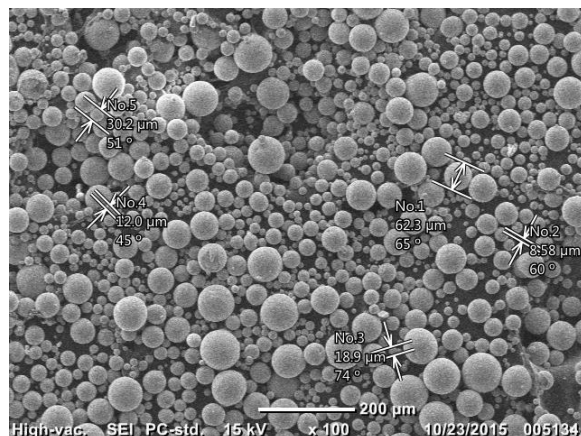


Рисунок 2 - Микрофотография порошка титанового сплава BT1-0

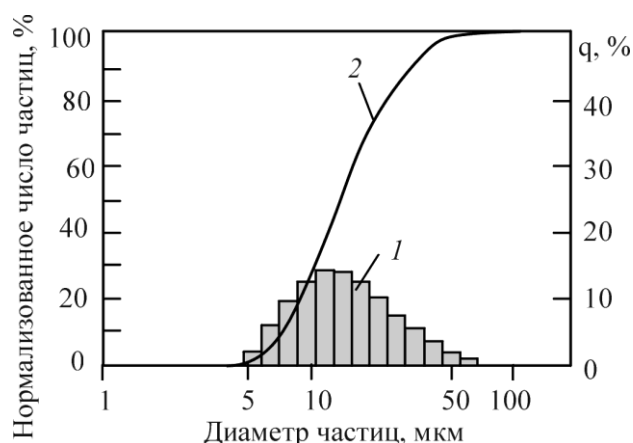


Рисунок 3 - Гистограмма распределения частиц по размерам (1) и интегральная кривая распределения частиц по размерам (2)

Исследование методом неразрушающего послойного исследования внутреннего строения трубки проводили на рентгеновском микрокомпьютерном томографе ОРЕЛ-МТ (Томский политехнический университет). Томограф оснащен острофокусным рентгеновским аппаратом XWT 160-ТС, плоскпанельным рентгеновским детектором PaxScan-2520V и прецизионной системой позиционирования объекта исследования, что позволяет достигать пространственного разрешения на уровне до десяти микронетров. Более подробно применяемый метод описан в работе [9].

Данный образец исследовали с применением следующего режима томографического сканирования: ускоряющее напряжение – 100 кВ, ток анода – 35 мкА, число исходных проекций – 1200, угловой шаг – 0,3°, размер вокселя – 8,5 мкм.

3. Результаты и обсуждение

Методом 3D-печати из порошка титанового сплава BT1-0 было получено изделие в виде сжатых двух трубок (рисунок 1). На томографических сечениях хорошо просматриваются слои, полученные в результате изготовления изделия.

Результаты томографического исследования представлены на рис. 4. На приведенных томограммах хорошо просматривается внутренняя структура объекта (рисунок 4 б, г). Однородный светло серый цвет соответствует сплошному плотному материалу в виде слоев между которыми располагаются зернистые области менее насыщенного серого цвета, соответствующие конгломератам из более мелких пор.

Серые участки на томограммах, между светлыми слоями, соответствуют местам, где произошли процессы твердофазного спекания порошка и они сопровождаются припеканием монокристаллических сферических частиц порошка. Эти области являются областями высокой пористости.

Более светлые слои на томографических изображениях отражают процессы, которые реализовались при жидкофазном спекании порошкового тела при температуре, обеспечивающей образование жидкой фазы. При жидкофазном спекании получаются практически беспористые слои.

Значительные по объему черные места на томограммах отражают наличие крупных пор (рисунок 4).

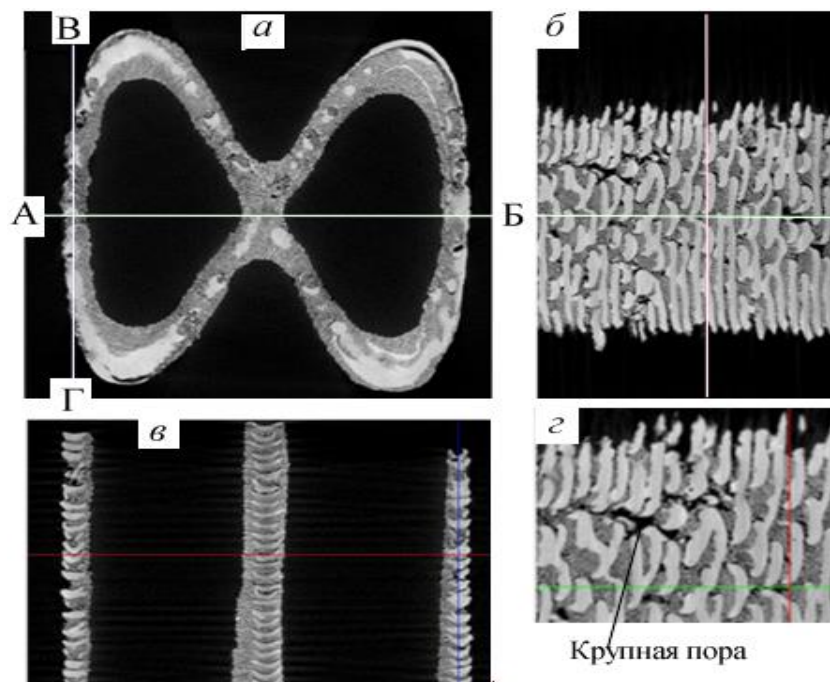


Рисунок 4 - Томограммы изделия в виде двух сопряженных трубок, изготовленного методом 3D печати: *а* – вид сверху; *б* – вдоль сечения ВГ; *в* – вдоль сечения АВ; *г* – фрагмент участка томограммы в более крупном масштабе от изображения, полученного вдоль сечения ВГ

Анализ морфологии поверхности слоев и частиц свидетельствует о наличии на поверхности впадин, которые образованы усадочными процессами. Имеются обволакивающие частицы-лужицы с гладкой поверхностью, которые образовались в результате электронно-лучевого воздействия (рисунок 5).

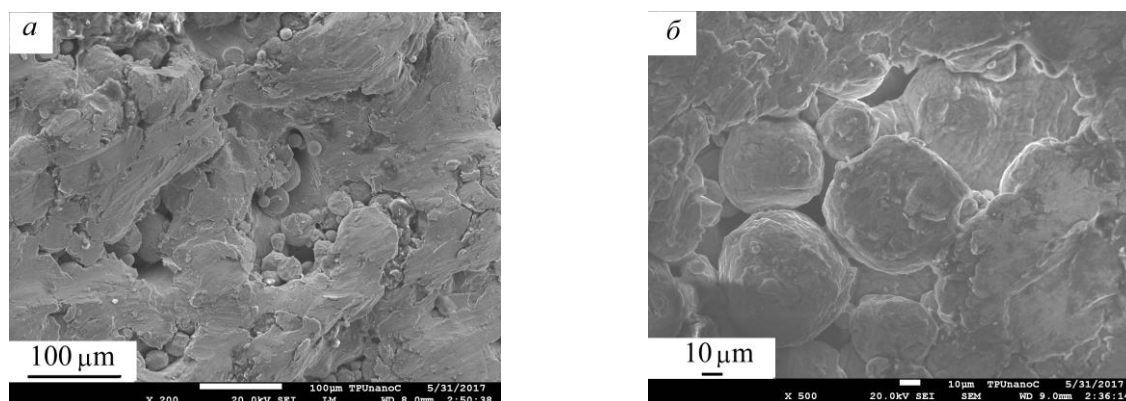


Рисунок 5 - Растровые электронно-микроскопические изображения тонкой структуры с поверхности образца (рисунок 4, *а*)

Микрофотографии с поверхности образца в плоскости рисунок 4 *а* показывают с наличием микропор, которые заполнены более мелкими порошинками (рисунок 5).

При жидкофазном спекании в расплавленных слоях образуются кристаллические зародыши. Скорость роста зародыша в расплавленных слоях определяется скоростью отвода скрытой теплоты кристаллизации от поверхности раздела жидкой и твердой фаз. Формирующаяся при этом структура кристалла определяется условиями роста и прежде всего величиной переохлаждения (рисунок 6). На границе кристалл–расплав могут осуществляться два режима теплопередачи [10]. Первый режим сопровождается положительным температурным градиентом, когда теплоотвод осуществляется только через твердую фазу. Второй режим более сложный, когда перенос тепла идет в двух направлениях: к твердому телу и жидкости и в этом случае имеет место отрицательный температурный градиент (рисунок 6). Как правило, в расплаве создается положительный температурный градиент, т. е. температура повышается по мере удаления от поверхности раздела. В порошковом материале доминирование одного или другого режима зависит от значений дисперсности по размерам частиц порошка. Это приводит к не определенному температурному градиенту. В этом случае количество тепла, отведен-

ное в твердую фазу от поверхности раздела, равно суммарному количеству тепла, подведенному к поверхности раздела из жидкости и выделившемуся в виде скрытой теплоты кристаллизации.

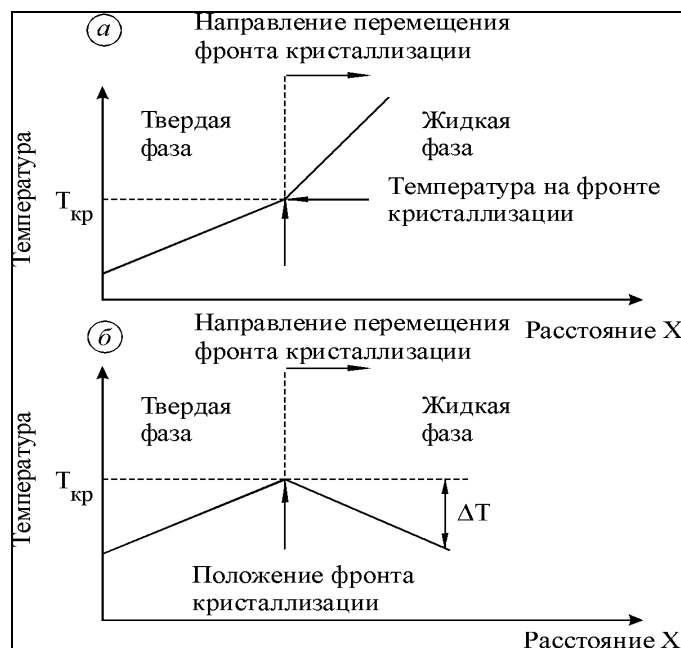


Рисунок 6 - Схематическое представление перемещения фронта кристаллизации при положительном (а) и отрицательном (б) температурном градиенте жидкости [10]

Заключение

Таким образом, приведенные данные позволяют сделать очевидный вывод, что подбор оптимального режима при селективном электронно-лучевом спекании при изготовлении изделий методом 3D печати тем проще, чем однородней по размерам порошок. Далее также не обходимо отметить, что здесь мы не коснулись проблемы влияния примесей в порошковом материале. Здесь важно отметить, что на поверхности порошинок из титановых сплавов всегда находится большое количество окислов титана. В свою очередь наличие кислорода в приповерхностных слоях порошинок титана может оказать большое влияние на жидкотекучесть расплавленного металла. Все это усложняет процесс подбора режимов при изготовлении изделий методом 3D печати при послойном электронно-лучевом спекании. Поэтому применение методов компьютерной томографии при анализе качества изготовленных изделий является очень перспективным подходом для отработки режимов при их создании.

Библиографический список

1. Корнилов С.Ю., Осипов И.В., Ремпе Н.Г. Приборы и техника эксперимента. 2009. №3. С.104-109.
2. Puebla K., Murr L. E., Gaytan S. M., Martinez E., Medina F., B. Wicker R. Materials Sciences and Applications, 2012, V.3, P.259-264
3. Gaytan S. M., Murr L. E., Ramirez D. A. Materials Science and Applications, 2011, V.2, № 5, P. 355-363.
4. Шишковский И.В. Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий.- М.: Физматлит, 2009. – 416 с.
5. Murr L. E., Gaytan S. M., Ramirez D. A., Martinez E., Hernandez J., Amato K. N., Shindo P. W., Medina F. R., Wicker R. B. Journal of Materials Science and Technology. 2012, V. 28, No. 1. P. 1-14.
6. Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T., Van Humbeeck J., Kruth J.P. Acta Materialia. 2010. V. 58, №. 9. P. 3303-3312.
7. Мирзаев Д. А., Ульянов В. Г. Сплавы титана особыми свойствами. М.: Наука, 1982. С.43-47.
8. Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Потеев А.И., Волокитин О.Г., Клопотов В.Д. Физические основы рентгеноструктурного исследования кристаллических материалов. Томск: ТПУ. 2013. 263 с.
9. Batranin A. V., Chakhlov S. V., Grinev D. V., Kapranov B. I., Klimenov V.A. Applied Mechanics and Materials. Trans Tech Publications. 2013. V. 379. P. 3-10.
10. Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Редкие металлы и сплавы. Физико-химический анализ и металловедение. М.: Наука, 1980. - 296 с.

ЦИРКУЛЯЦИЯ ЙОДИДОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ХРОМИРОВАНИИ

Христюк Н.А. Богданов С.П.

*Санкт – Петербургский государственный технологический институт
(Технический университет),
г. Санкт – Петербург, Россия, nikolai.hristyuk@mai.ru*

Аннотация: Изучен процесс взаимного транспорта железа и хрома в процессе диффузионного хромирования йодным транспортом. Показаны фазовые превращения при различных температурах. Рассмотрены морфологические особенности покрытий.

Ключевые слова: хромирование, диффузионное насыщение, йодный транспорт, покрытия.

CIRCULATION OF IODIDES OF IRON AND CHROME IN DIFFUSION CHROMIZING

Khristyuk N.A., Bogdanov S.P.

*St. Petersburg State Technological Institute (Technical University)
St. Petersburg, Russia, nikolai.hristyuk@mai.ru*

Abstract: The process of mutual transport of iron and chromium in the process of diffusion chrome plating by iodine transport has been studied. Phase transformations are shown at various temperatures. Morphological features of coatings are considered.

Key words: chromium plating, diffusion saturation, iodine transport, coatings.

Введение.

Хими́ко – термическая обработка (ХТО) металлов проводится с целью модификации состава и структуры поверхностных слоев для улучшения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости. Одним из способов ХТО является диффузионное хромирование – формирование хромсодержащих покрытий на сталях производится для комплексного повышения этих свойств благодаря высокой коррозионной стойкости хрома и его соединений в средах неорганических кислот, сернистых газов и высокотемпературного водяного пара [1,2,3,4,5]. Также возрастают твердость и износостойкость поверхности вследствие образования карбидных фаз на средне и высокоуглеродистых сталях [6,7]. Недавно [8] эти покрытия были предложены для повышения коррозионной стойкости мембран топливных элементов и отмечено невысокое межфазное электрическое сопротивление. Насыщение из порошковой смеси является наиболее простой и удобной технологией. Роль активатора состоит в формировании летучих соединений, которые в результате процессов, протекающих на поверхности стали разрушаются с выделением хрома. Йодный транспорт успешно применен для получения высококачественных материалов [9] и синтеза твердых растворов в двойных металлических системах без образования жидких металлических фаз [10].

Экспериментальная часть.

В качестве объектов исследования использовали промышленные армко – железо и металлический хром марки Х99Н1, химический состав которых представлен в таблице 1. Элементный анализ указанных материалов проводился рентгенофлуоресцентным анализом (РФА) на спектрометре Axios Advanced, содержание углерода и серы определялось на анализаторе Eltra CS – 800. Азот определялся на анализаторе Eltra ON – 900.

Таблица 1. Химический состав исходных материалов

Материал	Содержание элементов, масс. %												
	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Si	Cu	Al	Ti	N	Fe
Армко	0,04	0,01	0,005	0,008	0,02	0,01	0,005	0,13	0,02	<0,003	<0,003	0,018	Осн.
Х99Н1	0,02	0,01	0,002	0,009	99,3	0,01	<0,01	0,2	<0,01	0,3	<0,01	0,02	0,1

Для изучения транспорта железа и хрома из металлов изготавливали пластины размером 16x12x6 мм (площадь поверхности 720 мм²). Образцы шлифовали абразивной бумагой из карбида кремния до шероховатости $R_a = 0,10$ мкм с последующей очисткой, обезжириванием поверхности ацетоном и взвешиванием на аналитических весах. Затем их загружали в кварцевый реактор согласно схеме на рисунке 1. Для обеспечения постоянного заданного расстояния между пластинами устанавливали разделитель в виде кварцевого кольца.

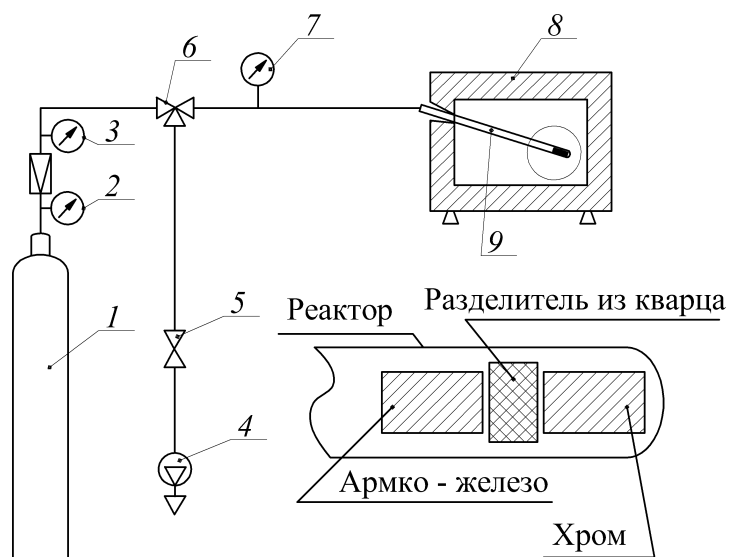


Рисунок 1 – чертеж экспериментальной установки и расположение образцов железа и хрома в реакторе. 1 – баллон с аргоном, 2 – манометр высокого давления, 3 – манометр низкого давления, 4 – вакуумный насос, 5 – проходной клапан, 6 – трехходовой клапан, 7 – мановакуумметр, 8 – печь сопротивления, 9 – кварцевый реактор.

В реактор помещали 0,3 грамма металлического йода марки «ч» (ГОСТ 4159-79), из него откачивали воздух до остаточного давления 100 Па. Затем реактор заполняли аргоном высокой чистоты (ТУ 2114-004-05798345-2009), под избыточным давлением 50000 Па. Реактор загружали в предварительно разогретую до заданной температуры печь сопротивления и выдерживали в течение 6 часов. Температуру ХТО варьировали от 600°C до 1000°C с интервалом 100°C. После проведения эксперимента реактор извлекали из печи и охлаждали на воздухе, выгружали образцы и очищали их влажной салфеткой. Изменение массы образцов после ХТО определяли на аналитических весах с последующим пересчетом на единицу площади поверхности.

Морфологию поверхности, ее элементный состав, а также распределение элементов в поперечных микрошлифах изучали с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3 SBH с приставкой для микрорентгеноспектрального (МРСА) анализа AZtec X – Act. Для количественной оценки размеров морфологических элементов использовался плагин Image Processing Toolbox программного продукта Matlab 2014. МРСА проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ, что обеспечивает локальное разрешение ~ 1,5 мкм. Все представленные в работе микрофотографии сделаны в обратноотраженных электронах. Фазовый состав покрытий определялся на рентгеновском дифрактометре Rigaku Smart Lab 3 в Cu K_α излучении с рабочими параметрами 40 кВ, 30 мА.

Результаты и обсуждение

Морфология поверхности армко – железа и хрома после ХТО при температуре 600°C показана на рисунке 2 а. На поверхности армко – железа наблюдаются границы зерен ферритной фазы толщиной 1 – 2 мкм. По данным МРСА и РФЛА химический состав поверхности соответствует составу до проведения ХТО, локальных участков концентрирования хрома не выявлено. В то время как масса образца армко – железа снизилась на 0,04 кг/м², что говорит о стравливании железа с поверхности в присутствии йода. На снимках поверхности хромовой пластины можно выделить темные (71%) и светлые (29%) участки. Светлые участки по данным МРСА содержат 50 – 70% Fe, основа темных участков – хром, содержание которого составляет 70% остальное – железо. Также отмечена убыль массы на 0,07 кг/м², указывающая на более быстрое взаимодействие хрома с йодом в этих условиях. Однако обогащение поверхности армко – железа хромом не наблюдался. Это вызвано меньшей летучестью паров йодидов хрома в сравнении с йодидами железа. Одновременное снижение массы образ-

цов вызвано их химическим взаимодействием с йодом и удалением продуктов взаимодействия при очистке образцов.

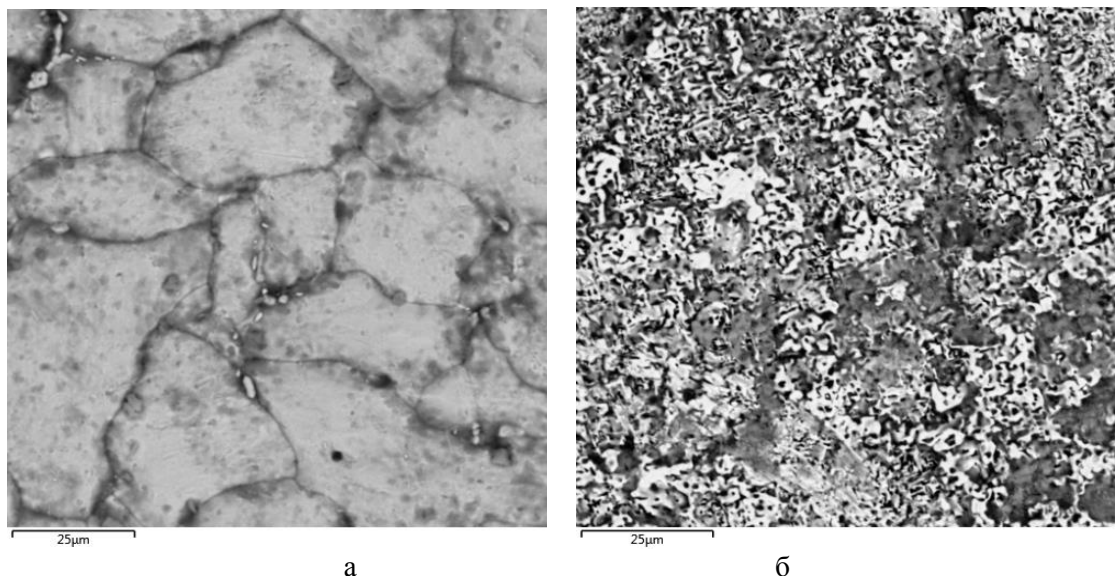


Рисунок 2 – поверхности пластин железа (а) и хрома (б), выдержанных при температуре 600⁰С в присутствии йода.

Транспорт хрома к поверхности армко – железа начинается при температуре 700⁰С. Хром осаждается на поверхности в виде несплошных рыхлых частиц размером 10 – 20 мкм. (рисунок 3а), содержащих 80% Cr, 15% N, 5% Fe. Согласно РФА на поверхности формируется фаза CrN, металлический хром или твердый раствор «Fe – Cr» не обнаружены. Также на поверхности присутствуют участки α – фазы со стравленными границами зерен, в которых повышение содержания хрома также не наблюдается. Масса образца снижается на 0,03 кг/м². Образование CrN вызвано примесью азота (0,018% масс.) в исходном армко – железе, склонностью хрома к азотированию а также встречной диффузией азота к поверхности. На хромовой пластине формируется несплошное покрытие содержащее в среднем 80% Fe, остальное – Cr (светлые области). В темных областях содержание Cr составляет 95%, и они обладают повышенной разрыхленностью, следовательно в них происходило образование иодидов хрома. В отличие от предыдущего эксперимента относительная площадь светлых участков составляет 66%. То есть при температуре 700⁰С процесс идет одновременно в обе стороны, но с некоторым смещением в сторону транспорта йодидов железа на пластину хрома.

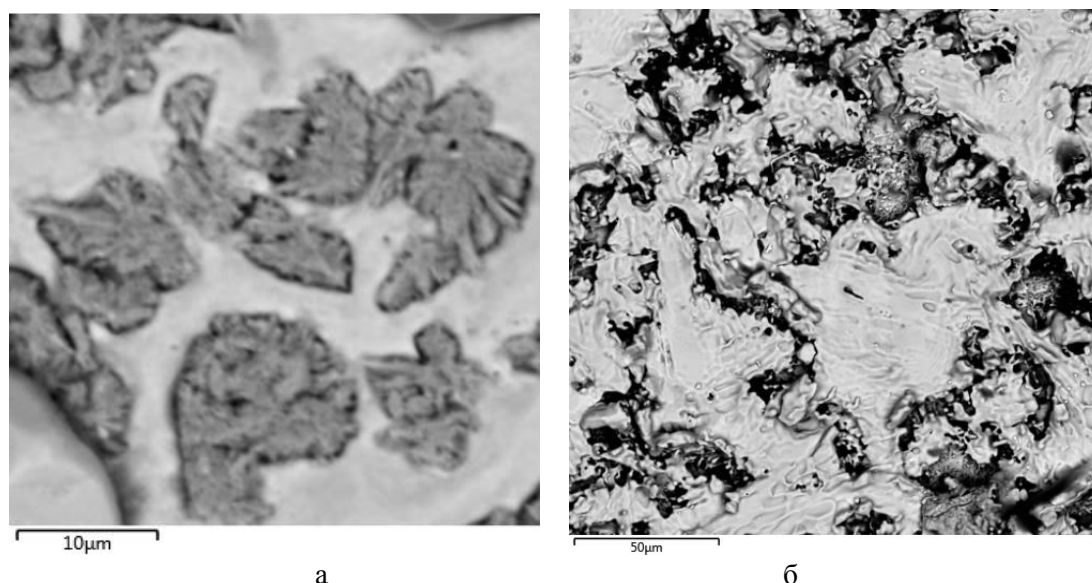


Рисунок 3 – поверхности пластин железа (а) и хрома (б), выдержанных при 700⁰С в присутствии йода.

Нитриды хрома формируют сплошное покрытие на армко – железе при температуре 800⁰С. Дифрактограммы поверхности, полученные РФА в параллельном пучке показывают наличие фаз CrN с небольшой долей Cr₂N. По данным РЭМ толщина покрытия составляет в среднем 1,5 мкм. По данным МРСА покрытие содержит 75% Cr, 20% N, 5% Fe. Масса образца армко – железа снижается на 0,05 кг/м². На снимках наблюдается явная граница между полученным покрытием и подложкой, но незначительное превышение содержания хрома наблюдается на глубине до 3 мкм. Так как известно [1], что одной из движущих сил переноса хрома на сталь может являться образование карбида или нитрида хрома, то этим можно объяснить отсутствие на поверхности железа фаз металлического хрома или твердого раствора «железо – хром, в то время как на поверхности пластины металлического хрома можно отметить только твердый раствор «Fe – Cr». При этом глубина диффузии железа в хромовую пластину достигает 7 мкм, также элементный состав поверхности более однороден, чем в обоих предыдущих случаях, колебания содержания хрома находятся в пределах 15% масс, то есть железо формирует сплошной модифицированный слой на пластине из хрома. Большая толщина этого слоя, чем толщина покрытия из CrN на пластине из армко – железа вызвана отсутствием стадии образования неметаллических фаз (карбидов, нитридов), блокирующих дальнейшую диффузию, а также стравливанием хрома из пластины в присутствии йода. Меньшее, чем у армко – железа, снижение массы хромовой пластины, составляющее 0,02 кг/м² также вызвано разницей в летучести паров CrI₂ и FeI₂.

В области температур 900⁰С и 1000⁰С на пластине армко – железа также формируются сплошные покрытия, однако происходят значительные изменения в их фазовом составе, морфологии и толщине. Фаза CrN полностью исчезает, вместо нее появляется Cr₂N, что подтверждается результатами МРСА: 11% N, 87% Cr, 2% Fe. Впервые образуется карбид Cr₂₃C₆. Формирование карбидных фаз также вызвано содержанием 0,04% С в армко – железе. Следует отметить, что карбидная и нитридная фазы отделены друг от друга (рисунок 5, 6). Cr₂N сегрегируется в виде зерен размером до 10 мкм, срастающихся в агломераты. При этом относительная площадь, занимаемая Cr₂N снижается от 83% при температуре 900⁰С до 11% при температуре 1000⁰С. В обоих случаях участки, сформированные Cr₂₃C₆ характеризуются пористостью со средним размером пор 0,7 мкм (900⁰С) и 1,5 мкм (1000⁰С), так же выявлено значительное содержание железа – в среднем 15%. Исходя из этого следует, что рост карбидной фазы начинается только после связывания всего азота в Cr₂N, а стравливание железа происходит параллельно с ростом карбида Cr₂₃C₆. Формирование карбидов происходит благодаря общему увеличению скоростей химических реакций и росту коэффициентов диффузии вместе с температурой ХТО. Толщины покрытий составляют 14 и 20 мкм соответственно.

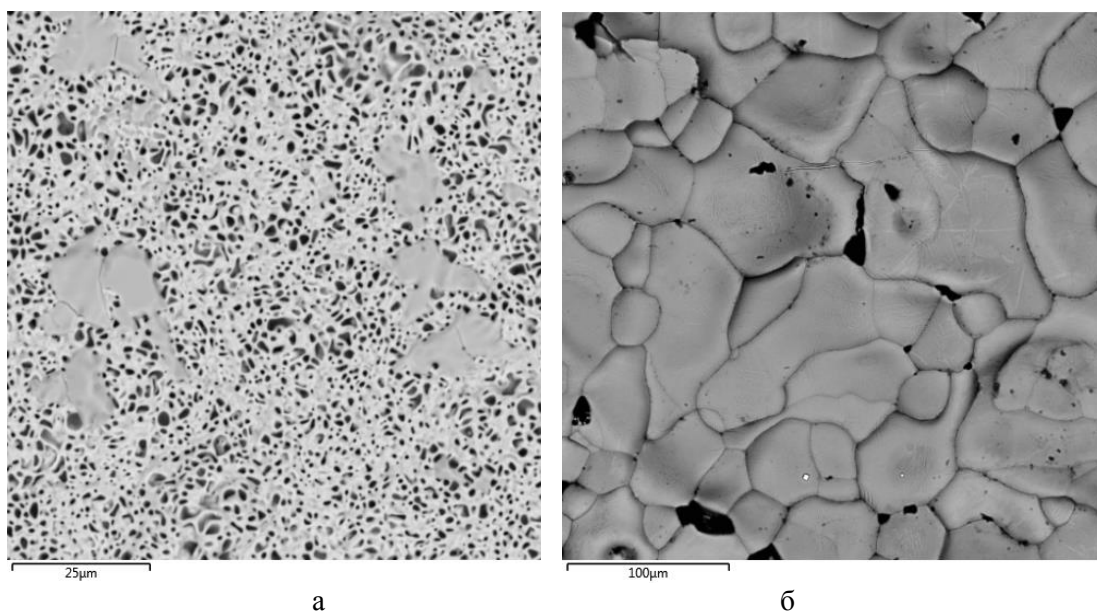


Рисунок 4 – микрофотография покрытий на армко – железе (1000⁰С) в присутствии йода (а) и хрома (б)

На пластине металлического хрома при 900-1000⁰С формируются сплошные железосодержащие покрытия, содержащие около 35% Cr с некоторыми колебаниями химического состава и толщины (рисунок 4б), которые наиболее существенны при температуре 900⁰С. Проведение ХТО при температуре 1000⁰С приводит к образованию более однородных модифицированных слоев, характеризующихся большим средним размером зерен – 50 мкм. Толщины покрытий варьируются, средние значения составляют 18 мкм. и 20 мкм. при температурах 900⁰С и 1000⁰С соответственно. Причем в

обоих обсуждаемых случаях хром интенсивнее реагирует с йодом чем железом: при температуре 900°C снижение массы армко – железа составило 0,03 кг/м² в то время как хром потерял 0,08 кг/м², и эти показатели мало меняются на 1000°C. Этим можно объяснить меньшее поверхностное содержание железа по сравнению с результатами, полученными на температурах 700°C и 800°C. Также как и во всех выше обсужденных случаях на дифрактограммах пластин хрома после ХТО присутствуют только металлические фазы. Вероятно, что образование на поверхности железа нитридов и карбидов существенно снижает скорость диффузии, в результате глубина диффузии железа в хром больше, чем глубина диффузии хрома в железо. Этим также объясняется наличие четкой границы «модифицированный слой – подложка» и равномерная толщина покрытий на армко – железе. В то время как образованные твердыми растворами покрытия на металлическом хrome даже после ХТО при 1000°C характеризуются значительными вариациями толщины, которые, так же как и некоторая неоднородность структуры поверхности объясняются более интенсивным взаимодействием йода с хромом, а также диффузией железа в металлический хром по границам зерен.

Выводы.

Установлено, что в интервале температур 700°C – 1000°C газовый транспорт иодидов протекает в обе стороны, причем образование иодидов хрома начинает превалировать с ростом температуры. Это подтверждается динамикой изменения масс образцов. На самой низкой температуре покрытие на армко – железе не образуется по причине невысокой летучести йодидов хрома. В покрытиях на армко – железе не выявлены фазы металлического хрома или твердого раствора «Fe – Cr». Несмотря на незначительные содержания углерода и азота хром всегда образует карбиды и нитриды, причем формирование нитридных фаз предпочтительнее, то есть движущая сила процесса – формирование прочных химических соединений. Этим также объясняется наличие четкой границы «модифицированный слой – подложка» и равномерной толщиной покрытий на армко – железе. В то время как образованные твердыми растворами покрытия на металлическом хrome даже после ХТО при 1000°C характеризуются значительными вариациями толщины, которые, так же как и некоторая неоднородность поверхности объясняются более интенсивным взаимодействием йода с хромом, а также диффузией железа в металлический хром по границам зерен.

Библиографический список

1. Лоскутов В.Ф. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов [и др.] // Киев: Техніка, 1991. – 168 с.
2. Czerwinski F. Heat Treatment – Conventional and Novel Applications. // Published by InTech, Janeza, Croatia 2012. – 408 p.
3. Agüero. A. Oxidation under pure steam Cr based protective oxides and coatings, / A. Agüero, V. González, M. Gutiérrez, R. Muelas // Surface and coatings technology – 2013, V. 237, P. 30 – 38.
4. Meier G. H. Diffusion chromizing of ferrous alloys. / G. H. Meier, C. Cheng, R. A. Perkins, W. Barker // Surface and Coatings Technology – 1989, V. 39 – 40, P. 53 – 64.
5. Lee S. B. Improved corrosion resistance and interfacial contact resistance of 316L stainless-steel for proton exchange membrane fuel cell bipolar plates by chromizing surface treatment. / S.B. Lee, K.H. Cho, W.G. Lee, H. Jang // Journal of Power Sources – 2009, V. 187, P. 318 – 323.
6. Lin N. Assessments on friction and wear behaviors of P110 steel and chromizing coating sliding against two counterparts under dry and wet conditions. / N. Lin, F. Xie, H. Yang, W. Tian, H. Wang, B. Tang // Applied surface science – 2012 V. 258, P. 4960 – 4970.
7. Wang Q. J. Encyclopedia of tribology / Q. J. Wang, Y. W. Chung // Springer science + Business Media: New York, 2013. – 4192 p.
8. Bai C. Y. Corrosion behaviors and contact resistances of the low-carbon steel bipolar plate with a chromized coating containing carbides and nitrides. / C. Y. Bai, M. D. Ger, M. S. Wu. // International journal of hydrogen energy – 2009, V. 34, P. 6778 – 6789.
9. Ролстен Р. Ф. Йодидные металлы и йодиды металлов / Р. Ф. Ролстен. – М.: Металлургия, 1968. – 524 с.
10. Богданов С. П. Синтез твердых растворов в двойных металлических системах методом йодотранспорта / С.П. Богданов // Физика и химия стекла. – 2013, т.39, № 4. – С. 643 – 648.

ПОЛУЧЕНИЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Насакина Е.О.¹, Баикин А.С.¹, Конушкин С.В.¹, Сергиенко К.В.¹, Каплан М.А.¹,
Федюк И.М.¹, Севостьянов М.А.¹, Колмаков А.Г.¹, Клименко С.А.²

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
г. Москва, Россия*

² *Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины,
г. Киев, Украина, nasakina@mail.ru*

Аннотация. Получены слои тантала и титана на подложках наноструктурного TiNi при варьировании условий магнетронного распыления. Исследовано состояние поверхности TiNi после различных обработок. Структуру и состав образцов определяли с помощью СЭМ, ЭОС. С увеличением времени и мощности распыления и уменьшением дистанции напыления толщина поверхностного слоя нелинейно возрастает. Переходный слой обеспечивает высокую адгезию поверхностного слоя к подложке.

Ключевые слова: композиционные материалы, тантал, нитинол, биомедицинские материалы, наноматериалы.

RECEIVING OF LAYERED COMPOSITE MATERIALS WITH SHAPE MEMORY EFFECT OF MEDICAL APPOINTMENT

Nasakina E.O.¹, Baikin A.S.¹, Konushkin S.V.¹, Sergienko K.V.¹, Kaplan M.A.¹,
Fedyuk I.M.¹, Sevostyanov M.A.¹, Kolmakov A.G.¹, Klimenko S.A.²

¹ *Institution of Russian Academy of Sciences A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material
Science Russian Academy of Sciences,
Moscow, Russia*

² *V.N. Bakul Institute of superhard materials NAS of Ukraine,
Kiev, Ukraine, nasakina@mail.ru*

Abstract. Tantalum and titanium surface layers were created on nanostructural TiNi substrates when the conditions of magnetron sputtering are varied. The state of the TiNi surface after various treatments has been studied. Structure and composition of samples were defined by SEM, AES. With increase in time and output of sputtering and decrease in deposition distance surface layer thickness not linearly increases. The transitional layer provide high adhesion of a surface layer to a substrate.

Keywords: composite materials, tantalum, nitinol, biomedical materials, nanomaterials.

Материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) являются наилучшими кандидатами для создания медицинских имплантатов, пластично деформируемых в охлажденном состоянии до крайне компактного вида, способствующего более легкой и менее травматичной доставке до необходимого участка организма без полостного хирургического вмешательства, и самостоятельно принимающих функциональную форму в заданных эксплуатационных условиях без дополнительного воздействия [1–2]. Наиболее известным медицинским материалом из этого класса является никелид титана, наделенный механическими характеристиками, подобными поведению живых тканей, что помогает ему подстраиваться под физиологические нагрузки, обеспечивая необходимые условия эксплуатации [1–4]. Но помимо положительных механических характеристик этот сплав наделен и рядом недостатков: трудностью обработки при производстве изделий, высоким содержанием токсичного элемента, спорным уровнем биосовместимости [5].

В современном мире эффективным способом повышения эксплуатационных характеристик и устранения недостатков классических материалов является формирование на их основе композиционных материалов [6–9]. Данная работа посвящена получению металлических слоистых композитов на основе никелида титана с поверхностными слоями из тантала или титана медицинского назначения.

Материалом для исследований служили проволоки диаметром 280 мкм из наноструктурного

никелида титана состава 55,91 мас. % Ni – 44,03 мас.% Ti (далее TiNi) [10] и композиты на ее основе с поверхностными слоями из тантала и титана, полученными с использованием метода магнетронного распыления в вакууме.

Проволоки в исходном состоянии для повышения качества поверхности подвергали последовательной шлифовке поверхности наждачной бумагой зернистостью от 180 до 1000 grit и конечной обработке пастой ГОИ до зеркальной поверхности. Уменьшение диаметра составляло до 10 мкм по сравнению с исходным. Для конечной стабилизации В2 фазы и придания формы проволоки в исходном состоянии или после шлифовки подвергали отжигу при 450 °С в течение 15 минут на воздухе. Диаметр проволоки не менялся.

Создание композитов проводилось с помощью магнетрона на постоянном токе (~ 400-1100 мА) в газовой среде аргона при рабочем и остаточном давлении ~ 0,4 и 4×10^{-4} Па, соответственно, при напряжении ~ 400-700 В, дистанции напыления 40-200 мм и времени распыления 5-120 мин на основную поверхность с вращением. Для очистки, активации и полировки поверхности подложки проводилась бомбардировка ионами аргона с параметрами разряда $U_e = 900$ В, $I_e = 80$ мА – предварительное ионное травление (ПИТ).

Морфологию поверхности и послойный элементный состав исследовали на растровом электронном микроскопе LEO-430i Carl Zeiss, снабженном приставкой для микрорентгеноспектрального анализа, и Оже-спектрометре JAMP-9500F фирмы JEOL в сочетании с ионным травлением при бомбардировке аргоном под углом 30°.

На поверхности TiNi до обработок наблюдалась высокая шероховатость, чередовались темные и светлые участки, состоящие в основном из углерода и оксида титана, соответственно, которые распространялись на глубину до 4,5 мкм. После отжига состояние поверхности никелида титана не менялось, за исключением небольшого увеличения доли светлых оксид-содержащих участков. После шлифовки поверхность стала более однородной, до 20 нм составил оксид титана, последующий отжиг способствовал формированию оксо-нидريدного слоя до 80–150 нм глубиной, до 50–60 нм свободного от никеля, поверхностных дефектов также не наблюдалось, что могло бы положительно сказываться на коррозионной стойкости материала. Были получены композиционные материалы «поверхностный слой из осаждаемого вещества – переходный слой, содержащий элементы и поверхностного слоя, и основы – основа» (рисунок 1, а), морфология поверхности которых соответствует морфологии поверхности подложки (рисунок 1, б).

С увеличением времени и мощности распыления и уменьшением дистанции напыления толщина поверхностного слоя нелинейно возрастает. Отмечены области насыщения поверхностного и переходного слоев, после которых толщина практически не меняется при изменении условий. Переходный слой обеспечивает высокую адгезию поверхностного слоя к подложке.

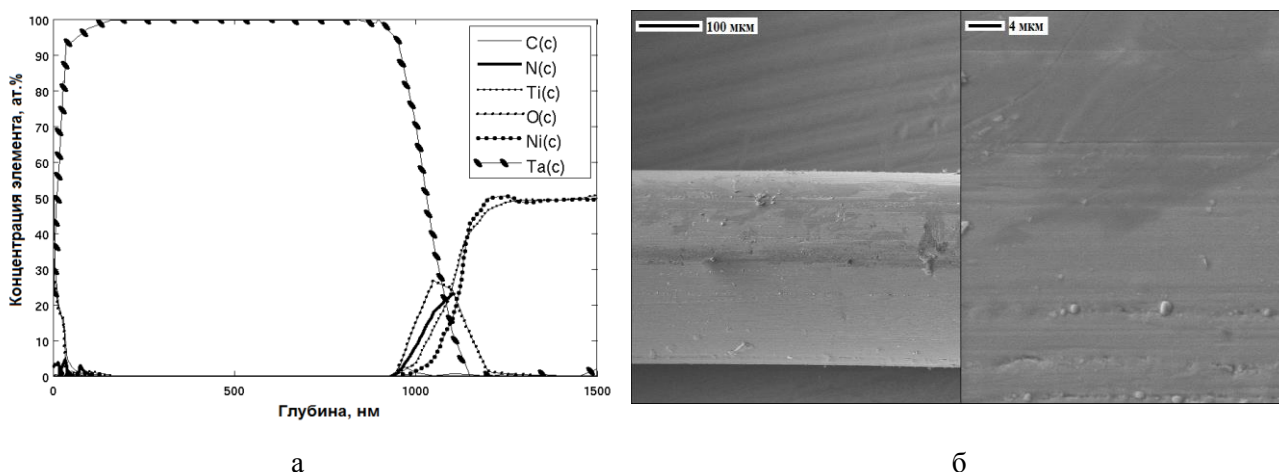


Рисунок 1 - Послойный состав (а) и морфология (б) поверхности композитов с танталовым поверхностным слоем.

Заключение

Получены и исследованы слоистые композиционные материалы с поверхностными слоями из тантала и титана и основой из наноструктурного никелида титана, а также материал-основы в разном состоянии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 15-33-70006 мол_а_мос.

Библиографический список

1. Лихачев В.А., Эффект памяти формы. Л.: Издательство ЛГУ, 1987. 218с.
2. Гюнтер В.Э., Итин В.И., Монасевич Л.А. и др. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1992. 742 с.
3. Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом памяти. М.: Наука, 1977. 178 с.
4. Гюнтер В.О., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф., Чекалкин Т.Л. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: Изд-во МИЦ, 2006. 296 с.
5. Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.
6. Бажин П.М., Столин А.М., Титов Н.В. Композиционные защитные покрытия на основе TiC-W₂C-Co, полученные электродуговой наплавкой СВС-электродами на деталях сельскохозяйственной техники // Композиты и наноструктуры. 2015. Т. 7. №4. С.2–9.
7. Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Аверичев А.О. Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti-Al-C // Упрочняющ. технологии и покрытия. 2016. №1. С.20–24.
8. Krivoschapkin P.V., Mikhaylov V.I., Krivoschapkina E.F., Zaikovskii V.I., Melgunov M.S., Stalugin V.V. Mesoporous Fe-alumina films prepared via sol-gel route // Microporous and Mesoporous Materials. 2015. № 204. P. 276–281.
9. Kononova S.V., Romashkova K.A., Kruchinina E.V., Gusarov V.V., Potokin I.L., Korytkova E.N., Maslennikova T.P. Polymer-inorganic nanocomposites based on aromatic polyamidoimides effective in the processes of liquids separation // Rus. J. Gen. Chem+. 2010. V. 80. № 6. P. 1136–1142.
10. Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Состав и структура до и после коррозии // Материаловедение. 2014. №8. С.40–46.

УДК 621.762

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА КАЧЕСТВО ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ WC-Co

Чушенков В.И., Крутский Ю.Л., Квашина Т.С.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, chushenkov.vladislav@mail.ru*

Аннотация: Данная работа посвящена проблемам получения твердосплавных изделий на основе твердого сплава карбида вольфрама-кобальта, в частности проблемам значительного роста зерен в микроструктуре образцов при спекании, а также их возможному решению путем использования ингибиторов роста зерен, таких как карбид ванадия и карбид хрома. Приведены теоретические и практические данные по использованию легирующих добавок.

Ключевые слова: Твердый сплав, карбид вольфрама, карбид хрома, карбид ванадия, ингибиторы роста зерен.

THE STUDY OF INFLUENCE OF THE HIGH DISPERSED ADDITIVES OF TRANSITION METALS ON QUALITY OF CEMENTED CARBIDES OF WC-Co SYSTEM

Chushenkov V.I., Krutskii Y.L., Kvashina T.S.

*Novosibirsk state technical university,
Novosibirsk, Russia, chushenkov.vladislav@mail.ru*

Abstract: The paper deals with the production problems of hard alloys based on cemented carbide of

tungsten carbide and cobalt and particularly with problems of significant grain growth in their structure during the sintering process. Also paper concerns some possible ways to solve the problems by means of using of the grain growth inhibitors as vanadium carbide and chromium carbide. Theoretical and practical data of doping additives are also mentioned.

Key words: hard alloys, cemented carbides, tungsten carbide, chromium carbide, vanadium carbide, grain growth inhibitors.

Введение

Соединения металлов с углеродом – карбиды – представляют собой очень важный и обширный класс неорганических соединений, они отличаются высокими механическими и физико-химическими характеристиками, в т.ч. твердостью, тугоплавкостью, стойкостью в различных агрессивных средах. Не исключением является и карбид вольфрама WC, а также сплавы с кобальтом типа WC-Co на его основе.

За счет своих уникальных характеристик, таких как твердость, прочность, трещиностойкость, тугоплавкость твердый сплав на основе WC-Co получил широкое применение для изготовления режущего, бурящего, штамповочного и других типов инструментов. Данные твердые сплавы получают спеканием.

Стоит отметить, что в процессе спекания наблюдается избыточный рост зерен, который снижает все механические характеристики твердого сплава.

Твердый сплав WC-Co уже давно зарекомендовал себя в качестве материала для изготовления инструментальных и штамповочных деталей. Областей, в которых он нашел свое применение довольно много, включая металлургическую и другие виды промышленности.

Основные характеристики

Максимальная растворимость карбида вольфрама в кобальте ограничена и составляет 22 вес.% [1], по некоторым данным она и вовсе составляет 40 % [2], твердый раствор реально наблюдается в тот момент, когда температура достигает 1420-1570 К.

Необходимо также отметить, что при пониженном содержании углерода также возможно образование, так называемых, η -фаз – $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}_y$, которые представлены фазами $\text{Co}_4\text{W}_2\text{C}$ и $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$, при дальнейшем уменьшении содержания углерода также возможно образование фазы $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$, появление которых нежелательно, из-за того что они увеличивают хрупкость конечного продукта [1].

Необходимо отметить, что карбид вольфрама относится к классу тугоплавких соединений, температура его плавления составляет 2780 °C.

Нельзя не отметить тот факт, что, несмотря на высокую температуру плавления, карбид вольфрама не является стойким к окислению материалом, он относительно устойчив к воздействию химических реагентов, но данный карбид вольфрама и твердый сплав на его основе имеют, главным образом, выдающиеся механические характеристики.

Карбид вольфрама обладает высокими показателями твердости, модуля упругости, а также пределом прочности на сжатие [3].

Стоит также отметить, что у карбида вольфрама помимо высоких показателей температурных и механических характеристик наблюдается относительная хрупкость, кроме того, чтобы получить какое-либо изделие из него, необходимо прибегнуть к спеканию при крайне высоких температурах (свыше 2000 °C) [4]. Чтобы этого избежать и повысить вязкость материала без значительного снижения показателей твердости, необходимо использовать металлическую связку, которая будет обеспечивать твердый сплав необходимой пластичностью, прочностью и ударной вязкостью. Наибольшее распространение в качестве металла-связки получил именно Co, так как он не склонен к образованию карбидов, а краевой угол смачивания равен 0, что обеспечивает полную смачиваемость WC кобальтом, также данный металл обеспечивает частичную растворимость карбида вольфрама, что обеспечивает прочную связь в твердом сплаве [4].

Таким образом, Co позволяет увеличить вязкость сплава, уменьшить чувствительность к толчкам и ударам, повысить жесткость и прочность материала.

Области применения

Как уже было сказано ранее, данный твердый сплав обладает уникальными механическими характеристиками, поэтому он получил широкое распространение в различных областях промышленности. Данный твердый сплав применяют в качестве инструментального материала [5], а именно для изготовления резцов для токарных и фрезерных станков, для изготовления бурового инструмента [6] для бурения крепких и особо крепких пород, а также деталей для обработки материала давлением, штамповки и прокатки [7].

Также необходимо отметить, что данный твердый сплав используется для изготовления дета-

лей пресс-оснастки для синтеза алмазов и других сверхтвердых материалов [3], также известны случаи применения данного материала для изготовления подкалиберных сердечников снарядов.

Стоит также заметить, что существует несколько типов твердых сплавов [8] WC с Co, а именно малокобальтовые (3-8% содержания кобальта), среднекобальтовые (10-15% содержания кобальта) и высококобальтовые (20-25% содержания кобальта). Чем выше содержание кобальта, тем прочнее твердый сплав, но менее износостоек [8], поэтому малокобальтовые твердые сплавы применяются для режущего инструмента, среднекобальтовые для бурового инструмента, а высококобальтовые для штамповочного инструмента, который работает при значительных ударных нагрузках.

Основные методы получения

В общем случае, процесс получения твердых сплавов сводится к процессам порошковой металлургии [8,9]. Получение твердого сплава проходит в три основные стадии:

- 1) Получение порошков и их смеси;
- 2) Формование порошков в пресс-формах;
- 3) Спекание полученных порошков.

Часто стадии 2 и 3 объединяются в одну, если позволяет оборудование.

После того, как получены все необходимые порошки (WC и Co), они направляются на стадии формования и спекания, чтобы получить готовые изделия из твердого сплава WC-Co.

Полученные порошки, как правило, проходят через стадию размолла, к полученному порошку WC добавляют Co в необходимых пропорциях, после чего происходит интенсивное смешение для гомогенизации шихты, формование в прессформах под давлением, если необходимо, а затем спекание, либо формование и спекание происходит в одну и ту же стадию [8,9].

Существует довольно большое количество методов спекания исходной шихты для получения твердых сплавов WC-Co, из основных можно выделить 8 методов:

- 1) Горячее прессование;
- 2) Искровое плазменное спекание;
- 3) Горячее изостатическое прессование;
- 4) Спекание с высокочастотным индукционным нагревом;
- 5) Импульсное плазменное спекание;
- 6) Быстрое горячее прессование под сверхвысоким давлением;
- 7) Вакуумное спекание;
- 8) Атмосферное спекание.

После стадии спекания на выходе получают готовые изделия, которые, как правило, не требуют дальнейшей обработки и направляются к конечному потребителю.

Проблема роста зерен при спекании

Говоря о современных проблемах получения твердых сплавов системы WC-Co, можно выделить самую главную из них – значительный рост зерен при спекании исходной шихты.

Проблема роста зерен при получении твердых сплавов стоит очень остро, поскольку он влияет на все эксплуатационные характеристики конечных продуктов, а именно, происходит снижение прочности, твердости, жесткости, трещиностойкости и др. механических свойств в разы [4], в связи с этим исследователи занялись решением данной проблемы.

Стоит отметить, что механизм роста зерен при спекании твердых сплавов до конца не изучен, но по данному вопросу опубликовано уже значительное количество работ. Утверждают, что рост зерен при спекании наблюдается на ранних стадиях жидкофазного спекания.

Как уже было сказано ранее, механизм роста зерен до конца не изучен, но основной версией на сегодняшний день является принцип коалесценции [10]. Согласно данному принципу, в ходе жидкофазного спекания WC растворяется в кобальте, который предположительно покрывает зерна WC. Во время изотермической выдержки и охлаждения, WC переосаждается из перенасыщенного карбидом вольфрама кобальта на уже существующих зернах WC, образуя, так называемые, агломераты. Также утверждается, что значительный рост зерен при спекании наблюдается на ранних стадиях жидкофазного спекания при температурах выше 1000 °C.

Напрашивается вывод, что для того, чтобы замедлить рост зерен при спекании необходимо снижать температуру спекания, уменьшать время спекания и контролировать процесс укрупнения зерен или процесса коалесценции.

В связи с этим есть другое перспективное решение проблемы роста зерен – использование легирующих добавок.

Работы в данном направлении ведутся относительно недавно и в основном представлены зарубежными исследователями. Согласно источникам [4] наилучшим образом на ингибирование роста зерен влияют добавки в следующем порядке: VC > Cr₃C₂ > NbC > TaC > TiC. Соответственно,

наилучшим образом на рост зерен влияют карбид ванадия VC и карбид хрома Cr₃C₂, именно они и были выбраны для дальнейших экспериментов.

В исходную шихту добавляется незначительное количество легирующих добавок 0,5-1,0 %, но этого достаточно, чтобы в значительной степени увеличить характеристики твердых сплавов системы WC-Co. Уменьшение роста зерен объясняется тем что, VC либо другие легирующие добавки сегрегируют на поверхности кристаллов WC, снижая растворимость WC в Co в 2-4 раза, сдерживая процесс коалесценции и образования агломератов при спекании [4]. Данное направление по снижению роста зерен твердосплавной керамики WC-Co является наиболее перспективным.

Разработка методики проведения экспериментов

В качестве основной базы для получения твердосплавных изделий выбрали карбид вольфрама с 6% содержанием кобальта в составе (WC-6Co), маркируемый также как ВК-6. Твердосплавная смесь ВК-6 была предоставлена Кировоградским заводом твердых сплавов. Стоит также отметить, что как карбид ванадия, так и карбид хрома являются продуктами собственного производства кафедры химии и химической технологии (ХХТ) в Новосибирском государственном техническом университете.

Синтез карбидов проходил восстановлением оксидов соответствующих металлов углеродом или методом карботермического восстановления.

Стехиометрические реакции синтеза, время и температуры спекания, а также используемое оборудование отражено в таблице 1.

Таблица 1 – Получение ингибиторов

Карбид	Стехиометрическая реакция	Температура, °C	Время синтеза, мин	Оборудование для нагрева
VC	$V_2O_3 + 4,76C = 2VC_{0,88} + 3CO$	1400-1500	20	Индукционная печь тигельного типа
Cr ₃ C ₂	$3Cr_2O_3 + 13C = 2Cr_3C_2 + 9CO$	1300-1400	30	

В качестве углеродного восстановителя использовался нановолокнистый углерод (НВУ), получаемый на кафедре ХХТ НГТУ [11].

В общем случае, методику подготовки исходной шихты решено свести к следующим процедурам: взвешивание основы ВК-6 и ингибирующих добавок в необходимом соотношении и их предварительное просеивание через сито, ультразвуковое диспергирование образцов для равномерного распределения ингибиторов роста по всему объему основного материала в спиртовой суспензии с добавлением органических веществ и последующей сушкой порошков, гранулирование образцов, их формование и спекание в конечной стадии получения твердосплавного изделия.

Для изучения влияния ингибиторов на рост зерен было решено использовать следующее содержание добавок: VC – 0.3%, 0.6%, 0.9%, 1.2%, 1.5%, а также смеси VC с Cr₃C₂ при следующих содержаниях: 0.15%+0.15%; 0.3%+0.3%; 0.45%+0.45%, 0.6%+0.6%, 0.75%+0.75% (массовые).

После того как порошки были взвешены в необходимых пропорциях, их предварительно просеяли путем протирания через сито с размером в 100 мкм для гомогенизации смеси. Далее шихты направили на следующие процедуры: к исходному порошку добавляли этиловый спирт и органический связующий компонент-поливинилацетат. Стоит отметить, что органическая добавка необходима для того чтобы при дальнейшей подготовке шихты получить гранулы с необходимым размером частиц, а также для того чтобы подготовленный порошок спрессовался должным образом и без дефектов. Затем полученную суспензию направляли на ультразвуковое диспергирование с целью добиться равномерного распределения легирующих добавок по всему объему исходного материала.

После выполнения подготовительных работ с исходными материалами, образцы направляли на стадию гранулирования. Данная процедура является одной из самых важных в процессе подготовки шихты, так как мелко- и высокодисперсные порошки (пыль) не поддаются процессу прессовки/формования для последующего спекания.

Гранулирование выполняли путем размолва крупных частиц в ступке и их последующим просеиванием через сито с размером 250 мкм. После конечная смесь тщательно просеивалась через сито с размером 100 мкм. Процесс просеивания проводили на виброситах Fritsch Analysette 3. Данная процедура позволяет избавиться как от крупных, так и от мелких частиц, оставляя необходимый по размеру гранулы для формования.

Как утверждалось ранее, часто процессу спекания предшествует процесс формования исходных порошков для предания необходимой формы. В данном случае эту процедуру проводили на установке одноосного прессования "Instron 3369". Приложенное давление в системе составляло 150 МПа. Исходные порошки засыпали в металлические пресс-формы и поддавались прессованию. Ко-

нечные образцы с размерами 5х5х40 далее направляли на стадию спекания.

В данной работе решено использовать традиционный метод спекания – метод вакуумного спекания, поскольку вакуум предотвращает возможность окисления образцов при повышенных температурах. Данную процедуру проводили на двухколпаковой вакуумной электропечи сопротивления СТБ-2.4.2/15 ИЗ. Жидкофазное спекание всех образцов проводили в вакууме при давлении $2 \cdot 10^{-4}$ мм рт.ст. и температуре 1380 °С.

Стадия спекания – конечная стадия процесса подготовки и получения твердосплавных изделий, после которой образцы направляли на дальнейшие исследования.

Предварительные результаты и выводы

Необходимо отметить, что уже были проведены несколько опытов с применением легирующих добавок для получения твердосплавных изделий из ВК-6. В первую очередь, было решено провести опыты с максимальным содержанием ингибиторов роста и опыт-сравнение без использования добавок.

При вышеупомянутых опытах были оценены микроструктура образцов, а также проведены испытания на прочность и по измерению плотности твердосплавных изделий. Нельзя не отметить тот факт, что ингибиторы роста зерен выполняют предназначенную им функцию и снижают размеры зерен в микроструктуре образцов. К сожалению, на данный момент нет возможности подкрепить данный факт соответствующими фотографиями.

Учитывая все вышесказанное, можно выделить следующие пункты дальнейшей работы:

1) Провести спекание оставшихся смесей порошков WC-6Co с легирующими добавками VC и Cr₃C₂, для получения твердосплавных изделий наряду с контрольными экспериментами без применения легирующих добавок;

2) Провести анализ структурных характеристик (оценить влияние легирующих добавок на рост зерен);

3) Провести возможные эксперименты по изучению твердости, прочности, плотности и др. доступных видов испытаний с целью оценить влияние легирующих добавок на свойства твердых сплавов типа WC-Co.

Библиографический список

1. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. В 2-х т. - М.: Мир, 1971.
2. Lan Sun, Tian'en Yang, Chengchang Jia, Ji Xiong. VC, Cr₃C₂ doped ultrafine WC-Co cemented carbides prepared by spark plasma sintering. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2011; 29:147-152
3. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник/ под ред. Т.Я. Косолаповой. – Москва: Металлургия, 1986. – 928 с.
4. Курлов А.С., Гусев А.И. Физика и химия карбидов вольфрама. - Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2013. - С. 272.
5. Н.О. Andrĳn, Microstructure development during sintering and heat-treatment of cemented carbides and cermets, Mater. Chem. Phys. 67 (2001) 209–213.
6. A.J. Gant, G.M. Gee, B. Roebuck, Rotating wheel abrasion of WC/Co hardmetals, Wear 258 (2005) 178–188.
7. Klaasen, J. Kūbarsepp, Wear of advanced cemented carbides for metalforming tool materials, Wear 256 (2004) 846–853.
8. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. - Москва: Металлургия, 1980. - С. 496.
9. Осокин Е.Н. Процессы порошковой металлургии. - Красноярск: ИПК СФУ, 2008. - 421 с.
10. X. Wang, Z. Z. Fang, H. Y. Sohn. Grain growth during the early stage of sintering of nanosized WC-Co powder. Trans. Nonferrous Met. Soc. 2008; 26: 232-241.
11. Mechanism of porous filamentous carbon granule formation on catalytic hydrocarbon decomposition / G.G. Kuvshinov, Yu.I. Mogilnykh, D.G. Kuvshinov [et al.] // Carbon 37 (1997). – P. 1239-1246

РАШИРЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПРОИЗВОДСТВА АКТИВИРУЮЩИХ ФЛЮСОВ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПРОДУКТОВ ПЕРЕРАБОТКИ ОТХОДОВ КРЕМНИЯ

Иванчик Н.Н., Балановский А.Е., Кондратьев В.В., Сысоев И.А., Карлина А.И.

¹*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, kvv@istu.edu*

Аннотация: Представлены экспериментальные результаты по сварке активирующим флюсом в состав которых входит нанокремнезем получаемых из отходов металлургического производства. В результате использования разработанного состава активирующего флюса, проплавляющая способность сварочной дуги увеличилась в 1,5-3 раза, энергоемкость процесса снизилась на 30-50%.

Ключевые слова: переработка отходов, ресурсосбережение, активирующий флюс, дуговая сварка, нанокремнезем.

ASSESSMENT OF APPLICATION PRODUCT OBTAINED FROM WASTE SILICON AS ULTRADISPERSED ACTIVATING FLUXES FOR ARC WELDING

Ivanchik N.N., Balanovsky A. E., Kondrat'ev V.V., Sysoev I.A., Karlina A.I.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, kvv@istu.edu*

Abstract: abstract: experimental results are Presented on welding, activating flux containing nano silica obtained from wastes of metallurgical production. The use of the developed composition of the activating flux heat output capacity of the welding arc is increased, the depth of penetration is 1.5-3 times the energy intensity of the process decreased by 30-50%

Keywords: waste recycling, resource conservation, activating flux, arc welding, nanosilica.

Введение.

Сварка неплавящимся электродом (TIG welding) является одним из ведущих технологических процессов при изготовлении конструкций ответственного назначения из цветных металлов и сплавов, высоколегированных и высокопрочных сталей. Она позволяет получать соединения высокого качества из сталей различных марок, в том числе высоколегированных, алюминия, титана, меди, никеля, и других цветных металлов и сплавов. Одной из причин, сдерживающих применение аргонодуговой сварки металлов большой толщины, является ее низкая производительность, ограниченная сравнительно невысокой тепловой эффективностью дуги и нарушением формирования швов. В связи с этим одним из приоритетных направлений развития сварки неплавящимся электродом является повышение ее производительности [1]. Традиционное решение данной проблемы предполагает увеличение количества металла, наплавляемого в единицу времени [1-3]. Это обусловлено ограниченной проплавляющей способностью дуги, в результате чего толщины, начиная с 3 мм и более, рекомендуется сваривать с предварительной разделкой кромок [1-3], которую необходимо заполнять. Наиболее простым и доступным путем решения данной задачи при дуговой сварке является увеличение скорости плавления электрода за счет повышения сварочного тока [1]. Однако при этом увеличивается тепловложение в сварное соединение, что даже при сварке низкоуглеродистых сталей, отличающихся высокими показателями свариваемости, может привести к перегреву металла, росту аустенитного зерна и повышению хрупкости сварного соединения [1-5]. При сварке сталей, склонных к закалке, это сопровождается еще и снижением стойкости к образованию трещин [4]. Кроме всего сварка на повышенных токах увеличивает энергоемкость, что требует применения специальных источников тока и влияет на себестоимость процесса. С учетом сказанного выше для решения данной задачи требуется принципиально иной подход. Таким направлением является увеличение глубины проплавления [1]. Достичь этого можно путем повышения проплавляющей способности дуги за счет уменьшения диаметра электродной проволоки (повышая плотность тока и как следствие увеличивается скорость плавления металла) [1], либо применения активирующих флюсов (активация дуги - A TIG welding) [2-11].

В сварочной литературе нет определения термина «Активирующий флюс». В ГОСТ Р ИСО

857-1-2009 «Сварка и родственные процессы.Словарь.Часть1.Процессы сварки металлов. Термины и определения» дано следующее определение: «Сварочный флюс-материал, используемый при сварке для химической очистки соединяемых поверхностей и улучшения качества шва». Применительно к сварочным процессам под термином «Активирующий флюс» или «Активирующая среда», подразумевают[3,4] газообразное, жидкое или твердое вещество, состоящее из солей, галогенидных соединений и оксидов, которое водится при сварке в зону горения дуги и плавления металла, в целях комплексного влияния на сварочную ванну и дуговой разряд, которое выражается в увеличении глубины проплавления, улучшении формирования и качества сварных соединений. Под термином «Активирующий материал» понимают металлический или неметаллический сварочный материал, в состав которого входит активирующий флюс[4]. Активирующий материал позволяет использовать активирующее воздействие, с получением дополнительного экономического эффекта за счет увеличения производительности, точности, качества сборочных и сварочных операций, улучшения формирования и качества сварных соединений. В свою очередь активирующий материал в большинстве своем продукт высокотехнологичный, либо произведен из дорогих материалов [4] не возобновляемых природных ресурсов, чьи запасы исчерпываются. Соответственно стоимость извлечения целевых продуктов из природного сырья также увеличивается, что отражается на конечной стоимости всей продукции. Это побуждает производителей рассматривать альтернативные источники целевых продуктов, например, вторичное сырье. Задача их извлечения может вызывать большие трудности, как технологического, так и экономического плана. Так например, основными производителями вторичного сырья состоящие из солей, галогенидных соединений и оксидов, в Иркутской области, являются металлургические предприятия по выпуску алюминия и кремния, и предприятия энергетического сектора. Наибольшие по объемам производимого вторичного сырья являются, смесь пыли и шламов газоочистки, кремниевая пыль, и золошлаковая смесь соответственно.

Оборудование и материалы. Для проведения исследований сварочная дуга постоянного тока прямой полярности силой тока в пределах 70-400 А, горела вертикально между вольфрамовым неплавящимся электродом (диаметром 2,4-4 мм) и поверхностью металла в среде защитного газа аргона (TIG welding). Сварочные эксперименты выполняли на пластинах размером 150*50*(2,4,6) мм из малоуглеродистой стали 3. Перед А-ТИГ сваркой на поверхность пластины наносили равномерный контролируемый слой активирующего флюса (SiO_2 - диоксида кремния) шириной 5 мм и толщиной 20 мкм. Толщину слоя активатора контролировали специальным толщиномером ТП-34 на основе вихретокового преобразователя. Данные условия проведения эксперимента соответствуют реальному технологическому процессу сварки неплавящимся электродом (вольфрам) в среде защитного газа (аргон) на постоянном токе, который используется в промышленности для сварки изделий из стали, алюминия, меди, титана. Для сравнения результатов и выявления положительного эффекта использовали в качестве плазмообразующего газа аргон и смесь газов: аргон и+30% гелия. В качестве источника питания использовался промышленный сварочный источник тока для сварки, с напряжением холостого хода 70 В и максимальным током 450 А. Процесс горения дуги фиксировался цифровой зеркальной камерой -а SONY 350 и высокоскоростной камерой PCO.1200с. Для измерения тока и напряжения использовался цифровой осциллограф TektronixTDC-1012В.

Для изготовления активирующего флюса использовали пыль газоочистки электротермического производства кремния, содержащую компоненты в следующем соотношении, мас. %: SiO_2 75÷95, SiC 4,0÷11,0, $\text{C}_{\text{своб}}$ 3,0÷7,0, MgO 0,4÷1,2, Al_2O_3 0,5÷1,0, Fe_2O_3 0,3÷0,9, CaO 1,0÷2,0, прочее 0,8÷2,3.

Для проведения исследований было приготовлено несколько активирующих гранулометрических составов шихты (таблица 2) Первый состав имел размер частиц 150-300мкм (макро кремнезем). Второй состав имел размер частиц не выше 100 мкм и по мнению [2-10] наиболее эффективен с точки зрения максимального активирующего воздействия в сварочной дуге.Третий состав активирующего флюс а(нано кремнезем) был представлен соединениями кремния ультрадисперсной фракции, на уровне наночастиц 40-80нм.

Таблица 2 - Физические свойства активирующего флюса

Свойства	Активирующий флюс		
	Макро частицы SiO_2	Микрочастицы SiO_2	Наночастицы SiO_2
Размер частиц	200-300, мкм	30-70, мкм	40-80нм
Насыпная плотность,г/см ³	2,64	2,42	2,10

Результаты исследований и обсуждение. На рис. 1 представлены результаты фотографирования процесса сварки без активирующего флюса (рис. 1,а) и с активирующим флюсом (рис. 1,б). Фотографирование процесса показывает что- передняя и хвостовая часть поверхности сварочной ванны при А-ТИГ сварке с активирующим флюсом имеют форму с четко выраженным характерным углублением (лункой) вблизи центра кратера (см. рис.1, б), Такого существенного углубления при ТИГ сварке без активирующего флюса не наблюдается (рис. 1,а). Наоборот мы видим ровную поверхность жидкой ванны в площади пятна нагрева. С повышением тока дуги при сварке с активирующими флюсами глубина этой лунки увеличивается при использовании всех исследуемых толщин образцов.. Известно, что для интенсивного испарения металла его поверхность необходимо нагреть источником, имеющим плотность теплового потока в пятне нагрева порядка $1 \cdot 10^5 \dots 1 \cdot 10^6$ Вт/см². В процессах сварки с использованием активирующих флюсов вследствие контрагирования дуги на сварочном токе 200 А, плотность теплового потока составляет $1 \cdot 10^4$ Вт/см² и выше [3,4]. Полученные нами результаты свидетельствуют об эффективности увеличения проплавляющей способности дуги за счет уменьшения диаметра анодного пятна сварочной дуги. Активирующий флюс, который вводится в зону сварки, инициирует сжатие дуги и повышение плотности тока в ней. В результате повышается концентрация нагрева и увеличивается газодинамическое давление дуги на сварочную ванну, что сопровождается увеличением проплавляющей способности дуги и глубины проплавления. Эффект увеличения проплавляющей способности дуги определяется системой взаимосвязанных процессов, происходящих в сварочной ванне, столбе дуги и около дуговом пространстве.

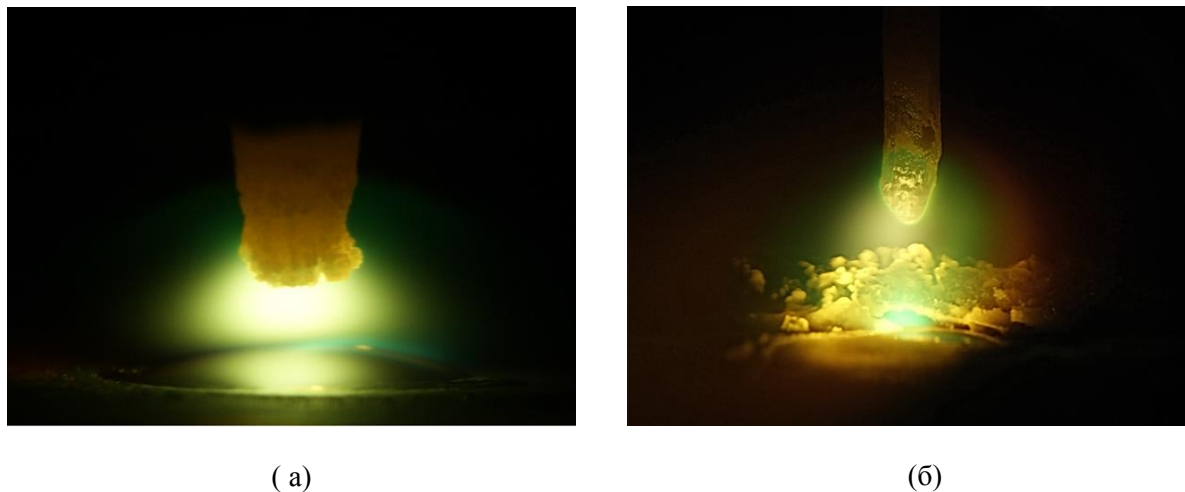
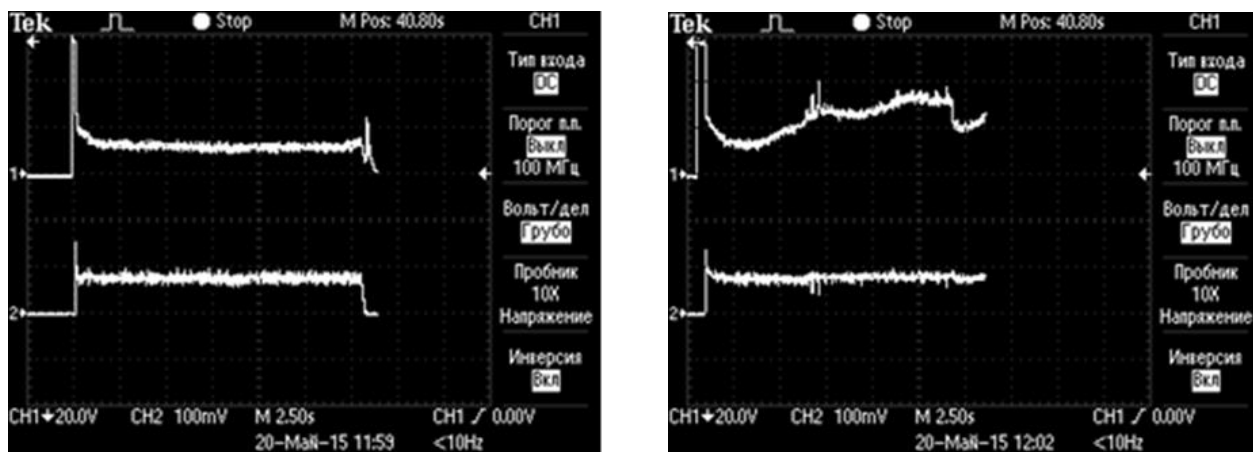


Рисунок 1 - Изменение строения сварочной дуги при аргонодуговой сварке пластин из стали 3 толщиной 4 мм: а – без флюса; б, в – по активирующему флюсу–SiO₂. Сила постоянного тока прямой полярности – 100 А. Длина дуги 2 мм. Скорость сварки 14 см/мин

При плавлении флюса на поверхности сварочной ванны образуется экранирующая шлаковая фаза (рис.1,б) с низкой электропроводностью, которая снижает поверхностное натяжение расплавленного металла и увеличивает прогиб сварочной ванны. Давление электрической дуги на поверхность сварочной ванны при увеличении ее прогиба приводит к вытеснению расплавленного металла и уменьшению толщины жидкой прослойки под дугой, теплопередача при этом улучшается, а глубина проплавления увеличивается. Экранирование сварочной ванны шлаком с низкой электропроводностью вызывает уменьшение диаметра анодного пятна, в результате чего плотность тока в нем резко возрастает. При этом общее электропроводное сечение столба дуги уменьшается, а концентрация тепловой энергии и плотность тока в нем значительно увеличиваются. Сжатие анодного пятна и контрагирование столба дуги приводят к сосредоточению энергии в анодном пятне и увеличению глубины проплавления. На рисунке 2 приведены осциллограммы показывающие увеличение напряжения при сварке с активирующим флюсом при равных значениях тока. Эти результаты свидетельствуют об увеличении эффективной тепловой мощности сварочной дуги при сварке с использованием активирующего флюса. В тоже время известно, что напряжение дуги в гелии в 1.5 - 2 раза выше, чем в аргоне; при одном и том же токе при сварке в среде гелия выделяется больше тепла, чем при сварке в аргоне; проплавляющая способность дуги в гелии также выше, чем в аргоне [1]. В нашем случае напряжение на дуге в чистом аргоне составляло 12-15В, в чистом аргоне с использованием активирующего флюса 16-20В, при сварке в смеси газов (аргон+30 % гелия) без активирующего флюса напряжение составило 20-26В.

По тепловой мощности сварочная дуга в аргоне с активирующим флюсом приближается к

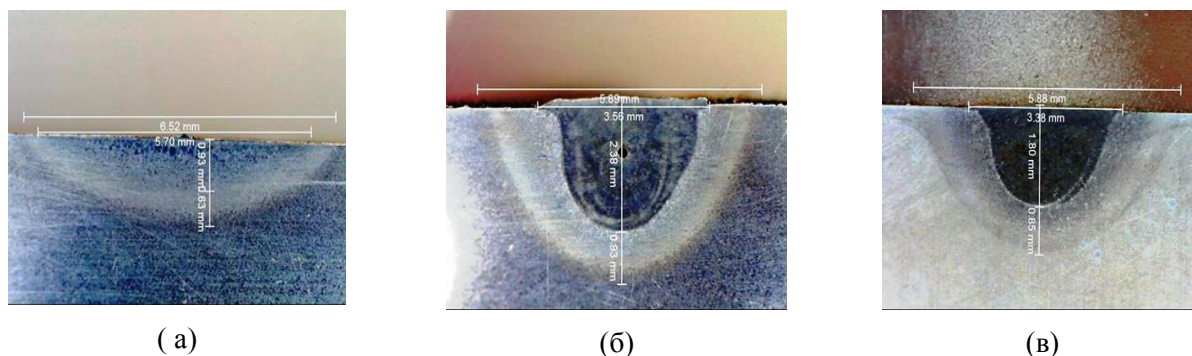
сварочной дуге в смеси газов, но, по проплавляющей способности превосходит ее. Повышение проплавляющей способности дуги при сварке с активирующим флюсом изменяет условия формирования сварных швов. Швы формируются узкими и глубокими, клинообразной формы (рисунок 3). Отношение ширины к глубине (коэффициент формы шва) в наших экспериментах составлял 0,5-1,5, что в 2,5 – 3 раза меньше чем при сварке без активирующего флюса. По всей видимости, повышенная проплавляющая способность обусловлена концентрацией теплового потока в пятне нагрева или коэффициентом сосредоточенности теплового источника[1].



(а)

(б)

Рисунок 2 – Осциллограммы тока и напряжения сварочной дуги:
а) без флюса б) с флюсом



(а)

(б)

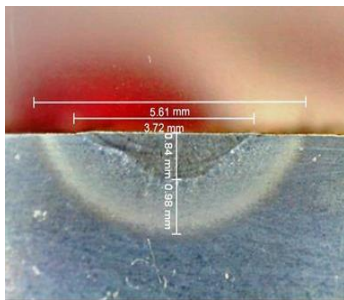
(в)

(а)-без активирующего флюса;(б)- с активирующим флюсом (нанокремнезем) связующее этиловый спирт;(в)- с активирующим флюсом(нанокремнезем) связующее термостойкий лак

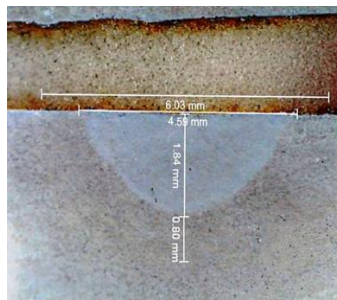
Рисунок 3 - Поперечный разрез зоны проплавления при сварке в аргоне и силе тока 80А.
Длина дуги 2 мм. Скорость сварки 18 см/мин

Этот вопрос до сих пор остается дискуссионным и более подробно рассмотрен в работах [3-10] и не является предметом обсуждения нашей работы. В ходе экспериментов установлено (рис.4), что размер частиц активирующего флюса играет существенную роль на проплавляющую способность сварочной дуги. Все три исследованных нами составов активирующих флюсов показывают положительный эффект на проплавляющую способность сварочной дуги. По сравнению с макро и микро частицами SiO_2 , наночастицы SiO_2 имеет большую эффективность в проплавляющей способности при сварке с активирующим флюсом(рис.4,в). В режиме дугового нагрева и испарения, термической диссоциации и разложения наночастиц диоксида кремния SiO_2 происходит гораздо быстрее, чем термической диссоциации и разложения микрочастиц диоксида кремния SiO_2 .

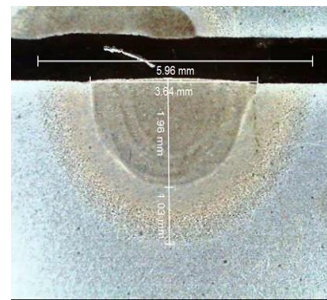
В результате nano частицы диоксида кремния SiO_2 при сварке оказывают большое влияние на проплавляющие способности дуги по сравнению с микрочастицами диоксида кремния SiO_2 , что приводит к увеличению глубины проплавления на 50-70%.



(а)



(б)



(в)

(а)-активирующий флюс (макрокремнезем) связующее термостойкий лак;(б)- активирующим флюсом (микрокремнезем) связующее термостойкий лак;(в)- активирующий флюсом (нанокремнезем) связующее термостойкий лак

Рисунок 4 - Поперечный разрез зоны проплавления при сварке в аргоне и силе тока 90А Длина дуги 2 мм. Скорость сварки 25 см/мин

На рисунке 5 представлены обобщающие результаты положительного эффекта использования активирующего флюса при сварке низкоуглеродистой стали в среде аргона по сравнению со сваркой без активирующего флюса, как в среде аргона, так и в смеси газов (аргон + гелий). Особенно сильно проявляется положительный эффект использования активирующего флюса на больших токах и с увеличением толщины металла. С позиции технологии сварки, мы видим (рисунок 5), что для сварки металла толщиной 2,4 мм при использовании активирующего флюса возможно существенно снизить электрическую мощность сварочной дуги.

Полученные значения на рисунке 5 находятся в хорошем качественном соотношении с результатами работ других авторов, которые рассматривали активирующие флюсы, где основным компонентом были оксиды металлов.

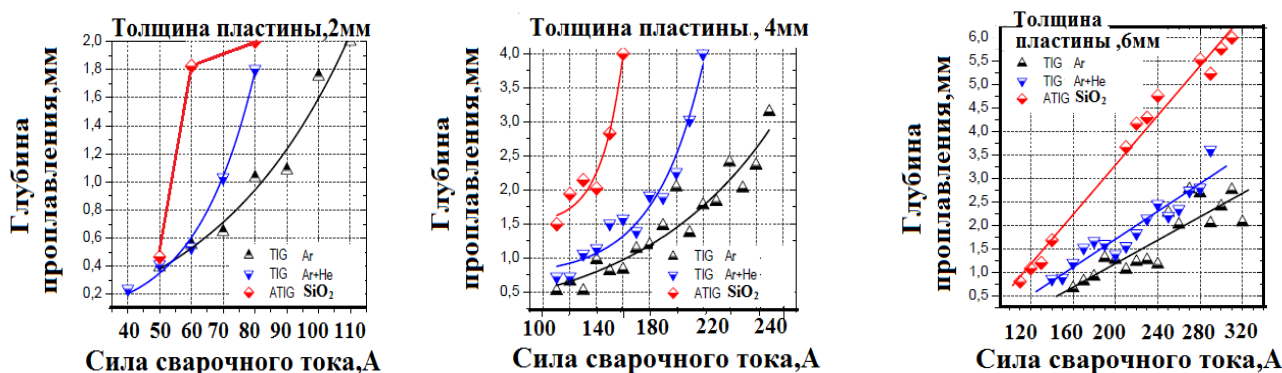


Рисунок 5 - Экспериментальные зависимости глубины проплавления стали 3 различной толщины от силы сварочного тока при различных режимах сварки(сварка в аргоне, в смеси газов, в аргоне с активирующим флюсом)

Представленные выше результаты исследований являются предварительными, так как в дальнейшем необходимо проделать большой объем работ и рассмотреть комплексно вопрос о применения активирующих флюсов при сварке в защитных газах, не только с позиции формообразования сварного шва, но и с позиции структурообразования в зоне термического влияния и изменения механических свойств сварных изделий.

Таким образом, проведенные исследования показали, что использование отходов металлургического производства позволяет получать новые технологические материалы, которые по своим физико-химическим свойствам не уступают природным материалам. Сочетание исключительных теплофизических, механических и физико-химических свойств частиц нано кремнезема, делает его уникальным материалом для многих отраслей техники и предопределяет такие основные направления применения, как материалы для модифицирующих и активирующих составов флюсов в металлургии и машиностроения.

Выводы.

1. Разработана технология получения целевого конечного продукта активирующего флюса для сварки из вторичного сырья - отходов металлургического производства

2. По сравнению с традиционным способом, применение активирующих флюсов обеспечивает уменьшение погонной энергии при однопроходной сварке металла одинаковой толщины до 3-5 раз по сравнению с традиционным способом.

3. Показано, что в режиме сварочно-дугового нагрева, испарения, термической диссоциации и разложения нано частиц диоксида кремния SiO_2 происходит быстрее, чем термическая диссоциации и разложения микро частиц диоксида кремния SiO_2 . Это приводит к максимальной проплавляющей способности сварочной дуги за счет повышения эффективной тепловой мощности сварочного источника нагрева.

4. Использование активирующего флюса имеющего в своем составе нано частицы диоксида кремния SiO_2 при сварке в защитных газах, позволяет увеличить проплавляющую способность дуги в 2-4 раза и повысить производительность сварки на пониженных токах.

Библиографический список

1. Акулов, А. И. Технология и оборудование сварки плавлением / А. И. Акулов, Г. А. Бельчук, В. П. Демянцевич. М.: Машиностроение, 1977-432 с.
2. Савицкий М.М. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с активирующими флюсами/ М.М. Савицкий, Б.Н. Кушнirenко, О.И. Олейник// Автоматическая сварка. – 1999. – №12. – С. 20–28.
3. Паршин С.Г. Применение активирующих материалов при аргонодуговой сварке/ С.Г. Паршин // Сварочное производство. – 2003. - №6. - С. 40 – 43.
4. Паршин С.Г. Электродуговая сварка с применением активирующих флюсов/ С.Г. Паршин. – Самара.: Самарский научный центр РАН, 2006. – 380 с.
5. Influence of the impurities on the depth of penetration with carbon steel weldings/ Savytsky O. [and others] // Metalurgija. - 2014. - № 2. – P. 167 – 170.
6. Niagaj J. The influence of activation on technological and ecological properties of welding arc under argon shield during welding of low - and high alloy steels/ J. Niagaj, M.M. Savytskyj, O.M. Savytskyj// Biuletyn instytutu spawalnictwa w gliwicach. – 2008 - №1. - P. 46-50.
7. Ленинкин, В. А. Влияние активизирующих галогеносодержащих покрытий проволоки на технологические свойства дуги при MIG-сварке / В. А. Ленинкин, С. Г. Паршин // Сварочное производство. -2010.- N 10. - С. 3 – 8.
8. Паршин, С. Г. Влияние ультрадисперсных частиц активирующих флюсов на процесс лазерной сварки / С. Г. Паршин [и др.] // Сварочное производство. 2010. N 2. С. 37
9. Балановский А.Е. Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей // Упрочняющие технологии и покрытия – 2015г. – №6 (126). – С.27–32
10. Гюи.В.В., Балановский А.Е., Кондратьев В.В. О поверхностном модифицировании стальных литых заготовок при плазменно-дуговом переплаве // Металлургия машиностроения. – 2017. – №1. – С.9–15.

УДК 620. 193 + 669. 715

ВЛИЯНИЯ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА АНОДНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА $\text{Al} + 2,18 \text{ \% Fe}$ В НЕЙТРАЛЬНОЙ СРЕДЕ

Ганиев И.Н.¹, Джайлоев Дж.Х.¹, Амонов И.Т.², Эсанов Н.Р.¹

¹*Институт химии им. В. И. Никитина АН Республики Таджикистан,
г. Душанбе, Таджикистан, info@ikai.tj*

²*Технологический университет Таджикистана,
г. Душанбе, Таджикистан, pulatov@tut.tajik.net*

Аннотация: Потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме при скорости развертки потенциала 2 мВ/с исследовано анодное поведение сплавов $\text{Al} + 2,18 \text{ \% Fe}$ с щелочноземельными металлами (ЩЗМ). Показано, что стационарный потенциал свободной коррозии сплавов систем $\text{Al} + 2,18 \text{ \% Fe} - \text{Ca}$ (Sr , Ba) с ростом концентрации щелочноземельного металла изменяется в положительном направлении, а с концентрацией хлорид-иона – в отрицательном направлении ординат оси в среде электролита NaCl . Величины потенциалов питтингообразования и репассивации сплава $\text{Al} + 2,18 \text{ \% Fe}$ с ЩЗМ по мере роста концентрации хлорид-иона в электролите уменьшаются. Увеличение концентрации легирующего компонента в сплаве $\text{Al} + 2,18 \text{ \% Fe}$ способствует

росту величины потенциалов питтингообразования и репассивации во всех средах независимо от концентрации хлорид-иона. Плотность тока коррозии и соответственно скорость коррозии сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba) с ростом добавок ЦЗМ уменьшается, а от концентрации хлорид-иона увеличивается. Последняя зависимость характерна для всех сплавов, независимо от их состава и особенностей физико-химических свойств легирующего компонента.

Ключевые слова: анодное поведение, щелочноземельные металлы, питтингообразование, репассивация.

INFLUENCES OF ALKALINE EARTH METALS ON ANODE BEHAVIOUR OF ALLOY Al + 2,18% OF Fe IN THE NEUTRAL ENVIRONMENT

Ganiyev I.N.¹, Dzhayloyev Dzh.H.¹, Amonov I.T.², Esanov N.R.¹

¹*Institute of chemistry of V.I. Nikitin AS of the Republic of Tajikistan, Dushanbe, Tajikistan, info@ikai.tj*

²*Technological university of Tajikistan, Dushanbe, Tajikistan, pulatov@tut.tajik.net*

Abstract: Potentiostatic method in potentiodynamic mode at a speed of scanning potential 2 mV / s investigated anodic behavior of alloys Al + 2.18% Fe with alkaline earth metals (alkali-earth metals). It is shown that the stationary potential of corrosion-free, alloys of Al + 2.18% Fe -Ca (Sr, Ba) with increasing concentration of the alkaline earth metal is changed in the positive direction, and a concentration of chloride ion in the negative y-axis direction in NaCl electrolyte medium. The pitting potentials repassivation alloy Al + 2.18% Fe with AEM(alkali-earth metals) with increasing concentration of chloride ions in the electrolyte is reduced. Increasing the concentration of alloying element in the alloy Al + 2.18% Fe contributes value pitting and repassivation potentials in all environments, regardless of the concentration of chloride ion. Corrosion current density and thus, with an increase in corrosion rate AEM(alkali-earth metals) additives Al + 2.18% Fe-Ca (Sr, Ba) alloy systems is reduced and the concentration of chloride ion is increased. This dependence is typical for all alloys, regardless of their composition and characteristics of physical and chemical properties of the doping component.

Keywords: anodic behavior, alkaline earth metal, pitting potentials, repassivation.

Железо всегда присутствует в алюминии, так как является преобладающей примесью технического алюминия и основной примесью чистого алюминия. Оно попадает в алюминий при использовании стальной оснастки при плавке и литье, значительная часть – из сырья для производства алюминия – глинозема.

При изучении физико-химических свойств высокопрочных, высокопроводящих сплавов Al – Fe выявлено, что с ростом содержания железа повышается вязкость расплавов, снижается теплопроводность, увеличивается электросопротивление, значительно повышается предел ползучести, тогда как предел усталости снижается благодаря присутствию фазы FeAl₃.

Электродный потенциал меняется незначительно, поскольку потенциал фазы FeAl₃ находится в пределах –0,4 ÷ –0,5 В, а алюминия – 0,8 В, разность потенциалов 0,4 В между алюминием (матрицей) и частицами фазы FeAl₃ снижает коррозионную стойкость сплавов. Влияние фазы FeAl₃ достаточно велико, так как несколько сотых долей процента железа входят в состав твердого раствора, сегрегируя по границам зерен и субзерен, что может привести к межкристаллитной коррозии. Последующие добавки к сплавам Al – Fe образуют дисперсные частицы FeAl₃ и тем самым меняют характер коррозии от межкристаллитной до питтинговой [1 – 4].

В работах [5, 6] показано влияние чистоты алюминия на его коррозионную стойкость. Так, сравнительное исследование коррозионной стойкости алюминия марок А6 (99,6 % Al) и А995 (99,995 % Al) показало, что скорость коррозии металла марки А6 составляет 8,04 г/(м²·ч), а алюминия А995 – 1,68 г/(м²·ч) в среде 3%-ного NaCl.

Известно, что низкосортный алюминий с повышенным содержанием железа практически не находит применения, за исключением дегазации и раскисления стали. Цель настоящих исследований заключается в разработке сплавов на основе низкосортного алюминия с тем, чтобы превратить этот металл в сплав, который отличался бы особыми свойствами и мог применяться в промышленности. Для достижения поставленной цели в качестве объекта исследования выбран сплав эвтектического состава Al + 2,18 % Fe, который подвергался легированию щелочноземельными металлами (Ca, Sr, Ba) в количествах от 0,005 до 0,5 % (по массе). Ранее сообщалось о влиянии кальция и стронция на анодное поведение указанного сплава [7, 8]. Однако нет данных о влиянии добавок бария на коррозионно-электрохимическое поведение сплавов.

Экспериментальная часть

Сплавы для коррозионно-электрохимических исследований получали в шахтной печи сопротивления типа СШОЛ с использованием двойных алюминиевых лигатур с железом (2,18 %) и щелочноземельными металлами (5 %). Применение лигатур дает возможность уменьшить угар легирующих металлов, а также получить сплавы исследуемых систем при более низких температурах. Из полученных сплавов отливали в графитовую изложницу стержни диаметром 8 мм и длиной 140 мм. Нерабочая часть образцов изолировалась смолой (смесь 50 % канифоли и 50 % парафина). Рабочей поверхностью служил торец электрода. Перед погружением образца в рабочий раствор его торцевую часть зачищали наждачной бумагой, полировали, обезжиривали, тщательно промывали спиртом и затем погружали в раствор электролита NaCl. Температура раствора в ячейке поддерживалась постоянной (20 °С) с помощью термостата МЛШ-8.

Для изучения электрохимических свойств тройных сплавов применяли потенциостатический метод исследования. Электрохимические испытания образцов проводили в потенциодинамическом режиме на потенциостате ПИ-50-1.1 со скоростью развертки потенциала 2 мВ/с в среде электролита NaCl. ГОСТ 908 – 85 «Металлы и сплавы. Определение показателей коррозии и коррозионной стойкости» рекомендует провести определение коррозионной стойкости металлов в среде электролита 3 %-ного раствора NaCl. Для выяснения влияния хлорид-иона на коррозионную стойкость сплавов исследования также проводились при 10 кратном (0,3 % NaCl) и 100 кратном (0,03% NaCl) уменьшении концентрации коррозионно-активного хлорид-иона. Электродом сравнения служил хлорсеребряный, вспомогательным – платиновый.

Образцы потенциодинамически поляризовали в положительном направлении от потенциала, установившегося при погружении, до резкого возрастания тока в результате питтингообразования (рисунок 1, кривая I). Затем образцы поляризовали в обратном направлении (рисунок 1, кривая II) и по перечению кривых I и II определяли величину потенциала репассивации. Далее образцы полировали в катодной области до значения потенциала –1,1 В для удаления оксидных плёнок с поверхности электрода (рисунок 1, кривая III) в результате подщелачивания при электродной поверхности. Затем образцы поляризовали вновь в положительном направлении, и из анодных кривых определяли основные электрохимические параметры (рисунок 1, кривая IV).

В качестве примера на рисунке 1 представлена полная поляризационная диаграмма исходного сплава Al + 2,18 % Fe в среде электролита 3%-ного NaCl. На полученных таким образом поляризационных кривых определяли основные электрохимические характеристики сплавов: потенциал питтингообразования ($E_{по}$), потенциал и ток коррозии ($E_{кор}$ и $i_{кор}$). Потенциал репассивации ($E_{рп}$) определяли графически как первый изгиб на обратном ходе анодной кривой или как точку пересечения прямого и обратного ходов. Расчет тока коррозии как основной электрохимической характеристики процесса коррозии проводили по катодной кривой с учетом таффеловской наклонной $B_k = 0,12$ В, поскольку в нейтральных средах процесс питтинговой коррозии алюминия и его сплавов контролируется катодной реакцией ионизации кислорода. Скорость коррозии в свою очередь является функцией тока коррозии, находимой по формуле

$$K = i_{кор}k,$$

где $k = 0,335$ г/(А·ч) для алюминия.

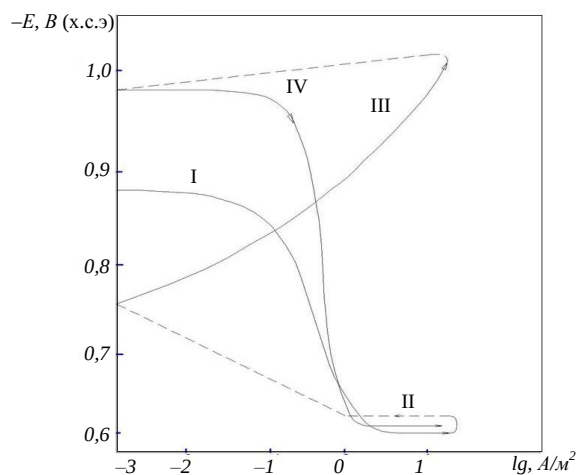


Рисунок 1 – Полная поляризационная кривая сплава Al + 2,18 % Fe в среде электролита 3 %-ного NaCl при скорости развертки потенциала 2 мВ/с

Подробная методика снятия поляризационных кривых представлена в работах [7 – 13].

Обобщенные результаты исследования сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba) представлены в таблицах 1 и 2. Потенциал свободной коррозии сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba) с ростом концентрации щелочноземельного металла изменяется в положительном направлении оси ординат. С увеличением концентрации хлорид-иона потенциал свободной коррозии сплава Al + 2,18 % Fe уменьшается от –0,680 В в среде 0,03 % NaCl до –0,860 В в среде 3 %-ного NaCl (таблица 1).

Такая зависимость имеет место также и для сплава Al + 2,18 % Fe, легированного ЦЗМ, т. е. при переходе от слабого электролита к более сильному электролиту наблюдается уменьшение величины потенциала свободной коррозии независимо от содержания легирующего компонента. Значения потенциалов питтингообразования и репассивации сплава Al + 2,18 % Fe с ЦЗМ также, по мере роста концентрации хлорид-иона в электролите, изменяются в более отрицательном направлении оси ординат. Увеличение концентрации легирующего компонента способствует росту потенциалов питтингообразования и репассивации во всех средах независимо от концентрации хлорид-иона. Установленные зависимости характерны для сплавов Al + 2,18 % Fe со всеми щелочноземельными металлами. При переходе от сплавов Al + 2,18 % Fe с кальцием к сплавам со стронцием и барием потенциал свободной коррозии уменьшается, т.е. изменяется в отрицательном направлении оси ординат, потенциал питтингообразования также уменьшается (таблица 1).

Таблица 1 – Потенциалы (х.с.э.) свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор}}$) и питтингообразования ($-E_{\text{по}}$) сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca(Sr, Ba) в среде электролита NaCl

Среда	Содержание ЦЗМ % (по массе)	Сплавы с Ca		Сплавы со Sr		Сплавы с Ba	
		$-E_{\text{св.корр.}}$, В	$-E_{\text{по}}$, В	$-E_{\text{св.корр.}}$, В	$-E_{\text{по}}$, В	$-E_{\text{св.корр.}}$, В	$-E_{\text{по}}$, В
0,03 % NaCl	–	0,680	0,484	0,680	0,484	0,680	0,484
	0,005	0,700	0,350	0,690	0,518	0,672	0,450
	0,01	0,690	0,340	0,682	0,500	0,665	0,440
	0,05	0,670	0,320	0,670	0,487	0,654	0,440
	0,1	0,660	0,320	0,658	0,460	0,640	0,430
	0,5	0,640	0,300	0,640	0,450	0,634	0,415
0,3 % NaCl	–	0,850	0,560	0,850	0,560	0,850	0,560
	0,005	0,840	0,520	0,794	0,530	0,790	0,480
	0,01	0,830	0,520	0,780	0,510	0,770	0,450
	0,05	0,790	0,480	0,768	0,500	0,754	0,440
	0,1	0,770	0,460	0,740	0,480	0,720	0,440
	0,5	0,762	0,450	0,700	0,464	0,695	0,418
3 % NaCl	–	0,860	0,600	0,860	0,600	0,860	0,600
	0,005	0,860	0,560	0,860	0,550	0,858	0,500
	0,01	0,856	0,520	0,848	0,534	0,840	0,484
	0,05	0,844	0,500	0,832	0,518	0,832	0,460
	0,1	0,830	0,470	0,818	0,500	0,810	0,446
	0,5	0,820	0,460	0,800	0,480	0,798	0,420

Плотность тока коррозии и соответственно скорость коррозии сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba) с ростом концентрации хлорид-иона увеличиваются. Указанная зависимость характерна для всех сплавов независимо от их состава и особенностей физико-химических свойств легирующего компонента. При переходе от сплавов Al + 2,18 % Fe с кальцием к сплавам со стронцием и барием наблюдается рост скорости коррозии, что коррелирует со свойствами самих щелочноземельных металлов. Для сплава Al + 2,18 % Fe также характерен рост скорости коррозии с увеличением концентрации хлорид-иона в электролите (таблица 2).

Анодные ветви потенциодинамических кривых сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr) в среде 3%-ного NaCl (рисунок 2) показывают, что кривые, относящиеся к легированным сплавам, располагаются левее кривой исходного сплава Al + 2,18 % Fe, т.е. скорость анодной коррозии легированных сплавов несколько меньше скорости анодной коррозии сплава Al + 2,18 % Fe во всех исследованных средах.

Таблица 2 – Зависимость скорости коррозии сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba) от содержания ЦЗМ в среде электролита NaCl

Среда	Содержание ЦЗМ, % (по массе)	Скорость коррозии					
		сплавов с Ca		сплавов со Sr		сплавов с Ba	
		$i_{кор} \cdot 10^{-2}$	$K \cdot 10^{-3}$	$i_{кор} \cdot 10^{-2}$	$K \cdot 10^{-3}$	$i_{кор} \cdot 10^{-2}$	$K \cdot 10^{-3}$
		A/м ²	г/(м ² ·ч)	A/м ²	г/(м ² ·ч)	A/м ²	г/(м ² ·ч)
0,03 % NaCl	–	0,130	4,35	0,130	4,35	0,130	4,35
	0,005	0,125	4,19	0,122	4,09	0,118	3,95
	0,01	0,120	4,02	0,118	3,95	0,115	3,85
	0,05	0,115	3,85	0,115	3,85	0,112	3,75
	0,1	0,113	3,79	0,112	3,69	0,090	3,01
	0,5	0,110	3,69	0,100	3,35	0,080	2,69
0,3 % NaCl	–	0,160	5,36	0,160	5,36	0,160	5,36
	0,005	0,148	4,96	0,145	4,86	0,140	4,69
	0,01	0,135	4,52	0,130	4,45	0,133	4,36
	0,05	0,130	4,35	0,124	4,35	0,130	4,15
	0,1	0,127	4,25	0,120	4,15	0,124	4,02
	0,5	0,122	4,08	0,118	3,95	0,110	3,68
3 % NaCl	–	0,170	5,70	0,170	5,70	0,170	5,70
	0,005	0,165	5,53	0,162	5,42	0,160	5,36
	0,01	0,156	5,22	0,150	5,03	0,148	4,96
	0,05	0,150	5,02	0,146	4,89	0,140	4,69
	0,1	0,145	4,86	0,134	4,52	0,135	4,48
	0,5	0,130	4,35	0,130	4,35	0,128	4,29

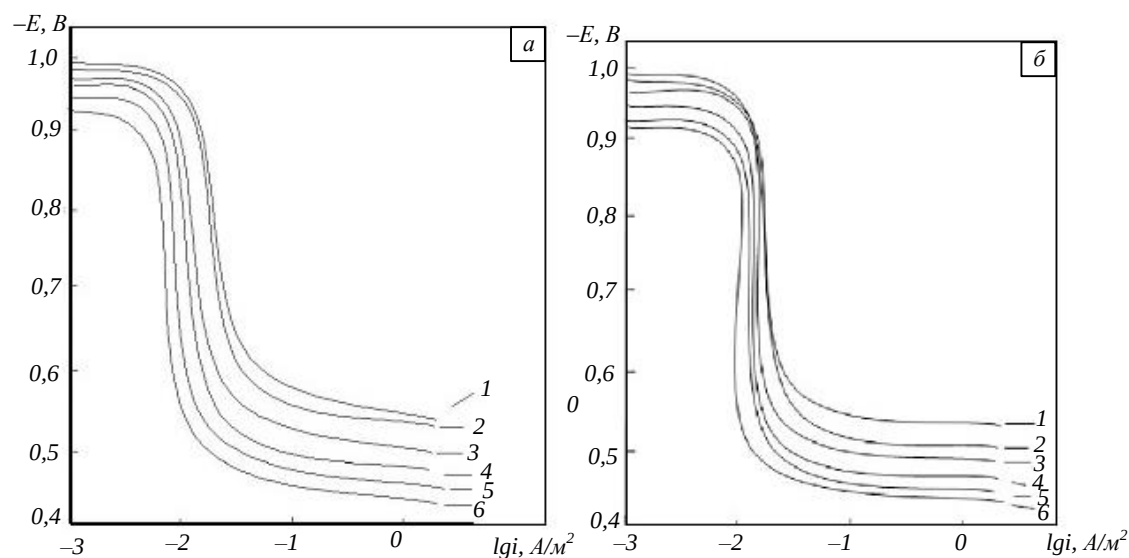


Рисунок 2 – Анодные ветви потенциодинамических кривых (2 мВ/с) сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca и Al + 2,18 % Fe – Sr, содержащих кальций (а) и стронций (б): 1 – 0 %; 2 – 0,005 %; 3 – 0,01 %; 4 – 0,05 %; 5 – 0,1 %; 6 – 0,5 % в среде электролита 3 %-ного NaCl

Положительное действие щелочноземельных металлов на анодные свойства сплава Al + 2,18 % Fe не может объясняться только увеличением истинной поверхности анода или уплотнением продуктов коррозии на поверхности электрода. Стойкость сплава Al + 2,18 % Fe, легированного ЦЗМ, зависит также от изменения и модифицирования структуры эвтектики (α -Al + FeAl₃), которая является основной фазой сплавов. Добавки ЦЗМ значительно измельчают структуру эвтектики (α -Al + FeAl₃), изменяя величину кристаллов фазы FeAl₃ в эвтектике.

Как известно, модификаторами структуры сплавов могут служить металлы, имеющие малую межатомную связь и следовательно низкую температуру плавления, малую прочность и твердость [14 – 16]. Диффузия в металлах происходит быстрее вдоль границ зерен, чем в самих зернах.

Наличие границ зерен в поликристаллах влияет на такие свойства, как внутреннее трение, скольжение и т.д. В случае диспергирования структуры продукты коррозии полностью перекрывают незначительную по величине межкристаллитную прослойку и этим усиливают пассивность металла.

Таким действием чаще всего обладают *s*- и *p*-элементы, к которым относятся и щелочноземельные металлы. Таким образом, существует корреляция между увеличением коррозионной стойкости и изменением зернистости сплава, что подтверждает существующие представления о модифицирующей роли модификаторов в коррозии сплавов. Как известно, при переходе границы растворимости на кривой зависимости состав – свойства наблюдается перелом, что соответствует точке предельной растворимости второго компонента в металле – основе (Al + 2,18 % Fe). Были исследованы электрохимические характеристики сплавов систем Al + 2,18 % Fe – Ca (Sr, Ba), содержащих до 0,5 % (по массе) ЩЗМ. В изученном диапазоне концентраций зависимость плотности тока коррозии от состава носит монотонный характер, т.е. отсутствует точка перегиба, характерная для перехода границы области твердого раствора ЩЗМ в сплав Al + 2,18 % Fe.

Следовательно, ЩЗМ до содержания 0,5 % (по массе), растворяясь в сплаве Al + 2,18 % Fe, модифицируют кристаллическую структуру эвтектики (α -Al + FeAl₃), не изменяя его фазовый состав, повышают анодную устойчивость. Последнее подтверждается диаграммой состояния системы Al – Fe – Sr, в которой отсутствует кристаллизация тройных фаз [17, 18].

Выводы. Установлено, что легирование щелочноземельными металлами сплава Al + 2,18 % Fe до 0,5 % (по массе) повышает его анодную устойчивость в 1,5 – 2 раза в среде электролита NaCl. При этом с ростом концентрации легирующего компонента отмечается изменение в положительном направлении оси ординат потенциалов свободной коррозии, питтингообразования и репассивации. С увеличением концентрации хлорид-иона в электролите потенциалы свободной коррозии, питтингообразования и репассивации сплавов уменьшаются, скорость коррозии увеличивается.

Библиографический список

1. Луц А.Р., Суслина А.А. Алюминий и его сплавы. – Самара: изд. Самарского государственного технического ун-та, 2013. – 81 с.
2. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Справочник / Под ред. И.Н. Фридляндера. – Киев: КОМИТЕХ, 2005. – 365 с.
3. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 639 с.
4. Красноярский В.В., Сайдалиев Н.Р. Коррозионно-электрохимические свойства сплавов алюминия с железом в нейтральных растворах. Э.И.: Защита от коррозии и окружающей среды. – М., 1991. Вып. 3. С. 14 – 19.
5. Умарова Т.М., Ганиев И.Н. Анодные сплавы алюминия с марганцем, железом и редкоземельными металлами. – Душанбе: Дониш, 2009. – 232 с.
6. Ганиев И.Н., Умарова Т.М., Обидов З.Р. Коррозия двойных алюминиевых сплавов в нейтральных средах. – LAP LAMBERT Academic Publishing, 2011. – 198 с.
7. Джайлоев Дж.Х., Ганиев И.Н., Амонов И.Т., Азимов Х.Х. Потенциодинамическое исследование сплава Al + 2,18 % Fe, легированного барием // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. 2014. Т. 57. № 2. С. 97, 98.
8. Джайлоев Дж.Х., Ганиев И.Н., Амонов И.Т., Азимов Х.Х. Анодное поведение сплава Al + 2,18 % Fe, легированного кальцием в среде электролита NaCl // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. 2015. Т. 58. № 12. С. 38 – 42.
9. Назаров Ш.А., Ганиев И.Н., Норова М.Т., Ганиева Н.И. Влияние лантана на анодное поведение сплава Al + 6 % Li // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2016. № 1 (44). С. 49 – 53.
10. Раджабаев С.С., Ганиев И.Н., Амонов И.Т. Влияние свинца на анодное поведение сплава Al + 2,18 % Fe // Вопросы материаловедения. 2016. № 2 (86). С. 147 – 152.
11. Азимов Х.Х., Ганиев И.Н., Амонов И.Т., Джайлоев Дж.Х. Потенциодинамическое исследование сплава Al + 2,18 % Fe, модифицированного литием в среде электролита NaCl // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. № 2. С. 74 – 79.
12. Назаров Ш.А., Ганиев И.Н., Норова М.Т., Ганиева Н.И. Потенциодинамическое исследование сплава Al+6%Li с иттрием в среде электролита NaCl // Вестник Магнитогорского Государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т. 14. № 2. С. 95 – 100.
13. Одинаев Ф.Р., Ганиев И.Н., Сафаров А.Г., Якубов У.Ш. Потенциодинамическое исследование сплава АЖ4.5, легированного свинцом в среде электролита NaCl // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2016. № 2 (45). С. 64 – 68.
14. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н. Ганиев, Г.А. Пархутик, А.В. Вахобов, И.Ю. Куприянова. – Минск: Наука и техника, 1985. – 143 с.
15. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
16. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. – М.: Изд-во научно-техн.

литературы, 1956. – 135 с.

17. Ганиев И.Н., Вахобов А.В., Назаров Х.М. Металлургия стронция и его сплавов.– Душанбе: Дониш, 2000. – 205 с.

18. Вахобов А.В., Ганиев И.Н. Диаграммы состояния двойных и тройных систем с участием бария и стронция. – Душанбе: Дониш, 1992.

УДК : TG 135

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ФАЗОВОГО ИЗМЕНЕНИЯ СПЛАВА И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА НАПРЯЖЕНИЕ И СВОЙСТВА СЛОЯ ПОКРЫТИЯ

Шувень Сюй, Сичжан Чен

***Школа механики и электротехники, Вэньчжоуский университет,
Вэньчжоу, Чжэцзян 325035, Китай, chenxizhang@wzu.edu.cn***

Аннотация: Лазерная наплавка является одной из основных технологий защиты поверхности материала. Остаточное напряжение растяжения на поверхности слоя наплавки, снижающее усталостные характеристики и износ, трудно контролировать. Предлагается расширение фазового перехода в процессе охлаждения с использованием технологии лазерной наплавки, для противодействия уменьшению объема, и уменьшения остаточного напряжения растяжения и частичной замены обработки после нанесения покрытия. Было исследовано влияние низкотемпературного фазового изменения сплава на остаточное напряжение слоя наплавки по сравнению с характеристиками слоя порошкового покрытия нержавеющей стали 17-4PH. Были также проанализированы микротвердость, трение и износостойкость слоя наплавки с разным размером частиц. Результат демонстрирует, что объемное расширение, вызванное фазовым изменением, противодействует термоусадке, возникающей при охлаждении слоя наплавки, также улучшаются показатели твердости и износостойкости слоя наплавки.

Ключевые слова: лазерная наплавка, низкотемпературное фазовое изменение, размер частиц порошка, остаточное напряжение, трение и износ

EFFECT OF LOW TEMPERATURE PHASE CHANGE ALLOY AND ITS PARTICLE SIZE ON STRESS AND PROPERTIES OF CLADDING LAYER

Shuwen Xu, Xizhang Chen*

***School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University,
Wenzhou, Zhejiang 325035, China, chenxizhang@wzu.edu.cn***

Abstract: Laser cladding is one of the main technologies for material surface strengthening technologies. Residual tensile stress on the surface of the cladding layer reducing the fatigue and wear performances, is difficult to control. The phase transition dilation during the cooling process with the laser cladding technique is proposed to counteract the volume shrink and then reduce the residual tensile stress and partially replace the post cladding treatment. The influence of low temperature phase change alloy on the residual stress of the cladding layer was investigated by comparing with that of the 17-4PH stainless steel powder cladding layer. The micro hardness and friction and wear properties of the cladding layer with different particle size were also analyzed. The result shows that the volume expansion caused by phase change counteracts the heat shrinkage produced during the cooling of the cladding layer, and the hardness and abrasion resistance of the cladding layer are improved.

Keywords : Laser cladding, Low temperature phase change, Powder particle size, Residual stress, Friction and wear

1. Introduction

As a new surface repairing and manufacturing technology, laser cladding with high energy density, metallurgical bonding cladding and substrate, high melting efficiency, has been widely used in molds, tools and mechanical parts repair, anti-wear and corrosion-resistant coating processing and so on [1,2]. Laser cladding process is a rapid state transition process. The certain difference in thermal properties between the substrate and cladding power results in its solidification process of crystallization imbalance which tends to pro-

duce uneven tensile stress in the cladding surface [3, 4]. The presence of residual tensile stress increases the cracking sensitivity of the cladding layer and reduces its fatigue, wear resistance and other properties [5, 6]. The post-treatment method such as local heating method, impact method and shot peening method can reduce the residual stress to improve fatigue and wear resistance, but these methods increase the production cost and reduce the production efficiency.

Iron and steel materials in the cooling process will be organized into the transformation, accompanied by different volume expansion, when the volume expansion in the constraints of the conditions, can produce compressive stress [7]. The low temperature phase material reduce the phase transition temperature of the martensite by controlling the alloying element content so that the volume expansion produced by martensitic transformation can counteract some or all of the tensile stress caused by the heat shrinkage and achieve the goal of improving or eliminating harmful residual tensile stress[8]. In this paper, aiming at the problem that the mechanical properties of the parts are reduced due to the residual stress on the surface of the laser cladding layer, the method of laser cladding low temperature phase transformation alloy powder is proposed to improve the residual stress on the cladding surface in order to improve the mechanical strength of the cladding layer.

2. Experimental materials and methods

2.1 Experimental Materials

In order to investigate the effect of martensitic transformation on the residual stress and mechanical properties of the cladding layer after the fusion of the low transformation temperature alloy material, the cladding layer formed by conventional 17-4PH stainless steel powder was used as the comparative sample. The effect of particle size on the residual stress and mechanical properties of the cladding layer was analyzed by the different particle sizes of the low transformation temperature alloy powder. The low temperature phase change alloy powders with the meshes of 200 (LTT1) and 500 (LTT2) and the 17-4PH stainless steel powders with the mesh of 200 were adopted. The basic chemical compositions of the three kinds of deposited alloy powders are shown in Table 1.

Table 1 - Chemical compositions of laser cladding alloy powders

Powder	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	B	Nb	Fe
17-4PH	0.01	0.72	0.097	16.95	4.06	--	--	4.05	--	--	0.31	Bal.
LTT1	0.1	0.2	0.5	5	3	0.3	0.2	0.5	0.2	0.002	0.01	Bal.
LTT2	0.1	0.2	0.5	5	3	0.3	0.2	0.5	0.2	0.002	0.01	Bal.

2.2 Test methods and equipment

Germany ROFIN FL-060 type 6kW fiber laser with small laser spot ($5\text{mm} \times 5\text{mm}$), combined with ABB IRE4600 robot processing system, was used in the experiment. The laser cladding experiment was carried out on Q235 steel with the sizes of $100\text{mm} \times 100\text{mm} \times 10\text{mm}$ and the preparation parameters are shown as follows: the laser power is 2800kW, the laser scanning speed is 28mm/min, the focus is 3mm and the Ar flux is 5L/min. The cladding process is protected by high-purity argon. The GTV PF2 / 2 laser cladding powder feeder ensures the uniformity and continuity of the powder in the cladding process. Powder delivery method is coaxial argon powder, as shown in Fig. 1.

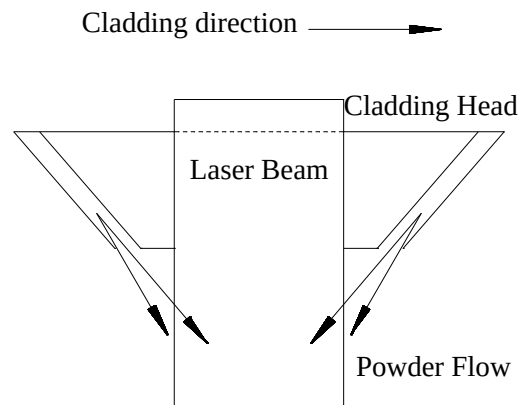


Fig. 1 - The schematic diagram of laser cladding

Secondly, the three kinds of cladding layers were tested on the MFT-5000 friction and wear tester. The wear specimen was $20\text{mm} \times 10\text{mm} \times 10\text{mm}$. Before the experiment, the surface of the test was polished

smooth and flat with sandpaper. The friction pair is a 440C stainless steel ball with the diameter of 9.524mm. The load is 100N and the friction slip speed is 8mm/s, with the accuracy of 0.1mg electronic balance to measure the wear and tear weight of the situation.

The residual stress of the different kinds of cladding layers was measured by the Canadian Proto LXR D X-ray diffraction stress analyzer. Before the test, the instrument was calibrated with stress-free iron powder. To the end of the cladding 5mm as a starting point, the residual stress was measured by the points in increments of 0.5 mm in the 0 ° direction, a total of 11 points. The test was shown in Fig. 2.

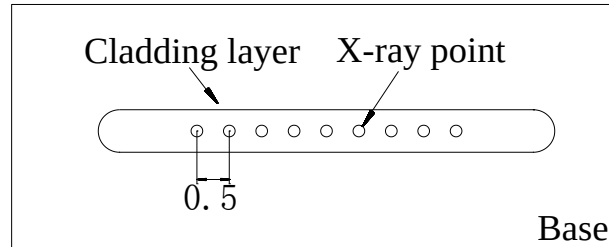


Fig. 2 - Sketch map of residual stress test

Finally, after cutting, grinding, and polishing, the cladding layer produced in the experiment was corroded using picric acid solution (1g picric acid + 4% nitric acid + 96% alcohol). The microstructure of cladding layer is observed under an optical microscope. The phase of the cladding layer was analyzed by X - ray diffractometer, and the micro-hardness of the cladding layer, the heat affected zone and the base metal was measured using an HV-1000 micro-hardness tester, as shown in Fig. 3.

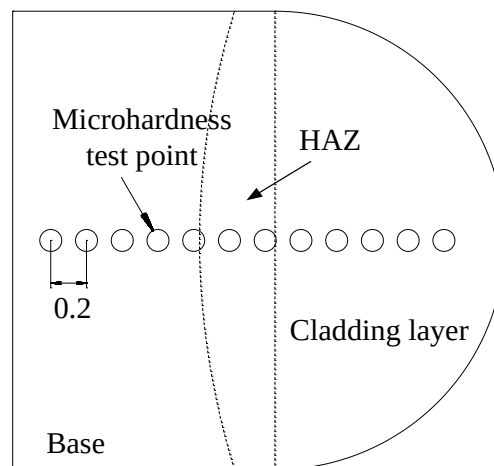
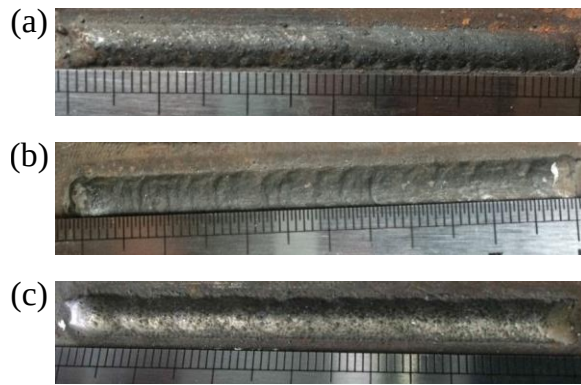


Fig. 3 - The schematic diagram of micro-hardness test

3. Results and discussions

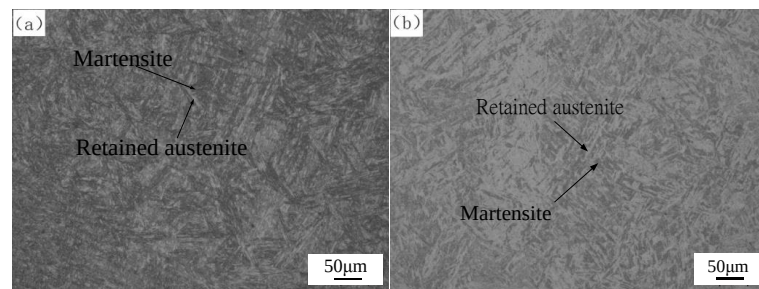
3.1 Macroscopic morphology and microstructure analysis of cladding layer

Fig. 4 shows the cladding of low temperature phase change alloy powder and 17-4PH ordinary stainless steel powder under the same laser welding process conditions. It is clearly seen from Fig. 4 that the cladding of the three powders is well formed and the droplets on both sides are less, and the surface of the 17-4PH cladding layer is brightest. In the case of flatness, compared with Fig. 4 (a), (b) and (c), it was found that the surface of the LTT2 cladding layer with finer powder size was more wrinkled. The analysis shows that the total surface area is large with the fine powder. The contact between the fine particles is more, producing a larger internal friction, resulting in poor fluidity of deposited metal which affecting the ability to produce powder during the cladding process [9]. When the particle size of the powder is fine, the uniformity of the delivery of the powder alloy is poor and the deposited metal is intermittently sprayed into the laser irradiation area. The formation of the bridging effect makes the cladding layer easy to form wrinkles affecting the final shape. It is further explained that when the particle size of the LTT alloy powder is small, it is not conducive to obtain the cladding layer with better forming effect.



a) Cladding layer of LTT1 b) Cladding layer of LTT2 c) Cladding layer of 17-4PH
Fig. 4 - The macroscopic morphology of cladding layer

Fig. 5 (a) and (b) show the microstructures of LTT1 and LTT2 cladding layers, respectively. It can be seen from Fig. 5 that the two powder cladding layers are composed of lath martensite (black) and the retained austenite (white) between them. After reaching room temperature, a small amount of austenite that cannot completely transform to the martensite was remained and formed as the residual austenite. Small amount of retained austenite structure are formed to enhance the toughness of the cladding layer. Comparing Fig.5 (a) and (b), it can be seen that the density in LTT2 cladding layer structure was higher. The analysis considers that the powder with small particle size has fine structure with more grain boundaries distributed with a lot dislocation defects. The powder is rapidly crystallized after melting and the finer grains are formed into dense structures.



a) LTT1 cladding microstructure b) LTT2 cladding microstructure
Fig. 5 - The microstructure of cladding layer

The XRD diffraction pattern of LTT2 powder cladding is shown in Fig.6. Microstructure shows that the cladding layer is mainly martensite and retained austenite. According to the analysis of jade software, the diffraction peak mainly contains Fe element and Cr element. It is judged that the C and Cr elements are solid-dissolved into the Fe element to form a solid solution structure of martensite and austenite. Through comparing the PDF card, indices relationship of crystal face can be inferred that the (110) peak and (211) peak represent the martensite, and the (200) peak represents the austenite. It is found that the main structure of the cladding layer is martensite and a small amount of retained austenite after laser cladding the LTT alloy.

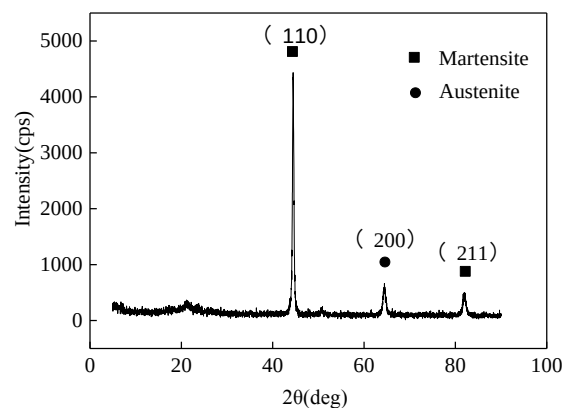


Fig. 6 - The XRD diffraction pattern of LTT2 cladding layer

3.2 Micro-hardness analysis of section of cladding

The micro-hardness distribution of the three cladding layers is shown in Fig. 7. It is seen from Fig. 7 that the micro-hardness of the three kinds of powder cladding layers is a gradient distribution. Along the normal direction of the cladding layer, the micro-hardness value increases first and then decreases gently. The analysis considers that in the laser cladding coaxial argon power feeding was used (shown in Fig. 1). During the cladding process, the powder leaves the fritted nozzle into the air and some of the powder is not able to move into the laser beam due to air resistance, but is free fall. This led to that part of the powder can only accept the west heat melting of the cladding layer and , cladding surface density decreased, hardness decreases. This led to the part of the powder can only melt by accepting the formation of cladding layer of waste heat, followed by a decrease in the surface density of the cladding layer and a decrease in hardness. The sub-surface powder melts fully and the state transforms rapidly, which result in density cladding layer and increasing hardness. Due to the rapid melting and cooling, the cladding layer has a small grain size, a dense structure, and thus a higher hardness than the substrate. With the increase of the depth of the cladding layer, reaching the fusing area, the hardness value decreases due to the dilution of the matrix, and the slow drop zone corresponding to the heat affected zone. The hardness value drops to the lowest after reaching the substrate.

Compared with the micro-hardness distribution of the two kinds of composition powders, it was found that the low temperature phase change powder cladding layer had better hardness enhancement effect than stainless steel powder. The micro-hardness of LTT2 powder cladding layer is as high as 431.7HV, which is much higher than that of substrate about 160HV, and the micro-hardness is increased by about 2.7 times. The maximum hardness of the stainless steel powder cladding layer is 367.3HV and the micro-hardness is improved by about 2.3 times. The residual compressive stress in the cladding layer of the low temperature phase change powder reduces the shear stress of the indentation pressed by the micro-hardness gauge and improves the micro-hardness of the cladding layer. The maximum hardness of LTT1 powder cladding is 419HV. This is mainly because the LTT2 powder cladding layer of the structure is more compact, making its micro-hardness value slightly higher. The high micro-hardness value is beneficial for the improvement of the wear resistance of the cladding layer.

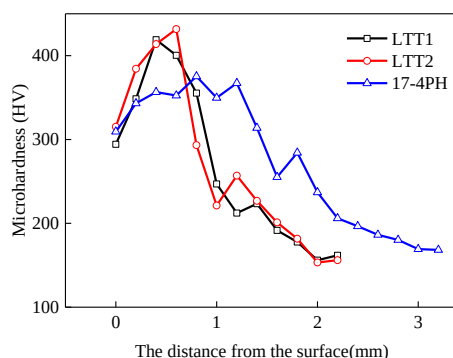


Fig. 7 - The micro-hardness of the cladding layer

3.3 Analysis of residual stress on cladding surface

Fig. 8 shows the residual stress distribution on the surface of the three powder laser cladding layers. It can be seen from Figure 8, compared with the low temperature phase change alloy powder cladding layer, the surface residual stress of 17-4PH cladding layer is higher and the maximum value is about 236MPa. The surface residual stress of the low temperature phase change alloy powder laser cladding layer is negative, that is, the surface stress state is compressive stress. It is concluded that the martensitic transformation occurs during the solidification of the three alloy powders, and the martensitic transformation will produce volume expansion [10, 11]. When the martensitic transformation occurs at a lower temperature, the deposited metal is constrained, and the volume expansion resulting from the martensitic transformation counteracts the heat shrinkage produced during the cooling of the cladding layer. If the phase transition pressure produced by the phase change expansion is greater than the tensile stress generated during the heat shrinkage, the cladding layer would exhibit a residual compressive stress. The martensitic transformation of the 17-4PH cladding layer occurs at a higher temperature, where the deposited metal is in a plastic state and the volumetric expansion of the martensitic transformation is released without being restricted. No compressive stress is produced, and finally the residual tensile stress is expressed.

Comparing LTT1 and LTT2 powder cladding surface residual stress, it can be seen that LTT1 exhibits a larger residual compressive stress and the maximum compressive stress is 288.4MPa. The residual stress distribution of LTT2 cladding layer is gentle and the maximum compressive stress is 135.1MPa. There are

two reasons for the low compressive stress of LTT2 cladding. On the one hand, the grain size of the austenite is small when the original size is small, so the grain boundary migration is small in the process of martensitic transformation. The formation of the grain size is small and the volume expansion is reduced accordingly. On the other hand, due to small particle size of LTT2 powder, the burning of the LTT2 powder is more serious. Some of the martensitic transformation point (Ms) reduction element content reduces resulting in that the final martensitic transformation expansion do not achieve the best effect.

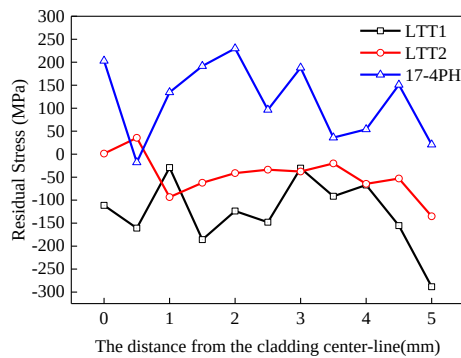


Fig. 8 - The residual stress distribution of laser cladding layer

3.4 Cladding layer friction and wear properties

According to the change of friction coefficient and wear weight, the wear resistance of the three cladding layers was analyzed. Fig. 9(a) shows the weight loss of the three powders at different wear periods. As can be seen from the figure, with time increases, the wear amount of the cladding layer of the three powders increase gradually, but the wear per unit time is gradually reduced. In 15 minutes of the wear time, the wear rate is large, in which the wear rate of LTT2 powder is minimum, 4.5mg. Analysis shows that at the beginning of the wear time, there are many particulate on the surface of the layer, which are contact with the friction side first, and produce large stress [12, 13]. The presence of these stresses leads to the destruction of the microburst giving a rise to the initial mass wear.

Fig. 9(b) shows the variation trend of friction coefficient of cladding layer with time in three kinds of powders under the same cladding process. The average coefficient of friction of 17-4PH is about 0.67. The friction coefficient of LTT1 is close to that of 17-4PH powder, and the average friction coefficient is about 0.6. The smallest friction coefficient appears in the LTT2 powder coating with an average value of about 0.4. The friction coefficient fluctuates greatly at the initial stage of friction, and the friction coefficient tends to be stable with the increase of time.

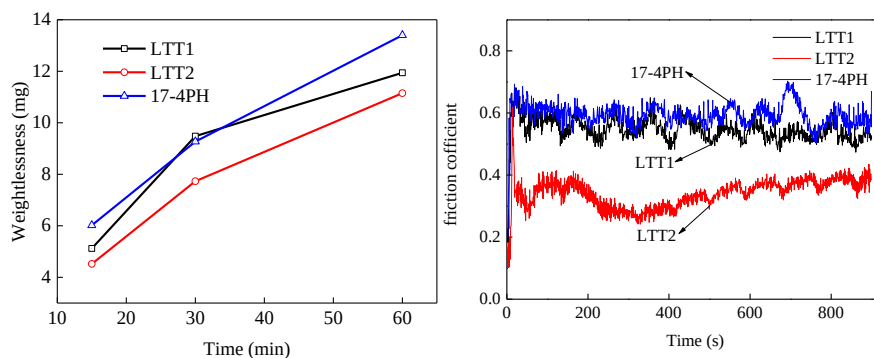


Fig. 9 - (a)The weightlessness of the cladding layer (b) The Variation of friction coefficient of different powder cladding layer with time

Compared with the wear and friction coefficient of the three kinds of powders, the wear amount of LTT2 powder cladding layer is the lowest and the friction coefficient is the lowest, which shows the best wear resistance. As the LTT2 alloy powder particle size is smaller, after the absorption of laser energy, the powder particles quickly melt and curd resulting in smaller grains. In the case where the cladding layer is the same as the martensite structure, the wear resistance of the cladding layer is higher than that of the powder having a larger particle size. Compared with the weight loss of 17-4PH power cladding, the weight loss of LTT1 powder cladding showed a tendency to increase first and then decrease. The friction coefficients of the two coating also present a small difference, showing a similar wear resistance. The wear resistance of the LTT1 cladding layer is slightly higher because the residual compressive stress in the cladding layer relaxes

the stress concentration and the shear stress caused by the friction pair on the surface is reduced, thereby improving the wear resistance. Due to the higher hardness of the LTT1 powder cladding layer, the abrasion resistance is slightly higher than that of the stainless steel powder cladding layer. Moreover, the residual compressive stress in the cladding layer relaxes the stress concentration and then the shear stress caused by the friction pair on the surface was reduced. This improves its wear resistance to a certain extent.

Conclusions.

In this paper, 17-4PH stainless steel alloy powder and two kinds of low temperature phase change alloy powders with different particle sizes were adopted for comparison. The residual stress and microstructure of cladding layer were analyzed:

(1) During the laser cladding of the low temperature phase change alloy powder, the volumetric expansion of martensitic transformation counteracts the heat shrinkage stress of the cladding layer, and the surface of the cladding layer shows residual compressive stress of -228.4MPa improving the wear resistance of the cladding layer.

(2) The microstructure of the low temperature phase change cladding layer is mainly martensite and a small amount of retained austenite. The martensitic transformation starts at a lower temperature. A small amount of retained austenites distributed between the lath martensites improve the toughness of the cladding layer.

(3) Due to its dense structure, the micro-hardness of the LTT alloy powder cladding layer was improved significantly. The cladding layer with high density has better wear resistance, and the increase of micro-hardness also has a beneficial effect on the wear resistance of the cladding layer.

Acknowledgments

This work is sponsored by the National Natural Science Foundation of China under Grant no. 51575401, this work is also partly sponsored by Zhejiang Provincial Natural Science Foundation (Grant no. LY16E050007).

References

1. ZHANG Jian, WU Wenni, ZHAO Longzhi, Research Progress and Development Trend of Laser Cladding[J]. Hot Working Technology. 42 (06), 131 (2013).
2. LI Yangliang, JIN Haixia, BAI Xiaobo, XI Shoumou, Research Progress and development trend of laser cladding technology[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 30 (04), 1 (2009)
3. FANG Yuanyuan, Residual Stress and Corrosion Performance of Pipeline Steel with Dissimilar Welding Wire[D]. Jiangsu University, 2016
4. Alam M K, Edrissy A, Urbanic J, et al, Micro-hardness and Stress Analysis of Laser-Cladded AISI 420 Martensitic Stainless Steel[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 26 (3), 1 (2017).
5. WANG Dengzhi, HU Qianwu, ZENG Xiaoyan, Residual stress and cracking behaviors of Cr13Ni5Si2 based composite coatings prepared by laser-induction hybridcladding. Surface and Coatings Technology. 274, 51 (2015).
6. T. Shiozaki, Y. Tamai, T. Urabe, Effect of residual stresses on fatigue strength of high strength steel sheets with punched holes. Int. J. Fatigue. 80, 324 (2015).
7. WANG Wenxian, HUO Lixing, ZHANG Yufeng, Effect Rule of Transformation Temperature on Welding Residual Stresses and Its Mechanism Analysis [J]. China mechanical engineering. 14 (3), 246 (2003).
8. Kromm A, Dixneit J, Kannengiesser T, Residual stress engineering by low transformation temperature alloys—state of the art and recent developments[J]. Welding in the World Le Soudage Dans Le Monde. 58 (5), 729 (2014).
9. LI Huishan, Theoretical and Experimental Study on the Interaction of Laser and Metal Powder Flow in the Laser Remanufacturing[D]. Tianjing Polytechnic University, 2004.
10. CHEN Xizhang, FANG yuanyuan, LI Peng, et al, Microstructure, residual stress and mechanical properties of a high strength steel weld using low transformation temperature welding wires[J]. Materials & Design. 65, 1214 (2015).
11. T Kannengiesser, A Kromm, Formation of welding residual stresses in low transformation temperature (LTT) materials[J]. Soldagem & Inspeção. 14 (1), 391 (2009).
12. CHENXizhang, HU Ke, YUAN Qibing. Microstructure and performance of WC reinforced Fe-based composite coating synthesized in-situ produced by laser cladding[J]. China Surface Engineering. 29 (04), 118 (2016).
13. SONG Jie, ZHANG Qingmao, LIN Xiaocong, LIAO Jianhong, Behavior of Fe-Based Alloy Coating Formed by Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers. 35 (05), 776 (2008).

ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНА МОДИФИЦИРОВАННЫХ ОКСИДОМ ИТТРИЯ

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Загуляев Д.В.¹, Толкачев О.С.²,
Петрикова Е.А.², Коновалов С.В.³

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

²Института сильноточной электроники СО РАН,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

³Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru

Аннотация: В настоящей работе был проведен анализ структуры и свойств силумина, модифицированного путем нанесения на поверхность оксида иттрия, методом электровзрывного легирования (легирование капельно-плазменным потоком, образующимся при электрическом взрыве токопроводящей фольги с навеской порошкового материала). Исследования структуры и фазового состава, исследуемого силумина, проводили методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Образовавшиеся покрытия характеризуются высоким уровнем шероховатости и пористости.

Ключевые слова: электровзрывное легирование, оксид иттрия, микроскопия, силумин, структура.

RESEARCH OF CHANGES IN THE PROPERTIES OF SILOMIN SURFACE LAYERS MODIFIED BY YTTRIUM OXIDE

Gromov V.E. ¹, Ivanov Yu.F. ², Zagulyaev D.V. ¹, Tolkachev O.S. ²,
Petrikova E.A. ², Konovalov S.V. ³

¹Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

²Institute of High Current Electronics SB RAS,
Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru

³Samara National Research University,
Samara, Russia, ksv@ssau.ru

Abstract: In the present work, an analysis was made of the structure and properties of silumin, modified by deposition on the surface of yttrium oxide, by electric-explosive doping (doping with a droplet-plasma flow produced by the electric explosion of a conductive foil with a sample of powder material). The structure and phase composition studied by silumin were studied by scanning and transmission diffraction electron microscopy. Formed coatings are characterized by a high level of roughness and porosity.

Key words: electric explosive alloying, yttrium oxide, microscopy, silumin, structure.

Известно, что алюминий является самым распространённым из металлов и занимает первое место по содержанию в земной коре, на 1 тонну земной коры приходится 81,3 кг. алюминия, что на 31,3 кг. больше чем железа [1]. В виду его распространенности он вызывает повышенный интерес у научной общественности в направлении изучения его свойств и возможностей их модифицирования [2-4]. Одним из распространенных методов модификации алюминия является добавление легирующих элементов, например кремния, в процессе литья, полученные сплавы называют силуминами.

Силумины – самые распространенные литейные сплавы на основе алюминия [5-8]. Они широко используются как конструкционный материал из-за сочетания комплекса высоких эксплуатационных и литейно-технологических свойств. В частности, поршни двигателей внутреннего сгорания и компрессоров изготавливают преимущественно из эвтектических и заэвтектических силуминов [5-10]. Не смотря на это, учитывая непрерывно возрастающие требования к качеству литых изделий, эконо-

мичности и экологичности технологического процесса, актуальным остается поиск новых резервов совершенствования технологического процесса и эффективных методов улучшения свойств силуминов, основанных на модифицировании, микролегировании и интенсификации процесса затвердевания (кристаллизации сплава) в литейной форме. Одним из таких методов, сочетающий введение в расплав различных элементов и тугоплавких частиц с высокой скоростью кристаллизации материала, является электровзрывное легирование [10].

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств силумина эвтектического состава, подвергнутого модифицированию частицами оксида иттрия методами электровзрывного легирования.

В качестве материала исследования использовали эвтектический силумин, элементный состав которого приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Результаты рентгеноспектрального анализа образцов силумина (масс. %; Al остальное)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Cr	Zn	Pb
11,1	0,25	2,19	0,029	0,58	0,92	0,047	0,005	нет	нет

Исследования фазового состава и состояния кристаллической решетки силумина осуществляли методами рентгенофазового анализа (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu, Япония). Исследование элементного и фазового состава, дефектной субструктуры силумина проводили методами сканирующей (прибор Philips SEM 515, оснащенный микроанализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM-2100F, JEOL, Япония) электронной микроскопии. Фольги (объект исследования материала методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии) изготавливали методами ионного утонения тонких (100 мкм) пластинок на приборе Ion Slicer EM 09100IS.

Ранее в [9] было установлено, что электровзрывное легирование (далее по тексту ЭВЛ) силумина эвтектического состава сопровождается формированием слоя с высокоразвитым рельефом поверхности модифицирования. Действительно, выполненные в настоящей работе исследования показали, что в результате ЭВЛ силумина формируется поверхностный слой, характеризующийся высоким уровнем шероховатости, содержащий в большом количестве микропоры, микрократеры и микротрещины (рисунок 1).

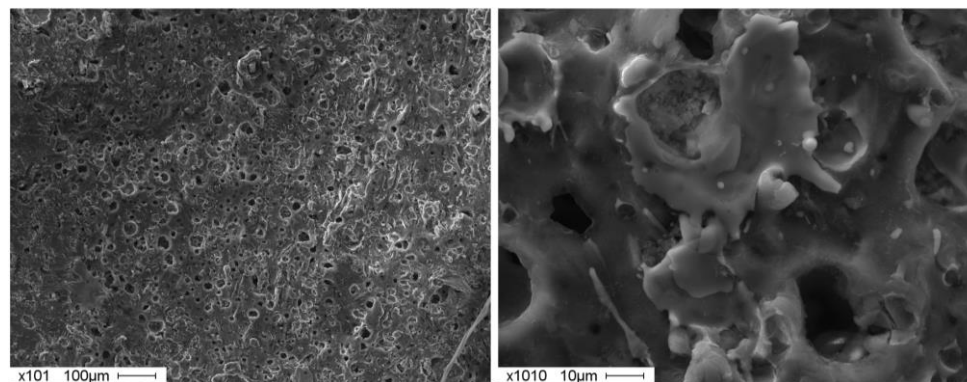


Рисунок 1 - Структура поверхности силумина эвтектического состава, подвергнутого электровзрывному легированию. Сканирующая электронная микроскопия.

Методами микрорентгеноспектрального анализа были проведены исследования элементного состава поверхностного слоя силумина, подвергнутого электровзрывному легированию. Результаты выполненных исследований представлены в табл. 2.

Таблица 2 - Элементный состав поверхностного слоя силумина, подвергнутого электровзрывному легированию, выявленный методами микрорентгеноспектрального анализа областей, представленных на рисунке 2. Сканирующая электронная микроскопия. Результаты представлены в вес. %.

Область	Al	Si	Mg	Ti	Fe	Ni	Cu	Y	O	C
Рис. 2, а	47,2	3,0	0,6	1,0	0,7	1,3	1,8	16,2	10,8	17,4
Рис. 2, в	0,8	0,0	0,0	0,2	0,7	0,5	0,7	34,0	28,1	35,0

Анализируя результаты, представленные в таблице 2, можно отметить, что электровзрывное легирование приводит к формированию поверхностного слоя с высоким уровнем неоднородности

распределения легирующих элементов, что наиболее заметно по распределению атомов иттрия и кислорода. Данные результаты подтверждают факт присутствия в плазменном потоке частиц порошка легирующего материала, выявленный ранее во многих исследованиях [9, 10].

Структуру объема силумина, подвергнутого электровзрывному легированию, анализировали методом поперечных шлифов. Характерное изображение структуры легированного слоя, выявленное методами сканирующей электронной микроскопии, приведено на рис. 2. Анализируя полученные результаты, можно отметить, во-первых, что толщина модифицированного слоя изменяется в пределах (30-50) мкм. Во-вторых, высокий уровень пористости; размеры пор изменяются от единиц до десятков микрон.

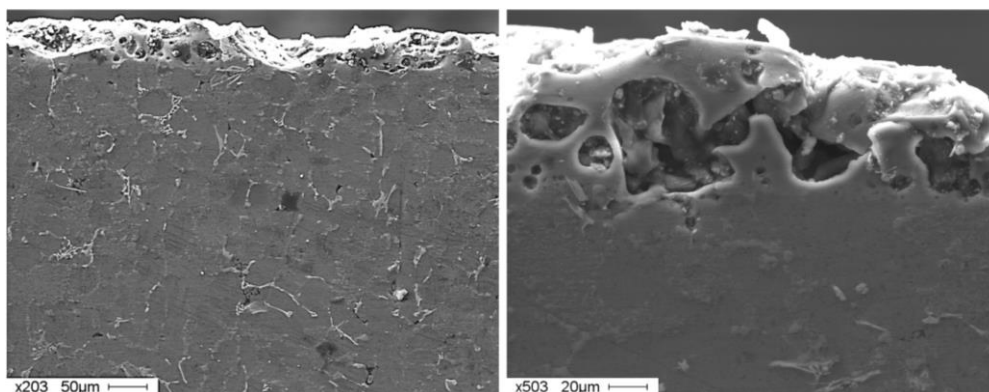


Рисунок 2 - Структура поперечного шлифа силумина эвтектического состава, подвергнутого электровзрывному легированию. Сканирующая электронная микроскопия

Таблица 3 - Результаты рентгеноструктурного анализа образца силумина эвтектического состава, подвергнутого электровзрывному легированию.

Фаза	Содержание, отн. %	Параметр решетки, нм	D(ОКР), нм	$\Delta d/d, 10^{-3}$
Al	68.2	0,40485	75,01	0,24
Si	30.1	0,54231	16,4	0,80
Y ₂ O ₃	1.7	1.06010	16,6	7,88

Фазовый состав модифицированного ЭВЛ силумина исследовали методами рентгеноструктурного анализа. Количественные результаты фазового анализа рентгенограммы, полученной с изучаемого материала представлены в таблице 3.

Анализируя результаты, представленные в таблице 3, можно отметить, во-первых, существенно высокий уровень кремния в поверхностном слое силумина, что может указывать на испарения некоторого слоя алюминия при электровзрывном легировании. Во-вторых, присутствие фазы Y₂O₃, что может быть обусловлено внедрением частиц исходного порошка оксида иттрия в поверхностный слой силумина при электровзрывном легировании.

Методом электровзрывного легирования осуществлено модифицирование поверхностного слоя силумина эвтектического состава частицами оксида иттрия. Установлено, что электровзрывное легирование силумина сопровождается формированием высокопористого поверхностного слоя толщиной до 50 мкм, характеризующегося неоднородностью в распределении легирующих элементов (кремния, иттрия и кислород), субмикро- и наноразмерной многофазной структурой, упрочняющими фазами которой являются частицы кремния, Y₂O₃, YSi₂ и Y₂Si₂O₇.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1283.2017/ПЧ и частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект №16-58-00075-Бел_а).

Библиографический список

1. Алюминий. Тринадцатый элемент: энциклопедия / сост.: А. Дроздов. – М.: Библиотека РУСАЛа, 2007. – 239 с.
2. Загуляев, Д. В. Влияние слабых магнитных полей на микротвердость поликристаллического алюминия / Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика. – 2010. – № 9. – С. 53–56.

3. Zagulyaev, D.V. Change of deformation characteristics and dislocation substructure of nonferrous metals under influence of magnetic field / D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, V. V. Shlyarov, E. A. Anuchina, I. A. Komissarova, V. E. Gromov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 150. – P. 1-6.
4. Загуляев Д.В. Характер влияния импульсного магнитного поля на микротвердость алюминия / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, М.В. Пономарева, В.Е. Громов, // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2010. – №1. – С. 32-35.
5. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977. – 272 с.
6. Белов Н.А. Фазовый состав и структура силуминов / Н.А. Белов, С.В. Савченко, А.В. Хван. - М.: МИСИС, 2008. - 282 с.
7. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов - М.: МИСИС, 2005. - 376 с.
8. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. - М.: Издательский Дом МИСИС, 2009. – 392 с.
9. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. [и др.]. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / под ред. А.П. Ласковнева. – Минск: Беларус. Наука, 2013. – 287 с.
10. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электро-взрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

УДК 669.18.017: 621.79

ФОРМИРОВАНИЕ И КОНТРОЛЬ ПОРИСТОСТИ ВО ВРЕМЯ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ДВУХФАЗНЫХ ОЦИНКОВАННЫХ СТАЛЕЙ DP780

Хуанг Л.¹, Чэнь С. ^{*1,2}, Коновалов С.², Ма Х.³

*¹Школа механики и электротехники, Университет Вэньчжоу,
Вэньчжоу, Китай, kernel.chen@gmail.com*

*²Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия.*

*³Jiangsu Beiren Robot System CO., LTD,
Сучжоу, Китай*

***Аннотация:** Двухфазные оцинкованные стали DP780 толщиной 0,8 мм были сварены непрерывным 4 кВт волоконным лазером для исследования образования пористости. В результате анализа параметров и процесс сварки с помощью высокоскоростных камер, был предложен механизм формирования внутренней пористости и внешней пористости. Основываясь на механизме формирования пористости, установлена модель выхода паров цинка, выходящих из расплавленного металла во время процесса сварки, путем управления динамическим балансом пор каждого канала для уменьшения сварных внутренних пор и внешней пористости, а также улучшения качества сварки.*

***Ключевые слова:** лазерная сварка; оцинкованная сталь; пар цинка; пористость*

THE FORMATION AND CONTROL OF POROSITY DURING LASER WELDING OF DP780 DUAL-PHASE GALVANIZED STEELS

Lei Huang¹, Xizhang Chen^{*1,2}, Sergey Konovalov², Hongbo Ma³

*1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University, Wenzhou,
China, kernel.chen@gmail.com*

*2. Samara National Research University,
Samara, Russia*

*3. Jiangsu Beiren Robot System CO., LTD,
Suzhou, China.*

***Abstract:** DP780 dual-phase galvanized steels with 0.8mm thickness were lap welded by 4kw contin-*

uous fiber lasers to investigate the formation of porosity. By observing the welding parameters and recording the welding process with high speed cameras, the formation mechanism of internal porosity and external porosity was proposed. Based on the formation mechanism of porosity, we established the escape channel model of zinc vapor leaving the molten pool during the welding process, by controlling the dynamic balance of the pores of each channel to reduce the welding internal pores and external porosity defects, improve the welding quality.

Key words: laser welding; galvanized steel; zinc vapor; porosity.

1. Introduction

Car body lightweight is one of the most important development tendency for vehicle manufacturing, advanced high strength steels (AHSS) is one of the most widely used material in the automotive industry for lightweight and higher qualities. These steel grades include dual phase (DP) steels, transformation-induced plasticity (TRIP) steels, high hole expansion (HHE) steels, complex-phase (CP) steels, martensitic steels (MS), and twinning induced plasticity (TWIP) steels^[1,2]. Additionally, these steels are galvanized in order to improve the surface corrosion resistance for automotive parts .However, it is still a great challenge to laser weld galvanized steels in a zero-gap lap joint configuration, since the zinc coatings at the faying interface will vaporize; due to the lower boiling point (907 °C) of zinc as compared to the melting temperature of steel (above 1500 °C), causing the highly pressurized zinc vapor to expel the liquid metal out of the weld pool, resulting in spatter on adjacent surfaces in addition to blowholes and pores which dramatically decrease the mechanical properties of the weld[3,4].

In order to study the influence and kinetics of the molten pool on the hole escape at the keyhole, a large number of scholars have introduced the on-line monitoring means during the welding process. For example, Norman used high speed cameras to observe the zinc vapor on the laser welding process[5] . C Panwisawas established a physics-based model for keyhole welding to simulate keyhole and porosity formation during laser welding of Ti-6Al-4V titanium alloy [6]. Kong applied spectroscopy to study the correlations between the optical emission of the plasma and zinc vapor induced welding defects in the laser welding of galvanized steel for a lap joint configuration ^[7]. However, There is relatively little research on the laser trapping channel of galvanized sheet laser welding, and the new steam escape has important influence on the quality of the welded joint. Therefore, it is necessary to study the formation mechanism of porosity of laser welding of galvanized sheet.

In this paper, DP780 galvanized dual phase steels were laser lap welded by 4kw continuous fiber lasers. The effect of pores on the molten pool was studied. The mechanism of formation of internal porosity and external porosity was explained and analyzed. Based on the analysis of the formation mechanism of porosity, we established the escape channel model of zinc vapor leaving the molten pool during the welding. We used the high speed camera to verify the correctness of the model. We were controlling the dynamic balance of the zinc vapor of each channel to reduce the welding internal porosity and external porosity defects, improving the welding quality.

2. Test materials, equipment and research methods

2.1 Experimental materials

In this experiment, laser welding of galvanized high-strength steel (DP780) with the size of 100×30×0.8mm was conducted. The chemical composition and mechanical properties of DP 780 steel are shown in Table 1 and Table 2, respectively.

Table 1 - Mechanical properties of DP780 galvanized high-strength steel

Yield strength Re /MPa	Tensile strength Rm /MPa	Elongation ψ/%
500~650	≥780	≥10

Table 2 - Chemical composition of DP780 galvanized high-strength steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al
0.094	0.140	1.990	0.0056	0.0023	0.036

2.2 Experimental equipment

The equipment used in this experiment includes KUKA robot laser welding system, high speed camera system, material stretching machine, microscope, laser microscope, high-speed camera and x-ray instrument. Fiber laser welding fixed on KUKA robot was applied to weld the high-strength galvanized steel, the welding process was observed by the CR600X2 high-speed camera. The KUKA robot for welding system

was composed of 4KW fiber laser, water cooling system, optical path system, robot system, gas protection system and welding head system. The fiber laser with 0.68mm spot diameter was produced by IPG company.

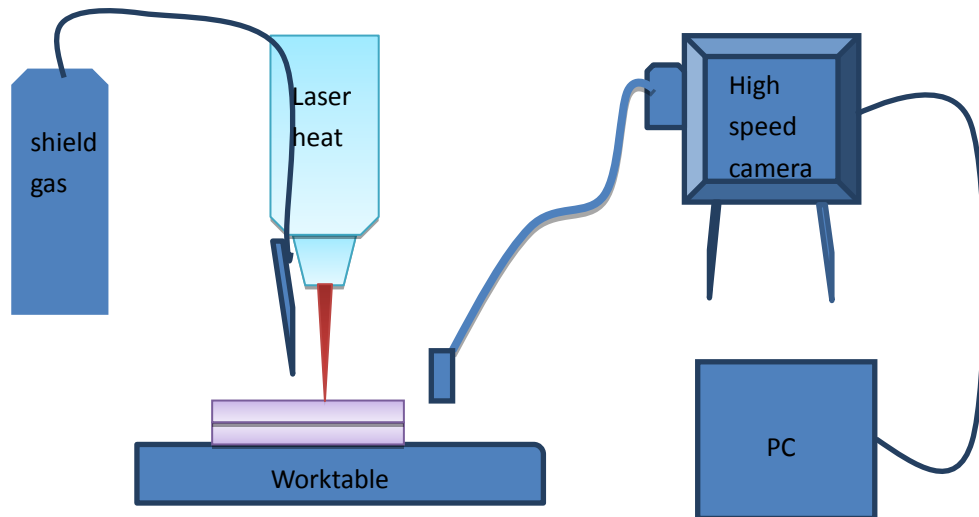


Fig1 - High speed camera recording during laser welding

3. Observation and analysis of porosity during laser welding of DP780 galvanized Steel

The formation of porosity in the weld seam of the galvanized steel sheet was mainly affected by the solubility of the gas in the molten metal, gas partial pressure, temperature, viscosity of the molten pool and the settling time of the molten pool^[8]. The boiling point of zinc is 906 °C, much lower than that of steel. Some zinc vapor escapes outside while the other part keeping the gaseous state enters into the molten pool^[8].

It was often accompanied with splash and internal porosity during laser welding of galvanized steel. In order to explore its relationship with the zinc escape and the welding process, a high-speed camera is used to observe the phenomenon. The relevant picture was concluded as follows.

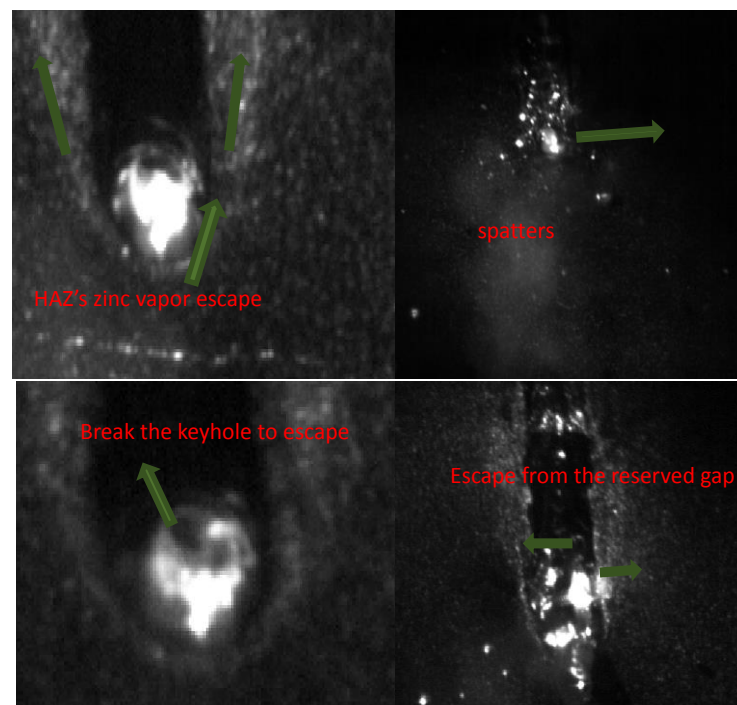


Fig2 - Zinc vapor escape form

Typical pores escape and the formation were recorded by high-speed camera. As shown in Fig2, the process of pores escape was diverse, and it had impact on the welding forming the appearance and internal structure. The shape of the zinc vapor escaped the pool in a variety of forms, some of it pooled at the keyhole was like boiled water, from the keyhole in a pointed mouth, or in a large group of clouds^[7]. Laser radiation of

zinc vapor completely escaped. Some zinc vapor escaped from the gap between the two plates. When the gap was small, the zinc vapor couldn't gently escape from the reserved gap, the remaining zinc vapor accumulated at the keyhole were to splashing out and breaking the keyhole to escape. As shown in Fig.3, the external and internal porosity were formed in the welded joint.

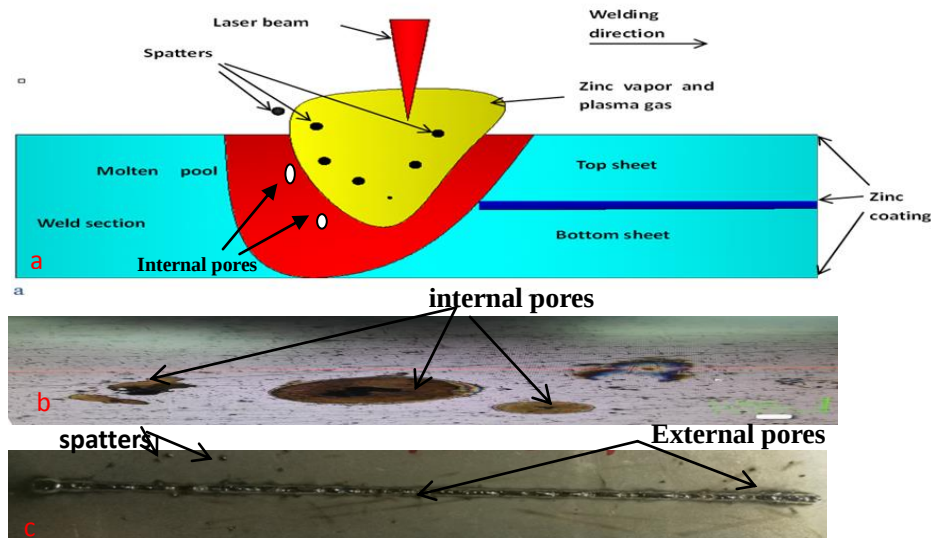


Fig3. The escape of vapor and formation of pores. (a) A schematic cross-sectional view of the laser welding of galvanized steel in a zero gap lap-joint configuration (b) representative photo of internal pores Micrograph (c) representative photo of laser welding exhibition spatter and external pores within the laser weld.

4. Mechanism of porosity formation and dynamic equilibrium of zinc steam escape channel

4.1 Mechanism of porosity formation

When observed the forming the internal porosity, we proposed a new porosity formation mechanism. As shown in the Fig4 and Fig5, zinc vapor led to two parts, the internal porosity and the external porosity. The moving of zinc vapor caused the formation of internal porosity. During the welding process, zinc vapor escaped when the zinc-coating temperature beyond the zinc melting point, before the melting of two-phase steels. Due to the low solubility in the solid, the zinc vapor would move in the direction of the metal liquid behind the melting pool and remained in the welded joint to form the internal porosity after curing.

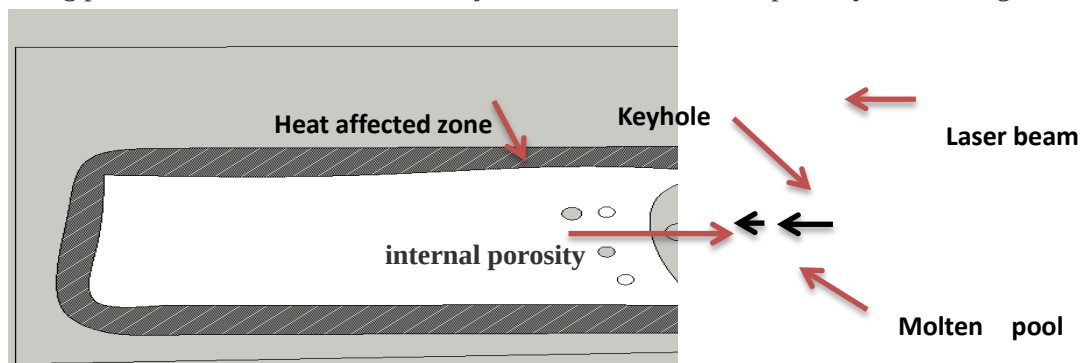


Fig 4. Internal porosity of the formation of the process

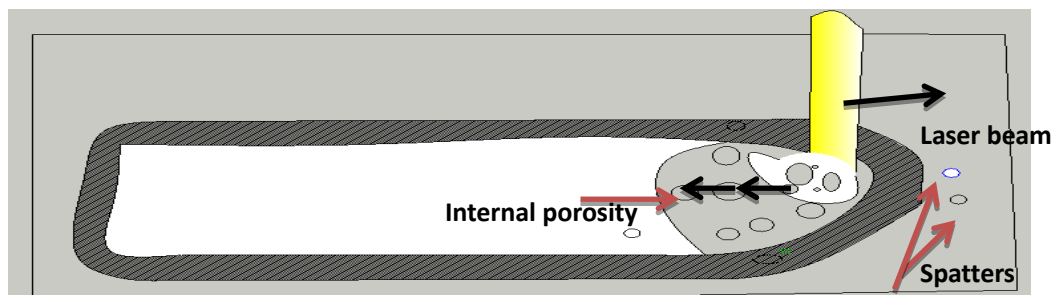


Fig 5. External porosity of the formation of the process

As shown in Fig 6, when the buoyancy of the zinc vapor at the keyhole was greater than the sum of viscosity of the liquid metal and the gravity of the zinc vapor itself, the zinc vapor escaped with the molten metal solution, causing splashing. when the buoyancy of the zinc vapor at the keyhole does not reach the sum of viscosity of the liquid metal and the gravity of the zinc vapor itself, the zinc vapor stayed in the melting pool. The corresponding escape form and process have the following effects on the shape of the welded joint. When the zinc vapor escapes from the molten pool with the molten metal melt, the welded joint would have an external pore defect, and when the zinc vapor fails to escape in time, it would form the internal porosity inside the pool, affecting the strength of welded joints.

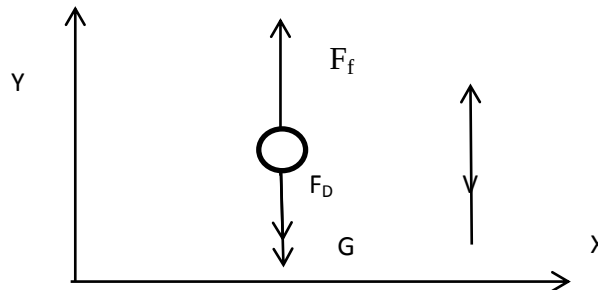


Fig 6. Analysis of the force of zinc vapor in the molten pool

4.2 Dynamic equilibrium of zinc steam escape channel

When the reserved gap was small, it couldn't rule out the zinc vapor through it, causing a large amount of zinc vapor accumulated at the keyhole without being eliminated in time. This led to the result that the buoyancy of the zinc vapor at the keyhole was greater than the sum of viscosity of the liquid metal and the gravity of the zinc vapor itself, splashing at the same time.

From the welding process of High-speed camera, it could be found that zinc vapor escaped from three-channel, as shown below.

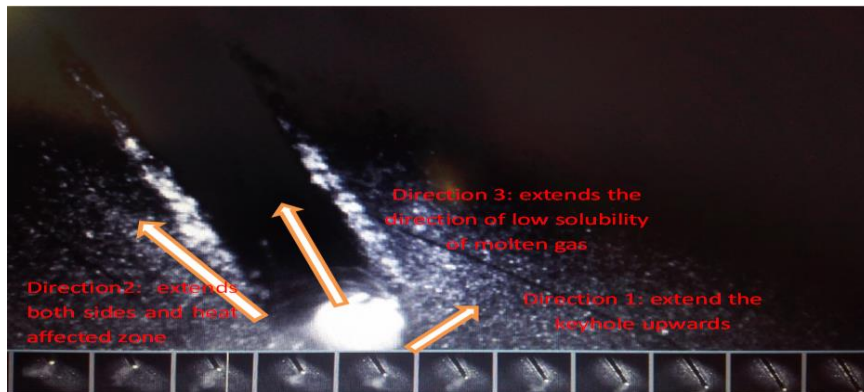


Fig 7. Zinc vapor escape three - channel equilibrium diagram

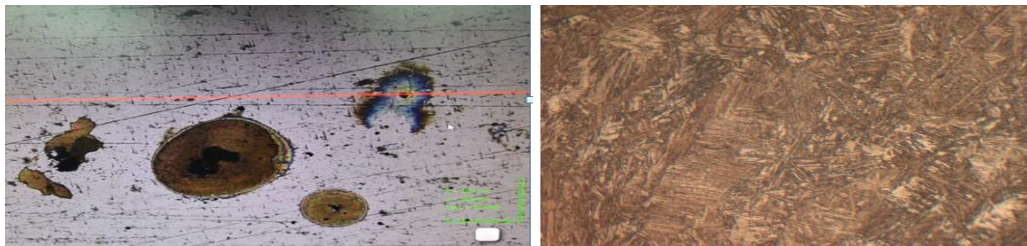
As shown in the Fig.7, the zinc vapor accumulated in the keyhole, and the orifice escape direction 1 escaped upward, which was caused by a large number of zinc vapor flow. When the buoyancy of the zinc vapor was greater than the sum of viscosity of the liquid metal and the gravity of the zinc vapor itself, the zinc vapor escaped outside. In this point, when the zinc vapor was more, the zinc vapor to the molten metal out of the pool will form external pores, which has a great impact on the strength and aesthetics of the welded joints.

As to escape direction 1, when the zinc vapor was more, it escaped from the keyhole with a pointed mouth, bringing out the molten metal. At this time, many melt was out of the keyhole, which caused obvious hole on the surface of galvanized sheet, causing welding of external porosity. When the pores moved from the channel 3, there was no escape before the melt was solidified, the zinc vapor remain in the welding joint was formed the internal porosity.

Reserved gap can greatly ease the zinc vapor in the keyhole at the gas pressure, so it was helpful for the entire process of zinc vapor escape dynamic equilibrium that we can control zinc vapor to escape as much as possible from it^[9]. When the channel 2 was blocked, the keyhole was prone to welding splash. When the direction of 2 sets a larger gap, Reserved gap enhance the channel 2 of the exhaust capacity, but in this time it was prone to welding incompatibility. Tests have shown that the channel 2 can be controlled by adjusting the re-

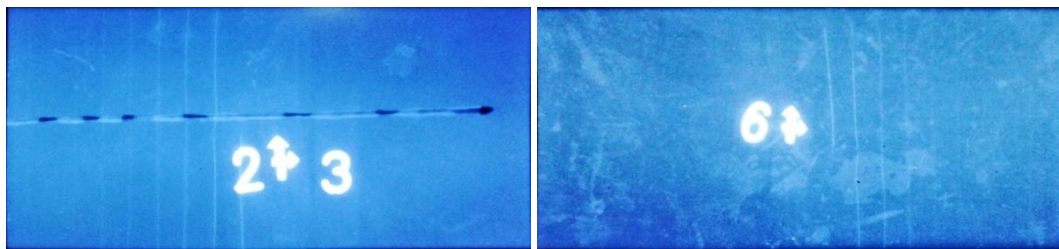
served gap of the weld to change the formation of the pores. When the Reserved gap was 0 or 0.1mm, the channel 2 was smaller at this time. The zinc vapor was accumulated through the keyhole, It was the limited exhaust capacity of the channel 2. It was occurring serious splash that zinc vapor escape channel failed to dynamic balance . When the galvanized sheet was laser welded at a reserved gap of 0.2-0.25mm, the zinc vapor formed at the keyhole and quickly discharged through the channel 2. At this time, the welding joint surface was smooth and good look, zinc vapor was achieve dynamic balance equilibrium. when the reserved gap was greater than 0.3mm, the welding molding was poor, there was not penetration of joint in the situation. At this time welding metal did not quickly fill the welding channel, causing welding joints subsidence.

When the dynamic equilibrium control of zinc vapor escape channel was better, the process of zinc steam escape was more stable and the porosity was less^[10]. As shown in the figure below, it was the typical diagram of the welded joint what used the zinc vapor escape control.



(a) . Microstructures at non-dynamic equilibrium conditions
(b) Microstructures at welded joints under dynamic equilibrium

Fig.8. Microstructures of welded joints under dynamic equilibrium and non-dynamic equilibrium conditions



(a). Welded joint under dynamic equilibrium conditions x-ray equilibrium.
(b). Welded joint under dynamic equilibrium conditions x-ray equilibrium

Fig 9. Welded joints under dynamic equilibrium and non-dynamic equilibrium conditions x-ray

During the test, the welding process parameters of control zinc vapor in the three-channel escape to achieve dynamic balance was conducive to the effective escape of zinc vapor. Experiments showed that when the size of the reserved gap value effectively controlled the escape of zinc vapor with the reserved gap of 0-0.1mm, the welding channel 2 was seriously blocked resulting a large number of zinc vapor gathered in the keyhole, the increasing of pressure, zinc vapor splashed out of molten metal. When the reserved gap was 0.2mm-0.25mm, the three-channel escape process to achieve dynamic balance, the zinc vapor was better to escape, so the welding joint shape was better and no splash occurred. When the reserved gap was greater than 0.3mm, it appeared welding incompatibility, because the molten pool of metal was not enough to set aside the gap.

Conclusion.

(1) This paper presented the formation mechanism of internal porosity and external porosity. The formation mechanism of the internal pores was that the zinc vapor always moves toward the metal liquid with greater solubility. The formation mechanism of the external porosity was that the zinc vapor dynamic equilibrium of the molten pool was broken, then the buoyancy of the zinc vapor at the keyhole reach the sum of viscosity of the liquid metal and the gravity of the zinc vapor itself, showing outward splash or escape.

(2) summarized the three channels of welding zinc vapor escape, through reserve gap to adjust the controlled affect the zinc vapor channel to achieve dynamic balance, adjusted to the zinc vapor can effectively escape the molten pool, so that the welding joints of the external porosity and internal porosity reduced, thus enhance the welding quality, improve the welding appearance.

Acknowledgments

Financial support of the research was provided under State Agreement #14.578.21.0228 of Ministry of Education and Science of the Russian Federation.

References

1. ULSAB-AVC Body Structure Materials, Technical Transfer Dispatch No. 6, May, 2001.
2. Ma J. Experimental and numerical studies on the issues in laser welding of galvanized high-strength dual-phase steels in a zero-gap lap joint configuration[J]. Dissertations & Theses - Gradworks, 2013.
3. Volpp J. Keyhole stability during laser welding-Part II: process pores and spatters[J]. Production Engineering, 2017, 11(1): 9-18.
4. Schroepfer D. Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds[J]. 2016.
5. P. Norman, I. Eriksson, A.F.H. Kaplan, "Monitoring laser beam welding of zinc coated sheet metal to analyze the defects occurring", Proc. 12th Nordic Laser Material Processing Conference, Copenhagen (DK), FORCE Technology, August 24–26, 2009.
6. Panwisawas C, Perumal B, Ward R M, et al. Keyhole formation and thermal fluid flow-induced porosity during laser fusion welding in titanium alloys: Experimental and modelling[J]. Acta Materialia, 2016, 126:251-263.
7. F. Kong, J. Ma, B. Carlson, R. Kovacevic, "Real-time monitoring of laser welding of galvanized high strength steel in lap joint configuration", Optics & Laser Technology, vol. 44(7), pp. 2186-2196, 2012.
8. Lei Huang, Xizhang Chen, Huaizhong Zheng. Laser Welding Performance of 304 Stainless Steel and PET [J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2016, 50(7):121-124.
9. Norman P, Eriksson I, Kaplan A F H. Monitoring laser beam welding of zinc coated sheet metal to analyze the defects occurring[C]// 2015.
- [10. Juliane Stützer, Manuela Zinke, Sven Jüttner. Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds[J]. Welding in the World, 2017:1-9.

УДК: TG 135

ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА И ЕГО РАЗМЕРА ЧАСТИЦ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА НАПРЯЖЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Зиу С., Чэнь С.

*Школа механики и электротехники, университет Вэньчжоу,
Вэньчжоу, Чжэцзян, Китай, chenxizhang@wzu.edu.cn*

Аннотация: Лазерная облицовка является одной из основных технологий защиты поверхности материала. Остаточное растягивающее напряжение на поверхности слоя оболочки, снижающее усталость и характеристики износа, трудно контролировать. Предлагается дилатация фазового перехода в процессе охлаждения с использованием технологии лазерной оболочки, чтобы противодействовать уменьшению объема, а затем уменьшить остаточное напряжение растяжения и частично заменить обработку после оболочки. Было исследовано влияние низкотемпературного сплава с изменением фазы на остаточное напряжение облицовочного слоя по сравнению с влиянием слоя порошковой оболочки из нержавеющей стали 17-4PH. Были также проанализированы микротвердость, трение и износостойкость облицовочного слоя с разным размером частиц. Результат показывает, что объемное расширение, вызванное фазовым изменением, противодействует усадке тепла, возникающей при охлаждении слоя оболочки, а также твердости и износостойкости облицовочного слоя.

Ключевые слова: лазерная оболочка, низкотемпературное изменение фазы, размер частиц порошка, остаточное напряжение, трение и износ.

EFFECT OF LOW TEMPERATURE PHASE CHANGE ALLOY AND ITS PARTICLE SIZE ON STRESS AND PROPERTIES OF CLADDING LAYER

Shuwen Xu, Xizhang Chen

*School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University,
Wenzhou, Zhejiang 325035, China, chenxizhang@wzu.edu.cn*

Abstract: Laser cladding is one of the main technologies for material surface strengthening technol-

ogies. Residual tensile stress on the surface of the cladding layer reducing the fatigue and wear performances, is difficult to control. The phase transition dilation during the cooling process with the laser cladding technique is proposed to counteract the volume shrink and then reduce the residual tensile stress and partially replace the post cladding treatment. The influence of low temperature phase change alloy on the residual stress of the cladding layer was investigated by comparing with that of the 17-4PH stainless steel powder cladding layer. The micro hardness and friction and wear properties of the cladding layer with different particle size were also analyzed. The result shows that the volume expansion caused by phase change counteracts the heat shrinkage produced during the cooling of the cladding layer, and the hardness and abrasion resistance of the cladding layer are improved.

Keywords : *Laser cladding, Low temperature phase change, Powder particle size, Residual stress, Friction and wear*

1. Introduction

As a new surface repairing and manufacturing technology, laser cladding with high energy density, metallurgical bonding cladding and substrate, high melting efficiency, has been widely used in molds, tools and mechanical parts repair, anti-wear and corrosion-resistant coating processing and so on [1,2]. Laser cladding process is a rapid state transition process. The certain difference in thermal properties between the substrate and cladding power results in its solidification process of crystallization imbalance which tends to produce uneven tensile stress in the cladding surface [3, 4]. The presence of residual tensile stress increases the cracking sensitivity of the cladding layer and reduces its fatigue, wear resistance and other properties [5, 6]. The post-treatment method such as local heating method, impact method and shot peening method can reduce the residual stress to improve fatigue and wear resistance, but these methods increase the production cost and reduce the production efficiency.

Iron and steel materials in the cooling process will be organized into the transformation, accompanied by different volume expansion, when the volume expansion in the constraints of the conditions, can produce compressive stress [7]. The low temperature phase material reduce the phase transition temperature of the martensite by controlling the alloying element content so that the volume expansion produced by martensitic transformation can counteract some or all of the tensile stress caused by the heat shrinkage and achieve the goal of improving or eliminating harmful residual tensile stress[8]. In this paper, aiming at the problem that the mechanical properties of the parts are reduced due to the residual stress on the surface of the laser cladding layer, the method of laser cladding low temperature phase transformation alloy powder is proposed to improve the residual stress on the cladding surface in order to improve the mechanical strength of the cladding layer.

3. Experimental materials and methods

2.1 Experimental Materials

In order to investigate the effect of martensitic transformation on the residual stress and mechanical properties of the cladding layer after the fusion of the low transformation temperature alloy material, the cladding layer formed by conventional 17-4PH stainless steel powder was used as the comparative sample. The effect of particle size on the residual stress and mechanical properties of the cladding layer was analyzed by the different particle sizes of the low transformation temperature alloy powder. The low temperature phase change alloy powders with the meshes of 200 (LTT1) and 500 (LTT2) and the 17-4PH stainless steel powders with the mesh of 200 were adopted. The basic chemical compositions of the three kinds of deposited alloy powders are shown in Table 1.

Table 1 - Chemical compositions of laser cladding alloy powders

Powder	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	B	Nb	Fe
17-4PH	0.01	0.72	0.097	16.95	4.06	--	--	4.05	--	--	0.31	Bal.
LTT1	0.1	0.2	0.5	5	3	0.3	0.2	0.5	0.2	0.002	0.01	Bal.
LTT2	0.1	0.2	0.5	5	3	0.3	0.2	0.5	0.2	0.002	0.01	Bal.

2.2 Test methods and equipment

Germany ROFIN FL-060 type 6kW fiber laser with small laser spot (5mm × 5mm), combined with ABB IRE4600 robot processing system, was used in the experiment. The laser cladding experiment was carried out on Q235 steel with the sizes of 100mm × 100mm × 10mm and the preparation parameters are shown as follows: the laser power is 2800kW, the laser scanning speed is 28mm/min, the focus is 3mm and the Ar flux is 5L/min. The cladding process is protected by high-purity argon. The GTV PF2 / 2 laser cladding powder feeder ensures the uniformity and continuity of the powder in the cladding process. Powder delivery method is coaxial argon powder, as shown in Fig. 1.

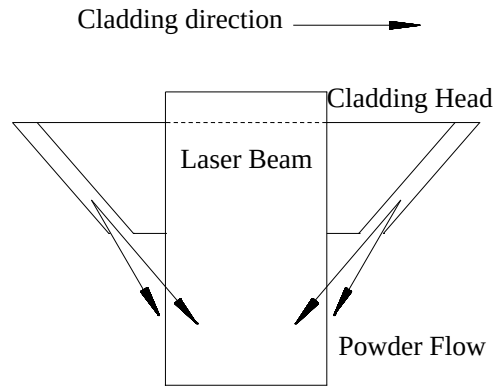


Fig. 1 - The schematic diagram of laser cladding

Secondly, the three kinds of cladding layers were tested on the MFT-5000 friction and wear tester. The wear specimen was $20\text{mm} \times 10\text{mm} \times 10\text{mm}$. Before the experiment, the surface of the test was polished smooth and flat with sandpaper. The friction pair is a 440C stainless steel ball with the diameter of 9.524mm. The load is 100N and the friction slip speed is 8mm/s, with the accuracy of 0.1mg electronic balance to measure the wear and tear weight of the situation.

The residual stress of the different kinds of cladding layers was measured by the Canadian Proto LXR D X-ray diffraction stress analyzer. Before the test, the instrument was calibrated with stress-free iron powder. To the end of the cladding 5mm as a starting point, the residual stress was measured by the points in increments of 0.5 mm in the 0° direction, a total of 11 points. The test was shown in Fig. 2.

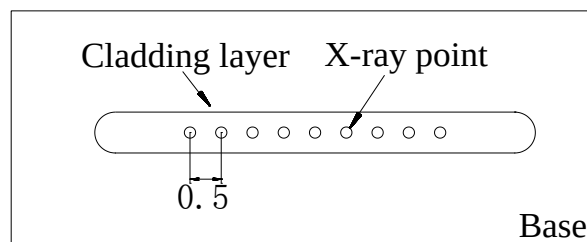


Fig. 2 - Sketch map of residual stress test

Finally, after cutting, grinding, and polishing, the cladding layer produced in the experiment was corroded using picric acid solution (1g picric acid + 4% nitric acid + 96% alcohol). The microstructure of cladding layer is observed under an optical microscope. The phase of the cladding layer was analyzed by X - ray diffractometer, and the micro-hardness of the cladding layer, the heat affected zone and the base metal was measured using an HV-1000 micro-hardness tester, as shown in Fig. 3.

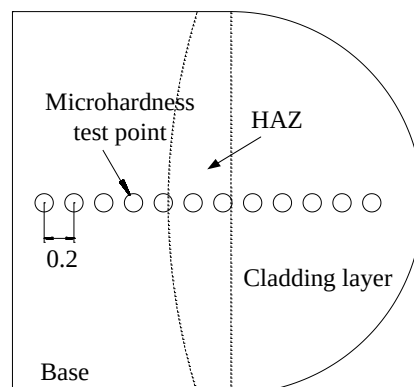


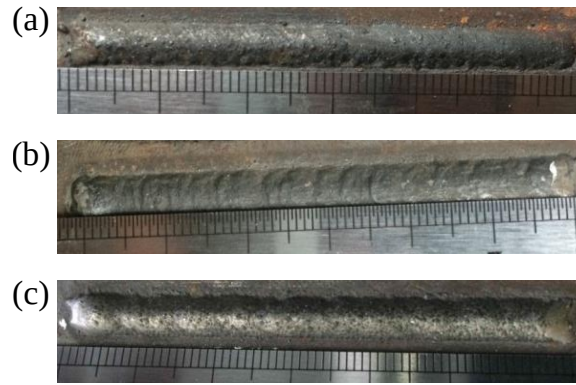
Fig. 3 - The schematic diagram of micro-hardness test

3. Results and discussions

3.1 Macroscopic morphology and microstructure analysis of cladding layer

Fig. 4 shows the cladding of low temperature phase change alloy powder and 17-4PH ordinary stainless steel powder under the same laser welding process conditions. It is clearly seen from Fig. 4 that the

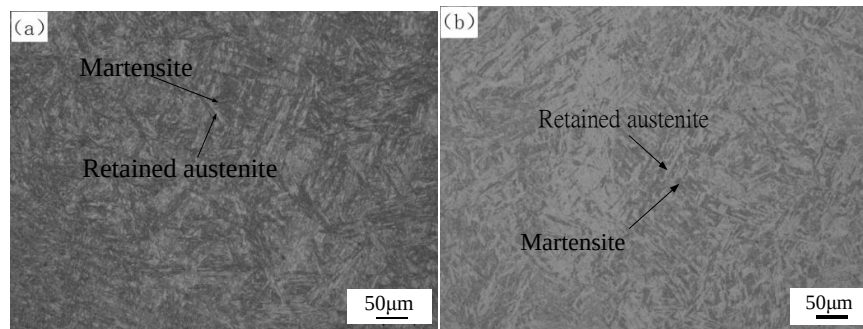
cladding of the three powders is well formed and the droplets on both sides are less, and the surface of the 17-4PH cladding layer is brightest. In the case of flatness, compared with Fig. 4 (a), (b) and (c), it was found that the surface of the LTT2 cladding layer with finer powder size was more wrinkled. The analysis shows that the total surface area is large with the fine powder. The contact between the fine particles is more, producing a larger internal friction, resulting in poor fluidity of deposited metal which affecting the ability to produce powder during the cladding process [9]. When the particle size of the powder is fine, the uniformity of the delivery of the powder alloy is poor and the deposited metal is intermittently sprayed into the laser irradiation area. The formation of the bridging effect makes the cladding layer easy to form wrinkles affecting the final shape. It is further explained that when the particle size of the LTT alloy powder is small, it is not conducive to obtain the cladding layer with better forming effect.



a) Cladding layer of LTT1 b) Cladding layer of LTT2 c) Cladding layer of 17-4PH

Fig. 4 - The macroscopic morphology of cladding layer

Fig. 5 (a) and (b) show the microstructures of LTT1 and LTT2 cladding layers, respectively. It can be seen from Fig. 5 that the two powder cladding layers are composed of lath martensite (black) and the retained austenite (white) between them. After reaching room temperature, a small amount of austenite that cannot completely transform to the martensite was remained and formed as the residual austenite. Small amount of retained austenite structure are formed to enhance the toughness of the cladding layer. Comparing Fig.5 (a) and (b), it can be seen that the density in LTT2 cladding layer structure was higher. The analysis considers that the powder with small particle size has fine structure with more grain boundaries distributed with a lot dislocation defects. The powder is rapidly crystallized after melting and the finer grains are formed into dense structures.



a) LTT1 cladding microstructure b) LTT2 cladding microstructure

Fig. 5 - The microstructure of cladding layer

The XRD diffraction pattern of LTT2 powder cladding is shown in Fig.6. Microstructure shows that the cladding layer is mainly martensite and retained austenite. According to the analysis of jade software, the diffraction peak mainly contains Fe element and Cr element. It is judged that the C and Cr elements are solid-dissolved into the Fe element to form a solid solution structure of martensite and austenite. Through comparing the PDF card, indices relationship of crystal face can be inferred that the (110) peak and (211) peak represent the martensite, and the (200) peak represents the austenite. It is found that the main structure of the cladding layer is martensite and a small amount of retained austenite after laser cladding the LTT alloy.

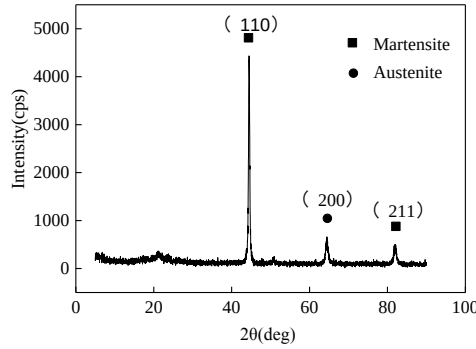


Fig. 6 - The XRD diffraction pattern of LTT2 cladding layer

3.2 Micro-hardness analysis of section of cladding

The micro-hardness distribution of the three cladding layers is shown in Fig. 7. It is seen from Fig. 7 that the micro-hardness of the three kinds of powder cladding layers is a gradient distribution. Along the normal direction of the cladding layer, the micro-hardness value increases first and then decreases gently. The analysis considers that in the laser cladding coaxial argon power feeding was used (shown in Fig. 1). During the cladding process, the powder leaves the fritted nozzle into the air and some of the powder is not able to move into the laser beam due to air resistance, but is free fall. This led to that part of the powder can only accept the west heat melting of the cladding layer and , cladding surface density decreased, hardness decreases. This led to the part of the powder can only melt by accepting the formation of cladding layer of waste heat, followed by a decrease in the surface density of the cladding layer and a decrease in hardness. The sub-surface powder melts fully and the state transforms rapidly, which result in density cladding layer and increasing hardness. Due to the rapid melting and cooling, the cladding layer has a small grain size, a dense structure, and thus a higher hardness than the substrate. With the increase of the depth of the cladding layer, reaching the fusing area, the hardness value decreases due to the dilution of the matrix, and the slow drop zone corresponding to the heat affected zone. The hardness value drops to the lowest after reaching the substrate.

Compared with the micro-hardness distribution of the two kinds of composition powders, it was found that the low temperature phase change powder cladding layer had better hardness enhancement effect than stainless steel powder. The micro-hardness of LTT2 powder cladding layer is as high as 431.7HV, which is much higher than that of substrate about 160HV, and the micro-hardness is increased by about 2.7 times. The maximum hardness of the stainless steel powder cladding layer is 367.3HV and the micro-hardness is improved by about 2.3 times. The residual compressive stress in the cladding layer of the low temperature phase change powder reduces the shear stress of the indentation pressed by the micro-hardness gauge and improves the micro-hardness of the cladding layer. The maximum hardness of LTT1 powder cladding is 419HV. This is mainly because the LTT2 powder cladding layer of the structure is more compact, making its micro-hardness value slightly higher. The high micro-hardness value is beneficial for the improvement of the wear resistance of the cladding layer.

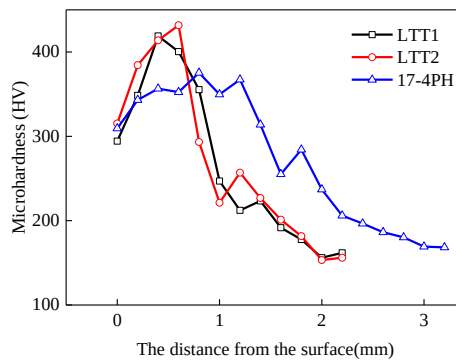


Fig. 7 - The micro-hardness of the cladding layer

3.3 Analysis of residual stress on cladding surface

Fig. 8 shows the residual stress distribution on the surface of the three powder laser cladding layers. It can be seen from Figure 8, compared with the low temperature phase change alloy powder cladding layer, the surface residual stress of 17-4PH cladding layer is higher and the maximum value is about 236MPa. The surface residual stress of the low temperature phase change alloy powder laser cladding layer is negative, that is, the surface stress state is compressive stress. It is concluded that the martensitic transformation occurs

during the solidification of the three alloy powders, and the martensitic transformation will produce volume expansion [10, 11]. When the martensitic transformation occurs at a lower temperature, the deposited metal is constrained, and the volume expansion resulting from the martensitic transformation counteracts the heat shrinkage produced during the cooling of the cladding layer. If the phase transition pressure produced by the phase change expansion is greater than the tensile stress generated during the heat shrinkage, the cladding layer would exhibit a residual compressive stress. The martensitic transformation of the 17-4PH cladding layer occurs at a higher temperature, where the deposited metal is in a plastic state and the volumetric expansion of the martensitic transformation is released without being restricted. No compressive stress is produced, and finally the residual tensile stress is expressed.

Comparing LTT1 and LTT2 powder cladding surface residual stress, it can be seen that LTT1 exhibits a larger residual compressive stress and the maximum compressive stress is 288.4MPa. The residual stress distribution of LTT2 cladding layer is gentle and the maximum compressive stress is 135.1MPa. There are two reasons for the low compressive stress of LTT2 cladding. On the one hand, the grain size of the austenite is small when the original size is small, so the grain boundary migration is small in the process of martensitic transformation. The formation of the grain size is small and the volume expansion is reduced accordingly. On the other hand, due to small particle size of LTT2 powder, the burning of the LTT2 powder is more serious. Some of the martensitic transformation point (Ms) reduction element content reduces resulting in that the final martensitic transformation expansion do not achieve the best effect.

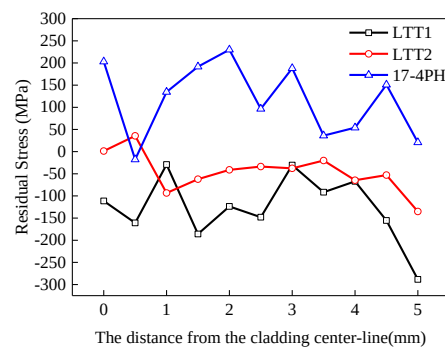


Fig. 8 - The residual stress distribution of laser cladding layer

3.4 Cladding layer friction and wear properties

According to the change of friction coefficient and wear weight, the wear resistance of the three cladding layers was analyzed. Fig. 9(a) shows the weight loss of the three powders at different wear periods. As can be seen from the figure, with time increases, the wear amount of the cladding layer of the three powders increase gradually, but the wear per unit time is gradually reduced. In 15 minutes of the wear time, the wear rate is large, in which the wear rate of LTT2 powder is minimum, 4.5mg. Analysis shows that at the beginning of the wear time, there are many particulate on the surface of the layer, which are contact with the friction side first, and produce large stress [12, 13]. The presence of these stresses leads to the destruction of the microburst giving a rise to the initial mass wear.

Fig. 9(b) shows the variation trend of friction coefficient of cladding layer with time in three kinds of powders under the same cladding process. The average coefficient of friction of 17-4PH is about 0.67. The friction coefficient of LTT1 is close to that of 17-4PH powder, and the average friction coefficient is about 0.6. The smallest friction coefficient appears in the LTT2 powder coating with an average value of about 0.4. The friction coefficient fluctuates greatly at the initial stage of friction, and the friction coefficient tends to be stable with the increase of time.

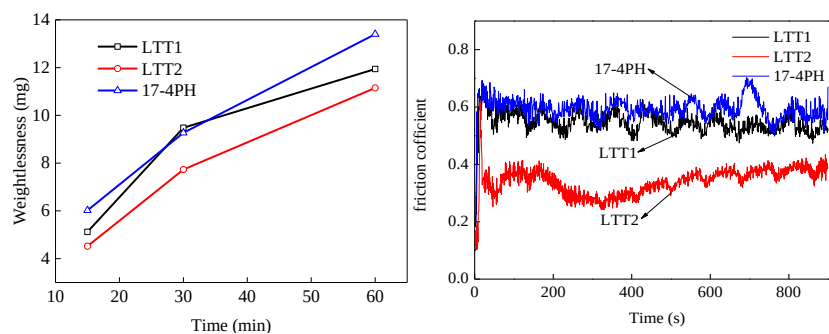


Fig. 9 - (a)The weightlessness of the cladding layer (b) The Variation of friction coefficient of different powder cladding layer with time

Compared with the wear and friction coefficient of the three kinds of powders, the wear amount of LTT2 powder cladding layer is the lowest and the friction coefficient is the lowest, which shows the best wear resistance. As the LTT2 alloy powder particle size is smaller, after the absorption of laser energy, the powder particles quickly melt and curd resulting in smaller grains. In the case where the cladding layer is the same as the martensite structure, the wear resistance of the cladding layer is higher than that of the powder having a larger particle size. Compared with the weight loss of 17-4PH power cladding, the weight loss of LTT1 powder cladding showed a tendency to increase first and then decrease. The friction coefficients of the two coating also present a small difference, showing a similar wear resistance. The wear resistance of the LTT1 cladding layer is slightly higher because the residual compressive stress in the cladding layer relaxes the stress concentration and the shear stress caused by the friction pair on the surface is reduced, thereby improving the wear resistance. Due to the higher hardness of the LTT1 powder cladding layer, the abrasion resistance is slightly higher than that of the stainless steel powder cladding layer. Moreover, the residual compressive stress in the cladding layer relaxes the stress concentration and then the shear stress caused by the friction pair on the surface was reduced. This improves its wear resistance to a certain extent.

4. Conclusions

In this paper, 17-4PH stainless steel alloy powder and two kinds of low temperature phase change alloy powders with different particle sizes were adopted for comparison. The residual stress and microstructure of cladding layer were analyzed:

(1) During the laser cladding of the low temperature phase change alloy powder, the volumetric expansion of martensitic transformation counteracts the heat shrinkage stress of the cladding layer, and the surface of the cladding layer shows residual compressive stress of -228.4MPa improving the wear resistance of the cladding layer.

(2) The microstructure of the low temperature phase change cladding layer is mainly martensite and a small amount of retained austenite. The martensitic transformation starts at a lower temperature. A small amount of retained austenites distributed between the lath martensites improve the toughness of the cladding layer.

(3) Due to its dense structure, the micro-hardness of the LTT alloy power cladding layer was improved significantly. The cladding layer with high density has better wear resistance, and the increase of micro-hardness also has a beneficial effect on the wear resistance of the cladding layer.

Acknowledgments

This work is sponsored by the National Natural Science Foundation of China under Grant no. 51575401, this work is also partly sponsored by Zhejiang Provincial Natural Science Foundation (Grant no. LY16E050007).

References

1. ZHANG Jian, WU Wenni, ZHAO Longzhi, Research Progress and Development Trend of Laser Cladding[J]. Hot Working Technology. 42 (06), 131 (2013).
2. LI Yangliang, JIN Haixia, BAI Xiaobo, XI Shoumou, Research Progress and development trend of laser cladding technology[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 30 (04), 1 (2009).
3. FANG Yuanyuan, Residual Stress and Corrosion Performance of Pipeline Steel with Dissimilar Welding Wire[D]. JiangSu University, 2016.
4. Alam M K, Edrissy A, Urbanic J, et al, Micro-hardness and Stress Analysis of Laser-Cladded AISI 420 Martensitic Stainless Steel[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 26 (3), 1 (2017).
5. WANG Dengzhi, HU Qianwu, ZENG Xiaoyan, Residual stress and cracking behaviors of Cr13Ni5Si2 based composite coatings prepared by laser-induction hybridcladding. Surface and Coatings Technology. 274, 51 (2015).
6. T. Shiozaki, Y. Tamai, T. Urabe, Effect of residual stresses on fatigue strength of high strength steel sheets with punched holes. Int. J. Fatigue. 80, 324 (2015).
7. WANG Wenxian, HUO Lixing, ZHANG Yufeng, Effect Rule of Transformation Temperature on Welding Residual Stresses and Its Mechanism Analysis [J]. China mechanical engineering. 14 (3), 246 (2003).
8. Kromm A, Dixneit J, Kannengiesser T, Residual stress engineering by low transformation temperature alloys—state of the art and recent developments[J]. Welding in the World Le Soudage Dans Le Monde. 58 (5), 729 (2014).
9. LI Huishan, Theoretical and Experimental Study on the Interaction of Laser and Metal Powder Flow in the Laser Remanufacturing[D]. Tianjing Polytechnic University, 2004.
10. CHEN Xizhang, FANG yuanyuan, LI Peng, et al, Microstructure, residual stress and mechanical properties of a high strength steel weld using low transformation temperature welding wires[J]. Materials & Design. 65, 1214 (2015).
11. T Kannengiesser, A Kromm, Formation of welding residual stresses in low transformation tem-

perature (LTT) materials[J]. Soldagem & Inspeção. 14 (1), 391 (2009).

12. CHENXizhang, HU Ke, YUAN Qibing. Microstructure and performance of WC reinforced Fe-based composite coating synthesized in-situ produced by laser cladding[J]. China Surface Engineering. 29 (04), 118 (2016).

13. SONG Jie, ZHANG Qingmao, LIN Xiaocong, LIAO Jianhong, Behavior of Fe-Based Alloy Coating Formed by Laser Cladding[J]. Chinese Journal of Lasers. 35 (05), 776 (2008).

УДК 661.665

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ В КАРБИДООБРАЗУЮЩИХ СИСТЕМАХ Ti – C – H – N, Ti – O – C – H – N

Гарбузова А.К., Галевский Г.В., Руднева В.В.

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

Аннотация: Проведен термодинамический анализ высокотемпературных взаимодействий в системах Ti–C–H–N, Ti–O–C–H–N, соответствующих процессам синтеза карбида титана в условиях плазменного потока с использованием различного титаносодержащего сырья.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, карбид титана, нанопорошки, плазменный синтез.

THERMODYNAMIC MODELING OF PROCESSES IN CARBIDE- FORMING SYSTEMS Ti-C-H-N, Ti-O-C-H-N

Garbuzova A.K., Galevsky G.V., Rudneva V.V.

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

Annotation: Thermodynamic analysis of interactions in systems of high Ti–C–H–N, Ti–O–C–H–N, the respective processes of synthesis of titanium carbide in the plasma flow using various titanium-containing raw materials.

Keywords: thermodynamic modeling, titanium carbide, nanopowders, plasma synthesis

Объектами термодинамического моделирования являются плазмометаллургические струйные процессы получения карбидов, которые, в отличие от традиционных, имеют некоторые особенности [1, 2]:

- быстротечность процессов карбидообразования, что дает возможность ряду исследований подвергать сомнению возможность достижения равновесия;

- высокотемпературные условия протекания для довольно быстрого достижения равновесия;

- достижение высокого выхода карбидов исключительно в условиях, обеспечивающих газофазный характер реакций карбидообразования;

- получение карбидов в системах, состоящих из нескольких химических элементов, образующих многофазные многокомпонентные смеси, обуславливает необходимость выполнения их термодинамического анализа на ЭВМ;

- изменение условий существования конденсированных фаз вследствие образования их в виде частиц наноразмерного уровня (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;

- безусловная целесообразность выполнения термодинамических расчётов равновесных составов карбидообразующих систем при различных параметрах в связи с недостаточностью информации для описания с необходимой точностью и достоверностью кинетики и механизма процессов образования карбидов.

Приняв к сведению указанные особенности, результаты термодинамического моделирования процессов карбидообразования можно рассматривать и как прогнозные, требующие экспериментального подтверждения, и как технологические ориентиры, показатели совершенства реактора, а также

уровня организации в нём тепловых и массообменных процессов.

Целью термодинамического моделирования процессов синтеза является прогнозирование оптимальных параметров получения карбида титана (соотношения компонентов и температуры), определение равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования газофазных реакций, обеспечивающих эффективную переработку дисперсного сырья в условиях плазмометаллургической технологии.

Объектами исследования являлись системы Ti–O–C–H–N и Ti–C–H–N, так как в процессах синтеза использовалось сырьё: тонкодисперсный порошок титана и диоксид титана TiO₂, метан и плазмообразующий газ – азот.

Расчет равновесных составов газообразных и конденсированных продуктов проводился «константным методом», основанном на совместном решении следующих уравнений: закона действующих масс, материального баланса, суммарного числа молей газовой смеси, существования конденсированной фазы и закона Дальтона [1].

Расчеты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчетах рассматривалась область температур 1000-6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов, приведённые в [3-9].

Принятые для расчётов составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Составы газовой и конденсированной фаз

Система	Состав фаз	
	Газовой	Конденсированной
Ti-O-C-H-N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN, O, O ₂ , NO, NO ₂ , H ₂ O, CO, CO ₂ , Ti, TiO, TiO ₂ , TiOH	Ti, TiC, TiN, TiO, Ti ₂ O ₃ , Ti ₃ O ₅ , Ti ₄ O ₇ , TiO ₂
Ti-C-H-N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN, Ti	Ti, TiC, TiN

Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакций образования целевых продуктов и параметрами технологического оборудования. Соотношения, выбранные для расчётов, приведены в таблице 2.

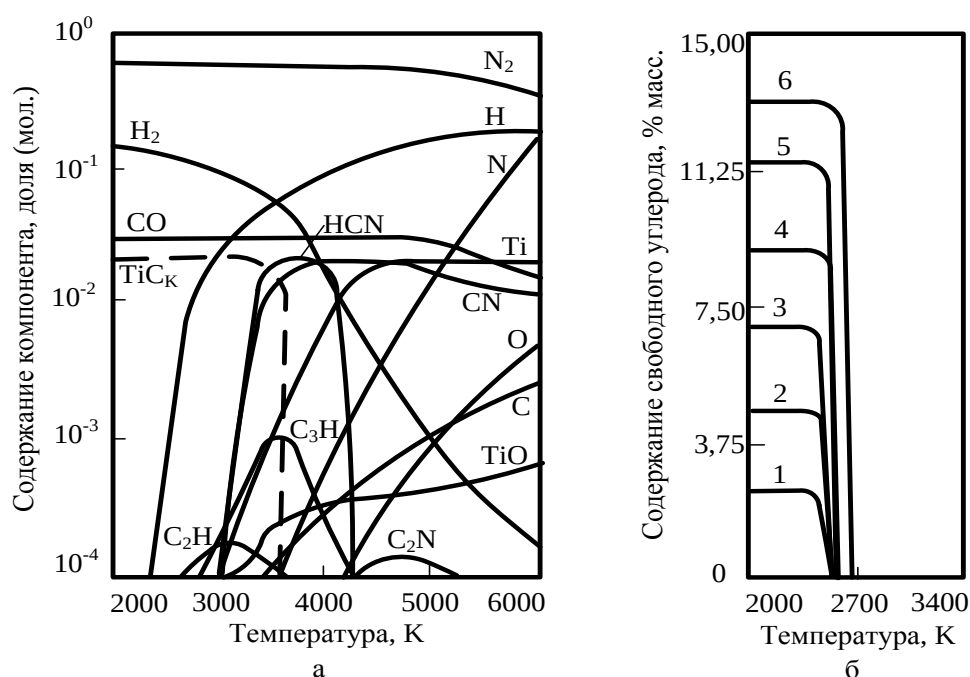
Таблица 2 – Соотношение компонентов в исследуемых системах

Соотношение компонентов, моль	Примечание
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.75:3:20	По стехиометрии для реакции TiO ₂ +3CH ₄ =TiC+2CO+6H ₂ (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.78:3.12:20	104%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.81:3.24:20	108%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.84:3.36:20	112%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.875:3.5:20	116%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.91:3.64:20	120%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:O:C:H:N=0.25:0.5:0.94:3.76:20	124%-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Ti:C:H:N=0.25:0.25:1.0:20	По стехиометрии для реакции Ti+CH ₄ =TiC+2H ₂ (2)
Ti:C:H:N=0.25:0.375:1.0:20	150 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (2)

Результаты термодинамических расчетов равновесных составов системы Ti-O-C-H-N приведены на рисунке 1. В рассматриваемой системе получение карбида титана возможно при температуре ниже 3500 К при всех учитываемых в расчетах соотношениях компонентов. Термодинамически возможны следующие газофазные реакции образования карбида титана:



Из реакций 3 и 6 термодинамически наиболее вероятной является реакция 3: степень превращения Ti в TiC по этой реакции составляет 0,94. Полное превращение титана в карбид достигается в интервале температур 3200-3500 К при стехиометрическом соотношении Ti:C (рисунок 1, а) и избытке углерода в системе (рисунок 1, б). Однако в этом случае в конденсированных продуктах содержится свободный углерод, равновесная концентрация которого изменяется от 2,55 до 12,75 % масс. при изменении соотношения Ti:C в пределах 0,25:(0,28÷0,44).



а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении Ti:O:C:H:N= 0,25:0,50:0,75:3:20

б) зависимость равновесной концентрации свободного углерода в конденсированной фазе от соотношения TiC=0,25:0,28 (1); 0,25:0,31 (2); 0,25:0,34 (3); 0,25:0,375 (4); 0,25:0,41 (5); 0,25:0,44 (6)

Рисунок 1 – Результаты термодинамических расчетов системы Ti – O – C – H – N

В условиях квазиравновесия при избытке карбидизатора при соотношении Ti:C=0,25:0,375 (рисунок 2) циановодород устойчив в более широкой области температур – (2000-3800) К, что делает возможным получение карбида, не содержащего свободного углерода.

В системе Ti-C-H-N образование карбида титана возможно в условиях равновесия (а) и квазиравновесия (б) (рисунок 3). В первом случае при изменении соотношения Ti:C = 0,25:(0,0625-0,25) степень превращения титана в карбид изменяется от 0,25 до 1. А при соотношении Ti:C = 0,25:0,375 (избытке карбидизатора) продуктом синтеза является карбид – углеродная композиция, содержащая 9,1 %масс. свободного углерода. Во втором случае конденсации углерода не происходит. В обоих случаях образование карбида термодинамически возможно по газофазной реакции (3).

Близость температур конденсации титана (3533 К) и плавления образования его карбида (3530 К) не позволяет сделать однозначное предположение о возможном механизме карбидообразования, хотя более вероятным представляется образование карбида по механизму «пар-кристалл».

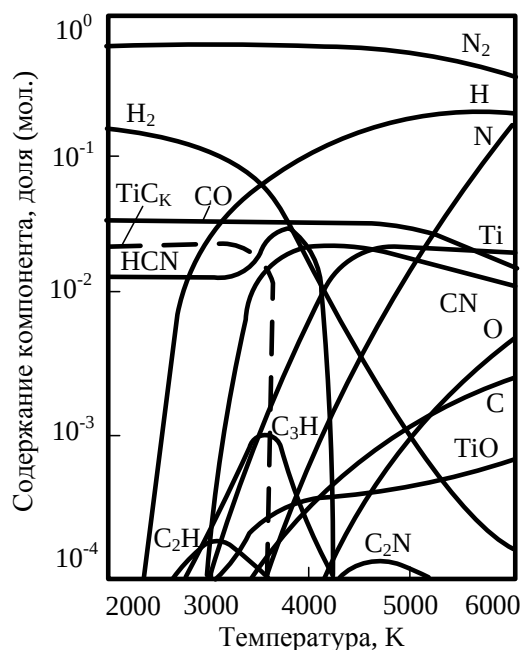


Рисунок 2 – Квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Ti-O-C-H-N при соотношении компонентов Ti:O:C:H:N = 0,25:0,50:0,875:3,5:20

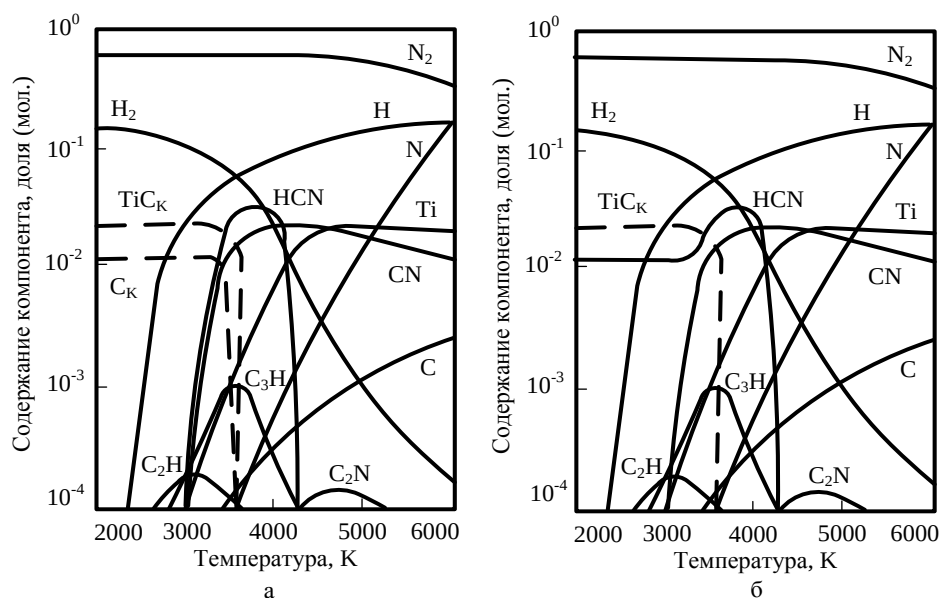


Рисунок 3 – Равновесные (а) и квазиравновесные (б) составы газовой и конденсированной фаз системы Ti-C-H-N при соотношении компонентов Ti:C:H:N=0,25:0,375:1,5:20

Выводы.

Термодинамическое моделирование процессов в карбидообразующих системах Ti – C – H – N и Ti – O – C – H – N показало:

1. В системе Ti-O-C-H-N образование карбида титана возможно при температуре ниже 3500 К при стехиометрическом и избыточном количестве углерода. При избытке углерода в конденсированных продуктах содержится свободный углерод, равновесная концентрация которого изменяется от 2,55 до 12,75 % масс. при изменении соотношения Ti:C в пределах 0,25:(0,28÷0,44). В условиях квазиравновесия при избытке карбидизатора циановодород устойчив в более широкой области температур – (2000-3800) К, что делает возможным получение карбида, не содержащего свободного углерода.

2. В системе Ti-C-H-N образование карбида титана также возможно в равновесных и квазиравновесных условиях. В условиях равновесия при изменении соотношения Ti:C=0,25:(0,0625-0,25) степень превращения титана в карбид изменяется от 0,25 до 1, а при 1,5-кратном избытке карбидизатора карбид содержит 9,1 %масс. свободного углерода. В условиях квазиравновесия конденсации углерода не происходит.

3. Для каждого случая характерно образование карбида титана по газофазной реакции с участием паров титана и циановодорода, т.е. по схеме «пар-кристалл», что позволяет прогнозировать возможность достижения его высокого выхода в реальных условиях синтеза.

Библиографический список

1. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: справочник / А.Л. Сурис. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.
2. Термодинамическое моделирование процессов плазменного синтеза карбида титана / А.К. Гарбузова, В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 32 // Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2014. – 196 с., ил.
3. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: справочник: в 4 т. / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1978-1982 гг.
4. Spangeberg H.J. Thermodynamische Funktion verschiedener Kohlenwasserstoff – Stickstoff – Verbindungen und Radicals bei hohen Temperaturen und die Zusammensetzung von CHN – Plasmen // Zeitschrift für physikalische Chemie. – 1974. – В. 255. – № 1. – S. 1–15.
5. Гурвич Л.В. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Т. 2 – М.: АН СССР, 1962. – 775 с.
6. Barin J. Thermochemical properties of Inorganic Substances / J. Barin, O. Knacke. – N-Y.: Academic Press, 1973. – 647 p.
7. JANAF Thermochemical tables. – Wash. Gov. print. off, 1966–1975.
8. Герасимов Я.Н. Химическая термодинамика в цветной металлургии: Т. 5 / Я.Н. Герасимов, А.Н. Крестовников, А.С. Шахов. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
9. 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.

УДК 536.42; 621.7; 620.18

О КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БИНАРНОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

Черепанов А.Н.¹, Черепанова В.К.^{1,2}

¹*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск, Россия, anchor@itam.nsc.ru*

²*Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия, vera.k.cherepanova@gmail.com*

Аннотация: Предложена макроскопическая модель зарождения и роста твердой фазы в бинарном сплаве на высокоактивированных тугоплавких наночастицах с учетом влияния размерных и капиллярных эффектов. Получены выражения для свободной энергии образования и скорости зарождения центров кристаллизации на поверхности нанозатравок. Численные эксперименты проводились для сплава Al+Si, модифицированного частицами TiN.

Ключевые слова: модифицирование, наночастицы, гетерогенное зародышеобразование, кристаллизация, структурообразование, математическое моделирование

ON CRYSTALLIZATION OF A BINARY ALLOY MODIFIED BY REFRACTORY NANOPARTICLES

Cherepanov A.N.¹, Cherepanova V.K.^{1,2}

¹*Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS,
Novosibirsk, Russia, anchor@itam.nsc.ru*

²*Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russia, vera.k.cherepanova@gmail.com*

Abstract: The macroscopic model of nucleation and growth of a solid phase in a binary alloy on

highly activated refractory nanoparticles is proposed taking into account the influence of dimensional and capillary effects. Expressions are obtained for the free energy of formation and the rate of nucleation of crystallization centers on the surface of nanoseeds. Numerical experiments were carried out for an Al + Si alloy modified with TiN particles.

Key words: modification, nanoparticles, heterogeneous nucleation, crystallization, structure formation, mathematical modeling.

В настоящее время большое внимание уделяется новой технологии обработки металлов и сплавов наноразмерными тугоплавкими частицами с целью получения высокодисперсной, однородной зеренной структуры [1, 2]. Специально подготовленные наночастицы являются готовыми центрами зарождения твердой фазы. При этом скорость зародышеобразования на частицах-подложках зависит от их морфологии, смачиваемости, размеров и изоморфности с кристаллизующимся сплавом. Для макроскопического описания роста доли твердой фазы при гетерогенной кристаллизации металлов и сплавов обычно используется уравнение Колмогорова [3], при этом допускается, что все частицы-затравки являются центрами кристаллизации, либо скорость их зародышеобразования задается в виде некоторой эмпирической зависимости от переохлаждения [4, 5].

Целью данной работы является построение математической модели и численное исследование на ее основе процессов зарождения и роста твердой фазы в наномодифицированном бинарном сплаве на высокодисперсных частицах с учетом их размерных и капиллярных эффектов.

Постановка задачи

Рассмотрим объемное затвердевание наномодифицированного алюминиевого сплава (Al + 6.5 % Si по массе) в цилиндрической форме, предполагая, что распределение температуры по сечению отливки имеет однородный характер. Такой режим охлаждения реализуется при условии, что высота отливки много больше ее радиуса r_0 , а внутреннее термическое сопротивление много меньше внешнего $r_0/\lambda \ll 1/\alpha$, где λ – коэффициент теплопроводности материала отливки, α – коэффициент теплоотдачи от ее поверхности. С целью упрощения численного анализа теплофизические характеристики металла для жидкой и твердой фаз примем одинаковыми, равными их средним значениям в рассматриваемом диапазоне температур. Тогда уравнение теплопереноса в слитке при условии неизменности температуры вдоль его оси будет иметь вид:

$$c\rho \frac{dT}{dt} = -\frac{2}{r_0} \alpha (T - T_f) + \rho k \frac{df_s}{dt} \quad (1)$$

где: T – температура,

t – время,

c и ρ – теплоемкость и плотность металла соответственно,

k – теплота кристаллизации сплава,

f_s – доля твердой фазы,

T_f – температура формы.

Считаем, что наномодифицированный сплав содержит высокоактивированные смачиваемые тугоплавкие наночастицы. Как следует из результатов работы [4], гомогенное зародышеобразование в процессе затвердевания такого расплава практически не наблюдается, а зарождение и рост кристаллической фазы происходит лишь на затравках, поэтому гомогенное зародышеобразование не учитываем. Для определения скорости гетерогенного зародышеобразования примем, что наночастицы-затравки имеют форму куба, грани которого характеризуются углом смачивания $0^\circ \leq \theta < 90^\circ$. Будем считать, что зародыш имеет форму сферического сегмента (рисунок 1).

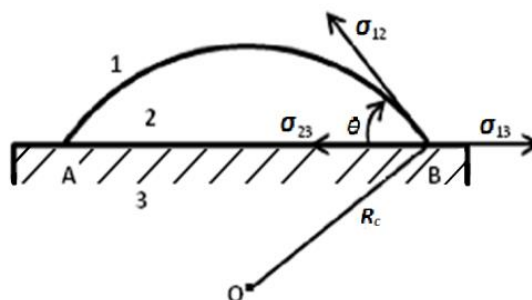


Рисунок 1 - Схема зародыша твердой фазы на плоской грани наночастицы.

1 – расплав, 2 – зародыш, 3 – наночастица

Выражение для свободной энергии Гиббса образования зародыша в данном случае имеет вид:

$$\Delta G = \sigma_{12} S_{12} + (\sigma_{23} - \sigma_{13}) \cdot S_{23} - \frac{\kappa \rho \Delta T}{T_{l0}} V_c \quad (2)$$

Здесь переохлаждение $\Delta T = T_l - T$, T_l – температура ликвидуса, T_{l0} – начальная температура ликвидуса, σ_{23} – поверхностное натяжение зародыш – подложка, σ_{13} – поверхностное натяжение расплав – подложка, S_{12} – площадь поверхности зародыша, V_c – его объем, S_{23} – площадь поверхности контакта зародыша с подложкой, σ_{12} – поверхностное натяжение зародыш – расплав, величина которого с учетом кривизны поверхности будет определяться формулой

$$\sigma_{12} = \sigma_{12}^{\infty} (1 - 2\delta / R),$$

где: δ – параметр Толмена, характеризующий размер межфазного переходного слоя, равный по порядку величины диаметру атома расплава,

σ_{12}^{∞} – поверхностное натяжение без учета кривизны поверхности ($R \rightarrow \infty$),

R – радиус кривизны гетерогенного зародыша.

После подстановки в (2) выражений для величин σ_{12} , S_{12} , S_{23} , V_c , пренебрегая членами второго порядка малости относительно величины $2\delta/R$, получим

$$\Delta G = \pi \sigma_{12}^{\infty} R^2 \left(1 - \frac{2\delta}{R} - \frac{2R}{3R_0} \right) (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta). \quad (3)$$

Здесь $R_0 = 2\sigma_{12}^{\infty} T_{l0} / (\kappa \rho \Delta T)$ – радиус критического зародыша при гомогенном зародышеобразовании [6].

Критический радиус гетерогенного зародыша R_c определяется из условия $d\Delta G/dR = 0$. Отсюда получим при $4\delta/R_0 < 1$:

$$R_c = \frac{R_0}{2} \left\{ 1 + \sqrt{1 - \frac{4\delta}{R_0}} \right\} \approx R_0 \left(1 - \frac{\delta}{R_0} \right). \quad (4)$$

Тогда для критической свободной энергии с точностью до малой величины δ/R_0 первого порядка из (3) с учетом (4) будем иметь

$$\Delta G^* = \frac{1}{3} \pi \sigma_{12}^{\infty} R_0^2 \left(1 - \frac{6\delta}{R_0} \right) (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta) \quad (5)$$

Вероятность образования критического зародыша на одной из граней наночастицы пропорциональна величине $\exp(-\Delta G^*/k_B T)$, где k_B – константа Больцмана. По теореме сложения вероятностей совместимых событий число критических зародышей, образовавшихся на всех гранях кубической нанозатравки, определим по формуле

$$n = n_f \left[6 \exp \left(-\frac{\Delta G^*}{k_B T} \right) - \exp \left(-\frac{6\Delta G^*}{k_B T} \right) \right] \quad (6)$$

Здесь n_f – число поверхностных атомов грани, приходящихся на единицу объема расплава:

$$n_f = n_p (l_p / l_c)^2, \quad (7)$$

где: n_p – число затравок в единице объема расплава,

l_p – размер ребра затравки,

l_c – межатомное расстояние материала затравки.

Величину n_p определим через массовую концентрацию затравок в расплаве m_p , %, плотность материала затравок ρ_p и плотность расплава:

$$n_p = m_p \rho / (100 \rho_p l_p^3). \quad (8)$$

Пренебрегая вторым членом в квадратных скобках в (6) по сравнению с первым, получим

$$n = 6n_f \exp(-\Delta G^* / (k_B T)) \quad (9)$$

Скорость гетерогенного возникновения зародышей определяется следующим соотношением [7]

$$I = nn_s v_{ls}. \quad (10)$$

Здесь n_s – число атомов расплава, граничащих с зародышем, v_{ls} – частота скачков атомов через границу раздела жидкость – кластер.

Для сфероидального сегмента-зародыша значение n_s определим по формуле [7]

$$n_s = 2\pi R_c^2 (1 - \cos \theta) / l_a^2 \quad (11)$$

где l_a – диаметр атома расплава. Частоту скачков v_{ls} оценим из соотношения

$$v_{ls} = D / l_a^2 \quad (12)$$

Здесь D – коэффициент диффузии в жидкости, определяемый уравнением Аррениуса

$$D = D_0 \exp(-E/k_B T),$$

где: D_0 – эмпирическая константа,

E – энергия активации процесса диффузии в расплаве.

Теперь выражение для скорости гетерогенного зародышеобразования на кубической нанозатравке (10) с учетом выражений (7, 9, 11, 12) примет следующий вид:

$$I = n_p \frac{12\pi D_0}{l_a^4} \left(\frac{l_p}{l_c} \right)^2 R_c^2 (1 - \cos \theta) \exp \left[\frac{-(E + \Delta G^*)}{k_B T} \right], \quad (13)$$

где свободная энергия Гиббса ΔG^* определяется формулой (5), а величина n_p формулой (8).

Суммарную долю твердой фазы, образовавшейся в расплаве при его непрерывном охлаждении, определим аналогично [8]:

$$f_s(t) = \int_{t_c}^t I(\tau) (1 - f_s(\tau)) V_s(t - \tau) d\tau \quad (14)$$

где: τ – текущее время,

t_c – время начала кристаллизации,

I – скорость зародышеобразования,

V_s – объем образовавшейся к моменту времени t твердой фазы на нанозатравке.

Для определения величины V_s заменим кубическую наночастицу эквивалентной сферой с такой же площадью поверхности, тогда ее эффективный радиус будет равен $R_{e0} = (3/2\pi)^{1/2} l_p \approx 0,69 l_p$. Считаем, что скорость роста новой кристаллической фазы, образовавшейся на поверхности затравок, описывается степенным законом от переохлаждения [7]: $\dot{R}_e = K_v (T_l(C) - T)^m$, где K_v , m – физические константы (при нормальном механизме роста $m = 1$, при дислокационном – $m = 2$), точка означает производную по времени. Температуру ликвидуса аппроксимируем линейной зависимостью от концентрации растворенного компонента C

$$T_l(C) = T_A - \beta C. \quad (15)$$

Здесь T_A – температура плавления чистого металла, β – модуль коэффициента наклона линии ликвидуса на диаграмме состояния. Концентрацию легирующего компонента определим из уравнения неравновесного рычага [7]

$$C = C_0 f_l^{k-1} \quad (16)$$

где: C_0 – исходная концентрация растворенного компонента,

$f_l = 1 - f_s$,

k – коэффициент распределения легирующего компонента. Принимая далее $m = 1$, получим:

$$V_s(t) = (4\pi/3) \left[R_{e0} + K_v \int_{\tau}^t \Delta T d\xi \right]^3, \quad (17)$$

где переохлаждение $\Delta T = T_l - T$ с учетом (15) и (16) имеет вид

$$\Delta T = T_A - \beta C_0 f_l^{k-1} - T \quad (18)$$

Для оценки кинетической константы K_v использовалась формула [9]:

$$K_v = (D\Delta H_a) / (l_a k_B T_A^2), \quad (19)$$

где: ΔH_a – энтальпия плавления в расчете на один атом.

Число центров кристаллизации, образовавшихся в момент времени t в единице объема, определяется соотношением

$$N(t) = \int_{t_c}^t I(\tau) f_l(\tau) d\tau$$

Таким образом, задача сводится к решению системы интегро-дифференциальных уравнений (2) и (14) с учетом соотношений (4), (5), (8), (13), (17)–(19) и начальных условий:

$$T(t = 0) = T_0, f_l(0 \leq t \leq t_c) = 1. \quad (20)$$

Уравнение (14) справедливо до температуры эвтектического превращения на соответствующей фазовой диаграмме бинарного сплава. Ввиду незначительного отклонения от состояния равновесия при этом превращении, будем считать, что такой температурой является равновесная температура эвтектики рассматриваемого сплава $T = T_E$. Рассматривая кристаллизацию эвтектики как самосогласованный процесс, сопровождающийся единым переохлаждением $\Delta T = T_E - T$, будем описывать ее рост кинетическим уравнением вида

$$\frac{d\psi_s}{dt} = K_E (1 - \psi_s) (T_E - T), \quad (21)$$

где: ψ_s – доля затвердевающей жидкой эвтектики,

$K_E = K_\alpha + K_\beta$, K_α , K_β – кинетические константы роста α и β фаз. Ввиду малой взаимной растворимости, фактически $K_\alpha = K_{Al}$, $K_\beta = K_{Si}$.

Изменение температуры определяется уравнением (1), в котором в правой части вместо слагаемого $\rho k(df_s/dt)$ должно быть $[\rho k + \rho_{Si} K_{Si} (K_{Si}/K_{Al})](d\psi_s/dt)$. Уравнение (21) решается при условии $\psi_s = f_{sE}$, где $f_{sE} = f_s$ при $T = T_E$.

Результаты и обсуждение

В качестве примера рассмотрим затвердевание сплава алюминия Al + 6.5%Si, теплофизические характеристики которого приведены ниже. В качестве материала для нанозатравок рассматривался плакированный алюминий нитрид титана TiN, имеющего форму кристаллов, близкую к кубической. $T_A = 933$ К, $T_E = 850$ К, $\beta = 7,1$ К/%, $C_0 = 6,5$ % масс., $k = 0,14$, $\rho = 2600$ кг/м³, $\rho_{Si} = 2330$ кг/м³, $c = 885$ Дж/(кг·К), $\kappa = 4 \cdot 10^5$ Дж/кг, $\kappa_{Si} = 1,1 \cdot 10^6$ Дж/кг, $D_0 = 10^{-7}$ м²/с, $E = 4,2 \cdot 10^{-20}$ Дж, $\Delta H_a = 1,75 \cdot 10^{-20}$ Дж, $\sigma_{12}^\infty = 0,093$ Дж/м², $l_a = 2,86 \cdot 10^{-10}$ м, $l_c = 4,235 \cdot 10^{-10}$ м, $l_p = 100l_c$, $\rho_p = 5440$ кг/м³.

Сравнение расчетных величин проводилось с экспериментальными данными [10], поэтому технические параметры эксперимента были выбраны такими же: $T_f = 293$ К, $R_f = 0,03$ м, $\alpha = 150$ Вт/(м·К). Предварительная оценка значения кинетической константы была выполнена с помощью формулы (19) для чистого алюминия, согласно которой $K_v \sim 0,015$ м/(К·с). Для рассматриваемого бинарного сплава значение этой величины варьировалась в диапазоне: $K_v = 0,001 - 0,01$ м/(К·с). Массовую концентрацию затравок в расплаве меняли на порядок: $m_p = 0,03 - 0,3$ % по массе. Незвестной величиной в наших численных экспериментах был угол смачивания, его тоже варьировали в диапазоне $\theta = 5^\circ - 30^\circ$.

По результатам численных экспериментов оценивался размер ячейки роста зерна слитка, который рассчитывался по формуле $d = 2(3/4\pi N)^{1/3}$. Как следует из проведенных расчетов, увеличение числа самих затравок m_p на порядок приводит лишь к незначительному (~ 5%) уменьшению размера зерна. Наиболее сильное влияние оказывает угол смачивания поверхности нанозатравки веществом зародыша. Чем лучше смачивается поверхность наночастицы, тем меньшая энергия затрачивается на образование зародыша, что обуславливает увеличение скорости их образования. В результате это приводит к измельчению макрозерна (рисунок 2). Поэтому активация наночастиц путем их плакирования металлом существенно влияет на кинетику кристаллизации и свойства сплава в отличие от простого увеличения количества затравок.

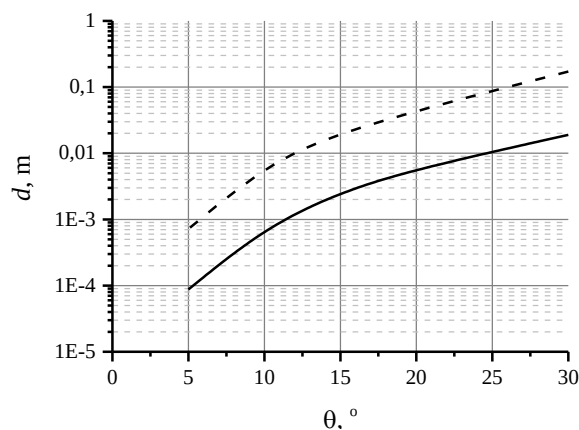


Рисунок 2 - Зависимость размера ячейки роста кристаллического зерна от угла смачивания при двух значениях кинетической константы: $K_v = 0,001 \text{ м/(К·с)}$ – сплошная линия, $K_v = 0,01 \text{ м/(К·с)}$ – штриховая линия

На рисунке 3 представлено сравнение расчетной и экспериментальной термограмм (изменения температуры слитка при непрерывном его охлаждении), полученной в [10] при наномодифицировании слитка алюминия марки AlSi7Mg с $m_p = 0,3 \text{ \%}$.

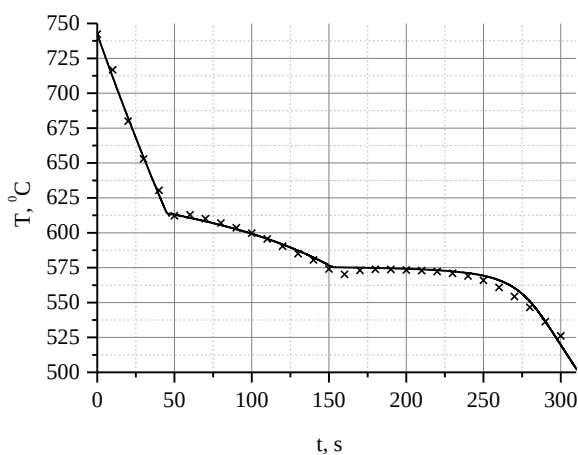


Рисунок 3 - Термограммы охлаждения и кристаллизации алюминиевого сплава Al + 6.5%Si. Крестики – эксперимент [10], сплошная линия – расчет.

Численный расчет выполнялся при значениях $K_v = 0,001 \text{ м/(К·с)}$, $\theta = 5^\circ$, полученное максимальное переохлаждение $\Delta T \sim 0,5 \text{ К}$, в эвтектической области использовались значения $\alpha = 120 \text{ Вт/(м·К)}$, $K_E = 0,005 \text{ м/(К·с)}$. Экспериментальные и расчетные значения на рис. 3 совпадают с высокой степенью точности, погрешность составляет порядка 1 %. Это свидетельствует о том, что предложенная модель адекватно описывает реальный физический процесс затвердевания бинарного сплава, а значения кинетической константы роста кристаллов и угла смачивания можно считать равными тем, что использовались при данном расчете.

Полученные в рамках модели новые выражения для энергии образования и скорости зарождения центров кристаллизации на ультрадисперсных частицах учитывают влияние размерных и капиллярных эффектов. Численные эксперименты проводились для сплава Al+Si, модифицированного наночастицами нитрида титана TiN. Результаты расчетов свидетельствуют о том, что наибольшее влияние на процессы охлаждения и затвердевания бинарного металлического сплава, модифицированного тугоплавкими наночастицами, а также на механические и физические свойства получившегося сплава оказывает смачиваемость поверхности наночастицы-затравки.

Библиографический список

1. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / Сабунов В.П., Еремин Е.Н., Черепанов А.Н., Миннеханов Г.Н. Омск: изд-во ОмГТУ. 2002, 212 с.

2. Нанопорошковые технологии в машиностроении / В.В. Москвичев, Г.Г. Крушенко, А.Е. Буров и др. Красноярск: Сиб. федер.ун-т, 2013.186 с.
3. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Изв. АН СССР. Сер. мат. 1937. Т. 3. С. 355–359.
4. Черепанов А.Н., Попов В.Н., Солоненко О.П. Объемная кристаллизация капли никеля, содержащей тугоплавкие наночастицы, при соударении с подложкой // ПМТФ. 2006. Том 47. №1. С.29-34.
5. Черепанов А.Н., Попов В.Н. Численный анализ влияния поверхностно-активного вещества в расплаве на распределение модифицирующих частиц и кристаллизацию при обработке поверхности металла лазерным импульсом // Теплофизика и аэромеханика. 2014. Том 21. №3. 373–381.
6. Чалмерс Б. Теория затвердевания / М.: Металлургия. 1968. 288 с.
7. Флемингс М. Процессы затвердевания/ М.: Мир, 1977. 423 с
8. Лежнин С.И., Чернов А.А. О росте новой фазы в веществе, находящемся в метастабильном состоянии// ПМТФ. 2007. Т. 48. № 2. С. 75-80.
9. Физическое металловедение. Вып. II. Под ред. Р. Кана. / М.: Мир, 1968. 492 с.
10. Popov S., Manolov V., Cherepanov A. Mathematical Modeling of Crystallization of Metal Alloys // Comptes rendus de l'Academie bulgare des Science. 2012. Vol. 65. No 4. P. 441-448.

УДК 621.791

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СВАРКИ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕБРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ ПАНЕЛЕЙ НА АВТОМАТИЧЕСКОЙ УСТАНОВКЕ УСП-5000

Григорьев В.В., Бахматов П.В.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
г. Комсомольск-на-Амуре, Россия, mim@knastu.ru*

Аннотация: В данной статье рассматривается возможность создания неразъёмного соединения деталей из титанового сплава VT20 толщиной до 3 мм на автоматической установке для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом длинномерных конструкций УСП-5000. Эмпирическим путем подобраны технологические параметры режима сварки, получены образцы сварных соединений, удовлетворяющие по геометрии нормативной документации. Проанализированы рентгенограммы сварных соединений, механические характеристики и микроструктура сварных швов.

Ключевые слова: УСП-5000, стыковой шов, сварное соединение, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, ребристые титановые панели.

INVESTIGATION OF THE WELDING OPPORTUNITY OF LONG-DIMENSIONAL RIBBED TITAN PANELS AT AUTOMATIC INSTALLATION USP-5000

Grigorev V.V., Bakhmatov P.V.

*Komsomolsk-na-Amure State Technical University,
Komsomolsk-na-Amure, Russia, mim@knastu.ru*

Abstract: In this article, we consider the possibility of creating a non-detachable connection of details from a titanium alloy VT20 up to 3 mm thick on an automatic installation for argon-arc welding with non-consumable electrode of long-length structures USP-5000. The technological parameters of the welding regime are chosen empirically, welded joint samples are obtained that satisfy the normative documentation according to geometry. X-ray diffraction patterns of welded joints, mechanical characteristics and microstructure of welded joints are analyzed.

Key words: USP-5000, butt weld, welded joint, argon-arc welding by non-consumable electrode, ribbed titanium panels.

Традиционно для создания обшивки самолетов, летающих со сверхзвуковыми скоростями, или изготовления наиболее нагреваемых частей – передних кромок крыла, элеронов, а так же основных элементов силового набора фюзеляжа, крыла и оперения используется сплав VT20, в свою очередь он так же применяется для изготовления силовой панели центроплана.

На данный момент на филиале ОАО «Компания «Сухой» «Комсомольский-на-Амуре авиаци-

онный завод им. Ю.А. Гагарина» сборка и сварка силовой панели центроплана производится на установках УСП-2,6 (рисунок 1) с использованием автоматической аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом АДСВ-6, снабженным головкой АСГВ-4.

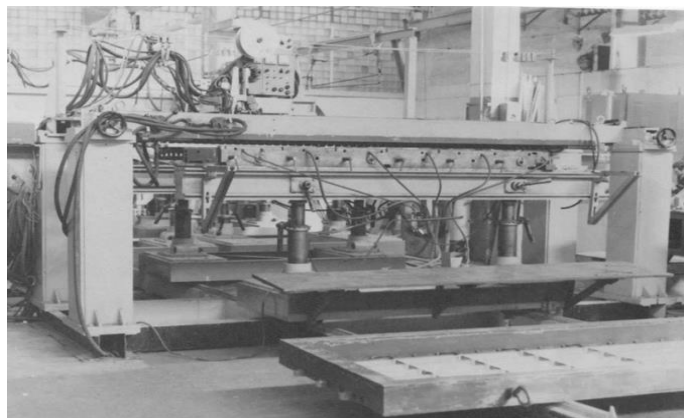


Рисунок 1 – Внешний вид УСП-2,6

При сварке на УСП-2,6 сварщик непосредственно визуализирует размер сварочной ванны, следит за формированием сварного шва и, при необходимости, вручную корректирует как режимы сварки (I – сила сварочного тока, А; U_{on} – опорное напряжение, В; $V_{св}$ – скорость сварки, В; V_{np} – скорость подачи присадочной проволоки, В.) вращением соответствующих регуляторов на приборной панели автомата; так и положение горелки относительно вертикальной оси шва.

Наблюдения за работой сварщика позволили построить условную циклограмму сварки ребра сквозным проплавлением (рисунок 2), протяженность сварного шва составляла 1365 мм.

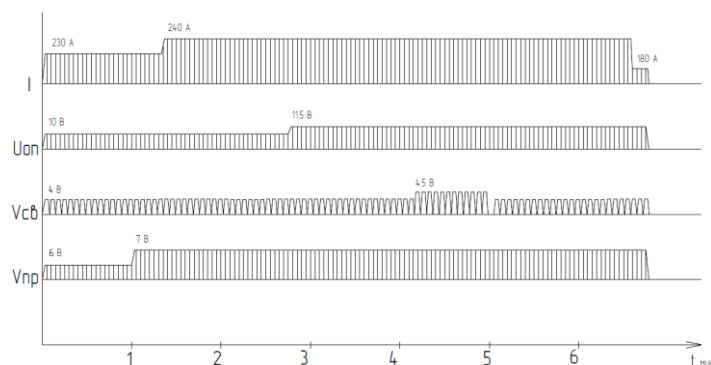


Рисунок 2 – Циклограмма процесса сварки на установке УСП-2,6

Как видно из циклограммы процесс сварки является довольно нестабильным, в связи с тем, что присутствует человеческий фактор.

Для автоматизации процесса сварки и исключения человеческого фактора по заказу авиационного завода им. Ю.А. Гагарина ОАО «НИТИ» «Прогресс» изготовил установку для автоматической аргонодуговой сварки неплавящимся электродом в среде защитных газов УСП-5000 (рисунок 3).

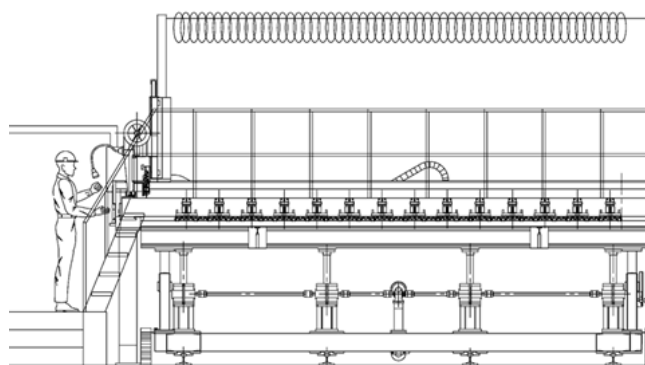


Рисунок 3 – Внешний вид установки УСП-5000

Преимуществом данной установки является: программирование траектории сварки, работа с автоматическим регулятором напряжения дуги (АРНД), а так же документирование параметров процесса сварки.

С целью внедрения установки в производство была поставлена задача разработать режимы для автоматической сварки продольных швов из сплава ВТ20 толщиной 3 мм на автоматической установке УСП-5000.

Первым этапом для отработки режимов в машинные данные установки были внесены следующие координаты (таблица1).

Таблица 1 – Координаты точек начала и конца сварки

Точка начала сварки		Точка конца сварки	
Положение нач. Ось X, мм	814.20	Положение кон. Ось X, мм	1590.74
Положение нач. Ось Y, мм	45.94	Положение кон. Ось Y, мм	46.04
Положение нач. Ось Z, мм	-311	Положение кон. Ось Z, мм	-311.65

Второй этап заключался в создании сварных швов на технологических образцах из сплава ВТ20 (200х3х700) режимы сварки приведены в таблице 2. Вид сварного соединения до и после сварки представлен на рисунке 4.

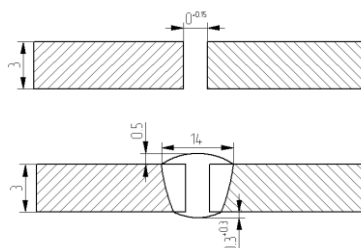


Рисунок 4 – Вид сварного соединения до и после сварки по ПИ 1.4.1898-2003

Сварка выполнялась с применением теплопроводных медных пластин, располагаемых сверху свариваемых образцов по всей длине, с осуществлением прижатия через них образцов прижимами клавишного типа к нижней балке установки. Расстояние между продольными участками пластин устанавливалось 9,0 мм. Для выполнения процесса сварки применяли сварочную проволоку ВТ1-00 диаметром 1,6 мм, аргон высшего сорта ГОСТ 10157-79, вольфрамовый электрод СВИ-1 диаметром 3 мм.

Таблица 2 - Режимы автоматической аргонодуговой сварки на УСП-5000

№ образца	$I_{св}$, А	U_d В	$V_{св}$, мм/с	$V_{пр}$, мм/с	Расход аргона, л/мин		
					горелка	козырек	поддув
1	280	16,5	2,2	7,0	7,0	6,0	5,0
2	280	16,5	2,5	7,2	7,0	6,0	5,0
3	280	16,5	2,5	7,2	7,0	6,0	5,0
4	280	16,5	2,5	7,2	7,0	6,0	5,0

Примечание: $I_{св}$ - сварочный ток, А; U_d – напряжение на дуге, В; $V_{св}$ – скорость сварки, мм/с; $V_{пр}$ – скорость подачи проволоки, мм/с

Для защиты обратной стороны шва применялась медная формирующая подкладка (рисунок 5).

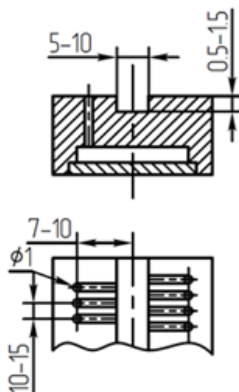
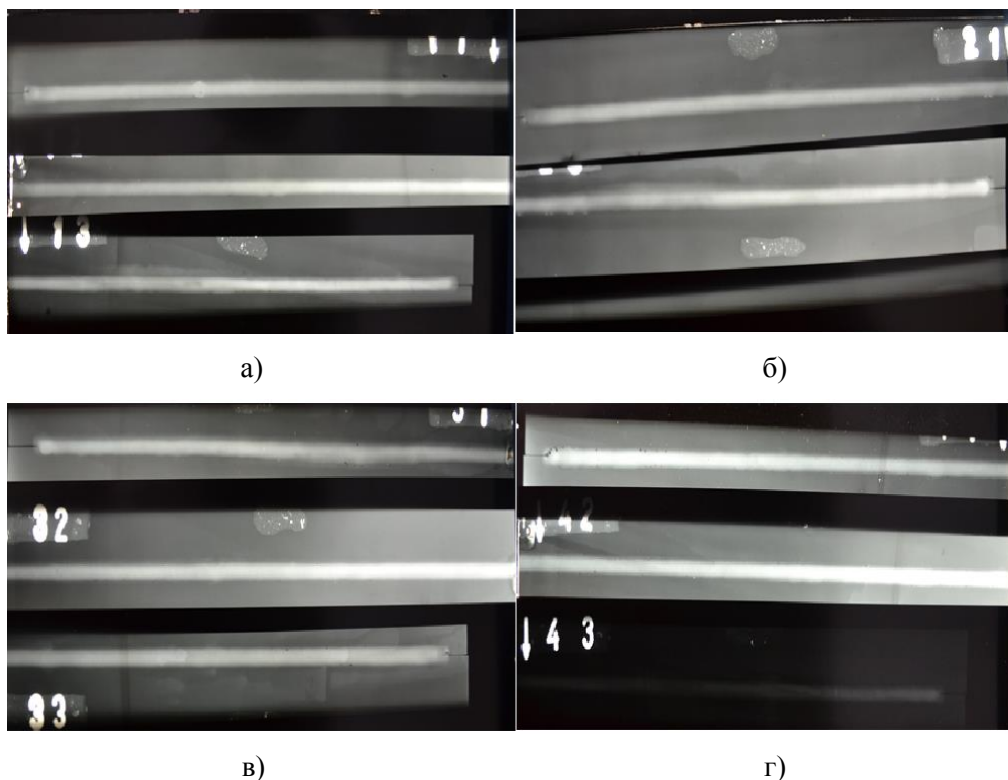


Рисунок 5 – Схема формирующей подкладки для сварки металла толщиной 0,8...3 мм

Для выявления внутренних и наружных дефектов был проведен рентгеновский контроль на РАП 150/300 согласно ГОСТ 7512-82. После рентгенографического контроля все образцы подверглись термической обработке в вакуумной печи УВН 1500 по режиму: отжиг при 700-750 °С, выдержка 2 часа.



а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

Рисунок 6 – Рентген образцов

Рентгенографический контроль показал отрицательный результат, по линии сплавления всех образцов было обнаружено значительное количество пор, как например в образце 1.3 было замечено 8 пор на 100мм длины шва, в образце 3.2 12 пор на 100 мм длины шва, в образце 4.1 19 пор на 100 мм длины шва, что является неудовлетворительным результатом по ПИ 1.4.1898-2003.

Предполагается, что образование дефектов в сварных соединениях вызвано неудовлетворительной подготовкой кромок под сварку, по линии сплавления образцов возможно наличие водорода.

Предлагается для операций подготовки кромок под сварку использовать газолазерную резку (ГЛР) с использованием в качестве вспомогательного газа – азота.

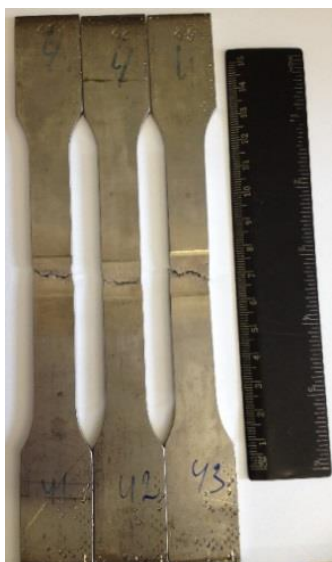
Использование азота обеспечивает выделение в канале на поверхности разрушения дополнительной теплоты экзотермической реакции. Кроме того, на обрабатываемой поверхности металла появляется нитридная пленка, изменяющая тепловой баланс в канале реза вследствие изменения поглощающей способности материала. Нитридная пленка заметно влияет также на гидродинамику течения расплава, так как вязкость оксидов существенно превышает соответствующую вязкость для жидкого металла.

Вследствие протекания при ГЛР интенсивных тепловых и физико-химических процессов в зоне реза происходят существенные изменения фазового и химического состава металла, которые и определяют, в конечном счете, свойства заготовок.

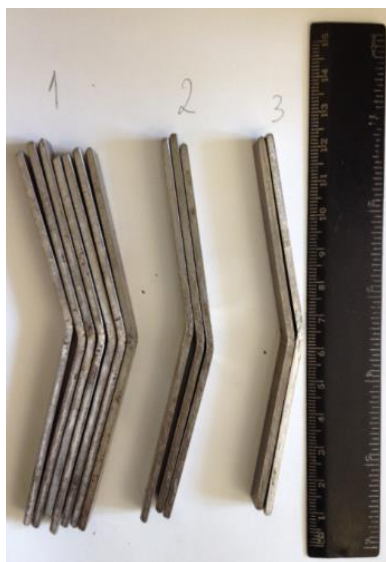
Основными преимуществами ГЛР являются:

- высокая точность реза без погрешностей, и с минимальными допусками; - исключаются деформации, так как отсутствует механическое давление на материал.

Для определения соответствия сварных соединений требованиям нормативной документации, осуществили испытания образцов на статическое растяжение (тип XIII - 25×3×200) и на статический изгиб (тип XXVI - 10×3×100) согласно ГОСТ 6996-66. Испытания выполнялись на машине Амслер-10. Результаты проведенных испытаний приведены в таблице 3.



а)



б)

Рисунок 7 – Образцы после испытаний на статический изгиб (а) и статическое растяжение (б)

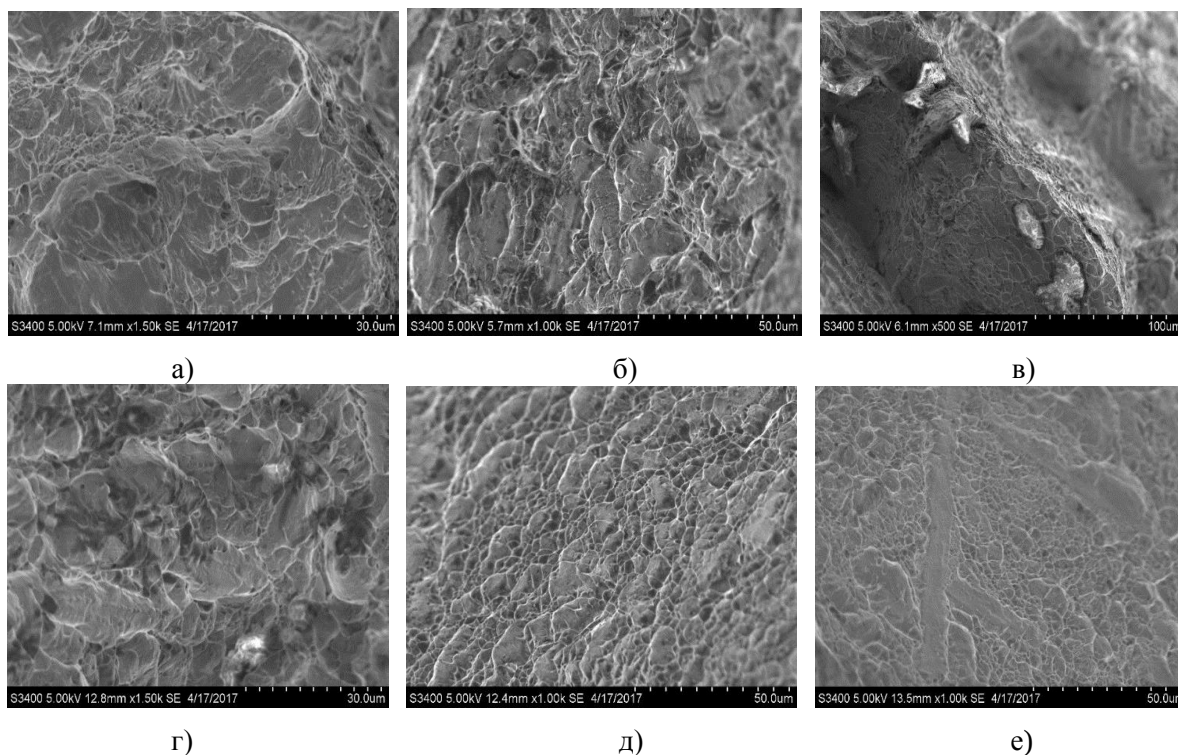
Таблица 3 – Результаты испытаний на статическое растяжение и статический изгиб

№ образца	Предел прочности σ_B , кгс/мм ²	α° загиба
1.1	99	44
1.2	103	41
1.3	92	39
2.1	103	40
2.2	102	37
2.3	106	40
2.2.1	101	37
2.2.2	99	35
2.2.3	100	40
3.1	96	37
3.2	94	31
3.3	98	28
3.3.1	97	48
3.3.2	98	34
3.3.3	93	30
4.1	93	36
4.2	88	39
4.3	90	33

Механические свойства удовлетворительны, предел прочности всех образцов составляет 88-106 кгс/мм² и угол загиба 28-48, что согласуется с техническими условиями ПИ 1.4.1898-2003, но образцы, подвергнутые испытанию на статическое растяжение разрушены преимущественно по оси шва (рисунок 7, б).

Исследовали микроструктуру поверхности разрушенных образцов на растровом электронном микроскопе Hitachi S 3400-N (Япония). Результаты фрактографии приведены на рисунке 8.

Ямочный излом соответствует вязкому разрушению, что согласуется с установленными техническими условиями ПИ 1.4.1898-2003.



а – образец 1.1 (x1500); б – образец 1.2 (x1000); в – образец 1.3 (x500);
г – образец 4.1 (x1500); д – образец 4.2 (x1000); е – образец 4.3 (x1000)

Рисунок 8 – Результаты фрактографии образцов

По результатам исследования был сделан вывод о возможности сварки на автоматической установке УСП-5000, механические свойства являются удовлетворительными, но присутствует проблема порообразования, которая может решиться путем использования ГЛР и автоматического регулятора напряжения дуги, который в свою очередь позволит управлять энергетическими процессами и регулировать междуговой зазор.

В свою очередь на производстве стоит вопрос о внедрении УСП-5000 на замену УСП-2,6, но для выполнения сборки-сварки на установке УСП-5000 требуется персонал изучивший руководство по эксплуатации и прошедший специальное обучение.

Библиографический список

1. Установки для автоматической аргонодуговой сварки продольных швов // NITI-PROGRESS.RU : ежедн. интернет-изд. 2016. 23 мар. URL: <http://niti-progress.ru/argonodugovaya-svarka/ustanovki-dlya-avtomaticheskoy-argonodugovoy-svarki-prodolnykh-shvov#4> (дата обращения: 6.02.2017).
2. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – Введ. 1967-01-01. – М. : Госстандарт Союза ССР : Изд-во стандартов, 1967. – 44 с.
3. ГОСТ 7512-82. Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Радиографический метод. – Введ. 1984-01-01. – М. : Госстандарт Союза ССР : Изд-во стандартов, 1984. – 10 с.
4. ПИ 1.4.1898-2003. Сварка дуговая сплавов титана в среде защитных газов. – Введ. 2004-01-01. – М.: Производственная инструкция, 2004. – 114 с.
5. Чернышов, Г. Г. Оборудование и основы технологии сварки металлов плавлением и давлением : учеб. пособие / Г. Г. Чернышов, Д. М. Шанина. – СПб : Издательство «Лань», 2013 – 464 с.
6. Фролов, В. А. Технология сварки плавлением и термической резки металлов : учеб. пособие / В. А. Фролов, В. Р. Петренко – М : Альфа-М, 2011. – 448с.
7. Колачев, Б.А. Вакуумный отжиг титановых конструкций / Б.А. Колачев, В.В. Садков, В.Д. Талалаев – М.: Машиностроение, 1991. – 224 с.
8. Братухин, М.Г. Технология производства титановых самолетных конструкций / А.Г. Братухин, Б.А. Колачев, В.В. Садков и др. М.: Машиностроение, 1995.- 448 с.
9. Лебедев В.К. Автоматизация сварочных процессов : учеб. пособие / В.К. Лебедев, В.П. Черныш. – К.: Вища шк., 1986. – 296 с.
10. Юхин, Н. А. Дуговая сварка неплавящимся электродом в защитных газах : учеб. пособие / Н.А. Юхин, О. И. Стеклов. – М : Издательство «СОУЭЛО», 2007. – 49 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ ПРИ СОЗДАНИИ ЭЛЕМЕНТОВ АЛЮМИНИЕВОГО ТРУБОПРОВОДА НА ПОРООБРАЗОВАНИЕ

Вашук И.А., Бахматов П.В.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
г. Комсомольск-на-Амуре, Россия, bars.neformat1995@mail.ru*

Аннотация. Определены факторы обуславливающие дефектность сварных соединений элементов трубопроводных систем летательных аппаратов; поэтапно исследованы операции технического процесса, влияющие на причину порообразования; найдены нарушения в техническом процессе; предложены рекомендации для улучшения технического процесса. Наиболее важный результат выполнения дипломной работы – получение рекомендаций по улучшению технического процесса.

Ключевые слова: сварка, алюминивно-магниевого сплавы, пористость

INFLUENCE OF TECHNICAL OPERATIONS DURING CREATION OF ELEMENTS OF THE ALUMINUM PIPELINE ON CAVITATION

Vashchuk I.A., Bakhmatov P.V.

*Komsomolsk-na-Amure State Technical University,
Komsomolsk-on-Amur, Russia, bars.neformat1995@mail.ru*

Abstract. The factors causing deficiency of welded connections of elements of pipeline systems of aircraft are defined; the operations of technical process influencing the cavitation reason are step by step studied; violations are found in technical process; recommendations for improvement of technical process are offered. Are most important result of implementation of the thesis – obtaining recommendations about improvement of technical process.

Keywords: welding, aluminum-magnesium alloys, porosity

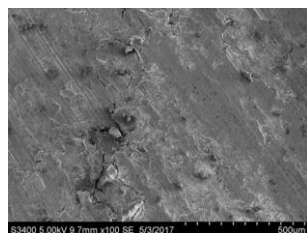
Введение

Весь комплекс по изготовлению алюминиевого трубопровода начинается с раскройно заготовительной операции, затем происходит операция формообразования, за которой следует операция предварительной сборки, после чего следует первичная механическая обработка напильником, после которой следует операция химической обработки (травление), после которой происходит операция торцевания, после которой идет операция вторичная механическая обработка металлической щеткой кромок заготовки, после которой уже происходит процесс сварки, после процесса сварки деталь отправляется в отдел технического контроля на визуальный контроль и те детали которые прошли его отправляются на рентгеновский контроль, где происходит точная отбраковка негодных деталей.

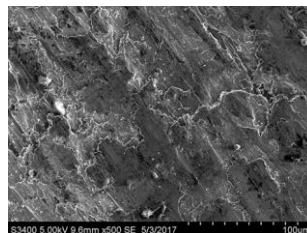
Исследование влияний операций на порообразование

1) Операция обрезки на ножовочную пилу Нерис Н -1.

При исследовании влияния операции резки на ножовочной пиле Нерис Н – 1 (рисунок 1.1), было замечено, что на поверхности основного металла образуется повышенная шероховатость, образованная путем нахлеста металла на металл.



а)



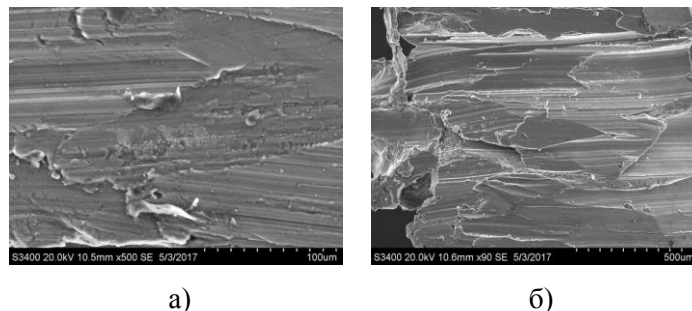
б)

а – увеличение 100×; б – увеличение 500×

Рисунок 1.1 – Поверхность основного металла после операции обрезки на ножовочной пиле Нерис Н -1

2) Операция обработки напильником

Для операции обработки напильником в цехе номер 4 используется личный напильник № 3, так же были проведены исследования влияния данной операции на порообразование. Было выявлено, что после обработки напильником на поверхности образуются наслоения металла на металл (рисунок 2.1), которые при неправильном обращении с заготовкой могут повлечь порообразование путем попаданий загрязнений под слои металла.



а – увеличение 200×; б – увеличение 500×

Рисунок 2.1 – Поверхность основного металла после операции обработкой напильником

3) Операции травления

Окисная пленка на поверхности алюминия и его сплавов затрудняет процесс сварки. Обладая высокой температурой плавления (2050 °С), окисная пленка не расплавляется в процессе сварки и покрывает металл прочной оболочкой, затрудняющей образование общей ванны. Вследствие высокой адсорбционной способности к газам и парам воды окисная пленка является источником газов, растворяющихся в металле, и косвенной причиной возникновения в нем несплошностей различного рода. Частицы окисной пленки, попавшие в ванну, а также часть пленок с поверхности основного металла, не разрушенных в процессе сварки, могут образовывать окисные включения в швах, снижающие свойства соединений и их работоспособность.

Для осуществления сварки должны быть приняты меры по разрушению и удалению пленки и защите металла от повторного окисления. С этой целью используют сварку в атмосфере инертных защитных газов. Вследствие большой химической прочности соединения Al_2O_3 восстановление алюминия из окисла в условиях сварки практически невозможно. Не удастся также связать Al_2O_3 в прочные соединения сильной кислотой или основанием. В условиях электродуговой сварки в инертных защитных газах удаление окисной пленки происходит в результате электрических процессов, происходящих у катода (катодное распыление). В этих условиях возникает необходимость повышения требований к качеству предварительной обработки деталей перед сваркой с целью получения тонкой и однородной пленки по всей поверхности свариваемых кромок. Для предупреждения дополнительного окисления и засорения ванны окислами необходимо применять защитный газ высокой чистоты.

При подготовке деталей из алюминиевых сплавов под сварку профилируют свариваемые кромки, удаляют поверхностные загрязнения и окислы. Обезжиривание и удаление поверхностных загрязнений осуществляют с помощью органических растворителей или обработкой в специальных ваннах щелочного состава.

В качестве растворителей для обезжиривания деталей из алюминиевых сплавов применяют уайт-спирит, технический ацетон, растворители РС-1 и РС-2. Обезжиривание алюминиевых сплавов можно проводить в водном растворе следующего состава: 40 – 50 г/л технического тринатрийфосфата ($Na_3PO_4 \cdot H_2O$), 40 – 50 г/л кальцинированной соды (Na_2CO_3), 25 – 30 г/л жидкого стекла (Na_2SiO_3). Температура ванны 60 – 70 °С, время обработки 4 – 5 мин. Удаление поверхностной окисной пленки является наиболее ответственной операцией подготовки деталей. При этом в основном удаляют старую пленку окислов, полученную в результате длительного хранения и содержащую значительное количество адсорбированной влаги.

Окисную пленку можно удалять с помощью металлических щеток из проволоки диаметром 0,1 – 0,2 мм при длине ворса не менее 30 мм или шабрением. После зачистки кромки вновь обезжиривают растворителем. Продолжительность хранения деталей перед сваркой после зачистки 2 – 3 ч. При более широких масштабах производства поверхности деталей подвергают травлению. Широко применяют травление в щелочных ваннах по следующей технологии:

- обезжиривание в растворителе 8 – 12 г/л $NaOH$, 20 – 550 г/л Na_3PO_4 , 25 – 35 г/л Na_2SiO_3 ;
- травление в ванне из водного раствора 40 – 60 г/л $NaOH$; температура ванны 60 – 70 °С; время травления 1 – 2 мин;
- промывка в проточной горячей воде (60 – 80 °С), затем в холодной воде;

- г) осветление в растворе 164 – 354 г/л HNO_3 при 60 °С в течение 1 – 2 мин;
- д) промывка в холодной проточной воде, затем в горячей (60 – 70 °С);
- е) сушка горячим воздухом (80 – 90 °С).

При сварке деталей из сплавов алюминия, содержащих магний повышенной концентрации, перед сваркой кромки деталей и особенно их торцовые поверхности необходимо зачищать шабером. Для обработки электродной проволоки из алюминиевых сплавов используют те же ванны. Во многих случаях для обработки присадочной проволоки после травления рекомендуется проводить, электрохимическое полирование, особенно для сплавов, содержащих магний. В качестве электролита используют раствор состава: 700 мл ортофосфорной кислоты, 300 мл серной кислоты окиси хрома. В процессе полирования проволоки температуру электролита поддерживают 95 – 100 °С. При перегреве электролита свыше 100 °С происходит растравливание поверхности, а при понижении температуры ниже 90 °С процесс полирования прекращается. Качество подготовки проволоки контролируют наплавкой технологических валиков с последующей оценкой пористости металла шва путем взвешивания.

С целью исследования поверхности сварочной проволоки, подвергавшейся химической обработке при различном времени выдержки в ванне травления, проводилось фотографирование поверхности образцов проволоки на примере проволоки СвАК5 при увеличении 100х и 1000х (Таблица 1)

Анализ изображений микроструктуры поверхности образцов показал: поверхность исходной проволоки имеет высокую шероховатость, на поверхности присутствуют места закатов и продольные линии, возникшие при волочении проволоки; микровмятины, микротрещины протяженностью до 50 мкм, шириной до 15 мкм и достаточно глубокие. На поверхности полированной проволоки находятся разветвленные трещины шириной до 0,5 мкм и протяженностью 50 мкм и более.

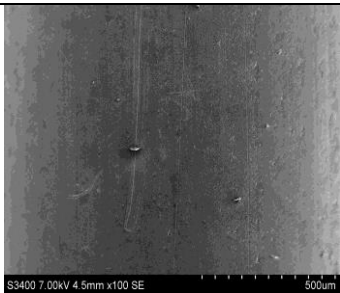
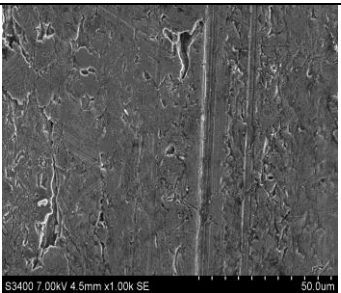
При выдержке в ванне травления 30 секунд видны значительные различия в состоянии поверхности проволоки. Происходит вытравливание поверхностного слоя, что приводит к выравниванию дефектов, сокращается количество поверхностных дефектов, шероховатость уменьшается, появляются волнообразные каналы, направленные вдоль линий волочения.

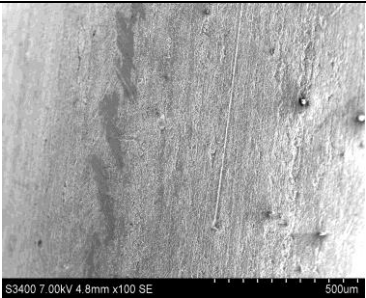
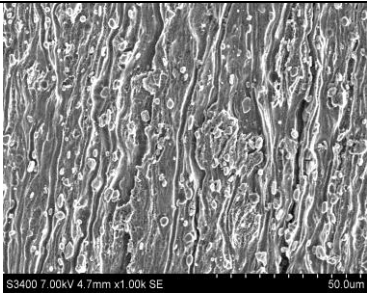
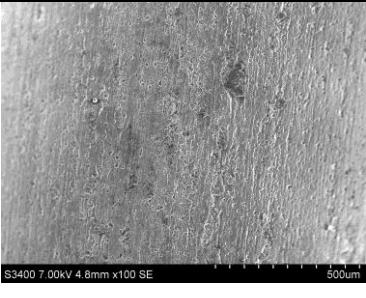
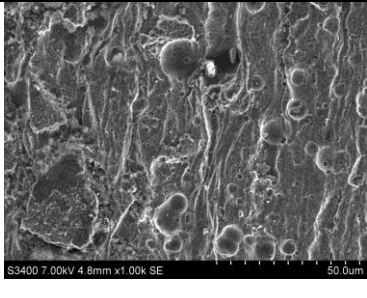
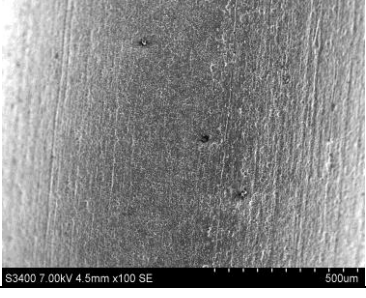
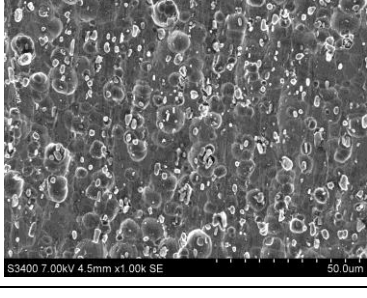
Выдержка в ванне травления до 60 секунд в целом улучшает поверхность проволоки относительно выдержки в 30 секунд. Значительно уменьшается шероховатость, увеличивается интервал чередования волнообразных каналов, количество дефектов сокращается. Поверхность образцов значительно изменилась при выдержке в ванне травления 120 секунд, образуется пемзообразная поверхность. Отчетливо видны округлые лункообразные места вытравливания и глубокие точечные вытравливания структурных составляющих. Таким образом, при 2 минутах выдержки в ванне травления вытравливается уже основной металл, и на поверхности образуется новая оксидная пленка, совершенно другая по строению, чем та, которая получается при производстве проволоки.

Из данных исследований следует, что наилучшее время травления, как для обычной, так и для полированной проволоки составляет 45-75 сек. Влияние образования пемзообразной поверхности после травления 120 сек. на порообразование сварных швов требует дальнейших исследований.

Кроме того необходимо тщательно контролировать качество поверхности проволоки после травления для отклонения вероятности перетравливания по наличию пемзообразности. Поскольку состав ванны травления со временем может меняться, необходим периодический контроль не только состава ванны, но и качества травления проволоки. Это можно осуществлять с помощью оптического микроскопа. Толщину оксидной пленки можно контролировать замером электрического сопротивления. Для установления связи электрического сопротивления с реальным строением оксидной пленки необходимо провести дополнительные исследования.

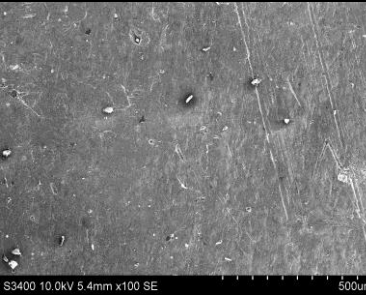
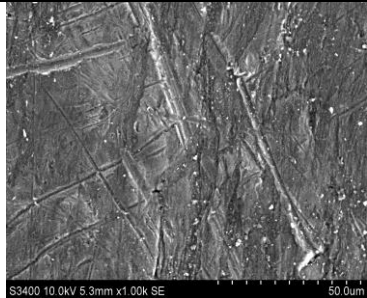
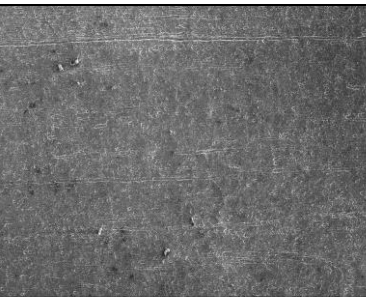
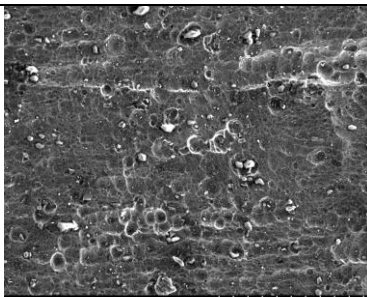
Таблица 1 – Зависимость состояния поверхности проволоки от времени

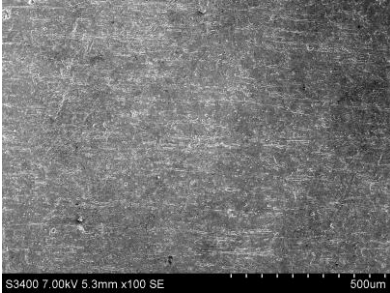
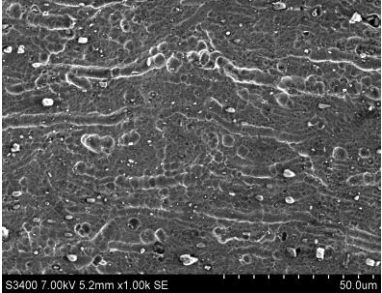
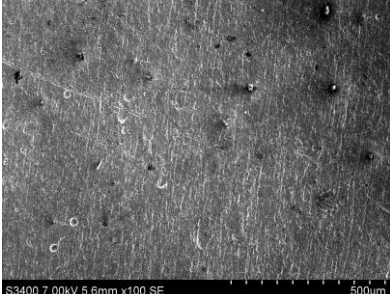
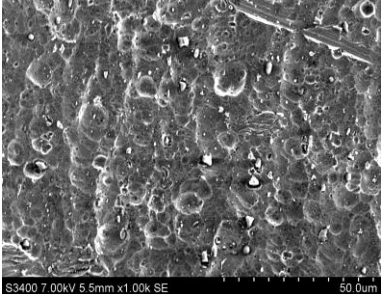
Название проволоки	Увеличение	
	×100	×1000
СвАК5(состояние поставки)		

Название проволоки	Увеличение	
	×100	×1000
СвАК5, травление 30 секунд		
СвАК5, травление 60 секунд		
СвАК5, травление 120 секунд		

Так же было исследование влияние времени травления основного металла на примере сплава АМгЗм, проводилось фотографирование поверхности образцов проволоки при увеличении 100х и 1000х (таблица 2)

Таблица 2 –Влияние операции и времени травления на основной металл

Название	Увеличение	
	×100	×1000
Поверхность основного металла АМгЗм, состояние поставки		
Поверхность основного металла АМгЗм, травление 30 секунд		

Название	Увеличение	
	×100	×1000
Поверхность основного металла АМгЗм, травление 60 секунд		
Поверхность основного металла АМгЗм, травление 120 секунд		

Исследования микроструктуры поверхности основного металла показывают сходные результаты влияния операции травления, как трубы, так и проволоки (Таблица 1 и Таблица 2) и, так же как и в случае травления присадочной проволоки, оптимальным режимом подготовки основного металла травлением является промежуток 45-75 сек.

Также было исследовано влияние времени сварки после травления на количество пор на 100 мм шва, рисунок 3.1.

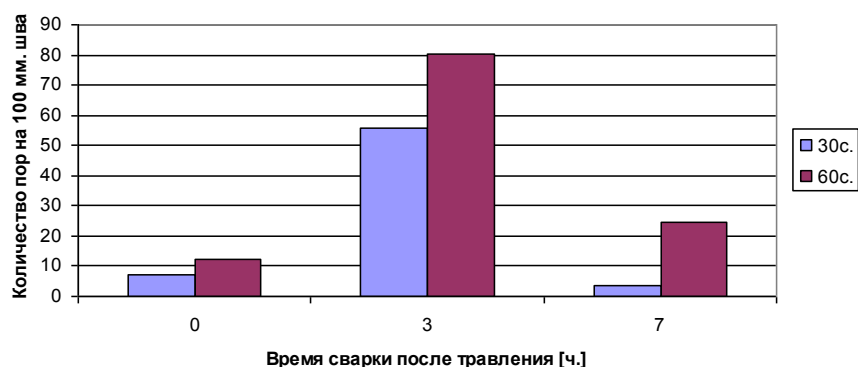


Рисунок 3.1 – Количество пор на 100 мм шва

И была выявлена зависимость, общей площади пор в образцах на время сварки после травления рисунок 3.2

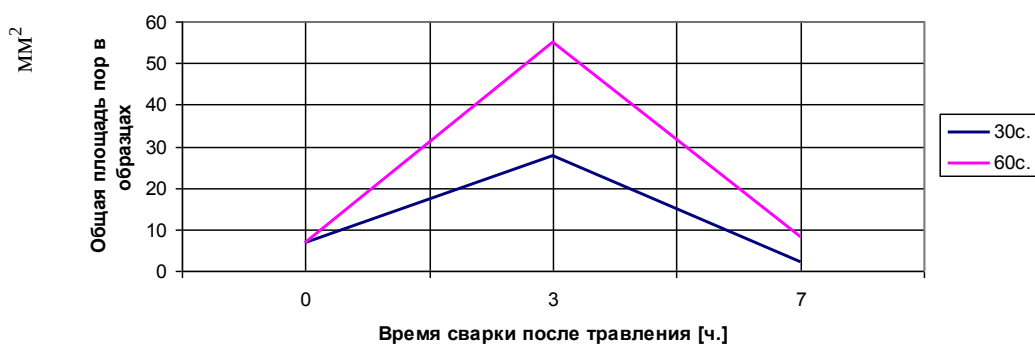


Рисунок 3.2 – Общая площадь пор в образцах

Было выявлено, что в период сварки от 0 до 3 часов количество и общая площадь пор увеличивается, а в период от 3 до 7 часов уменьшается. Объяснения этому феномену найти не удалось.

4) Операции торцевания на Orbitalum RPG 1.5

Инструмент типа Orbitalum RPG 1.5 (рисунок 4.1) предназначен для торцевания труб. Серия RPG характеризуется удобством в обращении и особенно экономичным резанием. Областью применения серии RPG является прямоугольное торцевание (стык без скоса кромок) тонкостенных труб и микрофитингов из нержавеющей стали, а также углеродистых и низкоуглеродистых сталей, алюминия и титана.



Рисунок 4.1 – Orbitalum RPG 1.5

На рисунке 4.2 приведены данные по качеству поверхности торца основного металла после обработки на инструменте Orbitalum RPG 1.5, было замечено, что после данной обработки на поверхности присутствует незначительная шероховатость, вызванная микропорами и некоторой волнообразностью реза металла, что может повлечь за собой порообразование, путем загрязнения данных участков.

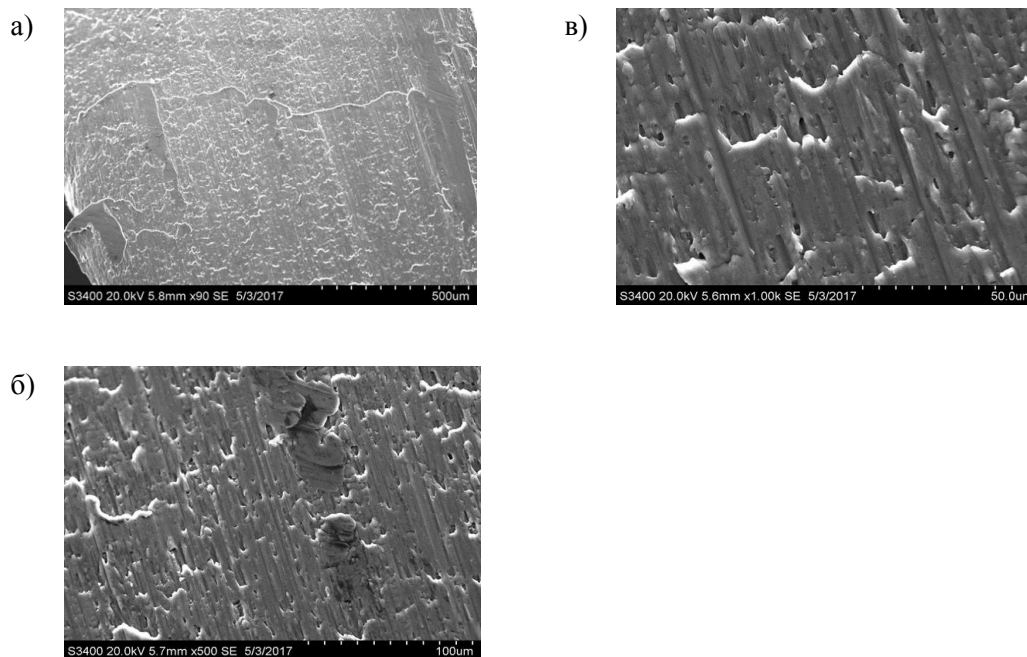


Рисунок 4.2 – Поверхность основного металла после обработки на Orbitalum RPG 1.5
а – увеличение 90×; б – увеличение 500×; в – увеличение 1000×

5) Операции обработки металлической щеткой

Для проведения операции подготовки кромок под сварку, а точнее зачистку на заводе используют круговую металлическую щетку из нержавеющей стали.

Согласно ПИ 1.4.1555 – 2000 щетка должна быть изготовлена из стальной нагартованной проволоки марки 1Х18Н10Т (ГОСТ 18143-72), диаметром не более 0,4 мм. Диаметр вращающейся щетки должен быть не менее 80 мм длина незакрепленной проволоки не менее 30 мм. Были проведены исследования поверхности основного металла после обработки металлической щеткой (рисунок 5.1). Процесс обработки мет. щеткой сопровождается снятием определенного слоя металла с оксидной пленкой с поверхности заготовки. Наблюдается образование глубоких рисок от воздействия рабочего торца щетинок. Риски наслаиваются друг на друга, образуя закаты и наплывы.

Проведенные химический (рисунок 5.3) и анализы поверхности рабочего торца щетинки металлической щетки (рисунок 5.2) показал, что на поверхности ворсинок щетки остается оксид алюминия. Дальнейшая обработка (=при образовании алитированного слоя на рабочем торце щетинки),

приведет к его расслоению и внесению в поверхность обрабатываемой детали. Вследствие зачистки оксид алюминия закатывается под слои обрабатываемого металла, что приводит к окислению и дальнейшему порообразованию при сварке.

Этот эффект можно объяснить тем, что при движении рабочего торца щетки по алюминиевой поверхности возникает нагрев до температуры более 500°C (т.е. , температуре плавления алюминия) и перенос алюминия на более холодную стальную поверхность с возможностью его диффузии.

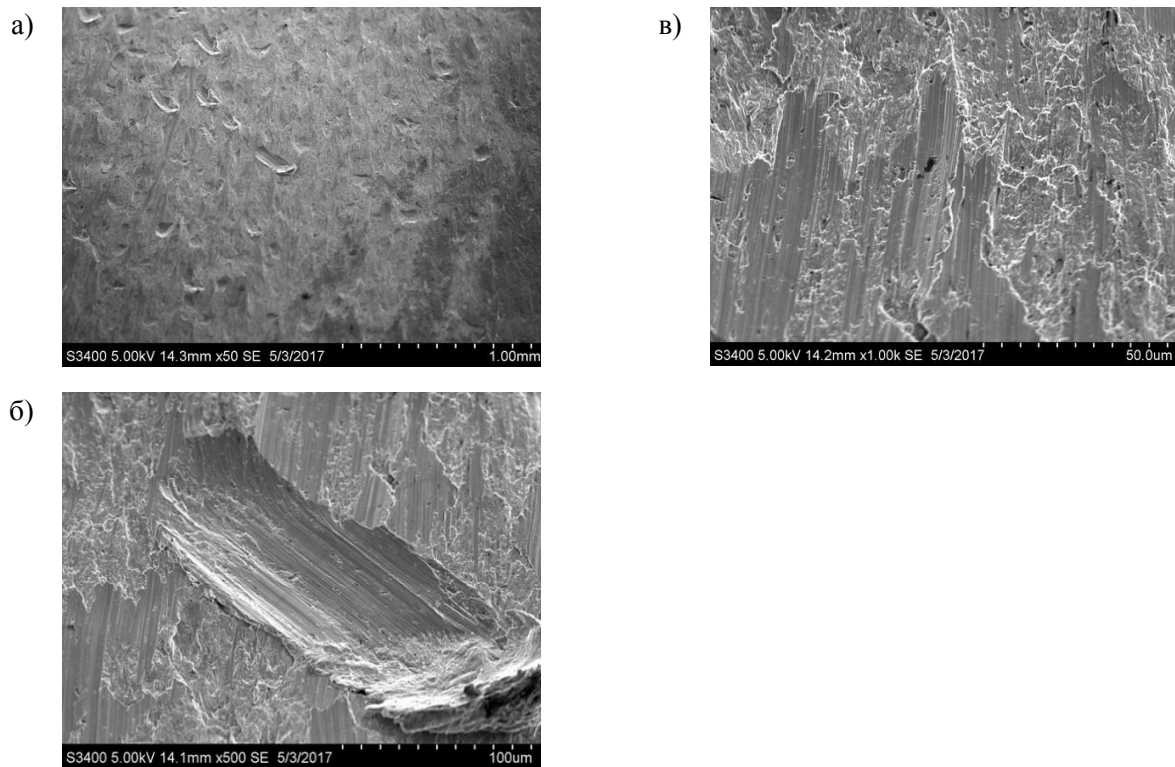


Рисунок 5.1 – Поверхность основного металла после обработки металлической щеткой:
а – увеличение 50×; б – увеличение 1000×; в – увеличение 500×

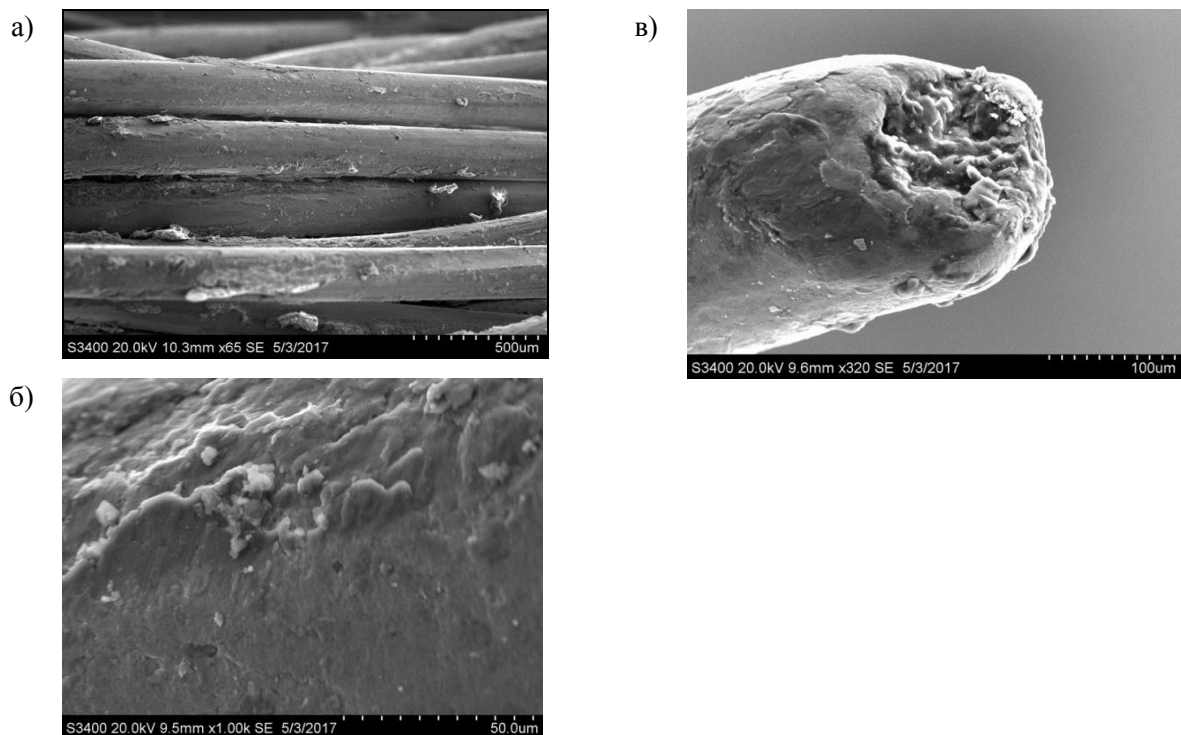


Рисунок 5.2 – Поверхность металлической щетки после обработки алюминиевой заготовки:
а – увеличение 65×; б – увеличение 320×; в – увеличение 1000×

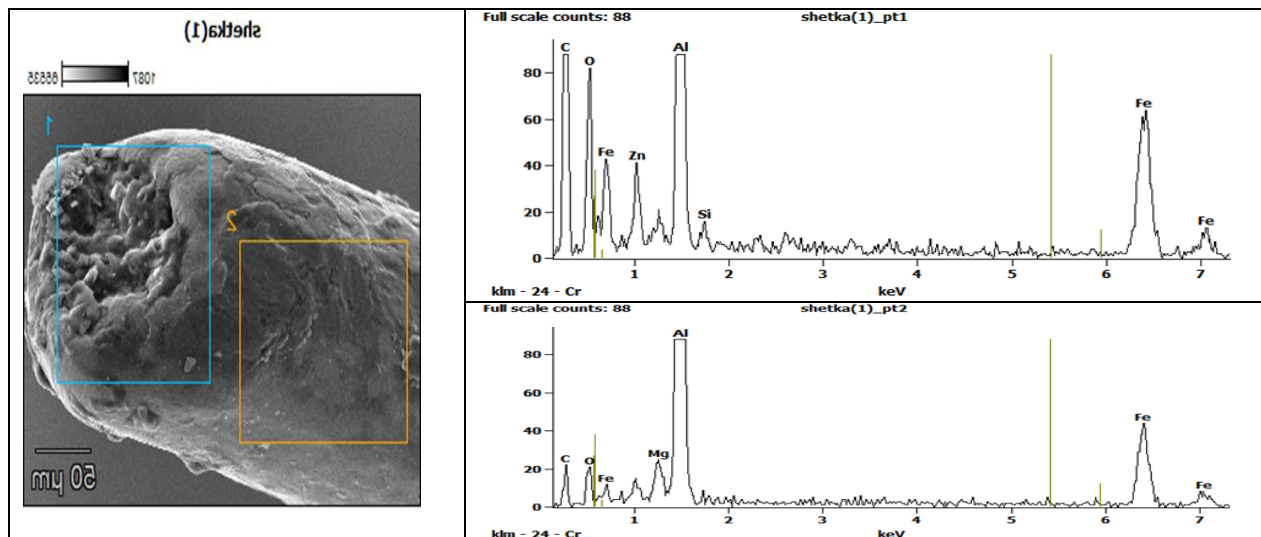


Рисунок 5.3 – Химический анализ металлической щетки после обработки алюминиевой заготовки

Рекомендации:

- Производить сварку алюминиевых труб, толщиной до 1,5 мм

- при частоте импульса 150-170 Гц, токе сварки 60-90 А;

- Минимизировать или исключить операцию травления;

- Использовать вращающее устройство;

- Использовать газовую защиту корня шва;

Ввести светлую униформу для сварщиков;

- Заменить хлопчатобумажные перчатки на кожаные;

- Принудить сварщиков обезжиривать деталь и кожаные перчатки перед процессом сварки;

- Ввести операцию шабрения;

- Благоустроить место сварщика ящиками для различных деталей и проволок;

- Пересмотреть нормативный документ ПИ 1.4.1555 – 2000, исправить технологические ошибки;

- Использование процесса полной автоматической сварки.

Библиографический список

1. Никифоров, Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов / Г. Д. Никифоров. – М.: «Машиностроение», 1972. – 264 с.
2. ПИ 1.4.1555-2000. Сварка дуговая алюминиевых и магниевых сплавов в среде инертных газов. – Введ. 01-01-2001.
3. Пористость при сварке цветных металлов / В. В. Редчиц, В. А. Фролов, В. А. Казаков, В. И. Лукин. – М.: Издательский центр «Технология машиностроения», 2002. – 448 с.
4. Щипков, М. Д. Сварка сплавов на основе алюминия и тугоплавких высокоактивных металлов. Учебное пособие / М. Д. Щипков. – Ленинград: ЛПИ, 1983. – 79 с.
5. Фролов, В. В. Дуговая сварка алюминия: справочно-учебное пособие / В. В. Фролов. – Харьков: ИЦ «Технология», 2003. – 66 с.
6. Никифоров, Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов / Г. Д. Никифоров. – М.: «Машиностроение», 1972. – 264 с.
7. ГОСТ 4784-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. – Введ. 2000-07-01. – Минск: Изд-во стандартов, 2001. – 20 с.
8. Зусин, В. Я. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов / В. Я. Зусин, В. А. Серенко. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2004. – 468 с.
9. РД ФГБОУ ВПО «КНАГТУ» 013-2013. Текстовые студенческие работы. Правила оформления. – Введ. 2013-09-23. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2016. – 56 с.
10. ГОСТ 7871-75. Проволока сварочная из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. – Введ. 1976-01-07. – М.: Изд-во стандартов, 1991. – 13 с.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ, ГАЗОДИНАМИКА И ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОС ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

Чинахов Д.А., Солодский С.А., Майорова Е.И., Григорьева Е.Г.

*Юргинский технологический институт Национального исследовательского
Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия, chinakhov@tpu.ru*

Аннотация: В работе приведены результаты исследования по влиянию изменения потоков активного защитного газа на процесс сварки плавящимся электродом, металлургические процессы на поверхности капли и содержание Mn в металле шва. Предложена методика прогнозирования содержания марганца в металле сварного шва в зависимости от скорости истечения защитного газа, содержания марганца в электродной проволоке и основном металле. Установлено значимое влияние динамики защитного газа на протекание металлургических процессов на поверхности капли расплавленного электродного металла. Разработана регрессионная зависимость содержания марганца в металле сварного шва от скорости истечения активного защитного газа из сварочного сопла.

Ключевые слова: сварка, металлургические процессы, газодинамика, защитный газ, свойства, марганец, легированная сталь.

METALLURGICAL PROCESSES, GAS-DYNAMICS AND HEAT AND MASS TRANSFER IN FUSION WELDING

Chinakhov D.A., Solodsky S.A., Grigorieva E.G., Mayorova E.I.

*Yurga Institute of Technology, National Research Tomsk Polytechnic University,
Yurga, Russia, chinakhov@tpu.ru*

Abstract: The paper reports findings of a study on the effect of changeable active shielding gas flows on consumable electrode welding, metallurgical processes on the drop surface, and Mn content in the weld metal. The authors propose a procedure for predicting manganese content in the weld metal depending on the shielding gas flow velocity, manganese content in the electrode wire and base metal. It is established that shielding gas dynamics has a significant effect on metallurgical processes on the surface of the melted electrode metal drop. A regressive dependence of manganese content in the weld metal vs. shielding gas flow velocity from the nozzle is developed.

Key words: welding, metallurgical processes, gas-dynamics, shielding gas, properties, manganese, alloyed steel.

Дуговая сварка в защитном газе основана на принципе оттеснения воздуха из зоны сварки потоком защитного газа. В настоящее время имеется много способов сварки в защитных газах, которые получили широкое распространение в производстве [1]. В качестве защитных газовых сред применяют инертные газы (аргон, гелий), активные газы (азот и CO₂) и их смеси. Свойства защитных газов оказывают большое влияние на технологические свойства дуги, процессы в зоне сварки и форму сварных швов.

Струйная защита относится к наиболее распространенному способу местной защиты при сварке плавящимся электродом. Скоростью кристаллизации металла шва можно управлять расходом защитного газа (скоростью истечения) и расстоянием от среза сопла до поверхности свариваемого металла. При струйной местной защите поток газа ламинарный, но при увеличении скорости истечения защитного газа до критического значения происходит срыв ламинарного потока и начинается турбулентное истечение защитного газа (с сильными завихрениями). При этом на расстоянии в несколько миллиметров (6–10 мм) в струю защитного газа может подмешиваться до 50 % воздуха [1].

Авторы работ [2–9] проводили исследования по влиянию изменения потока защитного газа на процесс сварки плавящимся электродом и отмечают, что с увеличением скорости истечения газа происходит улучшение качества защиты зоны сварки, формирования сварного шва, стабильности процесса сварки. В работах [3, 10] авторы отмечают, что при использовании во время сварки плавящимся электродом чередующейся подачи защитных газов (Ar, He) наблюдается улучшение стабильности

процесса сварки, формирования и плотности сварных швов.

Применение двухструйной газовой защиты [11] обеспечивает по сравнению с традиционной (одноструйной) надежную защиту сварочной ванны, повышение стабильности и частоты переноса капель с электрода в сварочную ванну, измельчение структуры металла сварного шва, плавный переход от металла шва к основному, повышение механических свойств сварных соединений, уменьшает химическую неоднородность металла шва за счет положительного газодинамического влияния на процессы в зоне сварки и более интенсивного перемешивания расплавленного металла в сварочной ванне.

С увеличением скорости истечения струи активного защитного газа из сварочного сопла повышается динамическое воздействие на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите, стабильность и частота переноса капель с электрода в сварочную ванну, возрастает интенсивность протекания металлургических процессов на поверхности капли.

Традиционно при сварке конструкционных сталей рекомендуют использовать сварочную проволоку с повышенным содержанием марганца по отношению к основному металлу. Это связано с тем, что при сварке марганец интенсивно испаряется и окисляется [1, 12]. Поэтому широкое применение в промышленности России получила сварочная проволока Св-08Г2С (таблица 1) диаметром 1,2 мм.

Таблица 1 - Химический состав сварочной проволоки Св-08Г2С (ГОСТ 2246-70)

Массовая доля элементов, %						
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
0,05-0,11	1,8-2,1	0,7-0,95	≤ 0,025	≤ 0,03	≤ 0,2	≤ 0,25

По результатам проведенных ранее исследований [2, 11-13] установлено, что при сварке плавящимся электродом с двухструйной газовой защитой в CO_2 и в его смесях происходит стабилизация процесса и некоторое снижение Mn и Si в металле сварного шва по сравнению с образцами полученными при сварке с одноструйной защитой. Такое различие содержания Mn и Si при сварке в одинаковых условиях можно объяснить только различными металлургическими процессами, протекающими в капле расплавленного электродного металла и на ее поверхности. Многие исследователи в своих работах [1, 3, 9, 14 и др.] отмечают более благоприятные условия взаимодействия расплавленного металла с газами и шлаками на стадии капли, а не в сварочной ванне. В работе [1] указывается, что удельная поверхность капель расплавленного электродного металла в 5-22 раза (в зависимости от размера капель) превышает удельную поверхность сварочной ванны, а их удельная скорость окисления больше примерно в 39 раз. Исходя из изложенного, можно сделать вывод, что химический состав металла сварного шва в основном определяет состав капель электродного металла.

Расплавленный (жидкий) металл в капле при сварке постоянно движется с огромной скоростью. Марганец имеет наименьшую температуру кипения и теплоту испарения (табл.2) из всех легирующих элементов, входящих в химический состав сварочной проволоки (Св-08Г2С). Это приводит к его интенсивному испарению и окислению на поверхности капли при сварке, температура которой составляет около 3300 К [1, 14].

Таблица 2 - Термодинамические свойства простых веществ (при н.у.), входящих в химический состав сварочной проволоки [15]

Наименование	Вещество							
	Mn	Si	Cr	Ni	Fe	Ti	Mo	C графит
Температура кипения, К	2235	2623	2945	3005	3134	3560	4885	5100
Теплота испарения, кДж/моль	221	383	342	378,6	340	422,6	590	-
Температура плавления, К	1517	1688	2130	1726	1812	1933	2890	3820
Плотность, г/см ³	7,21	2,33	7,19	8,9	7,87	4,54	10,22	2,25

Увеличение при сварке расхода CO_2 , т.е. скорости истечения и количества взаимодействующих частиц с поверхностью капли, приводит к повышенному выгоранию кремния и марганца [1, 12, 14].

При сварке с двухструйной газовой защитой скорость истечения газа в 3,5 раза больше чем при одноструйной защите, что приводит к увеличению частоты переноса капель, уменьшению их размера и повышению суммарной активной поверхности капель, переносимых с электрода в сварочную ванну за единицу времени. Это приводит к удалению с поверхности капли большего количества марганца. Таким образом, в сварочную ванну переходит электродный металл уже с меньшим содержанием марганца. С увеличением при сварке расхода CO_2 уменьшается содержание марганца в капле при любом способе струйной защиты. Знание зависимости перехода количества марганца с электрода в шов позволит прогнозировать химический состав металла шва и его свойства.

Анализ результатов исследований [1, 11-14] показал, что химический состав металла сварного шва, и особенно количество марганца и кремния, зависит от многих факторов: температура капли (сила сварочного тока, напряжение, способ газовой защиты), время взаимодействия капли с защитной средой (сила сварочного тока, расход и скорость газа – с их увеличением время уменьшается), размер капли (сила сварочного тока, расход и скорость газа – с их увеличением размер капли уменьшается), состав сварочной проволоки, состав основного металла.

С увеличением сварочного тока возрастает содержание марганца и кремния в металле шва [1, 11-14], а при увеличении напряжения их содержание снижается. Уменьшение содержания марганца и кремния в металле шва наблюдается с увеличением скорости истечения защитного газа CO₂ при сварке открытой дугой [1, 12, 14]. Марганец является одним из основных элементов, т.к. обладает низкой раскислительной способностью и может усиливать действие других элементов, что приводит к изменению свойств металла шва.

При дуговой сварке плавящимся электродом в CO₂ в условиях высоких температур дуги происходит термическая диссоциация углекислого газа по уравнению:



Диссоциация CO₂ происходит при попадании в высокотемпературную область зоны сварки [14] и при взаимодействии с поверхностью капли расплавленного электродного металла (более 3000 °C) диссоциирует примерно 50% газа. Образующийся в результате кислород способен окислять компоненты сварочной проволоки:



Для получения эмпирической зависимости содержания марганца в наплавленном металле шва от скорости истечения защитного газа CO₂ провели экспериментальные исследования. На пластину из стали 45 выполняли механизированную однопроходную наплавку валика сварочной проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2мм в CO₂ стационарной дугой с двухструйной газовой защитой. Режим сварки: сварочный ток I = 195...200 А, вылет электродной проволоки L = 12 мм, напряжение дуги U = 26...27 В, скорость сварки V = 20 см/мин. Расход защитного газа Q = 10, 20, 30 л/мин (табл. 2.9). Используемое оборудование: автоматическая сварочная установки MECOME WP1500 источник питания ВС-300Б и подающий механизм ПДГО-528М. Результаты исследований приведены в таблице 3.

Таблица 3 - Результаты экспериментальных исследований

Расход, л/мин	Скорость истечения газа, м/с	Химсостав металла шва, %		
		Fe	Si	Mn
10	1,96	97,55	0,28	1,04
20	3,95	97,73	0,27	0,97
30	5,82	97,91	0,21	0,85

Содержание марганца в процентах относительно его исходного содержания в проволоке определяем по формуле:

$$\Delta C_{(\%) } = \frac{m_{Mn}^k}{m_{Mn}} 100\% \quad (6)$$

где: m_{Mn}^k – массовая доля марганца в капле, после прохождения потока газа (табл. 3, Mn), %, m_{Mn} – исходная массовая доля марганца в сварочной проволоке (для проволоки Св-08Г2С - 1,8 %), %.

Полученные на основе экспериментальных данных значения содержаний марганца в капле в процентах относительно его исходного содержания в проволоке (таблица 3) были аппроксимированы:

$$\Delta C_{Mn} = 62,3 - K \cdot V_{г} \quad (7)$$

где: $K = 1,97$ – коэффициент, %*с/м;

V_{Γ} – скорость истечения защитного газа, м/с.

На основе теоретических и экспериментальных исследований процесса сварки плавящимся электродом в среде CO_2 конструкционных сталей в щелевую разделку разработана методика прогнозирования содержания марганца в металле шва в зависимости от скорости истечения защитного газа, содержания марганца в электродной проволоке и основном металле.

Прогнозируемое содержание Mn в металле сварного шва (мас. доля, %):

$$m_{Mn_{ш}} = \frac{m_{Mn} \cdot \Delta C_{Mn_{ш}}}{100\%} \quad (8)$$

Содержание марганца в металле сварного шва (%) относительно его исходного содержания в проволоке с учетом скорости истечения защитного газа из сварочного сопла и содержания марганца в основном металле:

$$\Delta C_{Mn_{ш}} = 62,3 + Mn_{OM} \cdot 10 - K \cdot V_{\Gamma} \quad (9)$$

где: $K = 1,55$ – коэффициент, %*с/м;

Mn_{OM} – содержание Mn в основном металле (мас. доля, %),

V_{Γ} – скорость истечения защитного газа, м/с.

Для сравнения, прогнозируемых значений по предлагаемой методике с экспериментальными данными, взяли результаты проведенных ранее экспериментов на стали 45, 30ХГСА и GL-E36 [11, 12].

Пластины из основного материала сваривали механизированной многопроходной сваркой в щелевую разделку сварочной проволокой с содержанием Mn диаметром 1,2мм в CO_2 стационарной дугой с одноструйной и двухструйной газовой защитой. Режим сварки: сварочный ток $I = 195 \dots 200$ А, вылет электродной проволоки $L = 12$ мм, напряжение дуги $U = 26 \dots 27$ В, скорость сварки $V = 20 \dots 21$ см/мин. Расход защитного газа $Q = 10 \dots 30$ л/мин (табл. 4).

Таблица 4 - Результаты сравнения прогнозируемых и экспериментальных значений содержания Mn в металле шва

Основной материал + сварочная проволока	Скорость истечения газа, м/с	Прогноз Mn, %	Эксперимент Mn, %	Относительная погрешность, %
30ХГСА (Mn=0,96%) + Св-08Г2С (Mn=1,8%)	0,58 од	1,27	1,29	1,6
30ХГСА (Mn=0,96%) + Св-08Г2С (Mn=1,8%)	2,0 дв	1,23	1,26	2,3
30ХГСА (Mn=0,96%) + Св-08Г2С (Mn=1,8%)	4,95 дв	1,14	1,2	5,0
GL-E36 (Mn=1,25%) + Union K 52 (Mn=1,5%)	0,5 од	1,11	1,2	7,5
GL-E36 (Mn=1,25%) + Union K 52 (Mn=1,5%)	2,1 дв	1,07	1,05	1,9
Сталь 45 (Mn=0,67%) + Св-08Г2С (Mn=1,8%)	1,45 од	1,2	1,21	0,8
Сталь 45 (Mn=0,67%) + Св-08Г2С (Mn=1,8%)	5,06 дв	1,1	1,11	0,9
одноструйная (од), двухструйная (дв)				

По результатам исследований установлено, что разработанная методика прогнозирования содержания марганца в металле сварного шва (щелевая разделка кромок) в зависимости от скорости истечения защитного газа, содержания марганца в электродной проволоке и основном металле позволяет выполнить расчет содержания марганца в основном с погрешностью не более 10%.

Применение двухструйной газовой защиты приводит к увеличению силы действия струи активного защитного газа на каплю электродного металла и поверхность сварочной ванны, способствует стабильности переноса капель. Изменяя газодинамическое воздействие (расход газа, скорость истечения газа), можно управлять переносом капель электродного металла, химическим составом металла шва, тепловыми и другими процессами сварки плавящимся электродом, формировать заданные

свойства металла шва. Разработанная методика прогнозирования содержания марганца в металле сварного шва в зависимости от скорости истечения защитного газа, содержания марганца в электродной проволоке и основном металле позволяет выполнить расчет содержания марганца в металле шва с погрешностью не более 10%.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-38-00194 мол_а.

Библиографический список

1. Новожилов М.Н. Основы металлургии дуговой сварки в газах. – М.: Машиностроение. – 1979. – 231 с.
2. Чинахов Д.А. Роль газодинамического воздействия струи защитного газа на процессы сварки плавящимся электродом: монография / Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 151 с.
3. Zhernosekov A.M., Sidorets V.N., Shevchuk S.A. Combined pulsed effect of shielding gases and welding current in consumable electrode welding. *Welding International*, 2014. Vol. 28, No. 12, 962–965.
4. Ley F.H., Campbell S.W., Galloway A.M., McPherson N.A. Effect of shielding gas parameters on weld metal thermal properties in gas metal arc welding. (2015) *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 80 (5-8), pp. 1213-1221.
5. Паршин С.Г., Иванова И.В., Петухов Е.П. Компьютерная трехмерная модель истечения защитного газа из сварочной горелки с конфузным соплом. *Сварка и диагностика*. – 2017. – № 1. – С. 27-30.
6. Mvola B., Kah P. Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.
7. Грибовский Г., Кравчук Б., Ленивкин В.А. Влияние двухслойного кольцевого потока защитных газов на процесс сварки плавящимся электродом // *Сварочное производство*. – 1996. – № 4. – С. 6–8.
8. Ramsey G.M., Galloway A.M., Campbell S.W., McPherson N.A., Scanlon T.J. A computational fluid dynamic analysis of the effect of side draughts and nozzle diameter on shielding gas coverage during gas metal arc welding. (2012) *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (8), pp. 1694-1699.
9. Тарасов Н.М. Отрыв капли электродного металла кратковременным потоком газа // *Автоматическая сварка*. – 1986. – № 7. – С. 10–13.
10. Новиков О.М., Радько Э.П., Иванов Е.Н., Иванов Н.С. Разработка новой технологии дуговой сварки в защитных газах на основе применения пульсаций газовых потоков и потенциалов ионизации // *Сварщик-профессионал*. – 2006. – № 6. – С. 10–13, 16.
11. Chinakhov D.A., Chinakhova E.D., Gotovschik Y.M., Grichin S.V. Influence of welding with two-jet gas shielding on the shaping of a welding joint. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 125 (2016) 012013.
12. Чинахов Д.А. Влияние расхода активного защитного газа и сварочного тока на содержание марганца и кремния в металле сварного шва // *Тяжелое машиностроение*. – 2013. – № 8. – С. 39–44.
13. Chinakhov D.A., Grigorieva E.G., Mayorova E.I. Study of gasdynamic effect upon the weld geometry when consumable electrode welding. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 127 (2016) 012013.
14. Заруба И.И., Касаткин Б.С., Каховский Н.И., Потапьевский А.Г. *Сварка в углекислом газе*. – Киев: Гостехиздат УССР, 1960. – 224 с.
15. Бигеев А.М. *Металлургия стали. Учебник для вузов*. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия. – 1988. – 480 с.

СЕКЦИЯ 4: ТЕПЛО- И МАССОПЕРЕНОС В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ И АГРЕГАТАХ. РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ, ЭКОЛОГИЯ И УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ

УДК 669.71

ОБРАЗОВАНИЕ И ВЫБРОСЫ ДИОКСИДА СЕРЫ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ

Галевский Г.В., Минцис М.Я.

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

Аннотация: Проанализированы источники образования диоксида серы при производстве анодной массы (обожженных анодов) и алюминия электролизом, представлена методика расчета количества образующегося сернистого ангидрида в зависимости от качества используемого сырья. Оценены возможные суммарные выбросы диоксида серы при различных способах производства анодной массы, конструкциях электролизеров и методах очистки отходящих газов от них.

Ключевые слова: электролитическое производство алюминия, диоксид серы, источники образования, выбросы.

EDUCATION AND EMISSIONS OF DIOXIDE SULFUR BY ALUMINIUM PRODUCTION

Galevsky G.V., Mintsis M.Ya.

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

Abstract: Sources of formation of dioxide of sulfur are analyzed by production of anode weight (the burned anodes) and aluminum by electrolysis, the method of calculation of amount of the formed sulphurous anhydride depending on quality of the used raw materials is presented. Possible total emissions of dioxide of sulfur at various ways of production of anode weight, designs of electrolyzers and methods of purification of flue gases are estimated from them.

Keywords: electrolytic aluminum production, sulfur dioxide, education sources, emissions.

При производстве анодной массы или обожженных анодов для алюминиевых электролизеров используется электродный (пековый или нефтяной) кокс и каменноугольный пек. Для прокалики или подсушки кокса применяется мазут или природный газ. Это сырье и топливо содержит в своем составе серу, которая и является источником образования диоксида серы.

В зависимости от рецептуры готовой продукции на производство 1 т электродной продукции расходуется: кокса прокаленного (нефтяного или пекового) – 700 – 840 кг, пека каменноугольного – 180 – 310 кг. Для прокалики 1 т сырого электродного кокса расходуется 15 – 50 кг мазута или 20 – 65 нм³ природного газа, а при подсушке кокса расход топлива снижается в 3 – 4 раза.

Пековый кокс содержит от 0,1 до 0,7 % серы, а нефтяной кокс – 0,3 – 1,6 %. Содержание серы в мазуте, в зависимости от его марки, составляет от 0,5 до 3,5 %, а в природном газе оно, как правило, невелико и им можно пренебречь. Для определения количества серы следует пользоваться отчетными показателями по расходу и качеству сырья на конкретном производстве.

При использовании сырого кокса он предварительно подвергается прокалике при температуре 1100 – 1250 °С; если же применяется предварительно прокаленный кокс, то он подвергается сушке при температуре 250 – 400 °С. Как показали многочисленные исследования, прокалика кокса при тем-

пературе до 1250 °С снижает содержание серы в нем не более чем на 5 %. В процессе прокалки кокса сгорают выделяющиеся летучие соединения, но они практически не содержат соединений серы.

В состав массы входит и пек, содержание серы в котором в среднем не превышает 0,2 %. Содержащаяся в пеке сера переходит в массу или в обожженные аноды. В процессе прокалки последних их десульфуризация практически не происходит, и вся сера, содержащаяся в коксе и пеке, полностью переходит в обожженный блок.

Таким образом, при производстве электродной массы диоксид серы образуется за счет окисления серы, содержащейся в топливе, и его количество в расчете на 1 т электродной массы Q может быть определено по формуле

$$Q = 2((q_T \cdot C_T) : 100) \cdot (K_K : 1000),$$

где: 2 – коэффициент пересчета содержания серы в диоксид серы;

q_T – расход топлива на прокалку (подсушку) 1 т кокса;

C_T – содержание серы в топливе, %;

K_K – расход кокса на производство 1 т электродной массы, кг.

Если содержание серы в мазуте составляет 0,5 – 3,5 %, а расход его при прокалке 1 т кокса находится в пределах 15 – 50 кг, то количество диоксида серы, образующееся при этом, составляет 0,15 – 3,5 кг. При подсушке прокаленного кокса количество диоксида серы будет в 3 – 4 раза меньше. Для определения фактического количества диоксида серы, образующегося при термической обработке кокса, необходимо использовать отчетные данные заводов по содержанию серы в коксе, расходу топлива на 1 т кокса и расходу прокаленного кокса на производство 1 т электродной массы.

При производстве обожженных анодов дополнительное количество диоксида серы образуется за счет сгорания мазута, используемого для обжиговых печей, количество которого, как правило, составляет около 150 кг в расчете на 1 т готовых блоков. Поэтому количество диоксида серы в этом случае может увеличиться на 1,5 – 10,5 кг/т.

Количество серы в 1 т электродной массы или обожженного анода $Q_{см}$ (кг) можно рассчитать по формуле

$$Q_{см} = (q_K \cdot C_K) : 100 + (q_P \cdot C_P) : 100,$$

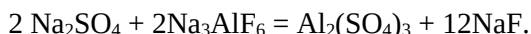
где: q_K – содержание прокаленного кокса в 1 т массы, кг;

q_P – содержание пека в 1 т массы, кг;

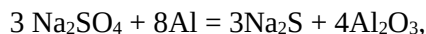
C_K – содержание серы в коксе, %;

C_P – содержание серы в пеке, %.

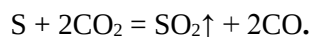
При производстве алюминия электролизом сера поступает в электролит с глиноземом, фторидами (в виде сульфатов) и с материалом анода (сульфиды). Сульфаты вступают в реакцию с криолитом



Растворенный в электролите сульфат восстанавливается алюминием



а образовавшийся сульфид переносится к аноду и окисляется до серы, которая в свою очередь взаимодействует с диоксидом углерода



Суммарное количество серы, участвующей в производстве 1 т алюминия, зависит от расхода каждого вида сырья и содержания серы в них. Подавляющее количество серы, содержащейся во всех видах сырья, при электролизе окисляется до диоксида серы, количество которого будет равно удвоенному содержанию серы.

Содержание серы в глиноземе, в соответствии с данными [1], не превышает 0,02 %, а во фтористых солях (в пересчете на серу) оно составляет около 0,3 %, но для расчетов фактическое содержание серы необходимо уточнить по отчетным данным конкретного производства.

Таким образом, для расчета количества образующегося диоксида серы при электролизе необходимо знать расходные коэффициенты на 1 т алюминия всех видов сырья и содержание серы в них. В таблице приведены данные о расходных коэффициентах основных видов сырья на производство 1 т алюминия, максимальное допустимое содержание серы в них и количество образующегося при электролизе диоксида серы от каждого вида сырья. Эти данные представляют собой максимально возможное количество образующегося диоксида серы. Если в процессе производства с поверхности электролита снимается пена, то количество анодной массы, расходуемой на электролиз, должно быть

уменьшено на величину содержания углерода в пене, которое обычно не превышает 30 % [2].

Таблица – Основные виды сырья для электролиза алюминия и содержание серы в них

Вид сырья	Расход, кг	Содержание серы, %	Количество SO ₂ , кг
Материал анода	560	1,5	16,8
Глинозем	1890	0,02	0,76
Фториды	70	0,3	0,42
Итого			18,0

Из приведенных в таблице данных видно, что основным источником образования диоксида серы является материал анода, на долю которого приходится более 93 % содержания серы в сырье.

Следовательно, для определения количества образующегося диоксида серы в процессе электролиза $Q_{сэ}$ (кг) можно воспользоваться выражением

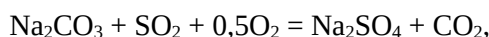
$$Q_{сэ} = 2[(q_a - q_{уп}) C_a] : 100 + (q_r C_r : 100) + (q_f C_f : 100)],$$

где: q_a , q_r , q_f – расход, соответственно, материала анода, глинозема и фторидов на 1 т алюминия, кг;
 $q_{уп}$ – содержание углерода в снимаемой пеке в расчете на 1 т Al;
 C_a , C_r , C_f – содержание серы, соответственно, в материале анода, глиноземе и фторидах, %.

Следовательно, максимальное количество диоксида серы, образующегося в процессе электролиза, не превышает 18 кг/т алюминия, а количество диоксида серы, выбрасываемого в окружающую среду, зависит от наличия и вида систем газоочистки на серии.

Максимальное количество выбросов диоксида серы будет в корпусах, не оснащенных газоочисткой, которые, к сожалению, имеются на отечественных алюминиевых заводах (НкАЗ, БАЗ, КАЗ, УАЗ).

При наличии системы мокрой очистки отходящих газов диоксид серы вступает во взаимодействие с раствором соды



а образовавшийся сульфат выводится в процессе производства регенерированного криолита. КПД мокрой газоочистки по диоксиду серы не превышает 85 %. Поэтому весь, не уловленный газосборной системой газ, попадает в окружающую атмосферу. Коэффициент полезного действия газосборных устройств (шторы, газосборные колокола, укрытия) составляет 60 – 85 % и поэтому от 30 до 50 % образовавшегося диоксида серы попадает в окружающую атмосферу.

Положение еще больше усугубляется при использовании сухой системы очистки отходящих газов, которая не способна улавливать диоксид серы, и поэтому весь образовавшийся серный ангидрид попадает в окружающую атмосферу. Этот тип газоочистки находит широкое применение на электролизерах с обожженными анодами, и для снижения выбросов диоксида серы можно устанавливать за сухой газоочисткой мокрый хвост, но это должно быть обоснованно для каждого конкретного производства.

Анализируя статистические отчеты, представляются малообоснованными данные по выбросам диоксида серы на алюминиевых заводах России. Так, выбросы диоксида серы за 1994 г. на разных заводах находятся в пределах от 1,51 (ИркАЗ) до 28,64 (КАЗ) кг/т Al. На Кандалакшском (КАЗ) и Надвойцком (НАЗ) заводах они составляют около 25 – 29 кг/т, в то время как на Богословском (БАЗ) заводе они не превышают 6,5 кг/т. В то же время КАЗ и НАЗ используют анодную массу, изготовленную на БАЗе. Вряд ли соответствуют действительности отчетные данные о выбросах диоксида серы и на ИркАЗе, которые в 4 – 5 раз меньше, чем на Братском и Красноярском заводах. Производство анодной массы, технология электролиза и газоочистки, а также качество используемого сырья практически не отличаются на всех трех заводах.

Столь разноречивые и необъяснимые данные о выбросах диоксида серы, по нашему мнению, являются следствием отсутствия методики расчета, которая базировалась бы не на единичных измерениях (как это имеет место в настоящее время), а на фактических данных, характеризующих качество используемого сырья при производстве электродной массы и алюминия.

Предлагаемая методика, по нашему мнению, позволит в значительной степени уточнить количество образующегося и выбрасываемого диоксида серы на алюминиевых и электродных заводах.

Библиографический список

1. Справочник металлурга по цветным металлам. Производство алюминия. – М. : Металлургия, 1971. – 559 с.
2. Галевский Г.В., Кулагин Н.М., Минцис М.Я. Экология и утилизация отходов в производстве алюминия. – Новосибирск : Наука, 1997. – 158 с.

СОКРАЩЕНИЕ ВРЕДНЫХ ВЫБРОСОВ НА ТЭЦ С ПЕРЕВОДОМ ОТОПЛЕНИЯ КОТЛОВ НА ГАЗООБРАЗНОЕ ТОПЛИВО

Коротков С.Г., Сазонова Я.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Российская Федерация, yanamil94@mail.ru*

Аннотация: Проведен расчет вредных выбросов в атмосферу от котла №9 Западно-Сибирской ТЭЦ филиала АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при использовании в качестве топлива каменного угля и коксодоменного газа. Вариантом снижения вредных выбросов в атмосферу может быть перевод отопления котлоагрегата с твердого топлива на газообразное.

Ключевые слова: тепловая электростанция, воздушный бассейн, уголь, коксодоменная смесь, выбросы.

REDUCTION OF HARMFUL EMISSIONS AT CHPP WITH HEATING OF BOILERS FOR GAS FUEL

Korotkov S.G., Sazonova Ya.E.

*Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russian Federation, yanamil94@mail.ru*

Annotation: Calculation of harmful emissions into the atmosphere from boiler No. 9 of West-Siberian CHP of the branch of JSC EVRAZ ZSMK using coal and coke-gas gas as fuel is used. A variant of reducing harmful emissions into the atmosphere can be the transfer of heating of the boiler from solid fuel to gaseous.

Key words: Thermal power station, air pool, coal, coking coal mixture, emissions.

Тепловые электростанции и теплоэлектроцентрали, вырабатывающие электрическую и тепловую энергию на базе сжигания органических видов топлива, оказывают значительное отрицательное воздействие на окружающую среду. С дымовыми газами в воздушный бассейн выбрасывается большое количество твердых и газообразных загрязнителей, среди которых такие вредные вещества как зола, оксиды углерода, серы и азота. Помимо этого в воздушный бассейн попадает огромное количество диоксида углерода и водяных паров [1].

Механизм образования экологически опасных загрязнителей атмосферы (продуктов сгорания углеводородного топлива), включающий механизмы одновременно протекающих физико-химических, кинетических, термодинамических, теплообменных и других процессов, весьма сложный и недостаточно изучен. Однако на сегодняшний день установлено, что экологически опасные загрязнители атмосферного воздуха, содержащиеся в продуктах сгорания углеводородного топлива, образуются по трем основным механизмам: температурному, кислородному, комбинированному [2].

Температурный механизм образования вредных выбросов основывается на разности локальных температур сгорания топлива по объему горения, составляющей до 800-1000 °С. Значительная разность температур сгорания топлива по объему горения вызвана многочисленными причинами, основными из которых являются:

1. неравномерность концентраций топлива и окислителя по объему топки (камеры сгорания);
2. наличие в зоне горения топливных капель (частиц) разного размера;
3. несоизмеримость факела и объема горения;
4. постоянное охлаждение периферийных зон факела подаваемым на горение атмосферным воздухом;
5. различная структура и теплота сгорания участвующих в горении топливных углеводородов;
6. разная скорость протекания физико-химических, термодинамических, кинетических, теплообменных процессов и реакций в локальных зонах объема горения;
7. переменные свойства сжигаемого топлива (структура, состав, качественные и количественные показатели углеводородов).

По температурному механизму образуются в основном оксиды азота, азотсодержащие соеди-

нения и азот.

Сущность кислородного механизма образования газовых загрязнителей заключается в отсутствии, недостатке, избытке окислителя (кислорода воздуха) и его неравномерном смешении с топливом в локальных зонах горения. Кроме того, недостаток или отсутствие окислителя вызывает химический и механический недожоги топлива. Крайне неравномерное распределение воздуха по объему горения приводит к плохому смешению топлива и воздуха, к химическому недожогу, к уменьшению суммарной площади контакта горючего и окислителя, к изменению условий протекания локальных физико-химических, теплодинамических, кинетических, теплообменных процессов и реакций. Сжигание топлива при избытке окислителя способствует образованию продуктов полного сгорания, в то время как при малых количествах воздуха – к выбросу продуктов неполного сгорания, а при отсутствии кислорода – к выходу продуктов пиролиза.

Комбинированный механизм образования опасных выбросов является сочетанием температурного и кислородного механизмов.

Как правило, в реальных условиях ни один из вышеуказанных механизмов образования вредных загрязнителей атмосферного воздуха в чистом виде не наблюдается. Рассмотренные механизмы реализуются одновременно с преобладанием того или иного механизма в разных местных зонах объема горения. Сегодня при использовании существующих технологий подготовки воздуха и топлива к сжиганию оптимизация процесса горения достигла своего предела, что, в свою очередь, делает невозможным изменение механизмов образования опасных выбросов, а следовательно, дальнейшее снижение загрязнения воздушного бассейна.

Каждый механизм образования опасных выбросов характеризуется наличием ряда движущих сил, называемых факторами, которые и определяют качественный и количественный состав загрязнителей воздушного бассейна. К таким факторам необходимо отнести:

- расход, структуру и химический состав топлива;
- количественный и качественный состав горючих компонентов топлива;
- качество распыла топлива;
- физико-химические показатели качества топлива;
- наличие примесей и присадок в топливе;
- количество и химический состав (относительно постоянен) подаваемого на горение воздуха;
- суммарную площадь взаимодействия (контакта) окислителя и горючего;
- качество смешения и количественное соотношение топлива и воздуха;
- температуру и степень неравномерности ее распределения по объему горения;
- соизмеримость объема горения с объемом камеры сгорания (топки) [2].

Газообразное топливо представляет собой наиболее “чистое” органическое топливо, так как при его полном сгорании из токсичных веществ образуются оксиды азота, серы и бенз[а]пирен. При неполном сгорании в выбросах присутствует оксид углерода (СО).

На Западно-Сибирской ТЭЦ, рассматриваемый котлоагрегат № 9, отапливается каменным углем марки ГЖОК-2, который добывается на шахте Распадская.

Для снижения вредных выбросов предлагается изменить способ отопления котлоагрегата, с переводом на отопление коксодоменной газовой смесью, получаемой на АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Котел №9 типа Е-420-140 имеет следующие характеристики:

1. Паропроизводительность, т/ч	420
2. Давление пара в барабане, кгс/см ²	155
3. Давление перегретого пара, кгс/см ²	140
4. Температура перегретого пара, °С	545
5. Температура питательной воды, °С	230

Состав горючей массы угля представлен в таблице 1:

Таблица 1 - Состав горючей массы угля

Компонент	C	H	O	N	S	Σ, %
Уголь ГЖ ОК – 2, ш. Распадская	79,5	5,8	12,8	1,48	0,42	100

Зольность и влажность угля равны 26,45 % и 2,62 % соответственно [3]. Для очистки газов от взвешенных частиц при работе котла № 9 на твердом топливе установлен электрофильтр типа

УГ2-4-74-04, изготовленный Каширским заводом металлоконструкций по проекту «Ленгипрогазоочистки».

Состав коксодоменной смеси представлен в таблице 2.

Таблица 2 - Состав коксодоменной смеси

Компонент	CO	H ₂	CH ₄	C _m H _n	CO ₂	N ₂	H ₂ S	H ₂ O	Σ, %
Коксодоменная смесь	9,04	49,6	22,9	1,56	4,03	8,47	0,23	4,17	100

Расчет образующихся вредных выбросов при работе котлоагрегата на твердом топливе и коксодоменной смеси выполнен при условии равной тепловой мощности, затраченной на выработку 1 тонны пара по методикам [4] и [5]. Результаты расчета приведены в таблице 3.

Таблица 3 - Количество образующихся вредных веществ при сжигании угля и коксодоменного газа

Компонент	Образование вредных веществ при сжигании угля, т/час	Образование вредных веществ при сжигании коксодоменной смеси, т/час	Сокращение образующихся вредных веществ, т/час
Оксид углерода	0,075	0,00115	0,0738
Ангидрид сернистый (SO ₂)	0,027	0,000045	0,0269
Оксид азота	0,0192	0,000481	0,0187
Диоксид азота	0,024	0,000296	0,0237
Бенз(а)пирен	0,000006281	0,000000047	0,000006234
Твердые частицы	0,0538	-	0,0538
всего	0,2	0,0019	0,198
Сокращение выбросов, %			98,75

На рисунке 1 представлено процентное сокращение вредных выбросов в следствие перевода отопления котла на коксодоменный газ.

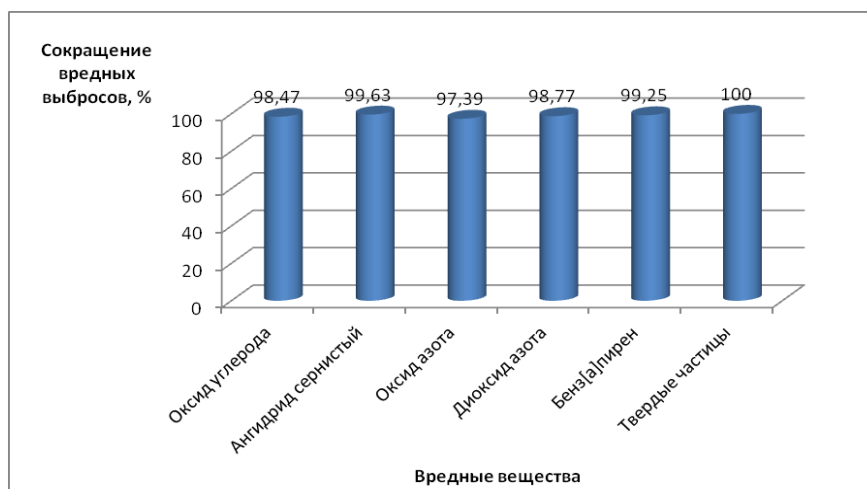


Рисунок 1 – Сокращение вредных выбросов при переходе отопления с твердого топлива на коксодоменный газ

Анализ результатов произведенных расчетов позволяет сделать следующие выводы: использование газообразного топлива приводит к существенному сокращению массы выброса вредных веществ в атмосферу (до 98 %); при сжигании коксодоменной смеси отсутствуют такие вредные компоненты как зола и сажа (твердые частицы), что позволяет отказаться от использования электрофильтра, и тем самым сократить затраты на электроэнергию.

Библиографический список

1. С.Г. Коротков, Н.Е. Козлова Экологические аспекты добычи и утилизации шахтного метана // Вестник Сибирского государственного индустриального университета: научный журнал/ Министерство образования и науки РФ; редкол.: Е.В. Протопопов (гл. ред.) [и др.]. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – № 4(14). – С. 59-63.

2. Белоусов В.Н., Смородин С.Н., Смирнов О.С. Топливо и теория горения. Ч.1 Топливо: учебное пособие / СПбГТУРП. – СПб., 2011. – 84 с.: ил. 15.

3. Рекомендации по оформлению и содержанию проекта нормативов предельно-допустимых выбросов (ПДВ) для предприятия. – М.: Госкомприрода, 1989. – С. 21.

4. Расчет выбросов загрязняющих веществ при сжигании топлива в котлоагрегатах котельных: Методическое пособие по выполнению практических занятий по курсу “Промышленная экология” для студентов специальности 320700 “Охрана окружающей среды и рациональное использование природных ресурсов” / Сост. Л.И. Бондалетова, В.Т. Новиков, Н.А. Алексеев.- Томск: Изд. ТПУ, 2000. - 39 с.

5. Расчет процессов горения топлива :практикум / Сиб. гос. индустр. ун-т ; сост.: О.А. Полях. – Новокузнецк : Изд. Центр Сибгпу, 2015. – 23с., ил.

УДК 662.732

К ВОПРОСУ О ПЕРСПЕКТИВАХ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ БУРЫХ УГЛЕЙ КЕМЕРОВСКОЙ ОБЛАСТИ

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: На основании проведенных многолетних исследований предложено реализовать процесс энерготехнологической переработки бурых углей с применением полукоксования и твердого теплоносителя. Показана перспективность и экономическая эффективность технологии. Рассмотрены материальный и тепловой балансы процесса, приведены технологические характеристики получаемой продукции и обоснованы основные направления ее сбыта.

Ключевые слова: бурые угли, полукоксование, энерготехнологическая переработка, бурый угольный полукокс, пылеугольное топливо, доменная печь.

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: On the basis of long-term research proposed to implement a process of energy technology of brown coal processing with the use of semi-coking and solid coolant. Shown the prospects and economic efficiency. Considered material and heat balances of the process, the technological characteristics of the products obtained and substantiates the main directions of its sales.

Key words: brown coals, semicoking, energy technology processing, brown coal semicoke, pulverized coal, blast furnace.

Наиболее перспективным вариантом парогазовых установок (ПГУ) на твердом топливе, предлагаемым к реализации в настоящем докладе, является сочетание энергоустановок с установками полукоксования. В данном случае не требуется производство кислорода и возможно исполнение установки как в виде комплекса газотурбинного цикла с использованием продуктов сжигания охлажденного газа полукоксования (цикл Брайтона), так и паротурбинного цикла сжигания полукокса (цикл Ренкина). В последнем варианте необходимо организовать переработку химических продуктов полукоксования. Возможен и энергометаллургический вариант с газотурбинным циклом и производством полукокса для черной металлургии [1,2]. Применение в энергоблоках установок полукоксования по сравнению с ПГУ с установкой газификации позволяет существенно сократить объем инвестиций на

реализацию проекта и получить компактный экономичный и экологичный агрегат с использованием имеющегося котельного и турбинного оборудования.

Известно, что наиболее экологически чистыми топливами являются бурые угли и полукокс (БПК), полученный при их переработке. Следует отметить, что на территории Кемеровской области расположены два крупнейших месторождения бурых углей: Итатское и Барандатское, относящиеся к Канско-Ачинскому бассейну. Запасы бурых углей Кемеровской области – 66 млрд. т., наиболее перспективного Барандатского месторождения - 36 млрд. т. Средняя мощность угольного пласта Барандатского месторождения – 44-58 м (максимально до 100 м). Себестоимость добычи БУ разрезах Канско-Ачинского бассейна была в 5 раз ниже средней себестоимости по Министерству угольной промышленности СССР и составляла примерно 50 коп./т. Требуемые инвестиции в развитие добычи БУ в 1,5 раза ниже, чем при строительстве разрезов на Ерунаковском месторождении и в 3,5 раза ниже, чем при строительстве шахт [2, 3].

В качестве сырья для реализации данного проекта может быть предложен высококачественный бурый уголь Барандатского месторождения Канско-Ачинского бассейна (расположено в Тисульском районе Кемеровской области). Качество и состав минеральной части данного угля в сравнении с углями других месторождений Канско-Ачинского бассейна приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 - Качество углей основных месторождений Канско-Ачинского бассейна

Месторождение	Марка угля	W_t^r	A^d	V^{daf}	S^d
Итатское	Б1-Б2	30-34	11-13	44-48	0,7
Барандатское	Б2-Б3	32-36	7-8	44-48	0,3
Березовское	Б2-Б3	32-34	7-10	44-48	0,3
Назаровское	Б2-Б3	29-33	12-14	44-48	0,7
Бородинское	Б2-Б3	32-33	9-12	44-48	0,3

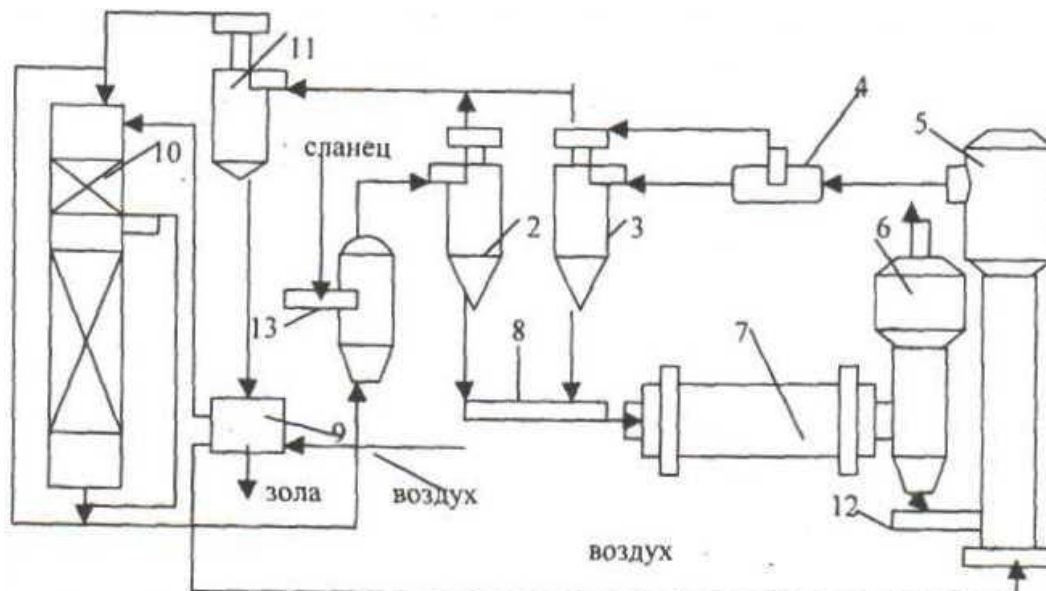
Таблица 2 - Состав минеральной части углей основных месторождений Канско-Ачинского бассейна

Месторождение	Марка угля	Состав золы, %						
		SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	CaO	Na ₂ O	SO ₃
Итатское	Б1-Б2	31,3	12,3	8,8	3,5	30,3	10,2	-
Барандатское	Б2-Б3	15,9	12,3	7,2	7,1	42,5	3,5	-
Березовское	Б2-Б3	30,6	9,6	10,6	6,6	43,6	-	1,6
Назаровское	Б2-Б3	30,6	19,6	13,6	5,6	26,8	0,5	-
Бородинское	Б2-Б3	47,0	8,6	13,6	5,6	26,6	0,5	-

В настоящем проекте предлагается создать комплекс по энерготехнологической переработке бурых углей Кемеровской области путем реализации отечественной технологии полукоксования с применением твердого теплоносителя (УТТ-3000). Такая установка производительностью ~ 1 млн. т сланца в год или 3 300 тонн сланца в сутки эксплуатируется на Заводе Масел в г. Нарва с 1980 г. Принципиальная схема установки с твердым теплоносителем УТТ-3000 [3] представлена на рис. 1.

Термическую деструкцию сланца в этом процессе проводят во вращающемся реакторе барабанного типа. Сланец, предварительно измельченный до класса менее 15 мм, подают в сушилку аэрофонтанного типа 1, где его сушат и подвергают предварительному нагреванию дымовыми газами от котла-утилизатора, поступающими с температурой около 600 °С. Далее газосланцевая взвесь направляется в двухступенчатый циклон 2, в котором сланец отделяют от сушильного агента и подают в смеситель 8. Здесь происходит смешение сланца с твердым теплоносителем - нагретой золой, полученной при дожигании твердого остатка термической переработки сланца в технологической топке 5. В смесителе начинается процесс термической деструкции сланца, который развивается и завершается во вращающемся барабанном реакторе 7.

Топливо находится в реакторе 10-20 мин, перемещаясь за это время в соответствии с наклоном «барабана» от входа к выходу из него. Образовавшиеся парогазовые продукты и твердый остаток поступают в пылевую камеру 6, где отделяются парогазовые продукты. Далее они направляются в отделение охлаждения и конденсации, а твердый остаток - в технологическую топку 5.



1 - аэрофонтанная сушилка; 2 - циклон сухого сланца; 3 - циклон теплоносителя; 4 - байпас;
5 - технологическая топка; 6 - пылевая камера; 7 - реактор; 8 - смеситель; 9 - зольный
теплообменник; 10 - котел-утилизатор; 11 – зольный циклон; 12, 13 - шнековые питатели

Рисунок 1 - Технологическая схема термической переработки топлива на установке УТТ-3000:

В топке осуществляют дожиг твердого остатка и нагрев золы, используемой в дальнейшем в качестве твердого теплоносителя. Для этого в нижнюю часть топки подают воздух, который служит также для транспортирования золы по тракту. Часть ее через байпас 4 направляют в циклон 3 и далее в смеситель 8 для нагревания сухого сланца. Остальное количество (избыток) золы через циклон 11 подают в зольный теплообменник 9 для нагревания воздуха, поступающего в котел-утилизатор 10. Охлажденная зола выводится из цикла.

Дымовые газы дожигаются в котле-утилизаторе в потоке воздуха, нагретого до 440°C , температура горения при этом составляет 880°C . Топочные газы после котла-утилизатора направляются в сушилку сырого сланца 1. Отходами производства являются дымовые газы с температурой до 150°C (из циклона 2) и зола из теплообменника 9.

Принцип работы УТТ предлагаемого нами варианте будет основан на высокоскоростном термическом разложении (пиролизе) органической части бурого угля при нагревании его в реакторе без доступа кислорода до 450°C градусов во время перемешивания с твердым теплоносителем - БПК. При разложении органической части бурого угля выделяется углеводородная парогазовая смесь, сжигаемая для получения тепло- и (или) электроэнергии и БПК, часть которого отводится в виде готового продукта. На рисунке 2 приведен общий вид установки УТТ-3000



Рисунок 2 - Общий вид установки УТТ-3000
(действующая по настоящее время установка в Эстонии г. Нарва)

Уверенность авторов настоящего проекта в его осуществимости базируется на результатах многолетних исследований, выполненных Энергетическим институтом имени Кржижановского (ЭНИН, Москва) и Восточным углехимическим научно-исследовательским институтом (ВУХИН, Екатеринбург, Новокузнецк) по полукоксованию бурых углей Канско-Ачинского бассейна с использованием установок с твердым теплоносителем. Прежде всего, это пилотная установка на ТЭЦ-4 (г. Тверь), перерабатывавшая четыре тонны в час угля. В длительных (10-20 суток) испытаниях были отработаны основные технологические режимы. Проведены балансовые замеры, определены выходы и составы всех получаемых продуктов. Термический КПД процесса составил 92-95%. В промышленном масштабе процесс реализован на установке Красноярского металлургического завода «Сибэлектросталь», перерабатывающей шесть тонн бурого угля в час. Всего на установках в г.г. Тверь и Красноярск было переработано 100 000 тонн бурого угля Канско-Ачинского бассейна [3].

На опытно-промышленной установке термоконтактной переработки углей в кипящем слое (ТККУ) производительностью четыре тонны бурого угля в час (ТЭЦ им. В.В. Куйбышева, г. Екатеринбург) ЭНИНом и ВУХИНом в длительных испытаниях (около трех лет) отработан процесс получения зернистых и порошкообразных сорбентов из бурых и каменных углей [3].

Выполненные расчеты и наш опыт показывают, что основные параметры, реализованные в этих процессах (температура теплоносителя (800°C), температура БПК (400°C) и время пиролиза 15-20 минут) могут быть достигнуты на установке УТТ-3000. При этом детально изучено изменение технологических свойств бурых углей в процессе их переработки и характеристики получаемого основного продукта – БПК, разработаны параметры процессов складирования используемых материалов.

Учитывая многолетний успешный опыт эксплуатации оборудования установки УТТ-3000, тот факт, что принципиальных изменений в работе оборудования не планируется, а технологические параметры полукоксования будут корректироваться методами режимной наладки, процесс сжигания газопаровой смеси не должен вызвать особых сложностей (он был решен еще в 1980-х годах применительно к пуску промышленной установки ЭТХ-175) можно, по нашему мнению, рекомендовать процесс к внедрению [2,3].

Основные технологические параметры получения БПК показаны в таблице 3.

Таблица 3 - Основные технологические параметры получения БПК

Общее потребление угля:	
Расход угля, тыс. т/год	3000
Теплосодержание угля (3700 ккал/кг), миллионов Гкал/год	11,1
Производство энергетической продукции:	
Теплоэнергия, миллионов Гкал/год	4,3
Производство буроугольного полукокса:	
Теплосодержание производимого полукокса (6900 ккал/кг), миллионов Гкал/год	4,9
Выход кокса, тыс. т/год	1300
Удельный расход угля, тонн/т кокса	2,25
Всего полезной продукции (100%), миллионов Гкал/год	9,2
в том числе:	
горячая вода (46,7%), миллионов Гкал/год	4,3
теплосодержание полукокса (53,3%), миллионов Гкал/год	4,9
Энергетический КПД производства в целом	83 %

В состав типового энерготехнологического комплекса входят три установки с твердым теплоносителем УТТ-3000 для получения буроугольного полукокса, тепло- и электроэнергии, установка для приема и хранения бурых углей и угля марки ТР, установки для приготовления и отгрузки продукта пилеугольного топлива.

Сырье для производства БПК - бурый уголь – на первом этапе может приобретаться на разрезе Березовском. На втором этапе целесообразна организация добычи бурого угля на разрезе Барандатского месторождения Кемеровской области. БПК крупностью 0-0,25мм может отгружаться потребителям в виде смесей с мелкими классами каменных углей.

Основные физико-химические свойства БПК приведены в таблице 4.

Таблица 4 - Физико-химические свойства БПК [3,4]

Показатели	Значение
Технический анализ, %:	
W ^a (влага аналитическая)	1,17
A ^d (зольность на сухую массу)	8,59
V ^{daf} (выход летучих веществ на горючую массу)	8,31
S ^d (сод. серы на сухую массу)	0,12
P ^d (сод. фосфора на сухую массу)	0,003
Элементный анализ, на горючую массу, %:	
C (содержание углерода)	90,85
H (содержание водорода)	1,97
O (содержание кислорода)	6,16
S (содержание серы)	0,13
Теплота сгорания, ккал/кг–	
Высшая (Q ^{daf} _s)	7760
Низшая (Q ^f _i)	6908
Реакционная способность по CO ₂ при 1000°C, см ³ /г·с	6,48
Плотность, г/см ³ :	
действительная	1,846
кажущаяся	0,924
Пористость, %	49,9
Общий объем пор, см ³ /г	0,540
Структурная прочность, %	3,2

Предложенная технология позволяет получить не только тепло- и (или) электроэнергию (при сжигании углеводородной парогазовой смеси), но и БПК, на основе которого может быть организовано производство следующих видов продукции [2, 3]:

1) полупродукт пылеугольного топлива (ПУТ) для доменных печей или энергогенерирующих установок с использованием БПК;

2) пластические формовки на основе БПК в качестве:

– составной части шихты для коксования;

– высокорекреационного бездымного топлива для коммунально-бытовых и технологических нужд;

– углеродистого восстановителя для ферросплавной промышленности.

Реализация предложенного проекта имеет следующие достоинства:

– получение высококачественного продукта, сбыт которого в течение ближайших 4-5 лет составит как минимум 5-7 миллионов тонн только в качестве компонента пылеугольного топлива (не менее перспективным является использование его в качестве компонента шихты для коксования, экологически чистого энергетического топлива);

– отрицательная себестоимость БПК вследствие низкой стоимости сырья и большого количества выделяющихся попутно тепло- и (или) электроэнергии;

– снижение удельного расхода топлива на выработку тепло- и (или) электроэнергии на 10-15 %;

– уменьшение выбросов вредных веществ на выработку единицы тепло- и (или) электроэнергии на 20-30 %.

Достоинства использования БПК в качестве компонента ПУТ обосновываются следующим образом [3,4]. Максимальный расход ПУТ ограничивается для углей с высоким выходом летучих веществ повышенным эндотермическим эффектом их разложения, а для углей с низким выходом летучих веществ – возрастанием неполноты газификации угольных частиц за время их пребывания в фурменной зоне. Применение БПК в качестве инициатора зажигания эффективно с точки зрения экономики кокса, так как он имеет более низкий выход летучих веществ, к тому же состоящих в основном из СО и Н₂, являющихся восстановителями (рисунок 3).

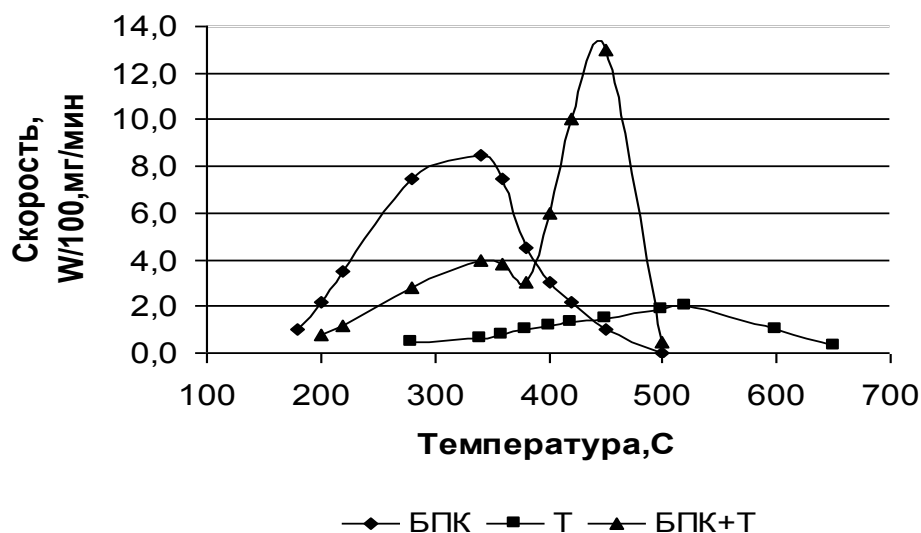


Рисунок 3 – Влияние температуры на скорость окисления кислородом БПК и угля марки Т.

Использование ПУТ, состоящего из БПК и тощего угля [4] в равной пропорции, позволит повысить производительность доменного производства на 7,5 %, снизить расход доменного кокса до 330 кг на одну тонну чугуна или на 23,4 %, полностью исключив при этом подачу природного газа, снизить себестоимость чугуна на 8,8 %. Угольная пыль может заместить в доменной печи 100% природного газа и 20-40 % кокса, существенно улучшить технико-экономические показатели процесса, а стоимость строительства установки вдувания в 4 раза меньше, чем строительство коксовой батареи производительностью заменяемого ПУТ кокса. На 4,1% сокращается подача кислородного дутья и, вследствие высокой основности золы БПК, подача флюсов может быть сокращена на 60-80% или не понадобиться вовсе.

Исследование процессов полукоксования конкретных бурых углей, оценка технологических свойств полученного БПК, жидких и газообразных продуктов полукоксования, составление материального баланса, проектирование УТТ-3000, установок для получения пластических формовок на основе БПК, для приготовления полупродукта ПУТ, разгрузки, подготовки сырья, отгрузки готовой продукции и выполнение пуско-наладочных работ может быть осуществлено ВУХИном (Екатеринбург, Новокузнецк), НТЦ «Экосорб» (Москва), ЭНИНом (Москва), Атомэнергопроект (Санкт-Петербург).

Основные экономические показатели проекта: общая стоимость проекта – 120 млн. долларов США; срок выполнения проекта (с начала получения финансирования до вывода установки на проектный режим) – 30 месяцев; дисконтированный период окупаемости 28 месяцев с начала серийного производства.

Библиографический список

1. Школлер М.Б. О развитии углеперерабатывающей промышленности в Кузбассе / М.Б. Школлер, Ю.Е. Прошунин // ТЭК и ресурсы Кузбасса. – 2001. – №2. – С. 142 – 155.
2. Прошунин Ю.Е. Уголь в высоких технологиях. О кластерном подходе к формированию стратегии социально-экономического развития Кузбасса / Ю.Е. Прошунин, М.Б. Школлер// Металлы ЕВРАЗИИ.– 2007.– №2.– С. 46 – 47.
3. Школлер М.Б. Полукоксование каменных и бурых углей/ М.Б. Школлер.– Новокузнецк: Инженерная академия России, Кузбасский филиал, 2001.– 235 с.
4. 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 топливо – альтернатива природному газу при выплавке чугуна. Труды Международной научно-технич. конф. 18-21 декабря 2006. – Донецк, 2006. – С. 144 – 151.

ЭМИССИЯ ПАУ ИЗ САМООБЖИГАЮЩИХСЯ АНОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ

Минцис М.Я., Галевский Г.В.

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

Аннотация: Проанализированы источники эмиссии ПАУ с поверхности анодов Содерберга алюминиевых электролизеров и предложены меры по их минимизации.

Ключевые слова: электролитическое производство алюминия, самообжигающийся анод, полиароматические углеводороды, эмиссия.

ISSUE OF PAU FROM SELF-BURNING ANODES BY ALUMINIUM PRODUCTION

Mintsis M.Ya., Galevsky G.V.

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

Abstract: Sources of issue PAH from a surface of anodes Soderberg are analyzed, and measures of their minimization are offered.

Keywords: electrolytic aluminum production, the self-burning anode, polyaromatic hydrocarbons, issue.

В алюминиевой промышленности основным источником эмиссии смолистых веществ, в которых содержатся различные ПАУ, является каменноугольный пек, используемый в качестве связующего вещества при производстве анодной массы, из которой формируется анод Содерберга. Каменноугольный пек, используемый в производстве анодной массы (ГОСТ 10200-83), содержит 53-62 % летучих (смолистых) веществ которые представляют собой сложную смесь органических соединений, значительную долю которых составляют ПАУ.

Контролирующие органы США выделили 129 наиболее опасных соединений [1], а 16 из них являются наиболее токсичными, способными воздействовать на хромосомный аппарат клетки, а также их индекс генотоксичности (ИКИ). Существуют несколько способов определения токсичности ПАУ, но в большинстве методик токсичность конкретного вида ПАУ сравнивают с токсичностью бенз(а)пирена (БаП), значение которой принято за единицу [1].

Из-за чрезвычайно малых концентраций ПАУ в атмосферном воздухе, для определения содержания каждого вида ПАУ необходима уникальная аналитическая аппаратура, которой отечественные алюминиевые заводы не располагают. Поэтому регулярный мониторинг этих выбросов не проводится, а периодический контроль ограничивается разовыми замерами суммарного количества ПАУ в атмосфере, который проводят специализированные организации.

Значительная часть смолистых соединений выделяется через аэрационные фонари электролизных корпусов, и попадает в окружающее пространство без очистки и, несмотря на низкую концентрацию ПАУ в фонарных газах, их вклад в суммарные выбросы является доминирующим [1].

Снижение эмиссии ПАУ может быть обеспечено лишь в том случае, если отчетные данные о выбросах, на основе которых разрабатываются меры по снижению выбросов ПАУ, адекватно отражают действительное состояние дела. Анализ же действующей методики по определению выбросов [3] показал, что она нуждается в совершенствовании, так как расчеты, проведенные на ее основе, дают заниженные результаты, далекие от фактического состояния дела.

В соответствии с этой Методикой у электролизеров с самообжигающимися анодами с верхним токоподводом в процессе электролиза смолистые вещества, образующиеся при коксовании анодной массы, выделяются в атмосферу корпуса электролиза при перестановке анодных штырей и под колокольный газосборник. Таким образом, Методика не учитывает выбросы смолистых веществ с поверхности анода в период между перестановками штырей, с чем согласиться нельзя по следующим причинам.

Температура плавления, по крайней мере, шести из 16 наиболее токсичных ПАУ, ниже тем-

пературы поверхности анода, которая составляет около 150-160 °С, поднимаясь в летнее время значительно выше.

Еще в 1959 г. М.И. Аликойводич [4] установил, что при температуре 100 °С, выход смолистых соединений с поверхности анода БТ достигает 10 г/м²·ч, а при повышении температуры до 190 °С их количество увеличивается в 12 раз.

Проведенные авторами лабораторные исследования [5] показали, что при содержании связующего в массе около 25 % при температуре 100 °С выход летучих веществ составляет 1,32–2,48 кг/т Al, а при температуре 190 °С эмиссия возрастает до 14,7–45,7 кг/т Al.

В работе М. Сорлье [6], в частности, показано, что с увеличением температуры поверхности анода Содерберга со 140 до 185 °С скорость эмиссии общих ПАУ, в том числе и БаП возрастает в 10 раз. Таким образом, общая эмиссия смолистых веществ с поверхности анода достигает до 50 % от их содержания в анодной массе, то есть 40-50 кг/т Al.

Работы по снижению выбросов ПАУ в окружающую среду заводами и специализированными НИИ ведутся постоянно. К настоящему времени предложено несколько способов [2] снижения выбросов ПАУ: применение алюминиевых ребер для увеличения отвода тепла от анода, использование сухой анодной массы, применение пека с более высокой температурой размягчения, увеличение высоты анодного кожуха, создание коллоидного анода и пр. Каждое из предлагаемых мероприятий в той или иной мере может обеспечить снижение эмиссии ПАУ, а некоторые из них нашли применение в производстве. Однако заметного снижения эмиссии ПАУ не произошло и предложенные меры этого обеспечить не могут.

Радикальное снижение эмиссии ПАУ может быть обеспечено только заменой анодов Содерберга на обожженные аноды, но затраты на эту модернизацию в масштабах отрасли составляют десятки миллиардов долларов, и поэтому такая модернизация становится более чем проблематичной.

Наиболее реально уменьшить эмиссию ПАУ можно путем снижения температуры поверхности анода до 100-110 °С, что сократит расход массы и повысит качество анода.

В ряде отраслей цветной металлургии широко используется метод испарительного охлаждения, при котором теплообменным агентом является вода. Действительно, вода обладает самой большой скрытой теплотой испарения – при атмосферном давлении и при температуре 100 °С она составляет 2256,25 кДж/кг. У всех остальных веществ и химических элементов скрытая теплота испарения практически на порядок меньше.

Поэтому достаточно реальным представляется способ охлаждения поверхностного слоя анода Содерберга путем нанесения на его поверхность мелкодисперсных капель воды (водяного тумана), которая, для своего испарения отнимет тепло у анода и снизит температуру его поверхности. Для количественной оценки предлагаемого способа охлаждения определим удельную потребность воды.

Плотность анодной массы при температуре 200 °С равна около $d_{ам} = 1,5 \text{ г/см}^3$ (1,5 т/м³) [7]. Объем (V , м³) слоя массы площадью 1 м² и толщиной 5 см (0,05 м) составит 0,05 м³, а его масса (вес) ($P_{ам}$) равна:

$$P_{ам} = 1,5 \cdot 0,05 = 0,075 \text{ т} = 75 \text{ кг.}$$

При температуре поверхности массы $T = 150 \text{ °С}$ и удельной теплоемкости $C_{ам} = 1,8 \text{ кДж/кг} \cdot \text{°С}$, теплосодержание этого количества массы $Q_{ам}$ (кДж), составит:

$$Q_{ам} = 75 \cdot 1,8 \cdot 150 = 20250 \text{ кДж.}$$

Для снижения температуры этого слоя анода до 100 °С необходимо отнять у этого объема треть накопленного тепла, то есть 6750 кДж. Для нагрева до 100 °С и испарения 1 кг воды необходимо затратить около 2672 кДж. Следовательно, для снижения температуры 75 кг поверхности анода на 50 °С достаточно испарить только $6750/2672 = 2,53 \text{ кг}$ воды. Такое количество воды достаточно для снижения температуры 1 м² поверхности анода до 100 °С. Однако при отборе тепла в верхний слой анода будет поступать тепло из нижних слоев анода.

Из-за низкого значения коэффициента теплопроводности λ (1,5 Вт/м·°С = 5,4 кДж/м·ч·°С) и разности температур между охлаждаемым и прилегающим к нему нижним слоем t , которую принимаем равной 50 °С, в течение каждого часа в охлаждаемый слой массы поступает около 3600 кДж тепла, для отвода которой потребуется расходовать воду в количестве $3600/2672 = 1,34 \text{ л/м}^2$. При площади анода электролизера типа С8БМ равной 24 м², расход воды составит около $24 \cdot 1,34 = 32,3 \text{ л/ч}$.

Приведенные соображения являются ориентировочными, так как не учитывают наличия в аноде теплопроводящих штырей, а также того обстоятельства, что теплоемкость и теплопроводность

массы может меняться в довольно широких пределах. Безусловно, более точные данные могут быть получены лишь при проведении промышленных испытаний.

При установке в корпусе электролиза 90 электролизеров, которые обеспечивают суммарную производительность алюминия около 4750 кг/ч, ежедневно необходимо будет испарять $32,3 \cdot 90 = 2907$ л ($2,9 \text{ м}^3$) воды, или около 612 л/т алюминия. Испаряясь, это количество воды образует около 3000 $\text{нм}^3/\text{ч}$ пара. По данным [8], количество вентиляционного воздуха, подаваемого в корпус, оборудованный электролизерами Содерберга ВТ, составляет $(1,8-2,0) \cdot 10^6 \text{ нм}^3/\text{т. алюминия}$. Следовательно, в течение часа объем вентиляционного воздуха составит около $9 \cdot 10^6 \text{ нм}^3$. В этом случае объем водяного пара, образующегося при охлаждении анода, составит только $(3000/9 \cdot 10^6) \cdot 100 = 0,03 \%$ от общего объема вентиляционного воздуха, который, по-видимому, не может оказать заметного влияния на замерзание водяного пара в зимнее время года.

Разработка устройства и схемы управления этим устройством может быть начата только после проведения промышленных испытаний предложенного способа. Однако экономичность этого способа дают основания надеяться, что значительные сложности, которые непременно возникнут при создании промышленной установки для охлаждения анода парообразованием, будут успешно преодолены.

Библиографический список

1. Куликов Б.П. Переработка отходов алюминиевого производства / Б.П. Куликов, С.П. Истомин. – Красноярск: Классик-Центр, 2004. – 477 с.
2. Электролизер с самообжигающимся анодом. Проблемы и перспективы / Информ. бюлл. № (8) 14. – СПб.: НТЦ РУСАЛа, 2001. – С. 29-43.
3. Расчетная инструкция (методика) по определению состава и количества вредных (загрязняющих) веществ, выбрасываемых в атмосферный воздух при электролитическом производстве алюминия. Утверждена Приказом Федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору от 31.03.2005 № 182.
4. Аливойводич М.И. Технология анода алюминиевых ванн с боковым подводом тока / М.И. Аливойводич // Цветные металлы. – 1959. – № 12. – С. 42-47.
5. Минцис М.Я. О выбросах ПАУ из анодов Содерберга с верхним подводом тока / М.Я. Минцис // ТЭВ. – Красноярск: РУСАЛ, 2006. – № 16. – С. 3-5.
6. Сорлье М. ПАУ и выбросы паров пека с поверхности анода Содерберга/ М. Сорлье // ТЭВ. – Красноярск: РУСАЛ, 2005. – № 11. – С. 33-37.
7. Коробов М.А. Самообжигающиеся аноды алюминиевых электролизеров/ М.А. Коробов, А.А. Дмитриев. – М.: Металлургия, 1972. – 207 с.
8. Технологические и экономические аспекты модернизации электролизеров с анодом Содерберга: материалы междунар. конф. "Алюминий Сибири-2007". – Красноярск: [б. и.], 2007. – 29 с.

УДК 669.713.7:66.074

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ГАЗООЧИСТНЫХ УСТАНОВОК ОК РУСАЛ ДЛЯ ОЧИСТКИ ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ ОТ ЭЛЕКТРОЛИЗЁРОВ С САМООБЖИГАЮЩИМСЯ АНОДОМ

**Григорьев В.Г., Тепикин С.В., Шемет А.Д., Высотский Д.В.,
Кузаков А.А., Тенигин А.Ю.**

**АО «СибВАМИ»,
г. Иркутск, Российская Федерация, Aleksey.Shemet@rusal.com**

Аннотация: Специалистами АО «СибВАМИ» и ООО «РУСАЛ ИТЦ» разработаны технологические и конструкторские решения газоочистной установки для отходящих газов от электролизёров с самообжигающимся анодом. Технология очистки основана на «сухой» адсорбции глинозёмом фтористых соединений из отходящих газов, поступающих на газоочистку. Экологический и экономический эффект данной газоочистной установки - уменьшении расхода фтористых солей, уменьшения выбросов загрязняющих веществ в атмосферу и отходов, уменьшение платы за размещение отходов в шламонакопителях.

Ключевые слова : «сухая» газоочистная установка ОК РУСАЛ, отходящие газы от электролизёров, адсорбция, фторированный глинозём, реакторы-адсорберы, рукавный фильтр.

TECHNICAL SOLUTIONS ADOPTED FOR GAS TREATMENT UNITS AT UC RUSAL TO REMOVE EXHAUST GASES FROM PRE-BAKED POTS

Grigoryev V., Tepikin S., Shemet A., Vysotsky D. Kouzakov, A. A., Tanygin A. Yu.

AO SibVAMI,
Irkutsk, Russia, Aleksey.Shemet@rusal.com

Synopsis: Specialists from AO SibVAMI and OOO RUSAL ETC developed technical and design solutions for gas treatment units to remove exhaust gases from pre-baked pots. The gas treatment technology is based on dry absorption by alumina of fluorine compounds in pot gases that are sent for treatment. The environmental and economic effects of the solutions are reduction of consumption of fluorine salts, reduction of air emissions and waste generation, reduction of payments for placement of waste in waste reservoirs.

Key words: dry gas treatment units, pot gases, exhaust gases, absorption, fluorinated alumina, absorption reactors, bag filters.

Введение

На сегодняшний день на алюминиевых заводах в электролизных корпусах для очистки газов отходящих от электролизёров с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода применяются два метода очистки электролизных газов от фтористого водорода. Это абсорбционная «мокрая» очистка отходящих газов с применением в качестве абсорбента водного раствора кальцинированной соды (Na_2CO_3) и адсорбционная «сухая» очистка с применением в качестве адсорбента окиси алюминия (глинозема).

К преимуществам метода «сухой» адсорбционной очистки по сравнению с «мокрой» следует отнести:

- более высокую эффективность улавливания фтористых соединений, пыли и смолистых веществ;
- отсутствие гидрохимических переделов, растворопроводов, шламонакопителей и затрат на их обслуживание;
- более высокий процент использования уловленных фтористых соединений в электролизном производстве за счёт их прямого возврата вместе с глинозёмом.



Рисунок 1 – Сухая газоочистная установка ОК РУСАЛ.

Цели и задачи

На алюминиевых заводах ОК РУСАЛ за последние три десятилетия были возведены газоочистные установки «сухого» типа (далее СГОУ) следующих разработчиков и поставщиков: АО «РУСАЛ ВАМИ», «Fives Solios» (Франция), «Alstom Power» (Норвегия), «Dantherm» (Германия).

Данные газоочистные установки обеспечивали эффективную очистку электролизных газов от загрязняющих веществ. Однако принятые технические решения отличались друг от друга, а кроме того каждая технология очистки отходящих газов имела свои ограничения:

- повышенный износ газоочистного оборудования при использовании мучнистого высокоабразивного глинозёма;
- выход из строя газоочистного оборудования при низких температурах окружающего воздуха;
- недостаточная теплоизоляция фильтров;
- необходимость полной остановки газоочистного оборудования при любых видах ремонта (текущего/планового);
- зависимость от оригинальных импортных комплектующих газоочистного оборудования;
- снижение срока службы СГОУ из-за конструктивных особенностей основного технологического оборудования;
- большая площадь размещения СГОУ на территории завода;
- высокие капитальные затраты на строительство СГОУ.

Для снижения уровня выбросов загрязняющих веществ, конструктивной оптимизации СГОУ, снижения капитальных затрат на их строительство и с перспективой дальнейшего оснащения алюминиевых заводов «сухими» газоочистками возникла необходимость в разработке «сухой» газоочистки собственной конструкции – создание модульной установки «сухой» газоочистки для технического перевооружения серий электролиза, оснащённых электролизёрами с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода.

Существующее положение

В настоящее время очистка газов, отходящих от электролизёров с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода, осуществляется по «мокрой» схеме, разработанной в конце семидесятых годов прошлого столетия.

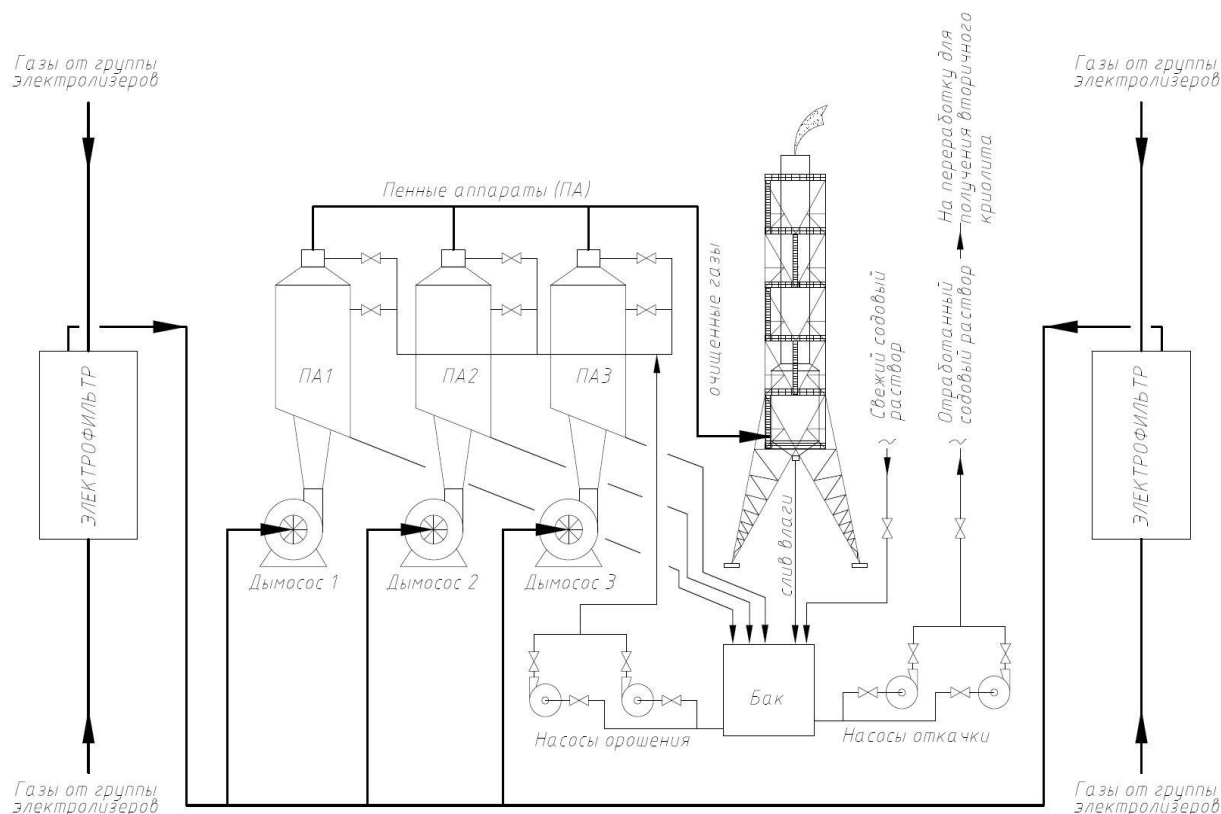


Рисунок 2 – Технологическая схема «мокрой» газоочистной установки

С течением времени газоочистное оборудование физически и морально устарело, что сказалось на снижении эффективности очистки отходящих газов от электролизёров. Многолетний опыт эксплуатации газоочистного оборудования «мокрых» газоочистных установок очистки газов в производстве алюминия выявил целый ряд технологических и эксплуатационных проблем, наличие которых не позволяет обеспечить высокие показатели коэффициентов полезного действия (далее КПД) и коэффициентов полезного использования (далее КПИ) газоочистного оборудования при очистке отходящих электролизных газов.

Технология очистки электролизных газов методом «сухой» адсорбции на предприятии объединённой компании РУСАЛ применяется на Уральском, Иркутском, Новокузнецком, Саяногорском алюминиевых заводах по технологии получения алюминия на электролизёрах с обожжёнными анодами. «Сухая» очистка отходящих газов от электролизёрах с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода применяется так же и на Братском и Волгоградском алюминиевых заводах. Основное технологическое оборудование в составе газоочистного модуля – реактор-адсорбер и рукавный фильтр при работе на мучнистом типе глинозёма, обладает повышенным сроком службы и высокими показателями эффективности очистки газов удаляемых от электролизёров.

При принятии технологических решений газоочистной установки ОК РУСАЛ учитывался передовой опыт отечественных и зарубежных поставщиков газоочистного оборудования. Разработанная АО «СибВАМИ» газоочистная установка «сухого» типа не уступает лучшим зарубежным аналогам.

Технологическая схема «сухой» газоочистной установки ОК РУСАЛ для очистки отходящих газов от электролизёров с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода.

В основе газоочистных установок ОК РУСАЛ лежит способ адсорбции фтористого водорода окислом алюминия (глинозёмом), осуществляемый посредством двухступенчатой очистки в двух симметрично расположенных газоочистных модулях, запатентованной АО «СибВАМИ» конструкции. Каждый газоочистной модуль состоит из реактора газоочистного (далее РГ), представляющего собой трубу Вентури, переходного патрубка (входящего в состав реактора) и рукавного фильтра (далее тип ФР) с системой импульсной регенерации фильтровальных рукавов. Данная установка используется для очистки отходящих газов электролизного производства алюминия от фтористого водорода и других загрязняющих веществ со степенью очистки свыше 99% и с возвратом адсорбционного материала (фторированного глинозёма) в электролизёры в качестве сырья для получения алюминия.

Далее представлена схема движения очищаемых («грязных») газов, отходящих от электролизёров, в блоке СГОУ. По подводящему газоходу к СГОУ «грязные» газы распределяются симметрично на два газоочистных модуля. Проходя через гидравлический пережим реактора - горловину, очищаемые газы в повышенном скоростном режиме попадают в нижнюю часть реактора, где смешиваются с адсорбентом, подаваемым через течку в газовый поток над горловиной реактора. При контакте газа с частицами адсорбента, начинается процесс адсорбции «грязных» газов в корпусе реактора – это является первой ступенью очистки газов. Затем пылегазовая смесь направляется по переходному патрубку реактора, в котором снижается скорость движения пылегазового потока, и попадает во входной патрубок рукавного фильтра типа ФР. Тем самым, пылегазовый поток проходит дополнительное расстояние для увеличения времени контакта с адсорбентом. Далее пылегазовый поток попадает в камеру «грязного» газа, где происходит значительное падение скорости и крупные фракции адсорбента осаждаются в бункерной части фильтра, а мелкая фракция адсорбента равномерно распределяется по фильтровальным рукавам. «Грязный» газ при прохождении снаружи внутрь фильтровальных рукавов очищается от фтористых соединений и электролизной пыли. На фильтровальных рукавах происходит заключительная стадия адсорбции – это вторая ступень очистки отходящих от электролизёров газов. При срабатывании системы импульсной регенерации фильтра адсорбент, насыщенный соединениями загрязняющих веществ, осевший на наружной поверхности фильтровальных рукавов, стряхивается и попадает в бункерную часть фильтра. Очищенный газ поступает в камеру «чистого» газа и затем выводится в газоход «чистого» газа через выходной патрубок рукавного фильтра, под действием разрежения создаваемого тягодутьевыми машинами (ТДМ). Газоочистная установка ОК РУСАЛ имеет возможность полного резервирования основного технологического газоочистного оборудования с обеспечением кратковременной работы на одном газоочистном модуле.

Далее представлена технологическая схема транспортировки адсорбента. Газоочистная установка ОК РУСАЛ имеет симметричную систему транспорта адсорбента (глинозёма) внутри газоочистки. Чистый адсорбент поступает из силоса чистого глинозёма по следующей технологической линии: дозирование необходимого количества глинозёма посредством секторного питателя, очистка адсорбента от механических и посторонних включений происходит на вибросите и транспортировка аэрожелобом до распределительной коробки. В распределительной коробке происходит разделение в равных частях общего количества адсорбента по газоочистным модулям СГОУ. Выгрузка из распре-

делительной коробки происходит по трубам в глинозёмные коробки для смешивания с рециркуляционным адсорбентом (фторированным глинозёмом). Далее по течкам, под действием разрежения создаваемого в модулях СГОУ ТДМ, глинозём попадает в реакторы-адсорберы типа РГ. Прореагировавший адсорбент (фторированный глинозём), осевший в результате срабатывания системы импульсной регенерации фильтровальных рукавов, выводится из бункерной части фильтра в бункер фторированного глинозёма аэродорожками. За счёт конструктивных особенностей бункера фторированного глинозёма происходит распределение отработанного адсорбента. Часть фторированного глинозёма возвращается в электролизёры в виде сырья. Другая часть посредством дозирования секторными питателями транспортируется по трубам до глинозёмных коробок. Затем отправляется на рециркуляцию адсорбента в газоочистные модули СГОУ для повышения эффективности очистки электролизных газов. Газоочистная установка ОК РУСАЛ имеет линии резервной подачи адсорбента как на газоочистные модули, так и обратно в корпуса электролиза аэротрубами из силоса «чистого» глинозёма в бункер фторированного глинозёма. Для бесперебойной работы СГОУ без потери производительности по объёмам очищаемых газов при аварийных остановках оборудования линии подачи «чистого» глинозёма на газоочистные модули «чистый» адсорбент из бункера фторированного глинозёма по линиям рециркуляции подаётся на реакторы-адсорберы.

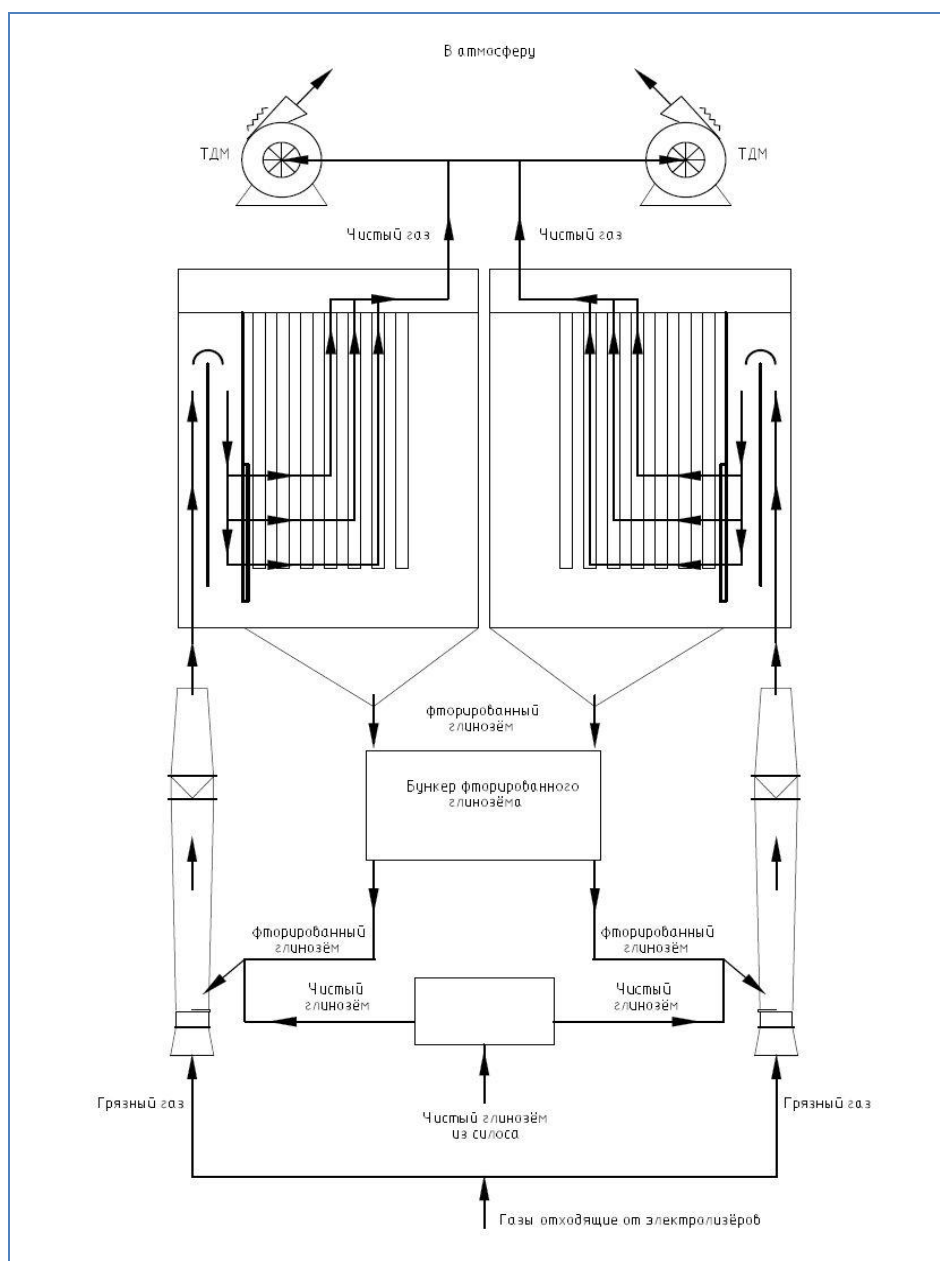
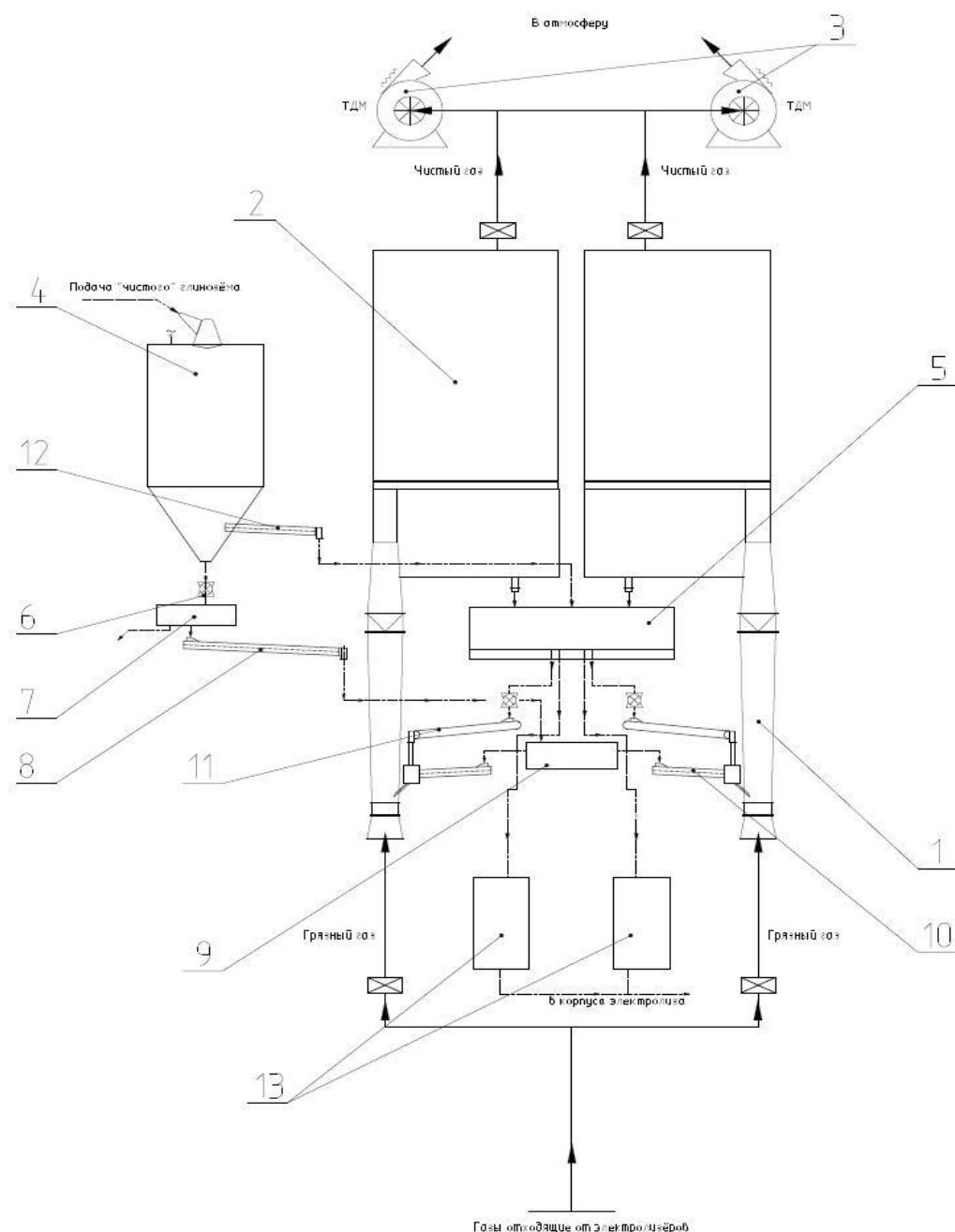


Рисунок 3 – Схема движения газов

Газоочистная установка ОК РУСАЛ выполнена в энергосберегающих конструкциях из металлического каркаса обшитого сэндвич-панелями, отапливаемого за счёт рекуперации тепла очищаемых

мых газов. СГОУ оснащается автоматической системой управления технологическим процессом – АСУТП «Газоочистка», позволяющей осуществлять контроль и управление процессом «сухой» очистки в автоматическом режиме. Также вести постоянный мониторинг качества очистки электролизных газов на выходе из рукавных фильтров, по остаточным концентрациям загрязняющих веществ в выбрасываемых в атмосферу газах.



1 – Реактор типа РГ; 2 – Фильтр типа ФР; 3 – ТДМ; 4 – Силос “чистого” глинозёма; 5 – Бункер фторированного глинозёма; 6 – Секторный питатель; 7 – Вибросито; 8 – Аэрожелоб “чистого” глинозёма; 9 – Распределительная коробка; 10 – Аэротруба “чистого” глинозёма в реактор; 11 – Аэротруба рециркуляции фторированного глинозёма; 12 – Аэротруба аварийный “чистого” глинозёма; 13 – Пневмокамерные насосы.

Рисунок 4 – Схема технологическая СГОУ ОК РУСАЛ

Заключение

Технологические решения газоочистных установок ОК РУСАЛ для очистки отходящих газов от электролизёров с самообжигающимся анодом верхнего токоподвода представляет собой перспективную технологию, обладающую высокой эффективностью по очистке отходящих газов от загрязняющих и вредных веществ. Одновременно позволяют возвращать отработанный глинозём (адсор-

бент) насыщенный фтористыми солями (фторированный глинозём) обратно в производство алюминия. При проектировании технологического газоочистного оборудования используются новые разработки с современной системой автоматизации и мониторинга качества очистки электролизных газов. Применение аварийных линий и возможностей резервирования оборудования позволяют полностью контролировать процесс из операторской, уменьшая время простоя газоочистного оборудования при аварийных ситуациях. Симметричная схема распределения отходящих от электролизёров газов и транспортировки адсорбента внутри блока СГОУ сокращает затраты на покупку дополнительных единиц оборудования. Создавая временный резерв на период замены фильтровальных рукавов или выполнения ремонтных работ, обеспечивает наименьшие площади размещения основного газоочистного оборудования в блоках СГОУ и габаритов застройки. Исполнение газоочистной установки в энергосберегающих конструкциях и использования рекуперации тепла электролизных газов от газоочистного оборудования позволяет максимально снизить риски выхода оборудования из строя при отрицательных температурах в зимний период.

Данная газоочистная установка перспективна в применении при реконструкции действующих и строительстве новых газоочистных установок на заводах отечественного производства алюминия.

С целью улучшения экологических и технико-экономических показателей работы при эксплуатации газоочистной установки ОК РУСАЛ необходимо обеспечение комплексного подхода к вопросу экологии на алюминиевых заводах. Реализация мероприятий по оптимизации технологического процесса электролиза с самообжигающимся анодом со снижением выбросов в корпусах электролиза. Таких как установка систем централизованной раздачи глинозёма, автоматической подачи глинозёма, повышение КПД укрытия электролизёров для улучшения газоудаления.

На стадии разработки проектной документации СГОУ для 3 серии электролиза Иркутского алюминиевого завода специалистами АО «СибВАМИ» была выполнена санитарно-гигиеническая оценка воздействия на окружающую среду. Ожидаемый экологический эффект от внедрения «сухой» газоочистки:

- сокращение суммарных выбросов вредных загрязняющих веществ за счёт увеличения степени очистки в СГОУ более 99 % (существующее ГОУ 95%) составит 96,6%
- уменьшение платы за суммарные выбросы загрязняющих веществ от газоочистного оборудования 3 серии -99,3 %.

Проектная документация строительство «сухой» газоочистной установки для 3 серии электролиза Иркутского алюминиевого завода получила положительные заключения государственной экспертизы и государственной экологической экспертизы.

Библиографический список

1. Галевский Г.В., Кулагин Н.М., Минцис М.Я. «Экология и утилизация отходов в производстве алюминия». – Новосибирск, «Наука», 1997г.
2. Буркат В.С., Друкарев В.А. «Сокращение выбросов в атмосферу при производстве алюминия». – Санкт-Петербург, 2005г.
3. Ужов В.Н., Вальдберг А.Ю., Мягков Б.И., Решидов И.К. «Очистка промышленных газов от пыли». – Москва, «Химия», 1981.

УДК 662.9 (083)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ГОРЕЛКЕ СО ВСТРОЕННЫМ РАДИАЦИОННЫМ РЕКУПЕРАТОРОМ

Стерлигов В.В., Старикова Д.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, schadrintseva.darya@yandex.ru*

Аннотация: Излагается идея, конструкция и исследования горелки нового типа для разогрева сталеразливочных ковшей. На физической модели, созданной на основе положений теории подобия, были определены рабочие характеристики плоскоструйной горелки со встроенным радиационным рекуператором. Были получены данные по аэродинамике и теплопередаче при подогреве воздуха.

Ключевые слова: плоскоструйная горелка, режим теплообмена, рекуперация, физическая модель, теория подобия, радиационный рекуператор.

MODELING OF THERMAL PROCESSES ON THE BURNER WITH INTEGRATED RECUPERATOR RADIATION

Sterligov V.V., Starikov D.A.

*"Siberian state industrial University",
Novokuznetsk, Russia, schadrintseva.darya@yandex.ru*

Abstract: *The idea, design and research of a new type of burner for heating up steel pouring ladles is outlined. On the physical model, created on the basis of the theory of similarity, the performance of a flat-flame burner with an integrated radiation recuperator was determined. Data were obtained on aerodynamics and heat transfer during heating of air.*

Keywords: *Flat flame burner, heat exchange mode, recovery, physical model, similarity theory, radiation recuperator.*

Металлургия, являясь базовой сферой материального производства, содержит многие неизменные фундаментальные технологии, также как новые прогрессивные способы и методы производства металла. Одним из примеров этого тезиса – традиционное производство жидкой стали со все увеличивающимися видами внепечной обработки стали в ковше.

Это приводит к возрастающей роли ковшей, которые из вспомогательных устройств при разливке в изложницы становятся важнейшими конструктивными элементами сталелитейного передела. Отсюда повышенное внимание к различным сторонам работы ковшей – их стойкости, затратами тепла на сушку и разогрев, свойствах огнеупорной кладки и других. Библиография по данному вопросу достаточно большая и начинается достаточно давно.

Анализ тепловой работы ковшей, имеющих отопление объемным факелом, показал возможность интенсификации теплообмена в рабочем пространстве ковша за счет структурных изменений процесса. Нами было предложено [1] вместо факельного отопления, что классифицируется с позиции теплообмена как «равномерно-распределенный радиационный режим» (РРРР) [2], использовать «косвенно-направленный радиационный режим» (КНРР), который дает по сравнению с РРРР увеличение теплового потока на 6-8 %. [3]. Реализация этого способа требует установки плоскопламенных горелок с нагревом крышек, выполненных в виде подвесного свода.

Поскольку в большинстве случаев отвод дыма из ковша не организован, продукты горения выбрасываются в цех, определяя большие потери с уходящими газами. Отбор дыма из ковша при радиальном растекании факела плоскопламенной горелки возможен только из центра, где и установлена горелка. Таким образом, возникает необходимость совмещения сжигания топлива и отвода дыма в одном месте, что составляет основу работы рекуперативной горелки.

Из обзора конструкций рекуперативных горелок известно, что теплоотдача от продуктов горения к нагреваемому воздуху имеет конвективный механизм. При этом для просасывания (отвода) дыма затрачивается дополнительная энергия. Во избежание большого аэродинамического сопротивления на дымовом тракте было предложено отводить дым через центральную трубу горелки со скоростями 8-12 м/с, что потребовало большого диаметра дымоотводящей центральной трубы, служащей для рекуперации.

Это привело к изменению конвективного режима теплообмена в рекуператоре на радиационный режим. Необходимость большого размера дымоотводящего канала с позиции аэродинамики хорошо сочеталась с условиями теплообмена. Известно, что газы излучают объемом [4] и увеличение диаметра дымового канала в рекуператоре на одном из заводов [5] с 50 мм до 150 мм привело к увеличению интенсивности радиационного теплообмена на дымовой стороне в 5 раз.

В результате анализа всех выше приведенных условий было разработано устройство для отопления сталеразливочных ковшей, которое можно характеризовать как новый тип горелки – плоскопламенной рекуперативной со встроенным радиационным рекуператором. Разработанная конструкция горелки была заявлена на получение патента на изобретение. К настоящему времени получен такой патент с приоритетом от декабря 2015 года.

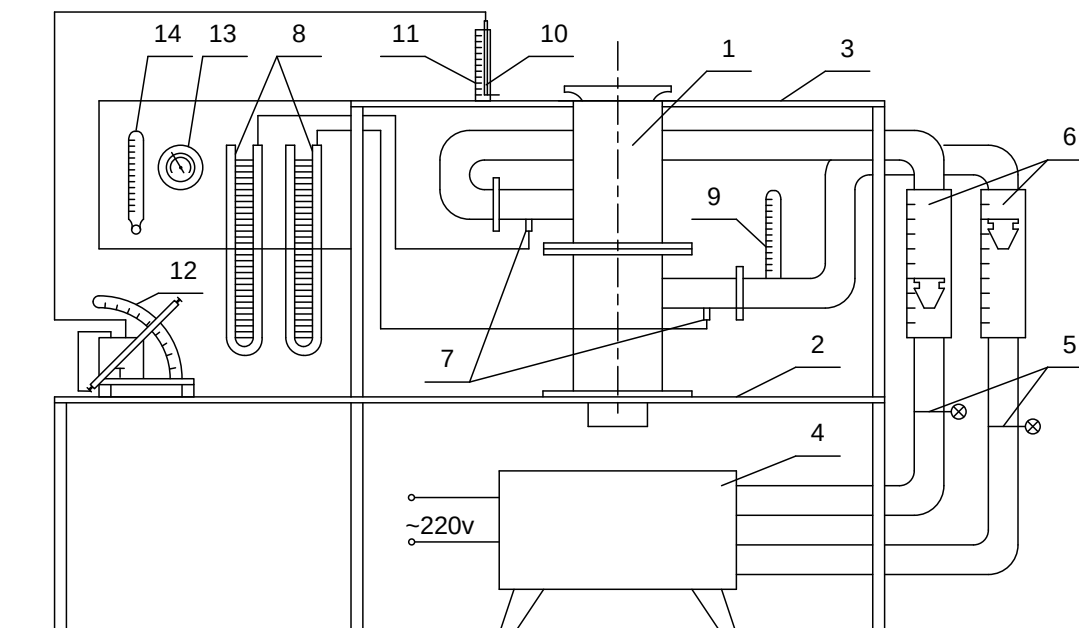
Новая горелка была подвергнута аэродинамическим и теплотехническим испытаниям.

Объем и содержание испытаний определялись как нормативными требованиями [6], так и поставленными задачами при создании горелки.

Для опытных испытаний, представляющих собой физическое моделирование на основе теории подобия [7] была изготовлена в металле модель горелки мощностью $N = 1050$ кВт, аналог широко распространенной плоскопламенной горелки ГР-750 [6]. Линейный масштаб модели М 1:5 позво-

для рассматривать ее как рабочую горелку мощностью 70 кВт.

В соответствии с положениями теории подобия была создана установка с измерением тех параметров процесса, которые позволяли сформировать числа подобия и рассчитывать их количественные оценки. Схема установки представлена на рисунке 1.



1 – горелка, 2 – стол, 3 – поверхность растекания, 4 – центробежный вентилятор, 5 – заслонки, 6 – ротаметры, 7 – отбор давления, 8 – U-образные манометры, 9 – термометр, 10 – трубка Пито, 11 – штатив, 12 – спиртовой микроманометр, 13 – барометр, 14 – термометр

Рисунок 1 - Схема экспериментальной установки

Аэродинамические испытания подтвердили возможность создания разомкнутого факела с радиальным растеканием факела от горелки вдоль поверхности, имитирующей кладку. Таким образом, была показана принадлежность новой горелки к классу плоскопламенных, которые используются довольно широко в металлургии.

Большой интерес в разработанной конструкции представляет возможность нагрева воздуха и газа, подаваемых для горения.

Из расчета теплообмена для радиационного рекуператора был определен уровень интенсивности теплопередачи от греющей среды на стенку рекуператора $q = 45000 \text{ Вт/м}^2$. При такой интенсивности теплообмена можно достичь нагрева воздуха, подаваемого на горение, до 300°C , что являлось целью при разработке этой горелки.

Процесс радиационного теплообмена изучался на модели, где излучение передавалось с твердой поверхности нагревателя на поверхность трубы в отличие от реального процесса, где излучение осуществляется от газа (продуктов горения) на поверхность трубы.

Роль нагревателя выполняла поверхность, образуемая проволоочной спиралью, навитой на трубу и расположенной коаксиально поверхности тепловоспринимающей трубы. В соответствии, с методикой, изложенной в [8], тепловой поток в этом идеальном случае выражается уравнением

$$W_{\text{ид}} = \frac{5,76}{\frac{1}{\varepsilon_1} + \frac{1}{\varepsilon_2} - 1} \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right], \text{ Вт/м}^2 \quad (1)$$

где: ε_1 и ε_2 – степень черноты нагревателя и трубы,
 T_1 и T_2 – их температуры, $^\circ\text{K}$.

Из литературы известно, что $\varepsilon_1 \approx \varepsilon_2 = 0,8$ для окисленного металла [4].

Поскольку невозможно определить точные значения температур, то задача решалась методом последовательных приближений, когда были заданы интервалы изменения $t_1 = 1000\text{-}1300^\circ\text{C}$, а для $t_2 = 400\text{-}600^\circ\text{C}$.

При температурах $t_1 = 1150^\circ\text{C}$ и $t_2 = 500^\circ\text{C}$ была получена величина $W_{\text{ид}} = 143742,6 \text{ Вт/м}^2$.

В таблице 1 приведены варианты расчетов при последовательных приближениях в решении задачи.

Таблица1 - Тепловой расчет нагревателя

t_1	1000	1050	1100	1150	1200	1250	1300
t_2	400	400	400	500	500	500	600
$q (W_{ид})$	92965,23	109766,7	128585	143742,6	167066,2	192889,9	212792,2
$W_{эф}$	29748,87	35125,33	41147,19	45997,63	53461,19	61724,76	68093,5

С учетом конструкции нагревателя и способа его установки в модели действительная эффективная величина излучения $W_{эф} = W_{ид} \cdot \alpha_{эф}$.

Для условий модели $\alpha_{эф} = 0,32$ и тогда

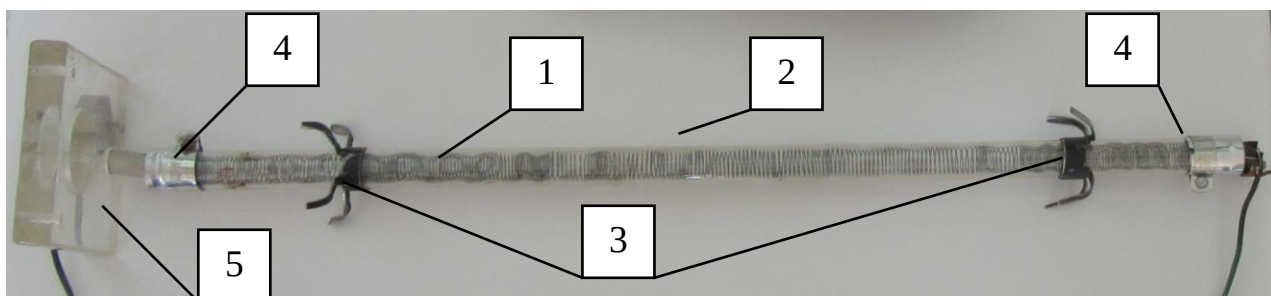
$$W_{эф} = 0,32 \cdot 143742,6 = 45997,6 \text{ Вт/м}^2.$$

Полученное значение тепловой поток $W_{эф}$ очень близко к рассчитанному ранее уровню интенсивности теплопередачи $q = 45000 \text{ Вт/м}^2$.

Для стационарно работающей установки использовали нагреватель (резистор) из сплава ОХ23Ю5А (ЭИ-595), который обеспечивает нагрев до 1200°C [8, табл. П 7-1] при $\rho = 1,46 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ (1200°C).

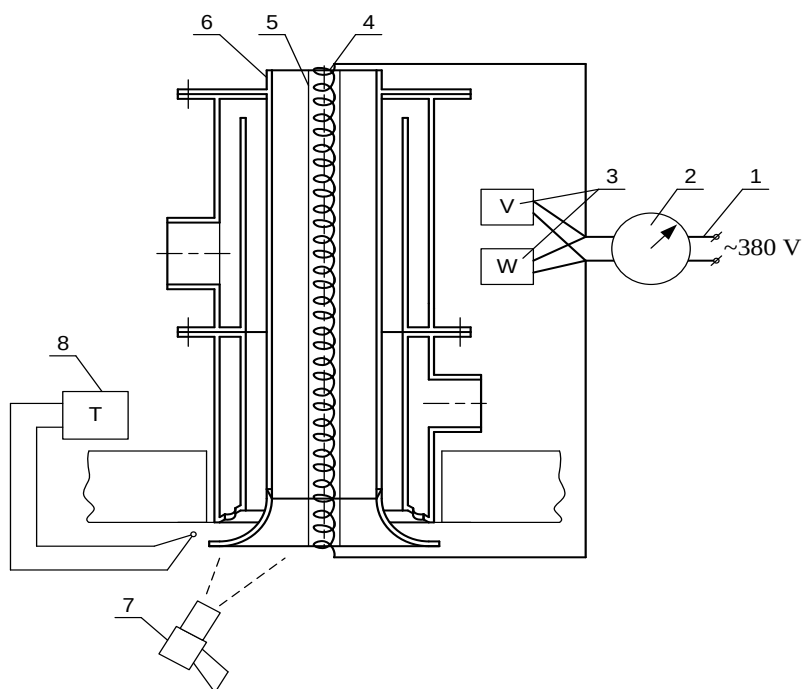
Были определены длина нагревателя $L = 15 \text{ м}$, его сопротивление $R = 30 \text{ Ом}$ и выделяемая мощность $P = 5 \text{ кВт}$.

Рисунок 2 представляет собой фотографию нагревателя, а рисунок 3 – место и способ его подключения на модели.



1 – спираль; 2 – кварцевая трубка; 3 – центрующая распорка; 4 – контакты; 5 – упор для трубки

Рисунок 2 - Фотография нагревателя в сборке



1 – щит питания; 2 – трансформатор; 3 – вольтметр и прибор для измерения мощности;
4 – спираль нагревателя; 5 – кварцевая трубка; 6 – горелка; 7 – радиационный пирометр;
8 – прибор для измерения температуры

Рисунок 3 - Схема подключения нагревателя и измерительных приборов.

Со щита питания 1 через трансформатор 2 питание подается на спираль 4 нагревателя. Он помещен в кварцевую трубку 5, а она сама закреплена в «дымовой» трубе горелки 6, через которую в реальных условиях будут проходить продукты горения, обеспечивающие подогрев воздуха.

В соответствии с методикой проведения аэродинамических исследований устанавливали расход потока, имитирующий природный газ (в дальнейшем «газ»), а также устанавливали расход воздуха. Измеряли установленную мощность, расходы воздуха и «газа», температура нагревателя и температура потока. Для замера напряжения и мощности использовали приборы 3, а для измерения температуры нагревателя и «дымовой» трубы – радиационный лазерный пирометр «Opris» 7, для замера температуры нагреваемого воздуха установлен преобразователь напряжения (термопара), подсоединяемый к потенциометру с цифровой индикацией «Testo 926».

По результатам замеров рассчитали тепловой баланс и к.п.д. процесса рекуперации. Результаты испытаний представлены и расчетные показатели в таблице 2.

Данные приводятся по средним величинам для 3х дублей (повторений опытов) для 3х разных расходных режимов работы горелки. При выборе дублей использовалась рандомизация методом жеребьевки.

Таблица 2 – Результаты испытаний и расчетные показатели

Опытные данные							Расчетные данные	
Расход, м ³ /с · 10 ³			Температура, °С			Р _{уст} , кВт	Р _{пот} , кВт	К.П.Д., %
№	воздух	«газ»	общий	t _п	t _н			
1	6,250	1,138	7,388	287	920	466	5	2,564
2	15,278	1,750	17,028	162	970	382	5	3,143
3	20,555	5,778	26,133	130	940	294	5	3,765

Примечание: t_п – температура потока, t_н – температура нагревателя, t_{ст} – внутренней стенки дымовой трубы, Р_{уст} – установленная мощность, Р_{пот} – потребленная мощность.

Температура потока замерялась на выходе из горелки, поэтому для расчета брали суммарный расход «газа» и воздуха.

Прямые измерения показали возможность радиационного нагрева воздуха, что является новым свойством рекуперативных горелок. Как следует из таблицы 2 воздух можно нагревать до температур от 130 до 287 °С. Это показатель, полученный при условиях моделирования, пересчитанных с показателей реального процесса, показывает работоспособность горелки. Необходимо отметить, что к.п.д. рекуперации при этом получается довольно низкий ($\eta = 51\%$). Этот высший по температуре подогрева воздуха показатель был получен при минимальном расходе воздуха и газа, что при постоянной мощности нагревателя создает высшую температуру стенки, а она уже обеспечивает высокую температуру подогрева.

Из таблицы видно, что с увеличением общего объема воздуха, идущего по газовому и воздушному трактам, температура подогрева снижается. Это можно объяснить тем, что выделяемая мощность остается постоянной, но если ее посчитать на 1 м³ проходящего потока, то становится очевидным, что эта величина уменьшается, что приводит к уменьшению подогрева, что можно признать как недостаток моделирования. Но этот недостаток не будет присущ реальному процессу, когда увеличение подаваемого воздуха обеспечивает сжигание большего количества топлива. При этом тепловая мощность горелки будет возрастать. А удельная мощность, приходящаяся на 1 м³ воздуха, будет практически постоянна. Этот процесс можно определить как автомоделный, в котором количество тепла дымовых газов, приходящихся на 1 м³ воздуха, подаваемого для горения топлива, будет оставаться неизменным.

Таким образом, результаты опытов и их обработки подтверждают выдвинутую гипотезу о возможности радиационного рекуперативного подогрева воздуха, а с другой стороны подтверждает правильность выбранной методики моделирования радиационного теплообмена дымовых газов посредством специального нагревателя в виде металлического резистора, помещенного в кварцевую трубку.

В результате анализа проведенных испытаний можно прийти к выводу о полной работоспособности предлагаемой конструкции горелки и достоверности разработанной методики расчета ее конструктивных и рабочих параметров.

Ведутся переговоры о дальнейших испытаниях промышленной плоскопламенной рекуперативной горелки на природном газе в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В результате будет разработан нормализованный ряд горелок для различных металлургических предприятий.

Библиографический список

1. Стерлигов В.В., Шадринцева Д.А. Преимущества плоскопламенных рекуперативных горе-

лок при разогреве ковшей // *Металлургия: технологии, управление, инновации, качество: труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции / под ред. Е.В. Протопопова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. С. 170-175.*

2. Глинков М.А. Общая теория тепловой работы печей / М. А. Глинков, Г.М. Глинков, - М.: *Металлургия*, 1990, 232 с.

3. Еринов Е.А., Сорока Б.С. Рациональные методы сжигания газового топлива в нагревательных печах. Киев : *Техніка*, 1970. 252 с.

4. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. - М.: *Энергия*, 1977. - 430 с.

5. Тебеньков Б.П. Рекуператоры для промышленных печей. М.: *Металлургия*, 1975, - 296 с.

6. Современные горелочные устройства (конструкции и технические характеристики): Справочное издание / А.А. Винтовкин [и др.]. М.: *Машиностроение-1*, 2001. 496 с.

7. Гухман А.А. Введение в теорию подобия / Гухман А.А.– М.: «Высшая школа», 1973.– 296 с.

8. Свенчанский А.Д. Электрические промышленные печи, в 2х частях / А.Д. Свенчанский. Ч. 1 Учебник для вузов в 2-х ч. - 3-е изд., перераб. - М.: *Энергия*, 1985. - 384 с.

УДК 544.47:669.1

ИССЛЕДОВАНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛИКОМАНГАНЦЕВОГО ШЛАКА

Павлович Л.Б.¹, Исмагилов З.Р.², Дятлова К.А.³

^{1, 3}*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kaf@ercm.sibsiu.ru*

²*Институт углехимии и химического материаловедения,
г. Кемерово, Россия, IsmagilovZR@iccms.sbras.ru*

Аннотация: *Исследован отвальный силикоманганцевый шлак Кузбасса в качестве катализатора глубокого окисления. Показана высокая механическая прочность и термостойкость шлака при низкой каталитической активности.*

Ключевые слова: силикоманганцевый шлак, рентгеноспектральный анализ, дериватография, петрография, механическая прочность, удельная поверхность, пористая структура, окисление, каталитическая активность.

STUDY OF CATALYTIC PROPERTIES SILICOMANGANESE SLAG

Pavlovich L.B.¹, Ismagilov Z.R.², Dyatlova K.A.³

^{1, 3}*Siberian state industrial University,
Novokuznetsk, Russia, kaf@ercm.sibsiu.ru*

²*Institute of coal chemistry and materials chemistry
Kemerovo, Russia IsmagilovZR@iccms.sbras.ru*

Abstract: *Investigated silicomanganese depleted the slag of Kuzbass as a catalyst of deep oxidation. Shows high mechanical strength and heat resistance of slag with a low catalytic activity.*

Keywords: *silicomanganese slag, x-ray analysis, derivatography, petrography, mechanical strength, specific surface area, porous structure, an oxidation catalytic activity.*

Перед человечеством стоят вопросы сбережения энергии, сырья и материалов. В полной мере назрела проблема использования техногенного сырья - отходов собственного производства, значительную часть которых составляют металлургические шлаки. В металлургической промышленности имеет место существенный расход материальных и энергетических ресурсов и высокая степень давления на окружающую среду. Больше половины потребляемых объемов сырья и энергии превращается в отходы. Содержание газообразных выбросов от общего удельного выброса вредных веществ в металлургических процессах составляет 85,4 %, и практически они не очищаются [1]; это связано с характерными особенностями газообразных выбросов черной металлургии: запыленностью; значительными объемами отходящих газов; низкой концентрацией загрязняющих веществ и многообрази-

ем их состава; наличием полициклических ароматических углеводородов (ПАУ), в том числе смолистых канцерогенных веществ – бенз[а]пирена (БП); наличием серо- и азотосодержащих соединений. Исследования показали, что такие промышленные выбросы целесообразно обезвреживать каталитическим методом [2]. Отсутствие дешевых, доступных, термически и механически прочных катализаторов, устойчивых к наличию контактных ядов, является проблемой, сдерживающей развитие каталитических процессов в чёрной металлургии. Разработка энерго- и металлосберегающих технологий и катализаторов очистки выбросов, позволяющих существенно снизить расход материальных и энергетических ресурсов и давление на окружающую среду, является актуальной задачей.

Поставленная задача может быть решена использованием техногенного сырья металлургических шлаков в качестве катализаторов глубокого окисления выбросов металлургического производства и разработкой энерго- и металлосберегающих технологических процессов их очистки, подавляющих вредное воздействие металлургических производств на окружающую среду [3-10].

Цель работы: исследование физико-химических и каталитических свойств отвального силикомарганцевого шлака ООО «Западно-Сибирский электрометаллургического завода» в качестве катализатора глубокого окисления.

Исследования физико-химических свойств шлака осуществлялись в лабораториях Сибирского государственного индустриального университета («СибГИУ») и Института углехимии и химического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИУХМ СО РАН). Выполнены следующие исследования отвального силикомарганцевого шлака: рентгеноспектральный анализ, анализ каталитической активности, петрография, дериватография, насыпная плотность, механическая прочность, удельная поверхность, пористая структура. Рентгеноспектральный анализ силикомарганцевого шлака представлен в таблице 1.

Содержание каталитически активных компонентов (Fe_2O_3 , Ti, MnO, Co, Cr, Cu, Ni, V, K_2O , Na $_2\text{O}$) в реакции глубокого окисления силикомарганцевого шлака составляло 17,75%, что на уровне силикомарганцевого шлака Никопольского завода ферросплавов, но несколько ниже чем в конвертерном шлаке[3,4].

В петрографическом анализе, были отобраны пробы для изготовления аншлифов и изучения в отраженном свете. Текстура шлака однородно-вкрапленная. Основным минералом является оливин. Некоторые образцы имеют включения металлического марганца. Фотографии характеризующие петрографические исследования поверхности и микроструктуры шлака представлены на рисунках 1-3.

Оливин $(\text{Mg,Fe})_2\text{SiO}_4$ – основной силикатный минерал представленных образцов. Окраска оливина зеленовато-серая, блеск стеклянный. Микроскопическое исследование показало, что его кристаллы имеют ромбическую симметрию. Также имеется большое количество скелетных кристаллов оливина. Зарождение скелетных кристаллов происходит в основном возле кристаллов марганца. Состав оливина переменный. Изоморфно в оливине растворены авгит $(\text{Ca,Na,Mg,Fe})[(\text{Si,Al})_2\text{O}_6]$, цельзиан $\text{Ba}[\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8]$. Последний образует только изоморфную примесь в оливине.

Таблица 1 – Рентгеноспектральный анализ силикомарганцевого шлака

Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %	Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %
SiO_2	40,57	Pb	<0,001
Fe_2O_3	2,20	Hg	<0,01
CaO	20,01	W	<0,001
Al_2O_3	11,63	Ta	<0,01
MgO	8,02	Ce	0,13
S	0,21	La	0,003
P	0,012	Ba	1,12
K_2O	1,96	Sn	0,008
Na_2O	0,38	Nb	<0,001
Ti	0,17	V	0,007
Zn	<0,01	As	0,001
MnO	13,01	Ga	0,0007
Zr	0,048	Cu	<0,001
Tl	0,0004	Ni	<0,001

Продолжение таблицы 1

Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %	Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %
Sr	0,39	Co	0,0007
Bi	0,0003	Cr	0,017
C	0,93		

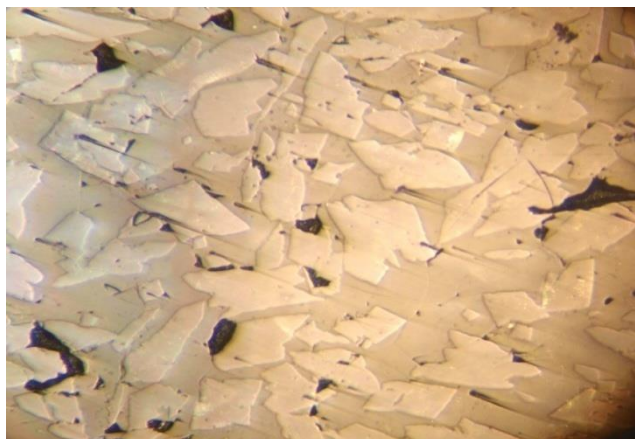


Рисунок 1 – Кристаллы оливина в цементирующей массе. (Увеличение $\times 200$)



Рисунок 2 – Металлический марганец в силикатной массе. (Увеличение $\times 200$)

Авгит $(\text{Ca,Na,Mg,Fe})[(\text{Si,Al})_2\text{O}_6]$. Он образует изометричные кристаллы. Август является изоморфной примесью в оливине. Хотя микроскопически были установлены собственные кристаллы августа.

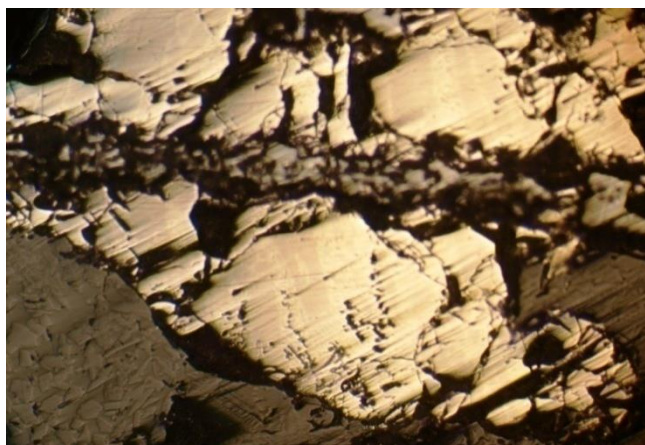


Рисунок 3 – Металлический марганец в сростании с манганозитом. (Увеличение $\times 200$)

Металл. Металлические включения представлены в основном в виде марганца. В представленных образцах марганец имеет как микроскопические включения в основной силикатной массе, так и образует кристаллы 2 мм. В силикатной массе марганец образует тонкую вкрапленность, а также некоторые кристаллы встречаются в срастании с манганозитом. На кристаллах марганца наблюдается повсеместно псевдоморфоза металлического железа, которое образует эвтектическое нарастание на марганце. Некоторые кристаллы имеют трещиноватую структуру и небольшие минеральные включения.

В небольшом количестве в силикомарганцевом шлаке имеются марганцевые минералы, представлены в основном манганозита MnO . Манганозит встречается как в сферолитах марганца, что свидетельствует о неполном восстановлении его до металлического марганца, так и отдельными кристаллами в силикатной массе.

Так же в качестве цементирующей массы основных минералов шлака присутствуют минералы группы натрий-кальциевых полевых шпатов: альбит $NaAlSi_3O_8$, анортит $CaAl_2Si_2O_8$.

Деривотографический анализ показал, что потери массы до $1000^\circ C$ нет, что свидетельствует о термостойкости силикомарганцевого шлака.

Физико-химические свойства силикомарганцевого шлака представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Физико-химических свойств силикомарганцевого шлака

Наименование показателей	Единица измерения	Показатели
Внешний вид		Частицы неправильной формы, серо-зеленого цвета
Насыпная плотность	г/см ³	1,5
Механическая прочность на раздавливание одной частицы (3-5 мм)	кг/частицу	11,0
Объем пор методом ртутной порометрии	см ³ /г	0,023
Удельная поверхность	м ² /г	0,15
Объем пор методом низкотемпературной адсорбции азота размером менее 140 нм	см ³ /г	0,0004
Удельная поверхность пор размером менее 140 нм	м ² /г	0,017

Механическая прочность на раздавливание (фракция 3-5 мм) характеризовалась величиной прочности 11 кг/частицу силикомарганцевый шлак может быть отнесен к среднечугунным металлургическим шлакам, но его прочность в два раза превышает прочность окисных катализаторов [5,6].

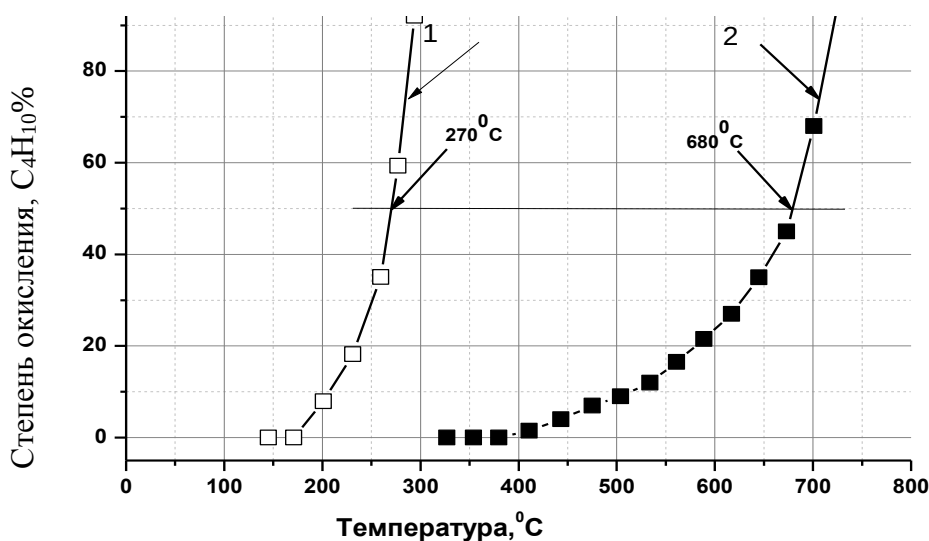
По данным методов ртутной порометрии и низкотемпературной адсорбции азота образец силикомарганцевого шлака являлся низкопористым веществом. Объем пор не превышал 0,023 см³/г, а удельная поверхность пор размером менее 140 нм составляла 0,017 м²/г. Распределение по размерам пор показало, что существующие поры преимущественно имели диаметр более 1 мкм. Таким образом, шлак характеризуется широкопористой структурой присущей непористым телам или макропористым адсорбентам.

Удельная поверхность силикомарганцевого шлака составляла 0,15 м²/г, что ниже чем, например у рядового конвертерного шлака (0,8 м²/г) [10].

Каталитическую активность шлака изучали в процессе глубокого окисления модельных смесей бутана (C_4H_{10}), фталевого ангидрида ($C_8H_4O_3$), монооксида углерода (CO) на проточных лабораторных установках [7-10].

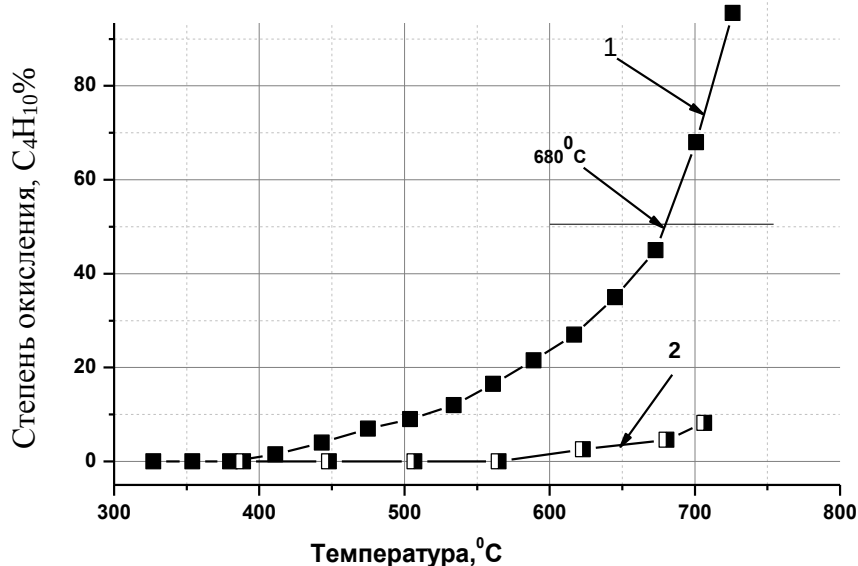
Исследования каталитической активности силикомарганцевого шлака в модельной смеси бутана осуществляли при температурах $150-750^\circ C$, в стационарном слое шлака фракции 0,5–1 мм, в сравнении с катализатором марки ИК-12-72. Концентрация бутана (C_4H_{10}) составляла 1 об. %, объемная скорость ($V_{об}$) – 1 тыс.ч⁻¹, 12 тыс.ч⁻¹.

По данным измерения активности в реакции глубокого окисления бутана образец силикомарганцевого шлака является низкоактивным катализатором (рисунок 4). При малых объемных скоростях газового потока (1 тыс.ч⁻¹) зажигание бутановоздушной смеси начиналось при температуре $500^\circ C$, 50%-ная степень окисления бутана достигалась при $680^\circ C$. При увеличении скорости газового потока до 12 тыс.ч⁻¹ (рисунок 5) катализатор практически не работал.



□ – катализатор марки ИК – 12 – 72; ■ – силикомарганцевый шлак

Рисунок 4 – Зависимость степени окисления бутана от температуры и химического состава образцов катализаторов: 1- катализатор марки ИК-12-72; 2-силикомарганцевый шлак (C₄H₁₀ – 1 % об., Vоб – 1,0 тыс.ч-1).



□ – катализатор марки ИК – 12 – 72; ■ – силикомарганцевый шлак

Рисунок 5 – Зависимость степени окисления бутана от температуры и объёмной скорости: 1 – 1,0 тыс.ч-1; 2 – 12,0 тыс.ч-1 (C₄H₁₀ – 1 % об.)

Исследования каталитической активности силикомарганцевого шлака в модельных смесях фталевого ангидрида и монооксида углерода осуществляли в интервале температур 450-600°C, концентрация фталевого ангидрида (C₈H₄O₃) составляла 5 г/м³, объёмной скорости (Vоб) – 6-16тыс.ч-1; концентрация СО=0,5-0,6%об, объёмной скорости (Vоб) – 5 тыс.ч-1. Степень глубокого окисления фталевого ангидрида до СО₂ и Н₂О, при его концентрации 5 г/м³ в интервале температур 450-550°C и объёмной скорости 6 тыс.ч-1 – 16 тыс.ч-1, достигала 35-75% (рисунок 6).

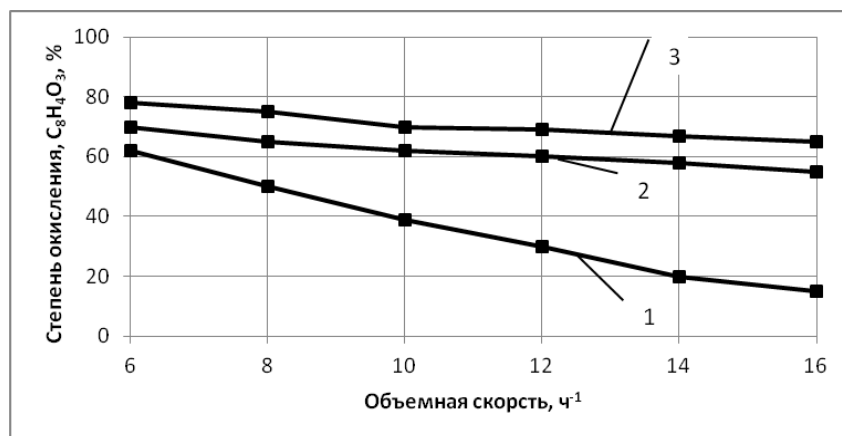


Рисунок 6 – Зависимость степени окисления фталевого ангидрида ($C_8H_4O_3$ – 5 г/м³) от объемной скорости температуры: 1 – 450°C, 2 – 500°C, 3 – 550°C

Активность шлаков при окислении оксида углерода значительно ниже, чем при окислении органических соединений. При объемной скорости 5 тыс. ч⁻¹, концентрации CO 0,5-0,6 % об. степень окисления составляла 7 % при температуре 600°C. Силикомарганцевый шлак неактивен, поскольку MnO находится в связанном виде практически с инертными в реакциях глубокого окисления силикатами.

Полученные результаты ещё раз подтверждают, что шлаки обладают различной каталитической активностью к различным типам выбросов. Степень окисления фталевого ангидрида на силикомарганцевом шлаке значительно выше чем бутан и монооксида углерода. Процессы глубокого окисления завершаются образованием монооксида, диоксида углерода и воды. Фталевый ангидрид в присутствии паров воды даёт фталевую кислоту, то есть кислые выбросы. Полученные данные ещё раз показали, что шлаки как катализаторы более приемлемы для очистки кислых выбросов [10].

Выводы.

Отвальный силикомарганцевый шлак отнесён к среднечерным объектам, обладает высокой термостойкостью, но не является каталитически активным, может быть использован в качестве носителя окисных катализаторов.

Библиографический список

1. Павлович Л.Б., Титова О.О. Экологические проблемы металлургического производства: учеб. пособие. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. – 211 с.
2. Павлович Л.Б., Протопопов Е.В., Коротков С.Г. Каталитические процессы очистки выбросов металлургического производства: учеб. пособие. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2008. – 169 с.
3. Павлович Л.Б., Андрейков Е.П., Салтапов А.В. Катализаторы глубокого окисления на основе металлургических шлаков // Химия в интересах устойчивого развития, 2000. – т. 8. – № 3. – С. 411–416.
4. Павлович Л.Б., Медведская О.О. Исследование каталитической активности рядовых отвальных шлаков черной металлургии // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №10. – С. 11–15.
5. Павлович Л.Б., Медведская О.О. Исследования каталитических свойств ферросплавных шлаков // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №10. – С. 3–7.
6. Медведская О.О., Павлович Л.Б. Исследование структурно-механических свойств шлаков катализаторов глубокого окисления // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №12. – С. 6–9.
7. Медведская О.О., Павлович Л.Б. Исследование каталитической активности шлаков черной металлургии в процессе глубокого окисления различных типов соединений // Изв. вузов. Черная металлургия, 2011. – №2. – С. 63 – 98.
8. Павлович Л.Б., Морозкина Н.А., Морозова С.Н. Применение марганцевых шлаков в качестве катализаторов очистки выбросов производства фталевого ангидрида // Промышленная и санитарная очистка газов, 1983. – №6. – С. 14 –16.
9. Павлович Л.Б., Морозова С.Н., Золотухин Е.А. Каталитическая очистка вредных выбросов с применением металлургических шлаков // Кокс и химия, 1988. – № 10. – С. 50–52.
10. Павлович Л.Б., Павлович С.И. Катализаторы и каталитические процессы глубокого окисления на основе металлургических шлаков. Новосибирск: Изд. СО РАН, 2014. – 268 с.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ НАПРАВЛЕНИЙ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ КОКСОХИМИИ

Полях О.А., Пономарев Н.С., Журавлев А.Д.

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

Аннотация: Проанализированы современные направления использования промышленных отходов коксохимии. Проведен обзор основных видов отходов коксохимического производства. Рассмотрены экологические аспекты утилизации и применения отходов. Проведен анализ использования жидких и твердых отходов в технологических процессах.

Ключевые слова: отходы коксохимического производства, промышленные отходы, утилизация, коксовая пыль, смолистые отходы, коксовый газ.

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE MODERN DIRECTIONS USES OF INDUSTRIAL WASTES OF COKE CHEMISTRY

Polyakh O.A., Ponomarev N.S., Zhuravlev A.D.

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

Abstract: The modern directions of use of industrial wastes of coke chemistry are analyzed. The review of main types of waste of coke-chemical production is carried out. Ecological aspects of utilization and application of waste are considered. The analysis of use of liquid and solid waste in technological processes is carried out.

Keywords: waste of coke-chemical production, industrial wastes, utilization, coke dust, resinous waste, coke gas.

Введение

Использование отходов коксохимического производства является достаточно актуальным вопросом, широко обсуждаемым в литературе [1 – 28]. При коксовании каменных углей образуется значительное количество отходов, которые до настоящего времени не находят эффективного применения. Кроме того, ужесточение экологических требований к процессам производства коксохимических продуктов диктует необходимость поисков решений по утилизации и применению различного рода отходов. Одной из насущных проблем коксохимической промышленности является проблема расширения сырьевой базы коксования путем привлечения в шихту для коксования угля низкого качества взамен дефицитного.

Целью настоящей работы является сравнительный анализ современных направлений использования промышленных отходов коксохимии.

Среди отходов коксохимического производства выделяются жидкие отходы (фусы, кислая смола, полимеры и др.) и твердые отходы (коксовая пыль).

1. Смолистые отходы

Фусы – тяжелые остатки каменноугольной смолы, содержащие 40–50 % угольной и коксовой пыли, выносимой газом из коксовых печей. Они оседают на дно механических отстойников и осветлителей и представляют собой тяжелую вязкую массу [1].

Фусы используют в качестве топлива или в составе шихты для коксования и газификации. Их смешивают и окомковывают с основными компонентами и другими видами горючих отходов. На многих заводах из-за отсутствия оборудования значительная масса фусов не используется и направляется в накопители.

Вторая область применения фусов – строительная индустрия. На основе фусов изготавливаются материалы для защитных покрытий бетонных, железобетонных и металлических изделий. Такие составы получают при растворении фусов в уайт-спирте и других растворителях с добавлением поливинилхлоридной смолы и последующим отстаиванием. Покрытия обладают устойчивой гидрофоб-

ностью, высокой прочностью и водостойкостью.

Кислая смолка – остатки конденсации легкой смолы из коксового газа и продукты полимеризации непредельных соединений, присутствующих в коксовом газе, под действием серной кислоты в процессе очистки газа от аммиака.

Кислую смолку добавляют к шихте при коксовании и используют при производстве битумов разных марок, для получения диоксида серы с последующей переработкой его в серную кислоту [2].

Смолку также используют как добавку к цементному клинкеру для интенсификации помола и активизации твердения цемента, как вспучивающие добавки к шихте при производстве керамзита. После нейтрализации ее можно использовать для производства дорожных дегтей. Нейтрализацию осуществляют с помощью щелочных отходов и реагентов. Возможно использование кислой смолки вместо столярного клея.

Таким образом, смолистые отходы КХП находят применение в строительной индустрии и могут быть возвращены в основной цикл в составе шихт для коксования.

2 Коксовая пыль

Коксовая пыль улавливается с установок сухого тушения кокса при продувке инертными газами разгруженного кокса, а также с установок беспылевой выдачи кокса с коксовых батарей. Применения практически не находит из-за сложности разгрузки и транспортировки, поэтому обычно возвращается в шихту коксования в количестве 1 % от массы шихты или перерабатывается «на месте» с использованием разных методов уплотнения и фасовки, либо запаковывается в тару (мешки). В целом из-за тонкодисперсного состояния и высокой зольности коксовая пыль мало пригодна к прямому использованию [11, 12].

Объемы коксовой пыли весьма велики, в среднем на одном коксохимическом предприятии в год образуется около 18–20 тысяч тонн коксовой пыли. Традиционно пыль накапливалась в хранилищах (которые уже заполнены) или добавлялась в шихту без предварительной технологической подготовки. Другие способы уничтожения отходов (захоронение, сжигание, биоразложение) также были неэффективны.

В настоящее время значительно изменилась сырьевая база коксования и замена коксующихся марок угля на слабоспекающиеся марки требует изменений в технологии подготовки шихты, в том числе с привлечением коксовой пыли.

Современная угольная сырьевая база очень непостоянная по марочному составу и технологическим свойствам, уголь неравномерно поставляется на заводы, а шихта для коксования является многокомпонентной. Колебания качественных показателей шихты не могут быть ликвидированы только путем организационных мероприятий в угольной промышленности. Представляется, что проблема получения доменного кокса из шихты современного марочного состава может быть решена путем внедрения новых эффективных технологических процессов подготовки этой шихты с повышением плотности загрузки [11, 12].

Эффективность всех новых методов подготовки угольной шихты перед коксованием, в том числе и брикетирования, в значительной мере обусловлена повышением плотности угольной загрузки в печных камерах. При этом повышение плотности не только служит средством увеличения производительности печей, но и улучшает условия спекания продуктов деструкции угольных зерен разной крупности и степени метаморфизма, а, следовательно, механической прочности кокса.

Для расширения сырьевой базы коксования используют разные методы подготовки угольной шихты для коксования, в частности – уплотнение угольной загрузки с добавлением жидкотекучих отходов коксохимического производства. Рядом авторов предлагается использовать такие отходы в качестве связующего вещества при частичном брикетировании угольной шихты для коксования, что позволит не только увеличить количество слабоспекающихся марок угля при коксовании, но и утилизировать отходы производства. Увеличение плотности шихты при этом составляет 800–870 кг/м³, что приводит к повышению прочности кокса [13, 14].

Брикетирование коксовой пыли, включающее смешивание измельченного твердого топлива со связующим компонентом, рассмотрено в источниках [13, 14]. В качестве измельченного твердого топлива используют предварительно обогащенную методом масляной агломерации коксовую пыль, а в качестве связующего компонента используют предварительно разогретый карбамид. Так же возможно использование в качестве добавок (после нейтрализации) к шихте для коксования (газификации) гудронов, образующихся в качестве отхода при взаимодействии смолистых продуктов коксового газа с серной кислотой в процессе получения сульфата аммония.

Таким образом, показана возможность использования коксовой пыли совместно с другими отходами производства в шихте для коксования угля (рисунк1).

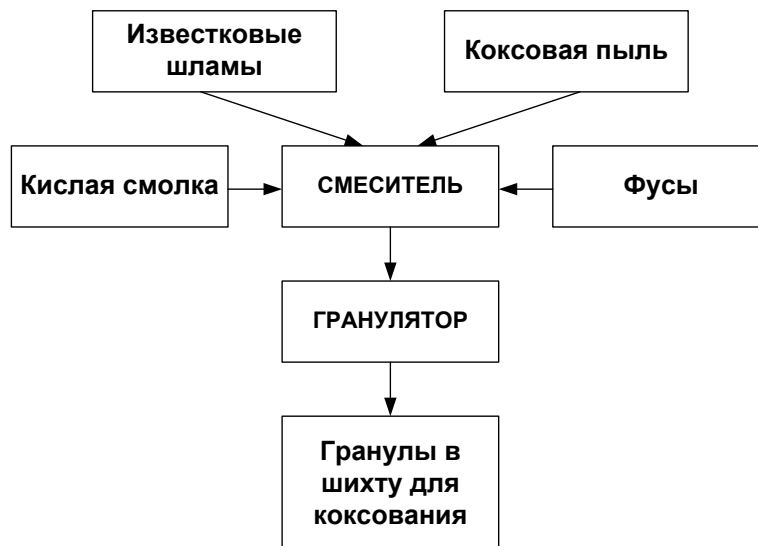


Рисунок 1 – Принципиальная схема подготовки шихты из отходов коксохимического производства

Использование в качестве сырья высокодисперсных материалов техногенного происхождения, не представляющих ценности и имеющих большие объемы накоплений, является относительно новым, перспективным и отвечающим требованиям ресурсосбережения направлением в электротермических процессах, в частности, технологии карбида кремния [15, 16].

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 SiO_2 и применения углеродистого восстановителя с высокой адсорбционной способностью и развитой поверхностью [17]. В качестве такого восстановителя и может быть предложена коксовая пыль.

Для реализации электротермического процесса на основе микрокремнезёма и коксовой пыли разработана технология печного синтеза высокодисперсного карбида кремния, позволяющая получать продукт с удельной поверхностью 3000–4000 м²/кг и содержанием карбида 90–92 % масс. [16].

Таким образом, коксовая пыль совместно с другими отходами КХП может достаточно успешно применяться в составе шихты для коксования и в некоторых электротермических процессах.

3. Сточные воды КХП

Коксохимическое производство (КХП) является источником значительного количества высокотоксичных вторичных продуктов (отходов). Наибольшая часть из них (около 99 %) приходится на фенольные сточные воды, образующиеся в процессе коксования каменноугольных шихт; доля других отходов (кислых смол, фусов, масел и т.п.), образующихся в цехах улавливания и переработки продуктов коксования, составляет около 1 %. Сточные воды содержат различные масла, взвешенные вещества и прочие примеси органического и неорганического происхождения, большинство из которых являются вредными, затрудняющими использование сточных вод в производстве.

Количество сточных вод и концентрация в них загрязнений зависят от качества коксуемых углей, условий эксплуатации и состояния химической аппаратуры и составляет обычно 0,25–0,3 м³/ч на 1 т коксуемой шихты, абсолютное количество – до 150–170 м³/ч [18 – 21].

Фенольные воды нарушают естественные процессы самоочищения. Поверхностные водоемы, особенно небольшие, превращаются в сточные каналы без животного и растительного мира. Их невозможно использовать для культурно-оздоровительных и хозяйственно-бытовых нужд. Кроме того, поверхностные водоемы, загрязненные фенольными сточными водами, способствуют ухудшению качества воды подземных источников.

В настоящее время существует целый ряд экологически приемлемых технических решений, позволяющих существенно сократить вредное воздействие отходов КХП на окружающую среду, учитывающих специфику их физико-химических свойств. Обесфеноливание осуществляется с помощью механических, экстракционных и биохимических методов [22].

Очищенные и обезвреженные сточные воды КХП используются в оборотных циклах данного и смежного производств. В литературных источниках [3] отмечена возможность применения

надсмольной воды в качестве ингибитора отложения карбонатных солей при соблюдении оптимальных концентраций.

4. Коксовый газ

Коксовый газ образуется при коксовании угля в результате термического разложения и является побочным продуктом при производстве кокса. Примерный состав коксового газа, % об.: CO₂ 1,6 – 3%, O₂ 0,4 – 0,8%, N₂ 2 – 3,5%, C_mH_n 2 – 2,5%, CO 5 – 6,5%, CH₄ 24,5 – 26,5%, H₂ 58 – 62% [3].

Прямой коксовый газ проходит обязательную обработку, в процессе которой конденсируются пары смол и воды, а также улавливаются аммиак и бензолные углеводороды. После такой обработки газ называется обратным и его используют, в основном, для сжигания в качестве топлива как самостоятельно, так и в смеси с доменным.

Выводы

Проведен обзор основных видов отходов коксохимического производства на основе современных литературных источников. Установлено, что одной из актуальных экологических задач представляется необходимость утилизации промышленных отходов. Проанализированы современные направления использования отходов коксохимии, в том числе в качестве шихтовых материалов электротермических процессов (производство карбида кремния).

Библиографический список

1. Фусы, переработка [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://ru-ecology.info/term/43173>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.
2. Экология города. Отходы коксохимического производства [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://portaleco.ru/>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.
3. Управление отходами – основа восстановления экологического равновесия в Кузбассе: сб. докладов Второй международной научно-практической конференции / Под ред. Е.П. Волюнкиной: СибГИУ. – Новокузнецк, 2008. – 313 с.
4. Фенолы [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.eurolab.ua/encyclopedia/3863/34232/>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.
5. Полях О.А. Применение отходов коксохимического производства в электротермии карбида кремния / О.А. Полях, А.Е. Аникин, Н.Ф. Якушевич, Г.В. Галевский // в сб.: Современные проблемы производства кокса и переработки продуктов коксования. Сборник материалов II Всероссийской научно-практической конференции / Отв. редактор В.Ю. Блюменштейн. – Кемерово, 2014. – С. 10-15.
6. Пономарев Н.С. О возможности применения высокодисперсных техногенных отходов как сырья электротермических процессов / Н.С. Пономарев, О.А. Полях // в сб.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых / под общей ред. М.В. Темлянцева. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – С. 246-248.
7. Терентьева И.М. Особенности процесса коксования угольных шихт с использованием отходов коксохимического производства / И.М. Терентьева, О.А. Полях // в сб.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых / под общей ред. Л.П. Мышляева. – Новокузнецк: СибГИУ, 2012. – С. 26-29.
8. Коновалова Х.А. Экологические аспекты утилизации и применения промышленных отходов коксохимии / Х.А. Коновалова, О.А. Полях // в сб.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых / под общей ред. М.В. Темлянцева. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – С. 330-334.
9. Пономарев Н.С. Особенности использования жидких отходов коксохимического производства в составе угольных шихт / Н.С. Пономарев, О.А. Полях // в сб.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых / под общей ред. М.В. Темлянцева. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – С. 339-342.
10. Браун Н.В. Перспективные направления развития коксохимического производства / Н.В. Браун, И.М. Глущенко. – М.: Металлургия, 1989. – 271 с.
11. Ухмылов Г.С. Освоение прогрессивных процессов расширения сырьевой базы коксования за рубежом / Г.С. Ухмылов // Обзорная информация ин-т «Черметинформация». Серия коксохимическое производство. - Вып. 1. – М., 1987. – 45 с.
12. Глущенко И.М. Исследование частичного брикетирования угольной шихты и связующих материалов для заводов Приднестровья / И.М. Глущенко // Кокс и химия. - 1988. – С. 27.
13. Дюканов А.Г. Брикетирование угольных шихт перед коксованием и перспективы его совершенствования/ А.Г. Дюканов [и др.] // Кокс и химия. - 1990. – С. 13.
14. Полях О.А. Производство микро- и нанопорошка карбида кремния на основе техногенного микрокремнезема / О.А. Полях, В.В. Руднева, Н.Ф. Якушевич, Г.В. Галевский. – Вестник горно-

металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. трудов. - Вып. 32. - М.-Новокузнецк: СибГИУ, 2013. - С. 112-131.

15. Полях О.А. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: монография: в 3 т. – т 1: Микрокремнезем в производстве карбида кремния (монография) / О.А. Полях, В.В. Руднева; науч. ред. Г.В. Галевский. – М.: Флинта: Наука, 2007. – 248 с.

16. Якушевич Н.Ф. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия / Н.Ф. Якушевич, Г.В. Галевский. – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. – 250 с.

17. Жуков А.И. Методы очистки производственных сточных вод / А.И. Жуков. - М.: Стройиздат. - 2008. – 114 с.

18. Комарова Л.Ф. Использование воды на предприятиях и очистка сточных вод в различных отраслях промышленности: учебн. пособие / Л.Ф. Комарова, М. А. Полетаева. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2010. – 174 с.

19. Родионов А.И. Защита биосферы от промышленных выбросов. Основы проектирования технологических процессов / А.И. Родионов, Ю.П. Кузнецов, Г.С. Соловьев. – М.: Химия, КолосС, 2005. – 392 с.

20. Сабирова Т.М. Проблемы и перспективы технологии очистки и утилизации сточных вод коксохимических предприятий / Т.М. Сабирова, М.А. Зайденберг // Кокс и химия. - 1999. - № 10. – С. 35-38.

21. Жищенко В.В. Экологические аспекты очистки сточных вод коксохимического производства / В.В. Жищенко, О.А. Полях // в сб.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых / под общей ред. М.В. Темлянцева. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – С. 321-324.

22. Забродина М.В. Эколого-экономические проблемы переработки отходов коксохимического производства / М.В. Забродина // Сб. материалов III молодежного экологического форума. - Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева: Кемерово, 2015. – С. 20 – 21.

23. Сокур А.А. Особенности гранулирования дисперсной составляющей отходов коксохимического производства / А.А. Сокур, П.В. Третьяков, А.И. Кутняшенко // III международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по химии и химической технологии – Киев, 2010. – Режим доступа http://masters.donntu.org/2010/fimm/kutnyashenko/library/0kiev_2/kiev_2.html.

24. Производство кокса [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://metalspace.ru/education-career/osnovy-metallurgii/koks.html>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус.

25. Кулькова Т.Н. Опыт утилизации смолосодержащих отходов коксохимического производства ОАО «НКМК» / Т.Н. Кулькова [и др.]. – Металлург. - 2007. - № 4. – С. 17 – 20.

26. Пат. Способ утилизации отходов коксохимического производства/ Салтанов А.В., Павлович Л.Б., Яхнис В.Е., Пьянков Б.Ф., Калинина А.В., Гайниева Г.Р., Амиров Ю.С., Разинкова Л.В.

27. Промышленная экология [Электронный ресурс] : учебное пособие / В.А. Зайцев. – 2-е изд. (эл.). – Электрон. текстовые дан. (1 файл pdf : 385 с.). – М. : БИНОМ. Лаборатория знаний, 2015.

28. Усик А.Ф. Использование отходов коксохимического производства / А.Ф. Усик, В.Т. Баршполец // Ин-т "Черметинформация", М., 1981 / Обзор, информ. Серия Коксохимическое производство. - Вып 1. - 20 с.

УДК 658.567.5

ПЛАЗМОХИМИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ ГАЛОГЕНОСОДЕРЖАЩИХ ОРГАНИЧЕСКИХ ОТХОДОВ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ ХИМИЧЕСКОЙ И ФАРМАЦЕВТИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Гимпелевич И., Мегидов Е., Мишне И., Рам Ш., Шимон Ю.

***Компания EST - Environmental System & Treatment,
г. Омер, Израиль, hello@sncentral.org***

Аннотация: Рассмотрены технологические основы и оборудование для плазмохимической переработки промышленных галогенсодержащих органических отходов на предприятиях химической и фармацевтической промышленности.

Ключевые слова: плазмохимическая переработка, галогенсодержащие отходы, химическая и фармацевтическая промышленность.

PLASMOCHEMICAL PROCESSING OF INDUSTRIAL HALOGEN CONTAINING ORGANIC WASTES AT THE ENTERPRISES OF CHEMICAL AND PHARMACEUTICAL INDUSTRY

Gimpelevich I., Megidov E., Mishne I., Ram Sh., Shimon Yu.

*Company EST - Environmental System & Treatment,
Omer, Israel, hello@sncentral.org*

Abstract: *Technological basics and the equipment for plasmochemical processing of industrial containing halogens organic waste at the enterprises of chemical and pharmaceutical industry are covered.*

Keywords: *plasmochemical processing, containing halogens waste, chemical and pharmaceutical industry.*

Сегодня экологическую ситуацию в мире можно охарактеризовать как близкую к критической. В течение долгого времени проблема утилизации отходов не была такой актуальной. Однако стремительный рост населения и бурное развитие промышленности привели к росту количества различных отходов в геометрической прогрессии. Природа уже не в состоянии самостоятельно переработать такое огромное количество мусора. Актуальность утилизации твердых бытовых и других видов отходов перестала вызывать сомнения после того, как начали учащаться вспышки различных инфекционных заболеваний, особенно в развивающихся странах. Сейчас загрязнение почвы, воды, воздуха – проблема всей планеты в целом и каждого государства в отдельности.

На последнем саммите ООН по защите климата, который прошел в Париже в декабре 2015 г., перед человечеством была поставлена долгосрочная цель – удержать глобальное потепление на уровне 2 градусов в год и стремиться к тому, чтобы остановить его на уровне 1,5 градусов. Поставленная цель может быть достигнута только путем значительного снижения промышленных выбросов "парниковых субстанций" в атмосферу. Ведущие страны мира взяли на себя обязательство выделять до 2020 г. по 100 миллиардов долларов в год на помощь развивающимся странам в сокращении выбросов и в соответствующей адаптации их промышленности.

В этой связи плазменные методы переработки и утилизации вредных промышленных отходов, с учетом достигнутых на протяжении последних десятилетий результатов научных исследований и накопленного богатого опыта практического использования, несомненно должны сыграть важнейшую роль в решении вышеупомянутых глобальных проблем.

Подробный обзор и анализ существующих плазменных технологий и оборудования для переработки отходов приведен в монографии [1]. В работе подробно рассмотрены преимущества технологий, основанных на применении низкотемпературной плазмы, по сравнению с традиционными методами сжигания отходов, которые сами по себе являются источником загрязнения окружающей среды.

Компания EST была создана примерно 10 лет назад с целью разработки и внедрения оборудования и технологии для плазмохимической переработки газообразных и жидких отходов на предприятиях химической и фармацевтической промышленности. Особенностью метода, предложенного EST, является встраивание отходоперерабатывающего оборудования непосредственно в производственную технологическую линию заказчика. Уже первые испытания [2] показали высокую эффективность предложенной концепции как для жидких, так и для газообразных отходов.

Компанией разработаны два типа автоматизированных установок:

1. G.W.T.S. - Gas Waste Treatment System - для переработки вредных газообразных выбросов.

2. C.W.T.S. - Chemical Waste Treatment System - для переработки опасных жидких отходов, включая суспензии.

Оборудование EST защищено патентами США (US 7,677,185 B2), Европы и Израиля (172764).

На рисунке 1 приведена блок-диаграмма установки G.W.T.S.

В установках компании EST в настоящее время используется плазмотрон, который в соответствии с классификацией [3] относится к типу плазмотронов с фиксацией средней длины дуги уступом. Плазмотрон типа ПДС-3 мощностью до 50 кВт разработан в ИТМО имени А. В. Лыкова НАН Беларуси. Его тепловые и электрические характеристики приведены в работе [4]. Срок службы электродов составляет 200-250 ч по катоду и 150-200 ч по аноду.

Адаптация оборудования EST для конкретных отходов производится следующим образом:

– изучается состав отходов, предоставленный потенциальным заказчиком;

– производится термодинамический и кинетический теоретический анализ возможных химических реакций с целью определения энергозатрат, необходимых для начальной деструкции обраба-

тываемых отходов при контакте с плазменной струей.

– в соответствии с результатами упомянутого выше анализа и предполагаемыми продуктами реакций, проектируется реактор и система газоочистки.

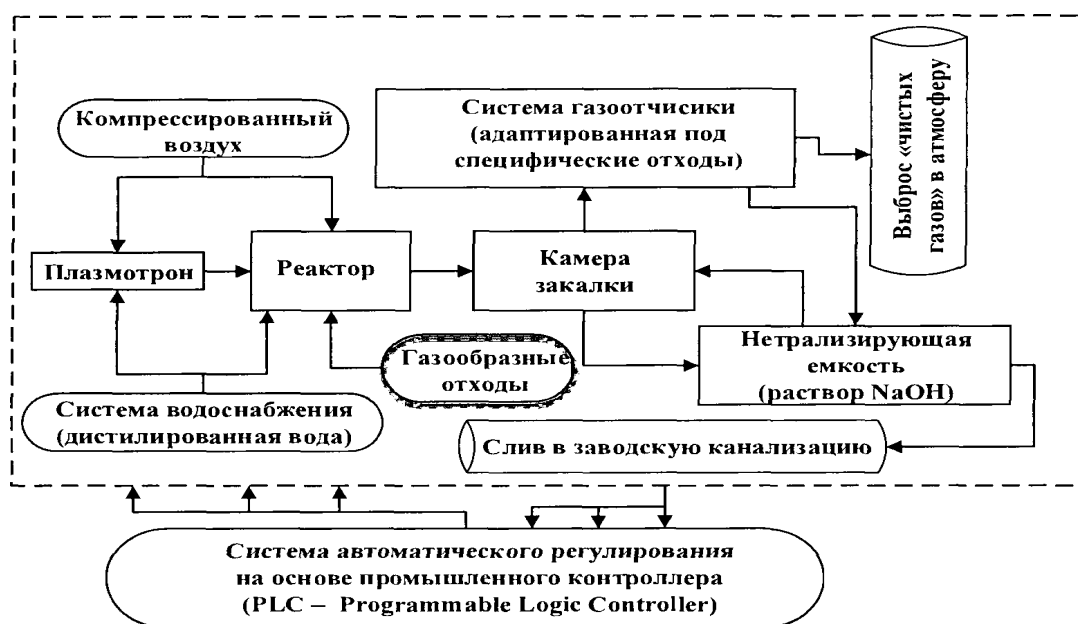


Рисунок 1 – Блок-схема установки для плазменной переработки вредных газообразных отходов

Часто приходится сталкиваться с ситуацией, когда генерируемые отходы существенно изменяются во времени как по расходу, так и по концентрации TOC (Total Organic Carbon). Для преодоления возникающих при этом проблем разработана система автоматического регулирования процесса, которая позволяет регулировать мощность плазмотрона и расходы реакционного воздуха (окислителя) в зависимости от параметров отходов, поступающих на переработку и состава выхлопных газов. Алгоритм управления также подлежит адаптации для специфических отходов.

В компании имеется опыт переработки следующих отходов: метилхлорид, суспензии, содержащие хлор- и броморганику, метилхлорид, метилбромид, гексан и смеси различных углеводородов.

На рисунке 2 приведена фотография одной из установок EST для утилизации газообразных отходов, работающей на одном из нефтеперерабатывающих заводов в Италии.

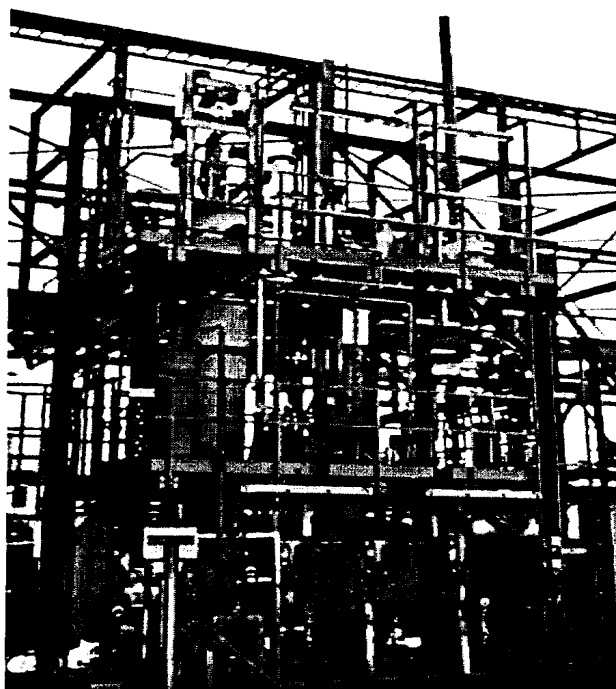


Рисунок 2 – Одна из установок EST на нефтеперерабатывающем заводе в Италии

Библиографический список

1. Моссэ А.Л., Савчин В.В. Плазменные технологии и устройства для переработки отходов. - Минск: Беларус. навука, 2015. - 411 с.
2. Simon Y., Mishne I., Megidov Y. On-site Plasma Based Wastes Treatment of Chemical, Pharmaceutical & Others Industries. The 9th Annual Ecological Immigrant Scientists Conference. Jerusalem: Noy, 2006. - Pp. 69-74.
3. Жуков М.Ф., Засыпкин И.М. и др. Электродуговые генераторы термической плазмы. - Новосибирск: Наука, 1999. - 712 с.
4. Моссэ А.Л. Унифицированный ряд электродуговых плазмотронов для плазменных нагревательных устройств. - Минск, 1988. - 40 с. (Препринт / Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова, № 6).

УДК 658.567.1

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРЕМНЕЗЕМА

Кондратьев В.В.¹, Колосов А.Д.¹, Горовой В.О.¹, Небогин С.А.¹, Ёлкин К. С.²,
Немаров А.А.¹, Иванов А.А.¹

¹*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, vog@istu.edu*

²*ООО «ОК РУСАЛ Инженерно-технологический центр»,
г. Красноярск, Россия, k.yolkin@mail.ru*

Аннотация: В докладе рассматривается возможность получения наноразмерного диоксида кремния из пыли сухой газоочистки кремниевого производства термическими способами. Приводится анализ химического и гранулометрического составов исходной пыли, пыли после прокаливания в муфельной печи. Предлагается новая технология термовихревого обогащения пыли сухой газоочистки кремния с целью получения нанокремнезема, приводятся результаты моделирования и лабораторных исследований.

Ключевые слова: наносилика, нанокремнезем, диоксид кремния, ресурсосбережение, обогащение.

RESOURCE SAVING TECHNOLOGY OF OBTAINING NANOSILICA

Kondratiev V.V.¹, Kolosov A.D.¹, Gorovoy V.O.¹, Nebogin S.A.¹, Elkin K.S.²,
Nemarov A.A.¹, Ivanov A.A.¹

¹*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, vog@istu.edu*

²*LLC RUSAL Engineering and Technological Centre,
Krasnoyarsk, Russia, k.yolkin@mail.ru*

Abstract: The report considers the possibility of nanoscale silica from dust dry gas cleaning silicon production by thermal methods. The analysis of the chemical and granulometric composition of the initial dust, dust after incineration in a muffle furnace. A new technology is proposed termovihrevoy the enrichment of the dust of dry gas purification of silicon with the purpose of obtaining nanogrammes, the results of modeling and laboratory studies.

Keywords: nanosilica, nanogrammes, kremnijorganicheskie dioxide, enrichment.

Нанокремнезем. Нанокремнезем является одним из наиболее востребованных в современной промышленности наноматериалом. Различные виды аморфного нанокремнезема применяются в строительстве, в резинотехнической, химической, шинной, пищевой и других областях промышленности, существуют перспективы применения в металлургии [1-2]. Нанокремнезем высокой чистоты находит применение в медицине и необходим для многих научных исследований.

Высокая востребованность нанокремнезема объясняется его уникальными физико-химическими свойствами:

- нанокремнезем химически нейтрален по отношению ко многим известным минеральным и

органическим соединениям, однако хорошо реагирует, например, с плавиковой кислотой с образованием кремнефтористоводородной кислоты;

- имеет большую удельную поверхность, благодаря чему широко применяется в качестве сорбентов, модификаторов и т.д.

В зависимости от чистоты, гранулометрического состава, природы происхождения и способа получения, стоимость различных разновидностей нанокремнезема может отличаться в тысячи раз.

Пыль газоочистки кремниевого производства. При производстве кремния в рудотермических печах выделяется **большое количество** пыли, которая на сегодняшний день является одним из накапливающихся отходов. Российские предприятия, производящие технический кремний, переходят на технологию сухой газоочистки, одной из ступеней которой является улавливание пыли при помощи рукавных фильтров. Именно пыль, уловленная рукавными фильтрами (далее – пыль рукавных фильтров), представляет наибольший интерес для получения аморфного нанокремнезема.

Для исследований в рамках тематики доклада были отобраны пробы пыли рукавных фильтров ЗАО «Кремний» в г. Шелехов. Пыль рукавных фильтров ЗАО «Кремний» имеет химический состав, приведенный в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав пыли рукавных фильтров ЗАО «Кремний»

№ п/п	Вещество	Содержание, %
1	SiO ₂	> 92
2	C	< 8
3	Возможные примеси	< 1

Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров приведен на рисунке 1 и в таблице 2.

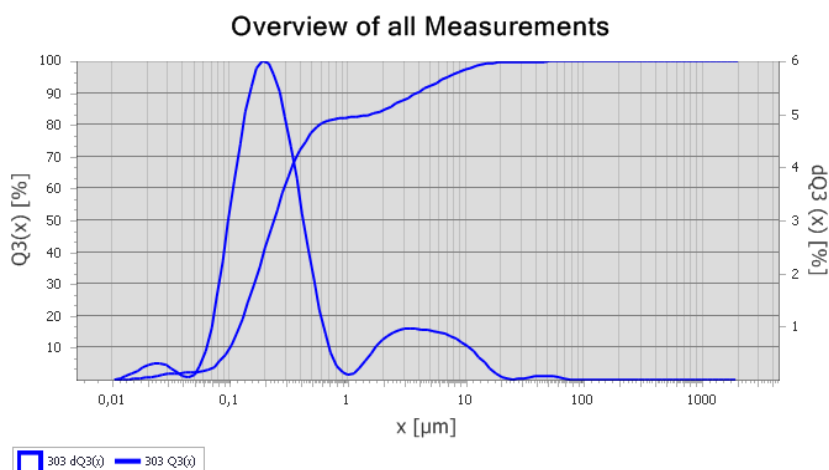


Рисунок 1 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров ЗАО «Кремний»

Таблица 2 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров ЗАО «Кремний»

х меньше, мкм	Q (x), %
0,1	10,1
0,2	29,4
0,3	58,6
0,5	77,7
0,8	81,9
1,3	82,6
2,3	85,4
3,8	89,8
6,5	94,3
10	97,3
18	99,4
30	99,6

Из химического и гранулометрического анализов видно, что пыль рукавных фильтров пред-

ставляет собой смесь наноструктур на основе диоксида кремния и углерода. Выделение нанокремнезема является перспективным направлением для исследований [3-10].

Термическая обработка пыли газоочистки. Исходя из химического состава пыли, представляется целесообразным использование термической обработки пыли рукавных фильтров для окисления (выжигания) углерода и получения кремнезема определенной чистоты.

В рамках лабораторного эксперимента была проведена серия опытов по выжиганию углерода из пыли рукавных фильтров с использованием лабораторной муфельной печи ЭКПС-10. Кюветки с пылью рукавных фильтров помещались в камеру печи на время 5-45 минут, при различной температуре 450-800 °С.

Серия экспериментов показала, что наиболее оптимальным режимом отжига является выдержка в течение 15 минут при температуре 650°С. Дальнейшее увеличение времени отжига не приводит к более полному выгоранию углерода, а увеличение температуры больше 650 °С приводит к значительному спеканию частиц и образованию крупных устойчивых конгломератов.

Визуальное сравнение исходной и отожженной пыли рукавных фильтров показывает, что отожженная пыль значительно белее исходной, что свидетельствует об уменьшении количества углерода.

В таблице 3 приведен химический состав пыли рукавных фильтров, отожженной при 650°С в течение 15 минут.

Таблица 3 – Химический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в муфельной печи

№ п/п	Вещество	Содержание, %
1	SiO ₂	> 98
2	C	< 2
3	Возможные примеси	< 1

Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в муфельной печи, приведен на рисунке 3 и в таблице 2.

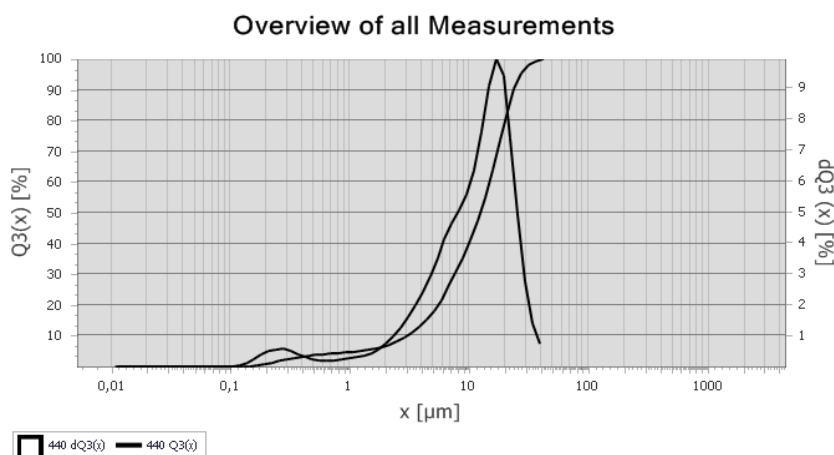


Рисунок 2 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в муфельной печи

Таблица 4 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в муфельной печи

x in μm	Q3(x) in %
0,1	0
0,2	0,3
0,3	2,1
0,5	3,7
0,8	4,3
1,3	5,2
2,3	7,4
3,8	12,8
6,5	24,8
10	39,8
18	73,4
30	96,7

Результаты анализов пыли рукавных фильтров, отожженной в муфельной печи, показывают, что часть углерода успешно окисляется, увеличивая процентное содержание кремнезема. Однако, наблюдается значительное увеличение размера частиц. Данные частицы не поддаются разбиению при помощи ультразвука т.к. произошло спекание частиц из-за длительного воздействия температуры. Метод отжига пыли рукавных фильтров в муфельной печи показал свою работоспособность, однако были выявлены следующие недостатки:

- Недостаточное выгорание углерода;
- Спекание частиц кремнезема в крупные конгломераты;
- Большие затраты энергии в пересчете на килограмм выходного продукта.

В результате изучения процесса термообработки пыли рукавных фильтров на примере отжига в муфельной печи, авторами был предложен способ выжигания углерода, не имеющий вышеперечисленных недостатков.

Термовихревое обогащение.

Предлагаемым способом является термовихревое обогащение пыли рукавных фильтров. Пыль подается тангенциально в нижнюю часть рабочей камеры печи вместе с газом, разогретым до температуры 650°C, такой способ позволяет окислять значительно большее количество углерода в единицу времени благодаря большой реакционной способности частиц, находящихся во взвешенном состоянии. Кроме того, во взвешенном состоянии удастся добиться низкой спекаемости частиц нанокремнезема.

Лабораторные исследования. Для подтверждения гипотезы возможности термовихревого обогащения пыли рукавных фильтров, была построена лабораторная установка, общий вид которой приведен на рисунке 3.

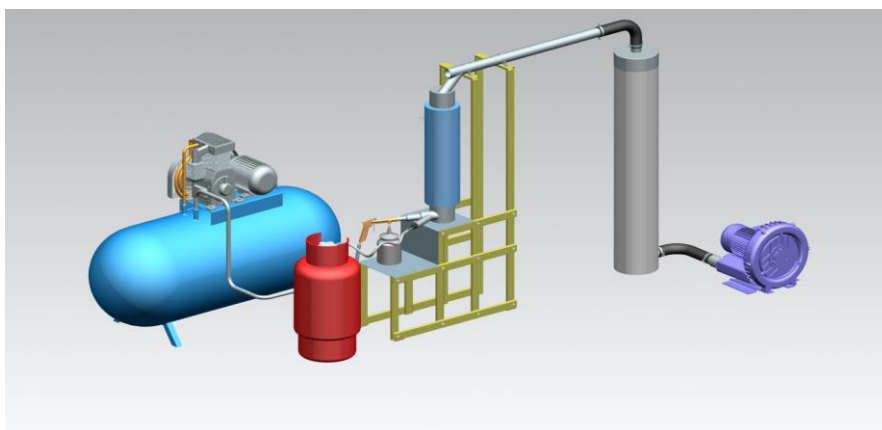


Рисунок 3 – Общий вид лабораторной установки для обогащения пыли рукавных фильтров

Для подачи сырья в камеру печи используется сжатый воздух, температура в рабочей камере печи обеспечивается пропановой горелкой. Улавливание обогащенной пыли производится при помощи рукавного фильтра. Для создания разряжения с чистой стороны фильтра применена воздушудвка.

В ходе лабораторных экспериментов на указанной установке был получен продукт со следующими характеристиками – 1 гранулометрический состав приведен на рисунке 4 и в таблице 5, химический состав приведен в таблице 6.

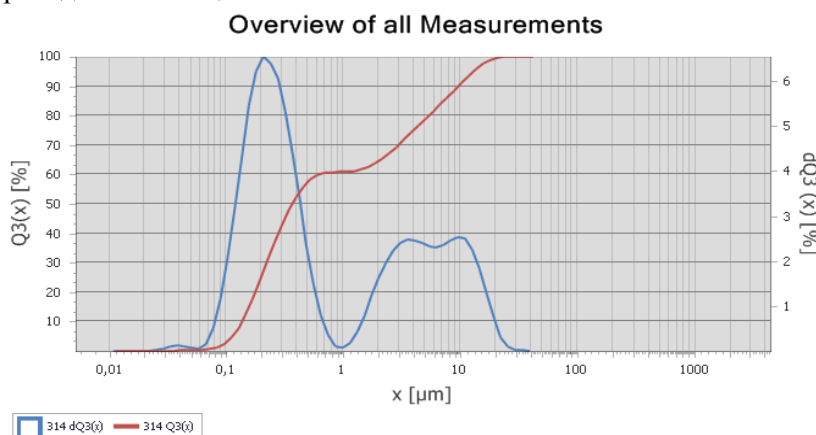


Рисунок 4 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в лабораторной установке

Таблица 5 – Гранулометрический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в лабораторной установке

x in μm	Q3(x) in %
0,1	2,9
0,2	24,9
0,3	43
0,5	57,3
1	60,9
1,5	61,9
3	70
5	78,8
10	90,5
15	97
25	99,8
45	100

Таблица 6 – Химический состав пыли рукавных фильтров, отожженной в лабораторной установке

№ п/п	Вещество	Содержание
1	SiO ₂	> 98,5
2	C	< 1,5
3	Возможные примеси	< 1

Выводы. Лабораторные исследования показали работоспособность метода термовихревого обогащения пыли рукавных фильтров кремниевого производства. Удалось добиться заметного снижения количества углерода, а также не допустить чрезмерного спекания частиц диоксида кремния. Большой степени окисления углерода без повышения температуры можно добиться путем увеличения времени нахождения частиц в рабочей камере печи. Одним из способов увеличения времени нахождения в рабочей зоне может быть увеличение размера рабочей камеры.

Дальнейшим направлением исследований является разработка и постройка установки термовихревого обогащения с большим размером рабочей камеры, что позволит произвести более полное сжигание углерода, а также наработать большее количество продукта для изучения его потребительских качеств.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 02.G25.31.0174 «Разработка комплексной ресурсосберегающей технологии и организация высокотехнологичного производства наноструктур на основе углерода и диоксида кремния для улучшения свойств строительных и конструкционных материалов» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.

Библиографический список

1. Кондратьев В.В., Иванчик Н.Н., Петровская В.Н., Немаров А.А., Карлина А.И. Переработка и применение мелкодисперсных отходов кремниевого производства в строительстве. В сборнике: Олон Улсын Бетоны XIV БАГА ХУРАЛ Материалы международного строительного симпозиума. 2015. С. 105-114.
2. Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Балановский А.Е., Иванчик Н.Н., Карлина А.И. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. 2016. Т. 9. № 5. С. 671-685.
3. Кондратьев В.В., Карлина А.И., Немаров А.А., Иванов Н.Н. Результаты теоретических и практических исследований флотации наноразмерных кремнийсодержащих структур, Техника и технологии, 2016, 9(5), С 657-670.
4. Кондратьев В.В., Немаров А.А., Ржечицкий А.Э., Иванов Н.А., Лебедев Н.В. Способ извлечения наноразмерных частиц из техногенных отходов производства флотацией // патент на изобретение RU 2500480 10.12.2013.
5. Карлина А.И. Изучение гидродинамики гравитационного обогащения полезных ископаемых // Вестник ИрГТУ. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. -2015. № 3. С. 194-199.
6. Карлина А.И. Изучение структуры внутренних течений и волнового движения водного и

взвесенесущего потока // Вестник ИрГТУ. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. -2015. № 4. С. 137-145.

7. Немчинова Н.В., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Ершов В.А. Новые технологические решения по переработке отходов кремниевого производства, Металлург, 2013, 5, С 92-95.

8. Ершов В.А., Горовой В.О., Карлина А.И. Управление технологическим процессом переработки отходов кремниевого производства // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. 2016. № 4 (52). С. 114-121.

9. Nemarov A., Lebedev N., Kondrat'ev V., Korniyakov M., Karlina A.I. Theoretical and experimental research of parameters of pneumatic aerators and elementary cycle flotation // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 20. С. 10222-10226.

10. Иванчик Н.Н., Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Карлина А.И. Изучение свойств тонкодисперсных отходов кремниевого производства методами электронной микроскопии, Сборник докладов VII международного Конгресса «Цветные металлы и минералы», 2015. С. 234-235.

УДК 620.191.32

ПЕРСПЕКТИВЫ УТИЛИЗАЦИИ ОКАЛИНЫ ПРОКАТНЫХ ПРОИЗВОДСТВ

Горшкова О. С., Матюхин В. И.

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
г. Екатеринбург, Россия, yalo-94@mail.ru, matyhin53@mail.ru*

Аннотация: Возрастающее накопление техногенных отходов, удорожание энергоресурсов и шихтовых материалов, ужесточение природоохранных нормативов приводят к необходимости поиска экономических и эффективных способов и оборудования для переработки и возврата в производство металлоотходов. В данной работе представлена технологическая установка для переработки замасленной окалины и дальнейшее ее брикетирование.

Ключевые слова: техногенные отходы, замасленная окалина, утилизация, технологическая установка, брикетирование.

PROSPECTS OF UTILIZATION OF MILL SCALE ROLLING PRODUCTION

Gorshkova O.S., Matyukhin V.I.

*Ural Federal University named after the first President
of Russia B.N. Yeltsin,
Ekaterinburg, Russia, yalo-94@mail.ru, matyhin53@mail.ru*

Abstract: The increasing accumulation of industrial waste, and rising energy and charge materials, stricter environmental regulations lead to the necessity of finding economical and efficient methods and equipment for processing and return to production of scrap. In this paper, a technological plant for the processing of oily scale and its further briquetting is presented.

Keywords: industrial waste, oily scale, recycling, technological plant, briquetting.

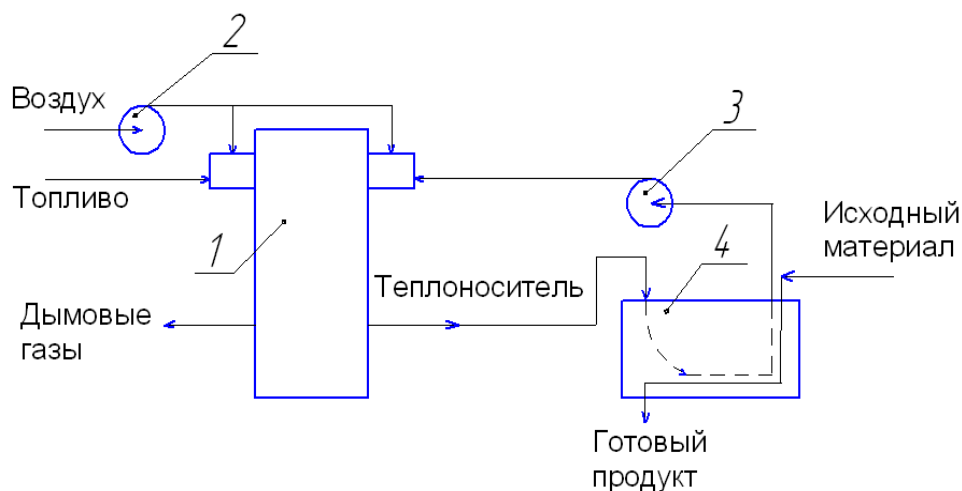
Лабораторные исследования вещественного состава проб водо-маслосодержащих отходов ряда металлургических заводов показали, что содержание масла в таких материалах достигает 8...16 %, влаги 6...18 % и зависит от длительности хранения их в открытых отвалах. Прямое использование замасленной окалины в металлургическом переделе осложнено мелкодисперсным физическим состоянием окалины и образованием масляного тумана при ее тепловой обработке, который способен конденсироваться в газоотводящих каналах агрегатов металлургического передела [1]. Вместе с тем этот материал содержит до 70-72 % железа при минимальном количестве соединений серы и может служить основой для повышения эффективности металлургического производства. При этом каждый дополнительный 1% железа обеспечивает повышение производительности доменной печи как минимум на 1,5-2,0 % и снижение расхода кокса на 1,0-1,5 %.

Основной причиной, затрудняющей эффективную термическую переработку окалины, являются значительные колебания содержания в ней масла и влаги, что приводит при огневом обезмасливании к нарушениям технологического процесса, связанных с образованием настывов при повышении температуры процесса, низкой стойкостью огнеупорной футеровки печей, образованием сажи-

стого углерода, и необходимость дожигания горючих компонентов, концентрация которых в отходящих газах не превышает 5...7 %. Последнее представляет трудно разрешимую инженерную задачу. Более устойчивым и надежным является процесс термической переработки окалины, основанный на возгонке масла без его сжигания в печной установке, и сжигание концентрированной парогазовой смеси в циклонной топке с последующим использованием тепла в котле - утилизаторе.

Предлагаемая технология основывается на низкотемпературной обработке замасленной окалины высокоскоростным потоком продуктов полного сжигания топлива в установке вихревого (циклонного) типа [2]. При этом удаление масла и воды производится путем их возгонки при нагреве материалов до температуры 400...450 °С. Поток теплоносителя образуется в результате факельного сжигания топлива при минимуме избытка воздуха. В результате в нагреваемых газах отсутствует свободный кислород или его концентрация незначительна, что предотвращает воспламенение паров масла в рабочем пространстве реактора.

Разработана тепловая схема установки (рисунок 1) с использованием тепла от сжигания масел, позволяющая уменьшить расход топлива на процесс тепловой обработки маслосодержащих дисперсных материалов.



1- циклонная печь; 2 - вентилятор; 3 - дымосос; 4 - реактор

Рисунок 1 – Тепловая схема установки

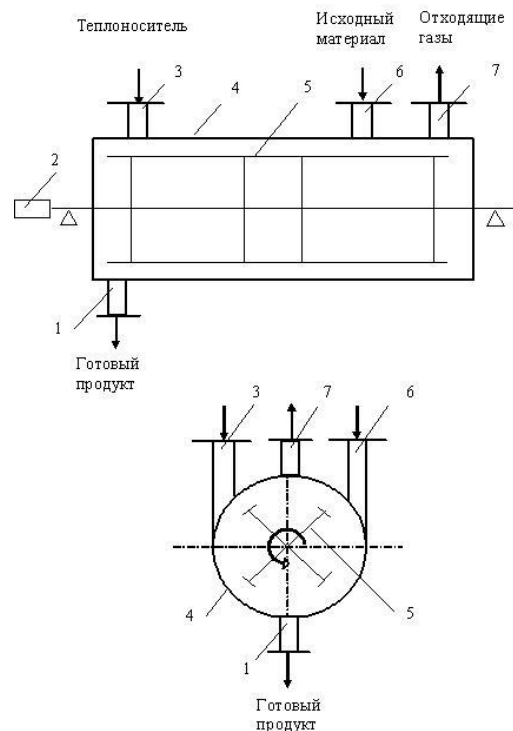
Схема реактора показана на рисунке 2. Устройство имеет циклонную камеру (реактор) (4) с тангенциальным подводом теплоносителя через патрубок (3). Реактор размещается под углом к горизонту примерно 1-3 градуса. Внутри реактора вращается устройство пересыпания (ротор) (5) с лопатками длиной примерно равной длине реактора, имеющими диаметр, меньший диаметра реактора. Исходный материал через патрубок (6) подается в реактор и движется навстречу потоку газов в осевом направлении.

При вращении лопаток слой перемещается по спирали вдоль наклонного корпуса реактора. Изменяя число оборотов электропривода ротора (2), управляют временем обработки материала в реакторе. Готовый продукт выгружается через патрубок (1).

Тангенциальная скорость теплоносителя и вектор скорости вращения ротора направлены навстречу друг другу. Газовый поток за счет тангенциального ввода с высокой скоростью приобретает интенсивное вращение в поперечном сечении реактора. За счет высокой относительной скорости между газом и материалом и пересыпания дисперсного материала лопатками ротора происходит интенсивный нагрев материала.

Сочетание интенсивного вращения газового потока с перемещением материала лопатками ротора создают уникальный эффект тепло- и массопереноса, который можно назвать как роторно-вихревой процесс тепловой обработки материалов.

Предлагаемая технологическая установка позволяет также утилизировать маслосток и отработанные смазочно-охлаждающие жидкости с содержанием масла до 5...25 %, нефтешламы с содержанием нефтепродуктов более 25 %, замасленную ветошь, ткани, древесные опилки с содержанием масла более 15 % с получением сухого продукта в виде окалины, соответствующей ГОСТ 2787-75, и потока высокотемпературных газов, теплоту которого можно утилизировать традиционными способами.



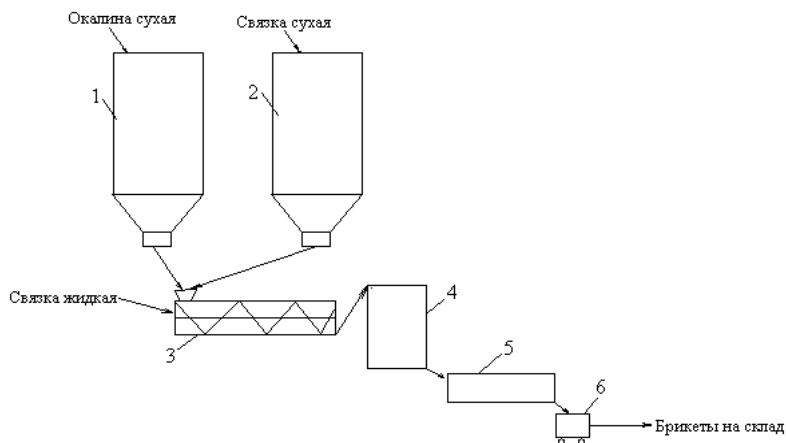
1, 3, 6, 7 – патрубок; 2 – электропривод; 4 – реактор; 5 – ротор

Рисунок 2 – Схема устройства для тепловой обработки дисперсных материалов

Окалина по физическому состоянию представляет собой мелкодисперсные материалы с достаточной сыпучестью для транспортирования методом пересыпания.

Для брикетирования обезмасленной окалины предлагается схема (рисунок 3) получения прессованных брикетов достаточной для транспортирования до места использования прочностью.

Она предполагает подачу окалины и органической связки из бункеров (1, 2) в смеситель (3) для гомогенизации исходной шихты, далее в валковый пресс (4). После упрочнения брикетов в осушителе (5) готовые изделия направляются потребителю или на склад (6).



1, 2 – бункера; 3 – смеситель; 4 – пресс; 5 – осушитель; 6 – выгрузка готовых брикетов

Рисунок 3 – Схема производства брикетированной обезмасленной окалины

Нами разработано органическое связующее на основе смеси натриевых и полиалкеленоксидных производных полиметилсульфокислот и производных гликозидов. Его отличительной особенностью является практически полное отсутствие сернистых соединений, высокая степень полимеризации даже при комнатной температуре с получением прочной структуры, недефицитность, относительно низкая цена. Согласно предложениям производителя, введение этих добавок улучшает формовочную способность исходной шихты, повышает эффективность слипания частиц дисперсных компонентов, уменьшает их расслаиваемость, обеспечивает повышение плотности брикетов, улучша-

ет однородность микроструктуры, реологические и механические свойства.

Предварительные исследования возможности получения брикетов показали возможность создания отдельных кусков прочностью до 3000Н/брикет с высокой транспортабельной прочностью (количество сбрасываний на металлическую плиту с высоты 1 м более 50 раз). Испытания получаемых брикетов в условиях восстановительно-тепловой обработки (Линдер) показали хорошие прочностные свойства (выход класса – 0,5мм составил не более 15 %).

Ориентировочные затраты на изготовление одного брикетировочного комплекса мощностью 50 тыс. т в год составят около 80,0 млн. рублей. Эти затраты не включают расходы на строительные работы и предполагают использование серийного оборудования для утилизации масла.

Библиографический список

1. Аксенов В.И. Проблемы утилизации окалинмаслосодержащих осадков на предприятиях черной металлургии / Аксенов В.И., Аникин Ю.В., Никулин В.А., Павлова Т.Г. // Экологические проблемы промышленных регионов. Екатеринбург, 2001. С. 35.

2. Способ утилизации маслоокалиносодержащих отходов: а. с. № 2037541 Россия: G5/04 / В.П. Ульянов, А.Г. Злобин, Г.С. Умнов [и др.] // Открытия. Изобретения. 1995. С. 153.

УДК 666.193

СИСТЕМА ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА СИЛИКАТНОЙ СТРУИ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ

Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г., Шеховцов В.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, vgg-tomsk@mail.ru*

Аннотация: Плазменные технологии, используемые для получения высокотемпературных силикатных расплавов, позволяют добиться стабильно высоких температур, обеспечивают переход исходных силикатных материалов в расплавленное состояние. Силикатный модуль таких отходов значительно выше, чем у сырьевых материалов (базальт), традиционно используемых для получения силикатных расплавов при производстве минеральных волокон. Дальнейшее проведение исследований в данной области предполагает использовать в качестве сырья для получения высокотемпературных силикатных расплавов золошлаковые отходы, химический состав таких отходов позволяет утилизировать их путем переработки в минеральные волокна с использованием энергии низкотемпературной плазмы.

Ключевые слова: золошлаковые отходы, плазменная технология, силикатный расплав, дополнительная система нагрева, минеральное волокно.

SYSTEM ADDITIONAL HEATING OF SILICATE JET IN THE MELTING OF INDUSTRIAL WASTE

Volokitin G.G., Skripnikova N.To., Volokitin O.G., Shekhovtsov V.V.

*Tomsk state University of architecture and construction,
Tomsk, Russia, vgg-tomsk@mail.ru*

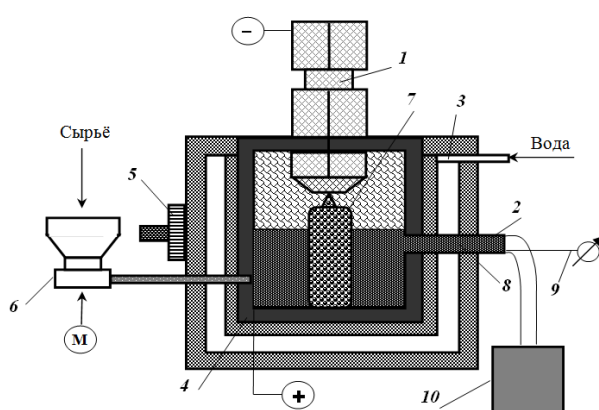
Annotation: Plasma technologies used to produce high-temperature silicate melts allow achieving stably high temperatures, ensuring the transition of the initial silicate materials to the molten state. The silicate module of such wastes is much higher than that of raw materials (basalt), traditionally used for the production of silicate melts in the production of mineral fibers. Further research in this area assumes the use as raw material for obtaining high-temperature silicate melts, ash-and-slag waste, the chemical composition of such wastes can be recycled by processing into a silicate melt using low-temperature plasma energy.

Key words: ash and slag wastes, plasma technology, silicate melt, additional heating system, mineral fibers.

На субъекты в нашей стране существенное негативное влияние оказывает высокая доля энергетических промышленных отходов. Огромные количества золы и шлака скопились в отвалах, занимающих ценные земельные угодья. Содержание золошлаковых отходов требует значительных затрат.

В то же время золы и шлаки тепловых электрических станций можно эффективно использовать в производстве различных строительных материалов, что подтверждается многочисленными научными исследованиями и практическим опытом [1-4]. Актуальность темы определяется особой ролью внедрения энергии низкотемпературной плазмы в энергетические производства в связи с принципиальным изменением условий функционирования предприятий электроэнергетической отрасли, развитием процессов реструктуризации энергетических объектов. Таким образом, применения плазменных технологий целесообразно развивать с учетом общенаучной системной методологии.

С учетом накопленного опыта по созданию плазменных плавильных агрегатов на кафедре «Прикладная механика и материаловедение» Томского государственного архитектурно-строительного университета, разработана электроплазменная установка для получения тугоплавкого силикатного расплава. На рис. 1. представлена схема электроплазменной установки. Установка состоит из основных элементов: плазмотрон 1; водоохлаждаемой плавильной печи 3; дозатор 6. Эксперименты проводились при следующих параметрах: мощность плазменного генератора 45 кВт; расход плазмообразующего газа 0,5 г/с, расход сырья 5 кг/ч.



1 – плазмотрон; 2 – сливной желоб; 3 – система водоохлаждения; 4 – графитовый корпус; 5 – катушка индуктивности; 6 – дозатор; 7 – плазменная дуга; 8 – расплав; 9 – датчик с измерителем температуры; 10 – источник дополнительного нагрева струи расплава

Рисунок 1 - Схема плазменной установки для получения силикатного расплава

Принцип работы установки основан на взаимодействии высококонцентрированного потока плазмы с порошкообразным тугоплавким силикатосодержащим материалом (зола после сжигания каменных углей) в результате, которого осуществляется, нагрев дисперсных частиц с последующим образованием расплава. Использование конструкции дозирующего устройства со шнековым устройством осуществляет подачу материала с боковой части корпуса плазменного генератора. Сырье вводится в состав уже образованного расплава и в результате нагрева по всему объему плавильной печи производится плавление мелкодисперсного материала. Дополнительно при подключении катушек индуктивности (количество витков $N=1000$), протекающий электрический ток ($I=1\text{ А}$) создают магнитное поле воздействующее на плазменную струю, вектор магнитной индукции направлен перпендикулярно истечению соответствующей струи плазмотрона. Магнитное поле оказывает существенное влияние на свойство плазмы: заряженные частицы проводящей плазмы движутся вдоль линий индукции магнитного поля, происходит обжатие струи в направлении истечения, объем ее увеличивается, что приводит к равномерному нагреву и плавлению дисперсного материала. В качестве системы охлаждения используется водоохлаждающий канал плавильной печи, в который через патрубки подают воду, во избежание перегрева стенок. Так же, чтобы избежать прогорания и прочих повреждений, была установлена графитовая защита на стенки, внутри установки. После достижения расплава уровня сливного желоба, происходит его слив в установленный приемник (тигель).

В процессе получения расплава из золошлаковых отходов выделяют несколько стадий фазовых превращений: дегидратация, силикатообразование, гомогенизация и охлаждение со скоростью, предотвращающей процессы кристаллизации. Плазменный нагрев существенно влияет на термические преобразования в материале на всех стадиях обработки. Под действием энергии плазмы на начальной стадии (300-600 К) испаряется свободная вода, дегидратация происходит при резком повышении температуры (термическом ударе). Влага удаляется не только в парообразном, но и в жидком виде. Далее происходит плавление материала (1600-2100 К), при этом растут количество и глубина дефектов кристаллической решетки минералов. В процессе нагрева силикатного расплава его температура увеличивается до 2200-2700 К, при этом расплав под действием высококонцентрирован-

ных тепловых потоков гомогенизируется. Газообразование и гомогенизация протекают в интенсивном режиме (расплав кипит). При этом электропроводность расплава способствует увеличению его температуры за счет Джоулева нагрева (часть тока проходит по расплаву).

После выхода расплава из сливного желоба в окружающую среду температура его резко уменьшается, расплав охлаждается, его вязкость увеличивается. При этом получить качественные минеральные волокна практически невозможно. Для устранения этого недостатка был разработан дополнительный элемент, позволяющий оперативно изменять температуру струи силикатного расплава на выходе из плавильной печи. Дополнительный источник нагрева струи расплава [10] состоит из следующих основных узлов и элементов: направляющая воронка, устройство для раздува расплава в волокна, источник питания постоянного тока. Воронка, изготовленная из электропроводного материала, закреплена под леткой, установленной в боковой стенке печи. Токоподводы регулируемого источника питания постоянного тока подключены к воронке и устройству для раздува, что обеспечивает протекание тока по участку струи расплава между этими элементами за счет электропроводности расплавленного сырьевого материала. Использование такой схемы позволяет осуществлять дополнительный подогрев расплава для обеспечения требуемой вязкости путем изменением силы тока, протекающего в струе.

Для подтверждения, описанного выше процесса измерялась температура силикатного расплава вытекающей из плавильной печи. Измерение температуры производилось в трех точках: T_1 - на выходе из плавильной печи; T_2 – середина струи; T_3 – расплав в приемнике. Длина силикатной струи исходящей из плавильной печи равна 100 мм. В работе использовался пирометром Кельвин Компакт 3000 ПЛЦ позволяющий измерить температуру от 800 до 3000 °С. Погрешность измерения ± 1 °С. Результаты измеренной температуры силикатного расплава представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Температура расплава на выходе из плазменного реактора.

№	I, А	U, В	Температура силикатного расплава, °С		
			T1	T2	T3
0*	—	—	1650	1600	1570
1	45	160	1720	1680	1600
2	60	145	1795	1710	1630
3	75	140	1800	1740	1650
4	120	130	1820	1770	1660
* Температура расплава при выходе из летки плавильной печи					

В результате выполненных экспериментальных работ созданная схема дополнительного подогрева струи силикатного расплава на выходе из плазменного реактора, путем пропускания через нее электрического тока, позволяет оперативно влиять на значения температуры и вязкости расплавленного материала и как следствие на качество получаемой готовой продукции. Изменение мощности тока, протекающего по струе расплава от 7.2 до 15.6 кВт, повышает среднюю температуру струи. Полученный расплав обладает требуемой вязкостью для производства минеральных волокон. В результате, можно констатировать, что переработка золошлаковых отходов позволяет оказать существенное влияние на экологическую обстановку в РФ.

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ (номер проекта 11.8207.2017/8.9). Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Томской области в рамках научного проекта № 16-48-700656 p_a.

Библиографический список

1. О.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов. Отходы энергетических производств – перспективное сырье для производства минеральных волокон. Сборник научных статей 2-й Международной молодежной научной конференции: в 3-х томах. г. Курск, 23 апреля 2013-25 апреля 2014 г. с. 120-124.
2. О.Г. Волокитин, Н.К. Скрипникова, Г.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов, В.И. Верещагин, А.И. Хайсундинов. Минеральное волокно, полученное в агрегатах низкотемпературной плазмы из продуктов сжигания каменного угля и горючих сланцев. Строительные материалы, 2013, № 11, с. 44-46.
3. О.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов. Использование энергии низкотемпературной плазмы для выработки силикатного расплава. Сборник научных трудов III Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» ВТСНТ - 2014. с. 43-48.
4. О.Г. Волокитин, Н.К. Скрипникова, Г.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов, А.И. Хайсундинов. Электродуговые и электроплазменные устройства для переработки силикатсодержащих отходов. Из-

вестия высших учебных заведений. Физика. Т. 57. №3-3, 2014, с. 109-113.

5. О.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов. Плазменная технология получения высокотемпературных силикатных расплавов. Сборник научных трудов в 2-х томах. Национальный исследовательский Томский политехнический университет; Редакторы: Лопатин В.В., Яковлев А.Н.. 2013. с. 24-25.

6. Волокитин О.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин Г.Г., Шеховцов В.В., Верещагин В.И., Хайсундинов А.И. Минеральное волокно, полученное в агрегатах низкотемпературной плазмы из продуктов сжигания каменного угля и горючих сланцев. Строительные материалы. 2013. № 11. С. 44-46.

7. Волокитин О.Г., Шеремет М.А., Шеховцов В.В. Конвективный теплоперенос при получении силикатных расплавов в плазмохимическом реакторе. В сборнике: Материалы XI Международной конференции по неравновесным процессам в соплах и струях (NPNJ'2016) Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет). 2016. С. 178-180.

8. Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Потеев А.И., Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. Утилизация силикатных отходов при производстве минеральных волокон с помощью энергии низкотемпературной плазмы. Высокоэнергетические материалы: демилитаризация, антитерроризм и гражданское применение тезисы XII Международной конференции «HEMs-2016». 2016. С. 162-165.

9. Волокитин О.Г., Верещагин В.И., Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Шеховцов В.В. Анализ процессов традиционного и плазменного плавления золы ТЭЦ. Техника и технология силикатов. 2016. Т. 23. № 3. С. 2-5.

10. Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. Влияние электрического тока на температуру силикатного расплава при получении минерального волокна. Бюллетень науки и практики. 2017. № 9(22). С. 92-97.

УДК 04.55.054:662 (470.6)

УСКОРЕННАЯ РЕКУЛЬТИВАЦИЯ ОТХОДОВ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО ОБОГАЩЕНИЯ

Водолеев А.С., Бердова О.В., Юмашева Н.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, botanik-egf@yandex.ru*

Аннотация. Рекультивация включает в себя комплекс мероприятий, направленных на формирование на поверхности промышленных отвалов благоприятного корнеобитаемого слоя различными способами с последующим использованием этой площади. Консервация – это закрепление поверхности отвалов механическим путём или путём озеленения поверхности отвалов при предварительном нанесении минимального слоя почвы, торфа, минеральных удобрений, ростовых веществ, нетрадиционных почвоулучшителей – осадков сточных вод (ОСВ). В результате проведенных работ на поверхности отходов железорудного обогащения обогатительной Абагурской агломерационной фабрики были сформированы технозёмы – искусственные почвы с корнеобитаемым слоем, состоящим из смеси ОСВ и материала хвостохранилищ. Созданы рекультивированные участки на отходах железорудного обогащения, которые обеспечивают эрозионную устойчивость поверхности хвостохранилищ и консервацию отходов обогащения. Химические и агрохимические параметры технозёмов на протяжении 2-х лет их развития изменились. Наблюдается некоторое подщелачивание среды и резкое снижение содержания в субстрате корнеобитаемого слоя количества органического вещества и всех форм азота.

Ключевые слова: рекультивация, консервация, отходы железорудного обогащения, биомониторинг, корнеобитаемый слой, культурфитоценоз, технозёмы, фитотоксичность.

ACCELERATED RECLAMATION OF WASTE IRON ORE BENEFICIATION

Vodoleev A.S., Berdova O.V., Yumasheva N.A.

*Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, botanik-egf@yandex.ru*

Abstract. Recultivation (recultivation) includes a set of measures aimed at forming on the surface of industrial dumps a favorable root layer in various ways with subsequent use of this area. Conservation is the fixation of the surface of the dumps by mechanical means or by gardening the surface of the dumps with a

preliminary application of a minimum layer of soil, peat, mineral fertilizers, growth substances, unconventional soil improvers - sewage sludge (WWS). As a result of the work carried out on the surface of the iron ore enrichment waste of the enrichment of the Abagur agglomeration factory, techno-earth (technozems) were formed – artificial soils with a root layer consisting of a mixture of WWS and tailing material. Recultivated areas have been created on iron ore beneficiation waste, which ensure erosion stability of the tailing dump surface and conservation of enrichment wastes. The chemical and agrochemical parameters of the technozems over the two years of their development have changed. Some alkalization of the medium and a sharp decrease in the amount of organic matter and all forms of nitrogen in the substrate of the root layer are observed.

Keywords: *reclamation (recultivation), conservation, waste iron ore beneficiation, biomonitoring, the root layer, culture phytocenosis, tehnozëmy, phytotoxicity*

Любая нарушенная территория техногенного происхождения проходит в своем развитии две фазы – техногенного формирования и посттехногенную фазу развития [1,2,3,4]. Ведущими механизмами трансформации техногенных ландшафтов в естественные являются биологические процессы, приводящие к восстановлению и развитию биогеоценоза. Формирование ценозов любого уровня определяется почвенно-экологической эффективностью рекультивации, которая зависит от уровня использования ресурсов рекультивации. В связи с различными целями рекультивации применяются те или иные технологии, направленные на создание условий развития почвенно-биологических процессов на нарушенных территориях.

Биомониторинг рекультивированных опытных площадок позволяет оптимизировать и ускорить процесс формирования культурфитоценозов на отходах промышленного производства, следить за состоянием и развитием травостоя, отслеживать процесс восстановления плодородия нарушенных земель, прогнозировать и направлять развитие сукцессионных процессов на рекультивируемых территориях в наиболее целесообразном направлении, рассчитать экологический и экономический эффект проводимых рекультивационных работ.

В настоящее время в Кузбассе и других промышленно развитых регионах под отвалы отходов производства заняты огромные площади плодородных земель, многие из которых могут находиться вблизи населённых пунктов. При этом складированные отходы наносят огромный экологический ущерб окружающей природной среде и негативно влияют на условия проживания населения. Нейтрализовать их вредное воздействие можно несколькими путями: утилизацией, рекультивацией или консервацией.

Утилизация – это вторичное использование промышленных отходов в хозяйственной деятельности человека. Рекультивация включает в себя комплекс мероприятий, направленных на формирование на поверхности промышленных отвалов благоприятного корнеобитаемого слоя различными способами, например, путем нанесения потенциально плодородных и плодородных слоев почвы мощностью до 1 м, с последующим использованием этой площади под земледелие или другие виды использования [5]. Консервация – это закрепление поверхности отвалов механическим путём (нанесение плёнок, асфальтирование, покрытие щебёнкой и др.) или путём озеленения поверхности отвалов [6]. при предварительном нанесении минимального слоя почвы, торфа, минеральных удобрений, ростовых веществ, нетрадиционных почвоулучшителей – осадков сточных вод (ОСВ) и пр. [7].

Исследования проводились на хвостохранилище Абагурской обогатительной агломерационной фабрики, которая находится в г. Новокузнецке. Абагурская агломерационная фабрика – крупный промышленный объект, деятельность которого в значительной степени осложняет и ухудшает экологические условия окружающей среды и негативно влияет на экологию города и прилегающие ландшафты. Ее обширные хвостохранилища заполнены песчанно-суглинистыми субстратами и постоянно подвергаются водной и ветровой эрозии, загрязняя атмосферу, почвы и воды.

В тоже время складированные отходы являются субстратом, в котором содержится достаточно много ценных элементов, которые в дальнейшем при отработке технологий будут переработаны. Поэтому данные хвостохранилища можно рассматривать как техногенные месторождения. По этой причине коренные рекультивационные работы на данных техногенных объектах нецелесообразны, необходимо и достаточно закрепить их поверхность биологическими методами путем формирования санитарно-защитных насаждений.

Согласно технологической схемы на Абагурской аглофабрике отходы производства - хвосты магнитной сепарации в количестве до 2,2 млн т в год железной руды по пульпопроводу направляются в хвостохранилища. В настоящее время три хвостохранилища занимают площадь более 350 га. Хвостохранилище №3 действующее. Хвостохранилище №1 и №2 представляют собой два обособленных плато высотой до 20 метров общей площадью около 190 га. Запас складированных в них хво-

стов оценивается примерно в 100 млн. т. По своему химическому составу и свойствам хвосты могут быть отнесены к промышленному сырью с широким спектром возможного применения. В настоящее время исследуется технология извлечения полезных элементов из складированных и текущих хвостов методами гравитационного обогащения, плазменной обработки и др. Крупнотоннажная переработка на протяжении 30 лет существования хвостохранилища №1 не организована.

Для организации рекультивационных работ возможно использовать классификацию нарушенных территорий, которая учитывает специфику техногенных объектов, и определяет направление практических мероприятий по восстановлению данного типа нарушений. Согласно классификации промышленных отвалов по В.В. Тарчевскому [8] данный промышленный объект по происхождению относится к отвалам перерабатывающей промышленности наливного типа; по возрасту – средневозрастной (свыше 25-ти лет); по форме – чашевидный; по высоте – средний (до 25-ти метров); по механическому составу поверхностного субстрата – крупнопылевидный и пески (частицы до 0,1 мм); по кислотности (рН) – кислый; по утилизации – неиспользуемый.

Хвостохранилища заполнено при помощи гидротранспорта, что привело к дифференциации материала по гранулометрическому составу. В почвенно-экологическом отношении материал отработанных хвостохранилищ характеризуется очень высокой неоднородностью практически всех химических, физико-химических, агрофизических и агрохимических параметров. Эта неоднородность определяется спецификой технологии формирования гидроотвалов, которая дифференцирует материал как по площади гидроотвала так и в его толще. Высокая плотность – 1,7 г/см³ и выше, делает этот субстрат практически корненепроницаемым, резко снижает объем порового пространства и водопроницаемость. По этой причине при рекультивации хвостохранилищ необходимо введение специального технологического элемента, снижающего эту плотность, например, смешивание с другими менее плотными субстратами.

Субстрат хвостохранилищ относится к категории сильно засоленных, фитотоксичных. При этом степень фитотоксичности достигает очень высоких значений. Факторами фитотоксичности выступают хлориды и сульфаты. Долевое участие этих солей примерно одинаково. Хвосты отнесены к 4 классу токсичности.

Основными причинами, препятствующими естественному зарастанию поверхности хвостохранилища, являются:

- фитотоксичность, обусловленная засолением поверхности;
- высокая плотность сложения субстрата;
- низкое содержание элементов питания растений;
- неблагоприятные микроклиматические условия, такие как высокая температура в летний период,

незначительное накопление снегового покрова зимой, ветровая эрозия, которая не только выносит материал хвостохранилища, но повреждает молодые побеги и листья растений песчаными частицами. Фитотоксичность пород в сочетании с их высокой плотностью являются основными причинами длительного существования техногенной пустыни хвостохранилища.

Для формирования почвенно-растительного слоя необходима технология рекультивации, позволяющая улучшить условия на поверхности хвостохранилища и обеспечить долгосрочное функционирование фитоценоза в данных микроклиматических условиях. Успешная рекультивация возможна при создании благоприятного корнеобитаемого слоя путем внесения органо-минеральных смесей в процессе технического этапа и последующей биологической рекультивации, т.е. создания устойчивых культурфитоценозов для предотвращения эрозии и загрязнения окружающих территорий [9,10]. Создание травяного покрова на поверхности хвостохранилищ коренным образом улучшит ситуацию с обеспечением снегонакопления зимой, что в совокупности с фактором присутствия органического субстрата повысит эффективность восстановления почвенно-растительного слоя на поверхности хвостохранилища.

Известно, что наиболее рациональным способом восстановления органической составляющей отвалов является размещение на их поверхности плодородного слоя почвы (ПСП), снятого при строительстве новых отвалов. Этот способ был применен для рекультивации склонов хвостохранилища № 2. При этом был использован ПСП снятый с территории хвостохранилища №3. Но этого материала недостаточно для всех площадей, требующих рекультивации.

Поэтому для создания корнеобитаемого слоя на поверхности хвостохранилища был использован осадок сточных вод (ОСВ) городских очистных сооружений. В результате проведенных работ на поверхности были сформированы технозёмы - искусственные почвы с корнеобитаемым слоем, состоящим из смеси ОСВ и материала хвостохранилища. Ниже представлены результаты исследования свойств и режимов технозёмов опытных площадок, заложенных на Абагурском хвостохранилище № 1.

Целью создания технозёмов было исследование двух почвенно-экологических эффектов. Во-

первых, необходимо было выяснить, как влияет резкая дифференциация профиля технозёма на два слоя с различным их гранулометрическим составом на восстановление почвенных функций и, соответственно, на биологическую продуктивность. Во-вторых, влияние различной мощности нанесения слоя ОСВ на эти же параметры.

Варианты технозёмов включали три серии (А-1, А-2, А-3), которые различались друг от друга количеством внесённого ОСВ (мощностью 30, 20 и 10 см соответственно).

Ранее было показано [7], что первым, лимитирующим развитие формируемого культурфитоценоза во всех вариантах опытов, фактором является фитотоксичность пород хвостохранилищ и ОСВ по хлоридам и сульфатам. В случае с вариантами технозёмов, относящимися к серии А и имеющих дифференцированный по породам профиль, фитотоксичность пород корнеобитаемого слоя обусловлена солями, содержащимися в ОСВ, а в нижележащем – пород хвостохранилищ. Прогнозировалось, что предварительное перепахивание поверхности хвостохранилища и рыхлое сложение свежесыпанного ОСВ создадут условия для самомелиорации субстрата в корнеобитаемом слое. Исследования, проведенные нами в течение 2-х лет вегетации бобовых трав и, следовательно, развития почвенных режимов и почвенно-экологических функций, подтвердили этот прогноз.

Результаты анализа солевого состава водной вытяжки, полученной из субстрата корнеобитаемого слоя технозёмов рассматриваемого опыта, показывают, что степень фитотоксичности резко сократилась (таблица 1). Этому способствовало снижение доли плотного остатка и понижение концентрации в растворах хлоридов и сульфатов, в первую очередь магния и натрия. Необходимо обратить внимание на то, что в различных технозёмах этого варианта степень снижения концентрации фитотоксичных солей различная. Наибольшей она оказалась в серии А-1, наименьшей – в А-3. Иными словами, чем меньше мощность слоя ОСВ, тем выше скорость выщелачивания солей.

Таблица 1 – Сравнительный анализ водной вытяжки технозёмов в корнеобитаемом слое

Год опыта	Вариант	Плотный остаток, %	Содержание, мг-экв/100г						Токсичность	
			HC ₃ ⁻	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻	Ca ²⁺	Mg ²⁺	Na ⁺ +K ⁺	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻
Первый	А-1	1,731	0,72	1,00	16,12	14,65	1,57	1,62	3,3	0,2
	А-2	1,646	0,81	1,20	15,62	14,21	1,86	1,56	4,0	0,2
	А-3	1,753	0,76	0,98	16,52	14,75	1,52	1,99	3,2	0,3
Второй	А-1	1,006	0,96	0,52	7,59	7,23	1,23	0,61	1,7	0
	А-2	1,070	1,00	0,65	8,16	9,50	1,36	1,05	2,2	0
	А-3	1,125	1,28	0,70	9,45	10,73	1,45	0,75	2,3	0,1

Однако из этого не следует, что 30-тисантиметровая мощность слоя ОСВ оказывается излишней. Во-первых, и при такой мощности фитотоксичность субстрата снизилась существенно, до уровня, не препятствующего удовлетворительному развитию культурфитоценоза. Во-вторых, есть основания полагать, что процесс выщелачивания солей будет продолжаться и далее, и при сохранении этого режима выщелачивания процессы оптимизации солевого режима технозёма охватят всю толщу корнеобитаемого слоя. В-третьих, одной из важнейших целей проводимого эксперимента является решение проблемы размещения ОСВ. Поэтому в перспективе, в почвенно-экологическом плане, значительно важнее не допустить развития процессов вторичного засоления, которое может проявиться вполне реально при условии почвенной засухи и вторичного уплотнения субстрата в корнеобитаемом слое, при любой мощности ОСВ.

После 2-х лет саморазвития почвенно-экологических функций в технозёмах изменились и параметры, характеризующие физическое состояние субстрата в корнеобитаемом слое, заметно возросла плотность сложения, снизилась порозность (табл. 2).

Таблица 2 - Сравнительный анализ основных физических свойств технозёмов

Год опыта	Вариант	Плотность твердой фазы, г/см ³	Плотность сложения, г/см ³	Порозность, %
Первый	А-1	2,28	0,68	70,2
	А-2	2,20	0,73	66,8
	А-3	2,25	0,80	64,4
Второй	А-1	2,33	1,03	55,8
	А-2	2,58	1,18	54,3
	А-3	2,70	1,05	61,1

Однако, несмотря на это, названные физические параметры остаются в границах, близких к оптимальным, а само по себе уплотнение следует считать следствием естественной просадки. Важно, в плане дальнейших мониторинговых исследований проследить, на каком уровне плотности сложения остановятся просадочные процессы и не выйдут ли они за границы зоны оптимума. Прогнозируя, можно предположить, что просадочные явления будут продолжаться до тех пор, пока в корнеобитаемом слое техноземов не начнут развиваться активные гумусовоаккумулятивные процессы. На современной стадии развития техноземов мощность отсыпанного слоя ОСВ практически не влияет на интенсивность просадочных явлений.

Химические и агрохимические параметры техноземов по истечении 2-х лет их развития изменились (таблица 3). Отмечается некоторое подщелачивание среды (значения pH возрастают) и резкое снижение содержания в субстрате корнеобитаемого слоя количества органического вещества и всех форм азота.

Таблица 3 – Основные химические и агрохимические параметры техноземов Абагурского хвостохранилища после 2-х лет вегетации многолетних трав

Вариант	pH	C, %	Содержание подвижных форм, мг/100г субстрата			
			NH ₄ ⁺	NO ₃ ⁻	K ₂ O	P ₂ O ₅
A-1	7,61	3,5	3,5	7,1	32,8	40,9
A-2	7,66	4,1	3,2	6,4	33,0	38,5
A-3	7,28	5,8	5,3	3,0	32,7	41,2

Вместе с тем, необходимо отметить необычно высокую интенсивность процессов минерализации органических веществ, содержащихся в ОСВ, и потерь различных форм азота. Однако в последствии при развитии устойчивого фитоценоза на рекультивированных участках установится определенный баланс процессов гумификации и минерализации органических веществ, что также будет способствовать стабилизации содержания азотных веществ в корнеобитаемом слое техноземов.

Проведенные исследования показали, что без проведения рекультивационных мероприятий создание устойчивого фитоценоза и формирование в субстрате хвостохранилища корнеобитаемого слоя, препятствующего развитию водной и ветровой эрозией, невозможно. Установлена перспективность использования ОСВ в качестве субстрата, существенно улучшающего химико-физические свойства пород. Практически на всех опытных площадках отмечается заметное снижение напряженности режимов функционирования сформированных культурфитоценозов. В результате внесения ОСВ происходит улучшение физического и питательного режимов на поверхности хвостохранилища. Во всех вариантах способов размещения ОСВ достигнут положительный эффект – рост наземной биомассы бобовых растений с увеличением нормы внесения ОСВ. Таким образом, при нанесении ОСВ достигается поставленная цель рекультивации – создание устойчивого фитоценоза на поверхности хвостохранилища и прекращение переноса загрязняющих веществ на прилегающие территории.

Библиографический список

1. Андроханов В.А., Двуреченский В.Г., Клековкин С.Ю., Водолеев А.С., Кудашкина С.А., Степнов А.А. Технология рекультивации отходов железорудного обогащения с использованием осадков сточных вод // Проблемы региональной экологии. – 2006. – № 5. – С. 33 – 38.
2. Галанина Т.В. Рекультивация в Кузбассе: проблемы и пути решения // Использование и охрана природных ресурсов в России, №1, 2007. – С. 22 – 24.
3. Курачев В.М., Андроханов В.А., Двуреченский В.Г. Теоретические основы рекультивации нарушенных земель // Биологическая рекультивация нарушенных земель: Материалы Международного совещания, Екатеринбург, 3 – 7 июня 2002 г. – Екатеринбург, 2003. – 239 – 247.
4. Трофимов С.С. Экология и почвенные ресурсы Кемеровской области. – Новосибирск: Наука, СО, 1975. – 300 с.
5. Водолеев А.С., Степнов А.А., Кудашкина С.А. Перспективы технологии использования осадков сточных вод для рекультивации // Проблемы экологии и здоровья промышленных городов и пути их решения. – Новокузнецк, 2004. – С. 28 – 31.
6. Мерзлая Г.Е., Зябкина Г.А., Нестерович И.А., Фомкина Т.П. Агроэкологическая оценка использования осадка сточных вод//Агрохимия.-1995. – 5. – С.102 – 108.
7. Водолеев А.С., Степнов А.А., Кудашкина С.А. Результаты комплексной оценки биологической рекультивации техногенных ландшафтов с использованием осадков сточных вод // Биологическая рекультивация нарушенных земель: Мат. Междунар. совещ., Екатеринбург 3 – 7 июня 2002 г.

– Екатеринбург, 2003. – С. 41 –51.

8. Тарчевский В.В. Классификация промышленных отвалов // Растительность и промышленные загрязнения: Охрана природы на Урале. Вып. 7. – Свердловск, 1970. –С. 84 – 89.

9. Beaver S.H. The Potteries: a study in the evolution of cultural landscape // Transactions and Papers, Institute of British Geographers, №34, 1964. – P. 1 – 31.

10. Charter R.A., Tabatabai M.A., Hemming S.J. Phytoavailability of metals from sewage sludges and their humate base counterparts added to soils // Amer. Soc. Agron. Annu. Meet. 1993. – Cincinnati, 1993. – P. 269.

УДК 621.796

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

Коляда Л.Г., Тарасюк Е.В.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
г. Магнитогорск, Россия, gepod@inbox.ru*

Аннотация. В работе исследованы структурно-физические, деформационно-прочностные, барьерные и антикоррозионные свойства упаковочных бумаг отечественных производителей в сравнении с зарубежным аналогом фирмы «Fislage». Изучены защитные свойства упаковочных бумаг по отношению к холоднокатаной стали в условиях различной относительной влажности, периодической конденсации влаги и в присутствии хлорид ионов. С целью повышения конкурентоспособности отечественных упаковочных материалов для металлопродукции необходимо совершенствовать их технологию производства.

Ключевые слова: металлопродукция, холоднокатаная сталь, комбинированные упаковочные материалы, летучие ингибиторы коррозии, коррозия, показатель коррозии

STUDY OF COMBINED PACKAGING MATERIALS FOR STEEL PRODUCTS

Kolyada L.G., Tarasyuk E.V.

*Magnitogorsk state technical University. G.I. Nosova,
Magnitogorsk, Russia, gepod@inbox.ru*

Abstract. The paper investigates structural, physical, deformation, strength, barrier and corrosion resistance properties of domestic packaging papers in comparison with Fislage's foreign equivalent. It studies packaging paper protection of cold-rolled steel under different relative humidity, periodic humidity concentration and available chloride ion conditions. Competitive recovery of domestic combined packaging materials for metal products can be improved by varying their manufacture processes.

Keywords: metal products, cold-rolled steel, combined packaging materials, volatile corrosion inhibitors, corrosion, corrosion index

В Российской Федерации ежегодные потери металлов из-за коррозии достигают 12 % общей массы имеющегося в стране металлофонда и год от года только нарастают. Прогрессивным направлением в борьбе с коррозией является разработка упаковочных материалов, содержащих ингибиторы коррозии. В последнее время ряд производителей предлагает комбинированные материалы на основе бумаги, содержащие ингибиторы коррозии, которые успешно конкурируют с традиционными средствами противокоррозионной защиты (маслами, смазками, лаками, красками, эмалями и др.) [1-6]. Особенно большое значение имеет применение ингибиторов для защиты металлов от атмосферной коррозии. В последние годы эта проблема встала особенно остро в связи с расширением экспорта металлопродукции, так как в ряде случаев транспортирование продукции происходит в открытых полувагонах или морским путём через районы с влажным тропическим климатом.

Современная упаковка для металлопродукции должна полностью исключать доступ к поверхности металлоизделия паров воды и агрессивных газов, вызывающих коррозию, а также должна обладать необходимыми прочностными свойствами, гарантирующими сохранность ее самой и упакованного в нее металлоизделия от механических повреждений при логистических операциях и перевозке на значительные расстояния. Указанным критериям соответствуют упаковочные комбиниро-

ванные материалы, содержащие летучие ингибиторы коррозии [2-6].

Упаковочные комбинированные материалы представляют собой слой крепированной бумаги, ламинированный полиэтиленом и (или) армированный полимерными нитями и полотном. Бумага-основа является носителем ингибитора коррозии, а также способна впитывать пары влаги и конденсат, образующийся при перепадах температур внутри упаковки. Ингибитор при попадании влаги внутрь упаковки взаимодействует с ней, создавая защитную атмосферу на поверхности металла. Ламинированный полимерный слой служит барьером для попадания извне влаги и прочих агрессивных компонентов атмосферы. Армирование полимерными нитями придает материалу повышенные прочностные характеристики. Подобные упаковочные материалы широко используются для упаковки стальных рулонов, пачек стальных листов, проволоки и других металлоизделий. Такие материалы могут использоваться на механизированных и автоматизированных упаковочных агрегатах. Последующая расконсервация изделий у потребителя сводится к удалению упаковки.

В последние годы российский рынок комбинированных материалов в основном был представлен зарубежными производителями. Однако с введением санкций на ввоз зарубежных материалов в Россию все большее применение находят упаковочные бумаги отечественных производителей.

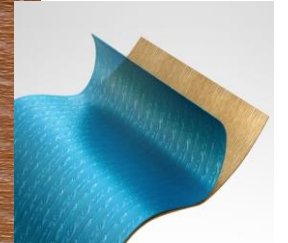
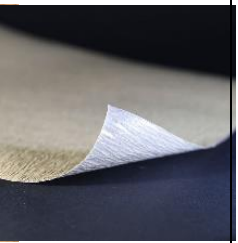
Цель исследования: оценка деформационно-прочностных и антикоррозионных свойств комбинированных упаковочных материалов, содержащих ингибиторы коррозии.

Для решения поставленной цели решались следующие задачи:

- изучение деформационно-прочностных свойств упаковочных бумаг;
- изучение барьерных свойств упаковочных бумаг;
- оценка антикоррозионных свойств упаковочных бумаг в условиях атмосферной коррозии.

Объектами исследования являются комбинированные упаковочные материалы производства ЗАО «ПП ТехноХим» (г. Магнитогорск); бумага крепированная ингибированная ламинированная полиэтиленовой пленкой «ЕвроБум VCI 160 г/м²» производства ООО «Производственное Коммерческое Объединение «Европак – Лебедянь» (г. Москва); бумага ламинированная ингибированная крепированная армированная полипропиленовой сеткой фирмы «Fislage» (Германия). Образцы упаковочных бумаг и их характеристика представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Объекты исследования

Производители упаковочных материалов				
Фирма «Fislage»	ООО «Производственное Коммерческое Объединение «Европак – Лебедянь»	ЗАО «ПП ТехноХим»		
Бумага ламинированная ингибированная крепированная армированная полипропиленовой сеткой	Бумага крепированная ингибированная ламинированная полиэтиленовой пленкой «Евро Бум VCI 160 г/м ² »	Бумага крепированная упаковочная с полиэтиленовым покрытием «БЛИК»	Бумага ламинированная ингибированная крепированная «БЛИК 1»	Бумага ламинированная ингибированная крепированная армированная полипропиленовыми нитями «БЛИК 3»
				

Деформационно-прочностные свойства материалов были определены на испытательной машине ИП 5158-01 с цифровой системой управления по ГОСТ 30436-96 (ИСО 1924-2-85). По результатам испытаний рассчитывали прочность и относительное удлинение при растяжении.

Определение массы бумаги площадью 1 м² проводили по ГОСТ 13199-88.

Остаточное содержание ингибитора в антикоррозионных бумагах определяли в соответствии с ГОСТ 16295-93.

Паропроницаемость комбинированных материалов определяли по ГОСТ 9.507-88.

Определение поверхностной впитываемости воды при одностороннем смачивании проводили по ГОСТ 12605-97 (метод Кобба).

Для исследования антикоррозионных свойств упаковочных материалов использовали образцы холоднокатаного проката марки 08-Ю.

Испытания защитных свойств ингибированных бумаг проводились гравиметрическим методом в камере тепла и влаги согласно ГОСТ 9.054-75. Сущность метода заключается в экспозиции упакованных в бумагу образцов металлопроката в условиях $(95 \pm 3) \%$ относительной влажности воздуха и температуры $(40 \pm 2) ^\circ\text{C}$ с периодической конденсацией влаги. Испытания проводились циклами: 1 – в течение 7 часов образцы подвергались воздействию коррозионной среды; 2 – в течение 17 часов создавались условия конденсации влаги. Наличие коррозионных разрушений оценивали визуально. По результатам испытаний рассчитывали показатель и скорость равномерной коррозии [7-8].

Результаты определения структурно-физических характеристик упаковочных бумаг представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты структурно-физических характеристик упаковочных бумаг

Образец	Толщина, мм	Масса бумаги площадью 1 м ² , г/м ²	Масса ингибитора, г/м ²	Состав ингибитора
БЛИК 1	0,21	112	12	Нитрит натрия и уротропин (1:1)
БЛИК 3	0,21	117	9	
Евро Бум	0,54	166	5,4	В составе содержат- ся нитриты*
Fislage	0,35	157	9,5	
Примечание: * - определено в соответствии с ГОСТ 16295-93				

Масса 1 м² упаковочных бумаг коррелирует с их толщиной. Содержание летучего ингибитора в 1 м² исследуемых бумаг примерно одинаково и составляет 9-12 г/м², что является достаточным для защиты металла от коррозии. В образце Евро Бум содержание ингибитора низкое – 5,4 г/м².

Упаковочные бумаги производства ЗАО «ПП ТехноХим» содержат летучий ингибитор марки УНИ (смесь нитрита натрия и уротропина в соотношении 1:1), что указано в нормативно-технической документации на данную продукцию. Состав ингибиторов бумаг фирмы «Fislage» и «Евро Бум» не разглашается, но качественными реакциями в водных вытяжках на основе упаковочных бумаг обнаружены нитрит-ионы [8].

Деформационно-прочностные характеристики упаковочных бумаг представлены в таблице 3. Прочность при растяжении упаковочных бумаг отечественных производителей уступает зарубежному аналогу: прочность при растяжении бумаги «Евро Бум» в 1,6 раза меньше. Из-за недостаточных прочностных свойств упаковочной бумаги «Евро Бум» могут возникать проблемы при механизированной упаковке стальных рулонов, такие как, обрыв бумаги и нарушение герметичности упаковки.

Таблица 3 - Деформационно-прочностные характеристики упаковочных бумаг

Наименование образца	Разрушающее усилие, Н	Относительное удлинение, %	Прочность при растяжении, кН/м
БЛИК	40	38	2,7
БЛИК 1	63	5	4,2
БЛИК 3	86	22	5,7
Евро Бум	55	55	3,7
Fislage	88	36	5,9

Изучение барьерных свойств упаковочных материалов имеет важное значение для защиты металла от атмосферной коррозии, поскольку упаковка должна полностью исключать доступ к поверхности металлического изделия паров воды, так как конденсирующаяся влага является очагом возникновения и развития коррозионного процесса. В комбинированном материале помимо полимерного покрытия содержится крепированная бумага. Прохождение молекул воды через бумажную основу носит более сложный характер, который включает диффузионный механизм переноса паров и механизм ламинарного потока, подчиняющиеся закону Пуазейля. Первые адсорбированные молеку-

лы воды способны расширить зазоры между макромолекулами целлюлозы, не имеющими химических связей, что способствует набуханию. Наличие полимерного покрытия снижает паропроницаемость упаковочных материалов в 5-7 раз по сравнению с крепированной бумагой и тем самым повышает их барьерные свойства против паров воды. Результаты определения паропроницаемости при температуре 20 °С и относительной влажности представлены в таблице 4.

Таблица 4 - Барьерные свойства комбинированных упаковочных материалов

Наименование образца	Паропроницаемость, г/м ² ·сут	Поверхностная впитываемость (метод Кобба), г/м ²
БЛИК 1	76	64
БЛИК 3	66	61
Евро Бум	42	58
Fislage	81	95
БЛИК	64	60

Относительно низкая паропроницаемость характерна для образца бумаги Евро Бум, так как этот упаковочный материал имеет наибольшую толщину. Высокая поверхностная впитываемость зарубежной упаковочной бумаги Fislage обусловлена более высокой степенью крепирования.

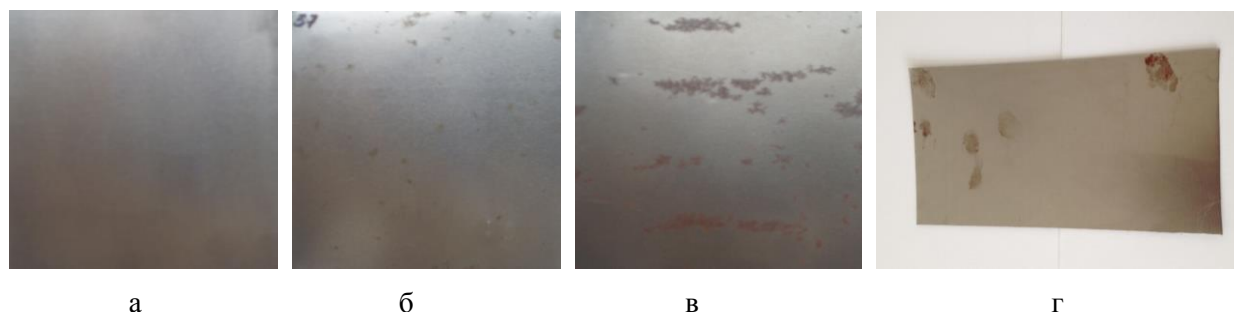
Для определения защитных свойств ингибированных бумаг упакованные в антикоррозионные бумаги металлические пластины выдерживали в условиях 95 % относительной влажности воздуха и температуре 40 °С в течение 7 часов и 17 часов при комнатной температуре. Общая продолжительность испытаний составила 20 циклов или 480 часов. На образцах определяли площадь поверхности, пораженной коррозией. Гравиметрически определяли массу продуктов коррозии и рассчитывали скорость равномерной (общей) коррозии [6-7]. Результаты испытания представлены в таблице 5.

Таблица 5 - Результаты антикоррозионных испытаний на образцах холоднокатаной стали в условиях периодической конденсации влаги

Упаковочный материал	Масса продуктов коррозии, г	Площадь коррозии, см ²	Показатель коррозии, г/м ²	Скорость коррозии, г/м ² ·ч
БЛИК	0,003	1,60	0,240	$5,0 \cdot 10^{-4}$
БЛИК 3	0,0002	0,02	0,016	$3,3 \cdot 10^{-5}$
Евро Бум	0,02	1,38	0,96	$3,9 \cdot 10^{-3}$
«Fislage»	0,002	0,04	0,170	$3,5 \cdot 10^{-4}$

На рисунке 1 представлен внешний вид образцов после коррозионных испытаний в условиях периодической конденсации влаги.

Проведённые испытания подтверждают антикоррозионную эффективность упаковочных комбинированных материалов производства ЗАО «ПП ТехноХим»: по своим защитным способностям они превосходят зарубежный аналог. Бумага Евро Бум не оказывает защитного действия: показатель коррозии в 5,6 раза выше зарубежного аналога, что может быть обусловлено более низким содержанием ингибитора коррозии.



а – БЛИК 1; б – Fislage; в – БЛИК; г – Евро бум

Рисунок 1 - Внешний вид образцов после коррозионных испытаний в условиях периодической конденсации влаги

Заключение

В условиях импортозамещения возникает проблема выбора упаковочных материалов для ме-

таллопродукции. Сравнительная оценка отечественных упаковочных материалов производства ЗАО «ПП ТехноХим» и бумаги марки «Евро Бум» с аналогом зарубежного производства показала, что упаковочные материалы ЗАО «ПП ТехноХим» обладают наилучшими защитными свойствами от атмосферной коррозии по сравнению с используемыми ранее зарубежными аналогами. Эти комбинированные материалы можно рекомендовать для упаковки холоднокатаной стали.

Упаковочная бумага марки «Евро бум», используемая в настоящее время на ОАО «ММК» для упаковки холоднокатаной стали, уступает по прочностным и антикоррозионным свойствам бумаге фирмы «Fislage».

Для повышения конкурентоспособности отечественных упаковочных комбинированных материалов для металлопродукции необходимо совершенствовать их технологию производства. Это можно достичь путем увеличения содержания ингибитора в упаковочных материалах, увеличением степени крепирования бумажной основы, повышения деформационно-прочностных свойств за счет армирования, а также разработкой новых упаковочных материалов [5].

Библиографический список

1. Коляда Л.Г., Тарасюк Е.В., Пономарев А.П., Вафин В.Р. Анализ современных упаковочных материалов для металлопродукции // Черная металлургия, 2017. № 6 (1410). С. 61-72.
2. Антропов Л.И., Макушин Е.М., Панасенко В.Ф. Ингибиторы коррозии металлов. -Киев: Техніка, 1981. - 183 с.
3. Розенфельд И.Л., Персианцева В.П. Ингибиторы атмосферной коррозии. - М.: Наука, 1985. – 278 с.
4. Рогова А.Н., Разумков А.В. Современные способы защиты металлоизделий от коррозии многослойными комбинированными материалами // Тара и упаковка. - 2002. - №6. -С. 44 - 47.
5. Medyanik N.L., Shadrunkova I.V., Kolyada L.G., Tarasyuk E.V., Chekushina T.V. Investigation of strength and corrosion resistance properties of combined packaging materials for metal products / Metallurgical and Mining Industry, 2016. № 8. P. 14-20.
6. Киченко А. Б., Кушнарченко В. М. О некорректности точных значений оценки защитного действия ингибиторов коррозии // Практика противокоррозионной защиты, 2005. № 4 (38). С. 17–22.
7. Панченко Ю. М., Стрекалов П. В. О расчете средней коррозионной стойкости и общего утончения металлических пластин и проволоки при определении коррозионности атмосферы // Защита металлов. 2002. Т. 38. № 5. С. 538–543.
8. Гиревая Х.Я., Коляда Л.Г., Пономарев А.П., Проблема качества многослойных уголков для упаковки металлопродукции // Современные наукоемкие технологии, 2015. № 7. С. 19-22.

УДК 669

ТЕПЛОВАЯ РАБОТА ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЭДП

Корнеев С.В., Трусова И.А.

*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь, korneev@bntu.by*

Аннотация: Определены различия в падающих тепловых потоках в зависимости от места установки стеновой панели. Показаны различия в тепловой работе стеновых панелей в различных условиях. Определено, что гарнисаж играет значительную роль в тепловой работе водоохлаждаемых элементов, снижая температуру стенки труб и увеличивая температуру внутренней поверхности стен и свода печи, что благоприятно сказывается на теплообмене в рабочем пространстве печи.

Ключевые слова: Электродуговая печь, теплообмен, водоохлаждаемые элементы, стеновые панели, эффективность.

THERMAL WORK OF WATERCOOLING ELEMENTS IN AN ELECTRIC ARC FURNACES

Korneev S.V., Trusova I.A.

*Belarusian National Technical University
Minsk, Republic of Belarus, korneev@bntu.by*

Abstract: The differences in the incident heat fluxes are determined depending on the location of the wall panel installation. Differences in the thermal performance of wall panels in different conditions are

shown. It is determined that the skull plays a significant role in the thermal work of water-cooled elements, reducing the temperature of the pipe wall and increasing the temperature of the internal surface of the walls and the roof of the furnace, which favorably affects the heat exchange in the working space of the furnace.

Electric arc furnace, heat exchange, water-cooled elements, wall panels, efficiency.

Современные дуговые печи строят с водоохлаждаемыми корпусами и сводами. Это приводит к некоторому увеличению расхода электроэнергии, одновременно существенно снижается расход огнеупоров, на 10-15 % уменьшается расход электродов, улучшается ремонтоспособность печей и в результате повышается их производительность.

Анализ причин низкой эффективности замены огнеупорной кладки на водоохлаждаемые панели позволил специалистам МВМИ сделать заключение, что эффективность применения охлаждаемых элементов возрастает как с ростом емкости, так и с увеличением производительности печи [1].

Расход электроэнергии при применении водоохлаждаемых стеновых панелей вместо огнеупорной футеровки увеличивается в среднем на 3 % (или на 15 кВт·ч/т) [2].

В электродуговых печах вода используется для охлаждения стеновых панелей, свода и для орошения электродов. Удельный расход воды для охлаждения ЭДП составляет около 5-12 м³/(м²·ч). Типичное давление системы охлаждения составляет около 4-6 бар, средняя температура воды на входе – 30 °С, а на выходе – 45-50 °С. В качестве теплоносителя для охлаждения панелей применяют обратную техническую или химически очищенную воду.

Особенностью работы водоохлаждаемых панелей является их покрытие слоем шлака с вкраплениями металла. Данный слой гарнисажа участвует в теплопередаче и влияет на тепловые потери через корпус и свод печи.

При увеличении толщины защитного слоя тепловые потери через корпус и свод уменьшаются, поэтому для удержания огнеупорного слоя поверхность панелей часто ошиповывают.

Рассмотрим различия в тепловой работе панелей, установленных в различных местах корпуса электродуговой печи.

Рассматривая дугу как точечный источник излучения можно определить плотность потока излучения на поверхность [3, 4].

В дуговой печи облученность футеровки почти эквивалентна плотности теплового потока q , падающего от дуги в соответствии с законами направления и расстояния. В трех- или многоэлектродных дуговых печах облученность футеровки суммируется от всех дуг (формула 1) [5]:

$$q_{\Sigma} = \sum_{i=1}^{i=N} q_i = (P_d/4\pi) \sum_{i=1}^{i=N} (k_{\beta} \cos \beta / r^2)_i, \quad (1)$$

где: $P_d = S_{\text{ном}} \cdot \lambda \cdot \eta_{\beta} \cdot k_{\text{и}} / N$ – мощность, излучаемая электрической дугой, кВт;

$S_{\text{ном}}$ – номинальное значение полной мощности печи, кВт·А;

λ – коэффициент мощности;

η_{β} – электрический КПД;

$k_{\text{и}}$ – коэффициент использования номинального значения полной мощности (в условиях решаемой задачи);

N – число дуг (по числу электродов в дуговой печи, т.е. $N = 1$ или 3);

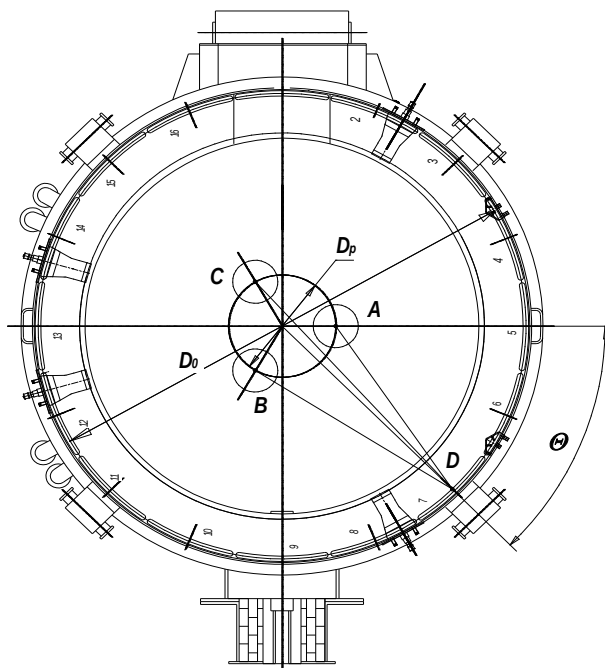
β – угол между направлением излучения и нормалью к облучаемой площадке футеровки;

r – расстояние от дуги до стены при расположении дуги на оси электрода, м;

k_{β} – коэффициент, учитывающий неодинаковое излучение дуги в разных направлениях (при $k_{\beta} < 1$ характеризует экранирование излучения) и перенос мощности по фазам.

Математическое описание r_i и β_i получают из соответствующих треугольников (рисунок 1) по теореме косинусов и по теореме синусов через диаметр на уровне откосов ванны D_0 и азимутальный угол Θ с учетом относительного диаметра распада электродов $k = D_p / D_0$.

Соотношение (1) позволяет получить эпюру облученности по периферии футеровки стены на уровне дуг в зависимости от расположения электродов, т. е. $q_{\Sigma} = f(\Theta, k)$.



$$AD = r_A, \angle ADO = \beta_A; BD = r_B, \angle BDO = \beta_B; CD = r_C, \angle CDO = \beta_C$$

Рисунок 1 – Схема рабочего пространства трехэлектродной высокомошной дуговой печи

Данные для расчета облученности футеровки для 100-тонной печи представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Данные для расчета облученности футеровки

Обозначение	Наименование величины (параметра)	Значение
$S_{ном}$	Номинальное значение полной мощности дуговой печи, МВ·А	95
D_0	Диаметр рабочего пространства печи на уровне откосов ванны, м	6,4
λ	Коэффициент мощности	0,82
$k_{и}$	Коэффициент использования номинального значения полной мощности	0,9
$\eta_{э}$	Электрический КПД	0,97
k_p	Отношение D_p/D_0	0,25

Эпюра облученности стен по периферии футеровки представлена на рисунке 2.

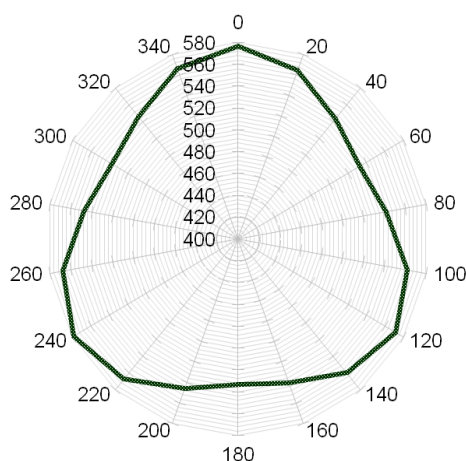
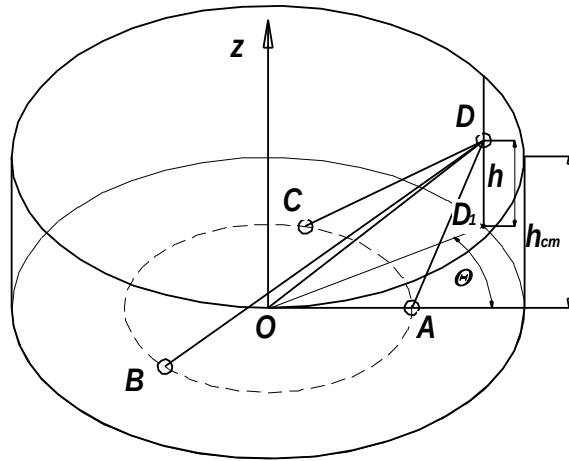


Рисунок 2 – Эпюра облученности стен по периферии футеровки (кВт/м²)

Как следует из рисунка 2, облученность нижней части стен по периферии печи различается по окружности корпуса печи в 1,1 раза.

Эпюра облученности футеровки стены по высоте ($q_{\Sigma} = f(h_r)$) представлена на рисунке 4, расчетная схема – на рисунке 3.



$$AD = r_A, \quad BD = r_B, \quad CD = r_C, \quad h_{\text{ст}} = k_{\text{ст}} \cdot D_0$$

Рисунок 3 – Схема рабочего пространства трехэлектродной дуговой печи

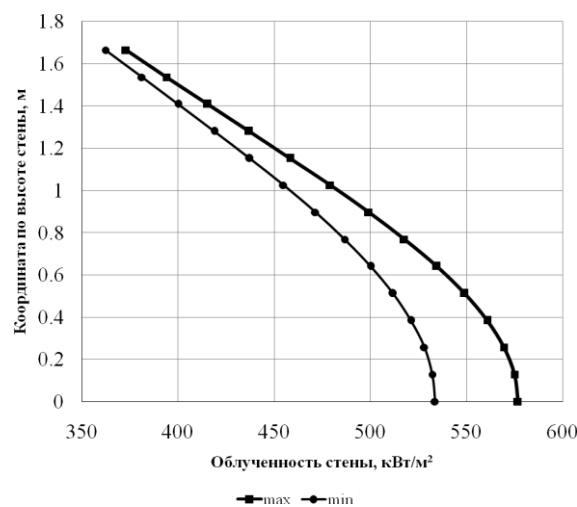


Рисунок 4 – Эпюра облученности стены (панели) на различной высоте от уровня откосов

Как следует из рисунка 4, облученность панели на различной высоте различается в 1,43-1,44 раза, т.е. условия работы металла панелей и гарнисажа в нижней части и в верхней части корпуса печи различны.

В реальных условиях величина облученности стен будет уменьшаться в соответствии со степенью экранирования излучения вспененным шлаком. При этом необходимо учитывать, что облученность по высоте стен изменяется не пропорционально степени экранирования, поскольку имеются такие явления как возникновение лунки в металле под дугой и выдувание дуги. Это приводит к тому, что при закрытии дуг вспененным шлаком снижение облученности в большей степени происходит в нижней части стен и в меньшей в средней и верхней.

Моделирование тепловой работы водоохлаждаемых панелей различных типов. Моделирование состояло из двух этапов:

- 1) Определение коэффициента теплоотдачи от внутренней поверхности труб к охлаждающей воде.
- 2) Расчет температурного поля водоохлаждаемых элементов.

Определение коэффициента теплоотдачи от внутренней поверхности труб к охлаждающей воде. Система охлаждения работает в режиме вынужденной конвективной теплоотдачи. Объемный расход теплоносителя V (м³/с) зависит от теплового потока Q , отводимого от охлаждаемой поверхности, и изменения объемной энтальпии 1 м³ теплоносителя при нагреве от температуры $T_{\text{вх}}$ в подводящем коллекторе до температуры $T_{\text{вых}}$ в сливном коллекторе:

$$V = Q / [\rho_w \cdot \tilde{n}_w \cdot (\dot{Q}_{\hat{a}\hat{u}\hat{o}} - \dot{Q}_{\hat{a}\hat{o}})],$$

где: ρ_w – плотность воды, кг/м³;

$\tilde{n}_w$ – теплоемкость воды, Дж/(кг·К).

Для расчета скорости течения теплоносителя необходимо учитывать количество независимых секций стеновых панелей n .

Скорость течения теплоносителя, м/с

$$v = V / (n \cdot F_{\text{до}}),$$

где: $F_{\text{до}}$ – площадь сечения трубы, м².

Коэффициент конвективной теплоотдачи α находят из обобщенных уравнений.

При охлаждении гладкой трубы в условиях турбулентного режима течения ($Re > 10^4$):

$$Nu_{\text{в}} = 0,021 \cdot Re_{\text{в}}^{0,8} \cdot Pr_{\text{в}}^{0,43} \cdot \left(\frac{Pr_{\text{в}}}{Pr_{\text{н}}} \right)^{0,25} \cdot \varepsilon_l,$$

где: $Nu_{\text{в}} = \frac{\alpha \cdot d_{\text{в}}}{\lambda_{\text{в}}}$ – число Нуссельта;

α – коэффициент конвективной теплоотдачи;

$d_{\text{в}}$ – внутренний диаметр каналов;

$\lambda_{\text{в}}$ – коэффициент теплопроводности жидкости;

ε_l – коэффициент, зависящий от соотношения диаметра и длины труб;

$Re_{\text{в}} = \frac{v \cdot d_{\text{в}}}{\vartheta}$ – число Рейнольдса;

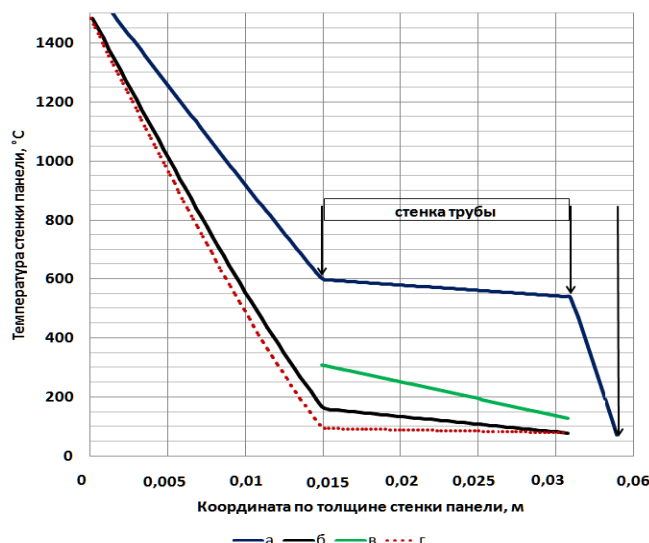
v – скорость движения воды в трубе, м/с;

ϑ – кинематическая вязкость воды, м²/с;

$\frac{Pr_{\text{в}}}{Pr_{\text{н}}}$ – отношение чисел Прандтля при $T_{\text{ж}}$ (температура жидкости) и $T_{\text{ст}}$ (температура стенки).

Расчет температурного поля водоохлаждаемых элементов. В качестве граничного условия на поверхностях панелей, обращенных к источнику излучения, задан тепловой поток излучением. На поверхностях труб, контактирующих с охлаждающей водой, задано граничное условие третьего рода с коэффициентом теплоотдачи, вычисляемым на первом этапе моделирования в зависимости от скорости движения воды в трубах и предварительно заданной температуры всех объектов.

Диаметр труб принят равным 76 мм, толщина стенки 16 мм. Толщина слоя гарнисажа принималась равной 15 мм. Теплофизические характеристики материалов принимались как функция от температуры. Скорость воды в трубе принята равной 1,85 м/с. Среднее значение коэффициента теплоотдачи от стенки труб к воде составило 7000 Вт/(м²·К).



a – однослойные панели из стали со слоем гарнисажа и отложениями на внутренней поверхности труб; b – однослойные панели из стали со слоем гарнисажа; v – однослойные панели из стали без гарнисажа; $г$ – однослойные панели из меди со слоем гарнисажа

Рисунок 6 – Температура по сечению однослойных панелей в стационарном состоянии

Как следует из результатов расчетов, приведенных в виде графика на рисунке 6, наличие слоя гарнисажа на внутренней поверхности приводит к снижению температуры стенки трубы, что повышает надежность работы панелей. Кроме того температура на поверхности гарнисажа при определенной его толщине может достигать высоких температур, что приводит к улучшению условий теплообмена с ванной печи, температура поверхности которой составляет 1500-1650 °С. В случае отсутствия защитного слоя на панелях температура стенки труб существенно выше (рисунок 6в) и при отклонениях от нормальных условий эксплуатации может превысить температуру, допустимую для металла, из которого изготовлены панели. Введение в модельную задачу учета слоя отложений на внутреннюю поверхность труб толщиной 3 мм приводит к резкому увеличению температуры стенки (рисунок 6, а).

В процессе расчетов также проводилось сравнение тепловых потоков, отводимых водой. В случае панелей из стали со слоем гарнисажа удельный тепловой поток через панели составил 350 кВт/м², панелей из меди с гарнисажем – 376 кВт/м², а панелей из стали без гарнисажа – 746 кВт/м². Таким образом, на тепловые потери влияет как наличие слоя гарнисажа, так и материал панелей, однако влияние присутствия слоя гарнисажа более существенно.

На рисунке 7 представлена зависимость тепловых потерь через панель от толщины слоя гарнисажа.

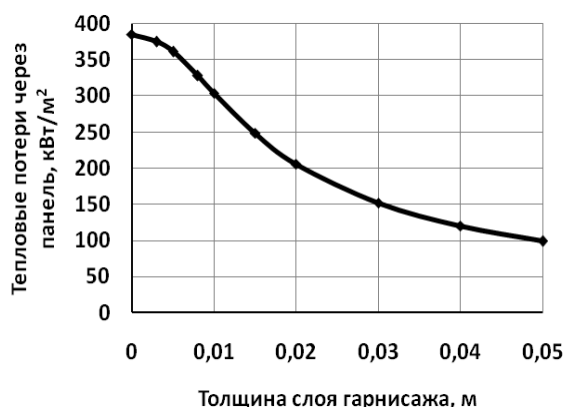


Рисунок 7 – Зависимость тепловых потерь через панель от толщины слоя гарнисажа

Как следует из рисунка 7, отсутствие слоя гарнисажа увеличивает тепловые потери через панели в 2-3,5 раза.

В настоящее время многие производители предлагают конструкции двухслойных водоохлаждаемых панелей с независимыми контурами охлаждения. Пример водоохлаждаемых панелей с дополнительным фронтальным змеевиком представлен на рисунке 8.

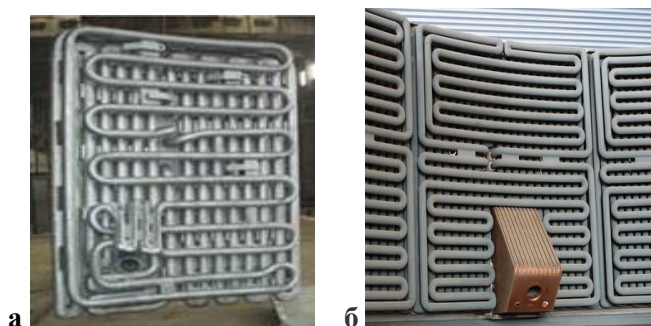


Рисунок 8 – Трубочатая водоохлаждаемая панель с фронтальным змеевиком фирмы РОУД (а) и Danieli (б)

Преимущества двухслойных панелей является возможность закрепления слоя гарнисажа большей толщины, чем при использовании стандартных панелей, а также меньшие термические напряжения вследствие гибкости фронтальной части. Кроме того, в случае прогара фронтального водоохлаждаемого элемента его можно отключить, а внешнюю часть панели продолжать эксплуатировать.

По информации фирмы Danieli в отличие от стандартных панелей с максимальными температурами поверхности шлака 640 °С и максимальным тепловым потоком, отводимым водой 563 кВт/м², максимальная температура поверхности шлака энергосберегающих двухслойных панелей производства Danieli более 1100 °С, а максимальный тепловой поток отводимый водой 452 кВт/м².

Библиографический список

1. Сосонкин, О.М. Применение искусственного охлаждения кладки сталеплавильных печей в условиях низкой производительности // Труды пятого конгресса сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1999, С. 184-185.
2. Лисиенко, В.Г., Щелоков Я.М., Ладыгичев М.Г. Сооружение промышленных печей. Проектирование плавильных комплексов: Справочное издание. Книга 2, том I / Под. ред. В.Г. Лисиенко. – М.: Теплотехник, 2006. – 755 с.
3. Свенчанский, А.Д., Макаров А.Н., Определение тепловых потоков дуг в сталеплавильных печах // Электротермия. 1982. №232. С.6.,
4. Теплообмен в дуговых сталеплавильных печах: Учебное пособие / А.Н. Макаров, Тверь: ТГГУ, 1998. – 184 с.
5. Егоров, А.В. Электроплавильные печи черной металлургии. Учебник для вузов - М.: Металлургия, 1985.

УДК 658.567.1

О ТЕХНОЛОГИЯХ СНИЖЕНИЯ ВЛИЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ

Ёлкин К.С.¹, Ёлкин Д.К.², Карлина А.И.³

¹ООО «ОК РУСАЛ Инженерно-технологический центр»,

г. Красноярск, Россия, e:mail: Konstantin.Elkin@rusal.com, k.yolkin@mail.ru

²ОК РУСАЛ, АО «Кремний»,

г. Шелехов, Россия, Dmitriy.Elkin@rusal.com

³Иркутский национальный исследовательский технический университет»,

г. Иркутск, Россия, karlinat@mail.ru

Аннотация: Показана возможность применения карбида кремния в качестве восстановителя в производстве металлического кремния. Представлены результаты проведенных испытаний карбида кремния. Показана возможность снижения количества печных газов. Расчётное количество снижения количества отходящих печных газов подтверждено результатами испытаний.

Ключевые слова: кремний, кремнезём, углеродистые восстановители, карбид кремния, пыль, газ.

THE TECHNOLOGIES FOR REDUCING THE IMPACT OF PRODUCTION SILICON METAL ON THE ENVIRONMENT

Yolkin K.S.¹, Yolkin D.K.², Karlina A.I.³

¹LLC RUSAL Engineering and Technological Centre,

Krasnoyarsk, Russia, Konstantin.Elkin@rusal.com, k.yolkin@mail.ru

²RUSAL, AO «Kremniy»,

Shelehov, Russia, Dmitriy.Elkin@rusal.com

³National Research Irkutsk Technical University,

Irkutsk, Russia, karlinat@mail.ru

Abstract. The possibility of using silicon carbide as reductant in the production of silicon metal. Presents the results of the tests of silicon carbide. The possibility of reducing the amount of furnace gases. The estimated amount of reduction in the number of outgoing furnace gases is confirmed by the test results.

Key words: silicon, silica, carbonaceous reducing agent, silicon carbide, dust and gas.

Кремний, в силу своих уникальных физических и химических свойств, становится все более важным материалом для изготовления, обслуживания и модернизации продукции, которую требует современное общество. Сегодня трудно представить возможность реализации ряда наукоёмких технологий без применения кремния.

Кремний широко применяется в виде сплава с алюминием в различных отраслях промышлен-

ности, включая самолетостроение, автомобильной отрасли, ракетостроение, промышленное и гражданское строительство; большое значение имеет использование в народном хозяйстве карбида кремния.

Кремнийорганические соединения сочетают лучшие свойства силикатов; на основе силиконов изготавливаются термостойкие смазочные масла, жидкие диэлектрики, лаки, эмали, каучуки, пластмассы, стеклопластики, эффективные сорбенты, катализаторы.

Кремний высокой чистоты является типичным полупроводником и широко используется в современной электротехнике, радиотехнике и электронике. Особое место занимает солнечная энергетика на основе кристаллического кремния, доля которой значительно возрастает для получения дешевой электроэнергии.

Современная технология получения кремния, используемая в мировой и отечественной практике, сопряжена с риском негативного воздействия на окружающую среду ввиду того, что кроме конечного продукта образуется и другие продукты реакции, в том числе и пылевые от неполного использования шихтовых материалов.

Металлический кремний получают путем высокотемпературного восстановления кремнезёма с помощью восстановителей в дуговых руднотермических электрических печах. Особенностью промышленного производства кремния является использование кремнезёмсодержащего сырья и углеродистых восстановителей, характеризующихся высоким содержанием полезных компонентов и низким содержанием шлакообразующих примесей, в связи с чем, восстановительная плавка кремния является практически бесшлаковым процессом [1]. Выделяющиеся при выплавке кремния в руднотермических печах газы характеризуются содержанием большого количества тонкодисперсной пыли. Пыль состоит на 94-96% из диоксида кремния [2]. В результате использования в печах в качестве восстановителей сырья, содержащего серу, в печных газах, поступающих на очистку, присутствуют соединения серы в виде SO_2 , кроме того присутствуют и оксиды азота.

Восстановление кремния происходит по суммарной реакции



Современная теория считает, что восстановление кремния в руднотермических печах происходит в две стадии:

1 стадия (низкотемпературная зона печи) – образование карбида кремния по реакции



2 стадия (высокотемпературная зона печи) – получение кремния по реакции



С учетом коэффициентов, суммарная реакция имеет вид:



Как видно из данной реакции, количество образующихся реакционных газов по массе вдвое превосходит количество конечного продукта. Снизить негативное воздействие на окружающую среду являлось одной из главных целей данной работы.

Если сравнивать приведенные реакции 1, 3 и 4 видно, что при получении трёх молей кремния в первом случае, реакции 1, 4, образуется шесть молей CO , при получении этого же количества кремния по реакции 3 образуется два моля CO . Это соотношение и легло в основу проведения промышленных испытаний по использованию карбида кремния в производстве технического кремния в мощных промышленных электрических печах по разработанной авторами технологии [2]. При проведении испытаний проведена оценка производительности печи, качество выплавляемого кремния, проведены замеры количества отходящих печных газов, наличие в них загрязняющих веществ и дано сравнение с работой печи на типичной для данного производства шихте.

Испытания проводились на печи мощность 25 МВА.

Показатели работы печи, по этапам, сведены в таблицу 1, изменение показателей работы печи, производительность, удельный расход электроэнергии в зависимости от количества используемого карбида кремния показаны на рисунке 1.

Таблица 1 - Показатели работы печи при использовании карбидокремниевых материалов

	Расход на 1 т кремния, т/т				
	Типичная шихта	1 этап	2 этап	3 этап	4 этап
Кварцит	3,046	2,787	2,658	2,654	2,324
Карбидокремниевый материал	-	0,323	0,409	0,508	0,627
Электроэнергия, мВтч/т	16,28	16,200	14,623	14,164	13,223
Производительность, т/сутки	29,40	30,96	34,47	35,35	37,96

В процессе проведения испытаний проведены расчеты количества реакционных газов, образующихся в процессе восстановительной плавки кремния, на типичной и опытных шихтах.

Количество образующихся газов на 1 т кремния:

газы	типичная шихта	замена 10 % C
CO	2414 н.м ³	1985 н.м ³
CO ₂	1134 н.м ³	803 н.м ³
H ₂ O	3041 н.м ³	2079 н.м ³
Всего	6589 н.м ³	4867 н.м ³

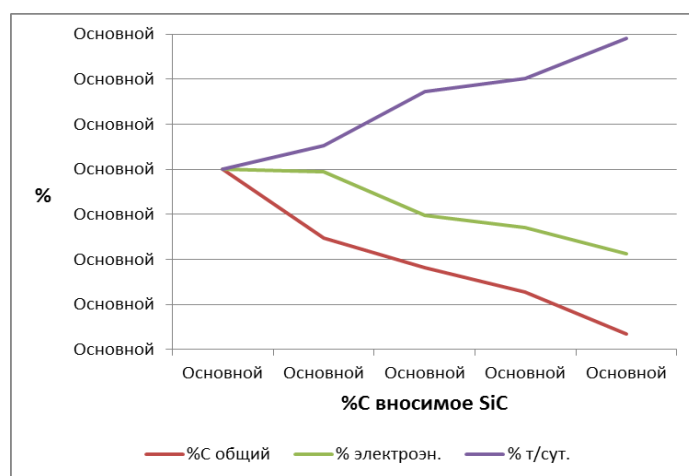


Рисунок 1 - Изменение показателей работы печи при использовании карбидокремниевых материалов

При проведении испытаний были выполнены замеры количества и состава отходящих от печи газов при работе на типичной шихте и при замене части восстановителя на карбидокремниевые материалы. Оценены изменения количества и видов загрязняющих веществ в составе отходящих газов. Все результаты измерений сведены в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты инструментального определения состава газов и количества загрязняющих веществ печи кремния

Используемая шихта	Типичная шихта	Шихта с использованием SiC			
		замена 7% C		замена 10% C	
Параметр	Величина выброса	Величина выброса	Изменение в сравнении с типичной, %	Величина выброса	Изменение в сравнении с типичной, %
Объем газов, нм ³ /ч	236625	214200	-9,5	205600	-13,1
Пыль, кг\ч кг/т Si	1252,97	991,27	-20,1	801,098	-36
	1019,5	678,95		549,3	
CO, кг\ч кг/т Si	31,2	22,465	-28,1	20,07	-35,7
	25,47	15,387		13,74	
NO, кг\ч кг/т Si	64,6	29,16	-55	9,5	-64,5
	52,6	19,975		6,51	
NO ₂ , кг\ч кг/т Si	4,99	1,836	-63	0,54	-0,89
	4,06	1,257		0,32	
SO ₂ , кг\ч кг/т Si	5,66	5,32	-6	1,7	-70
	4,6	3,6		1,15	



Рисунок 2 - Изменение количества печных газов

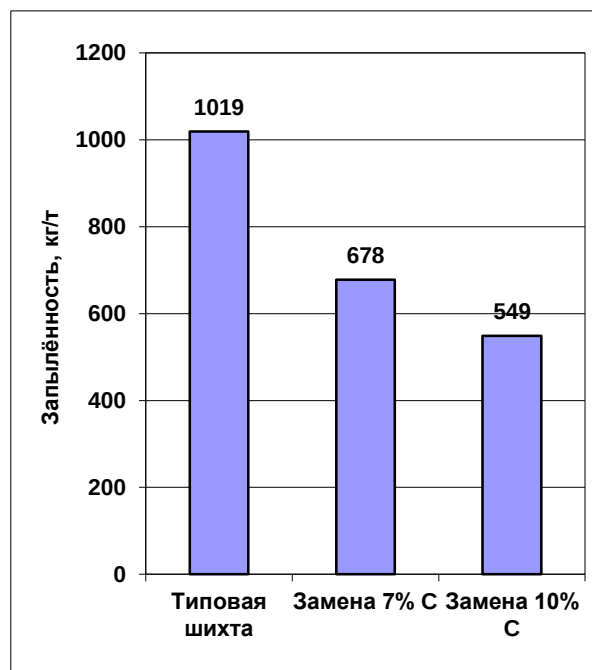
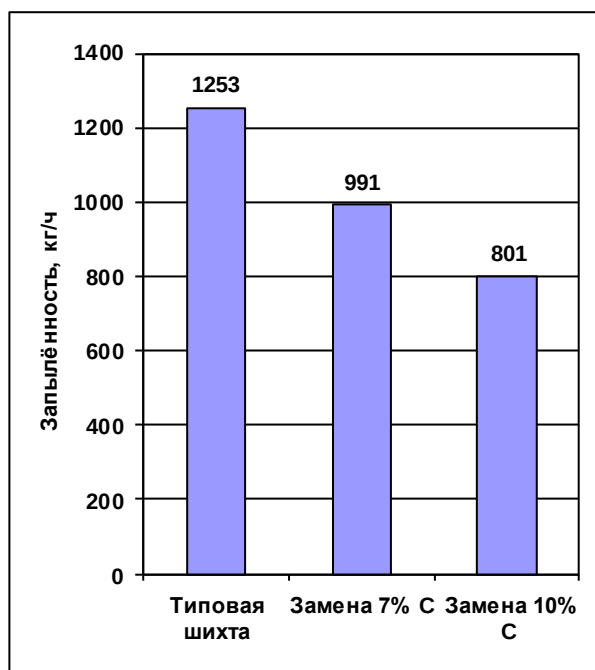


Рисунок 3 - Изменение запыленности печных газов

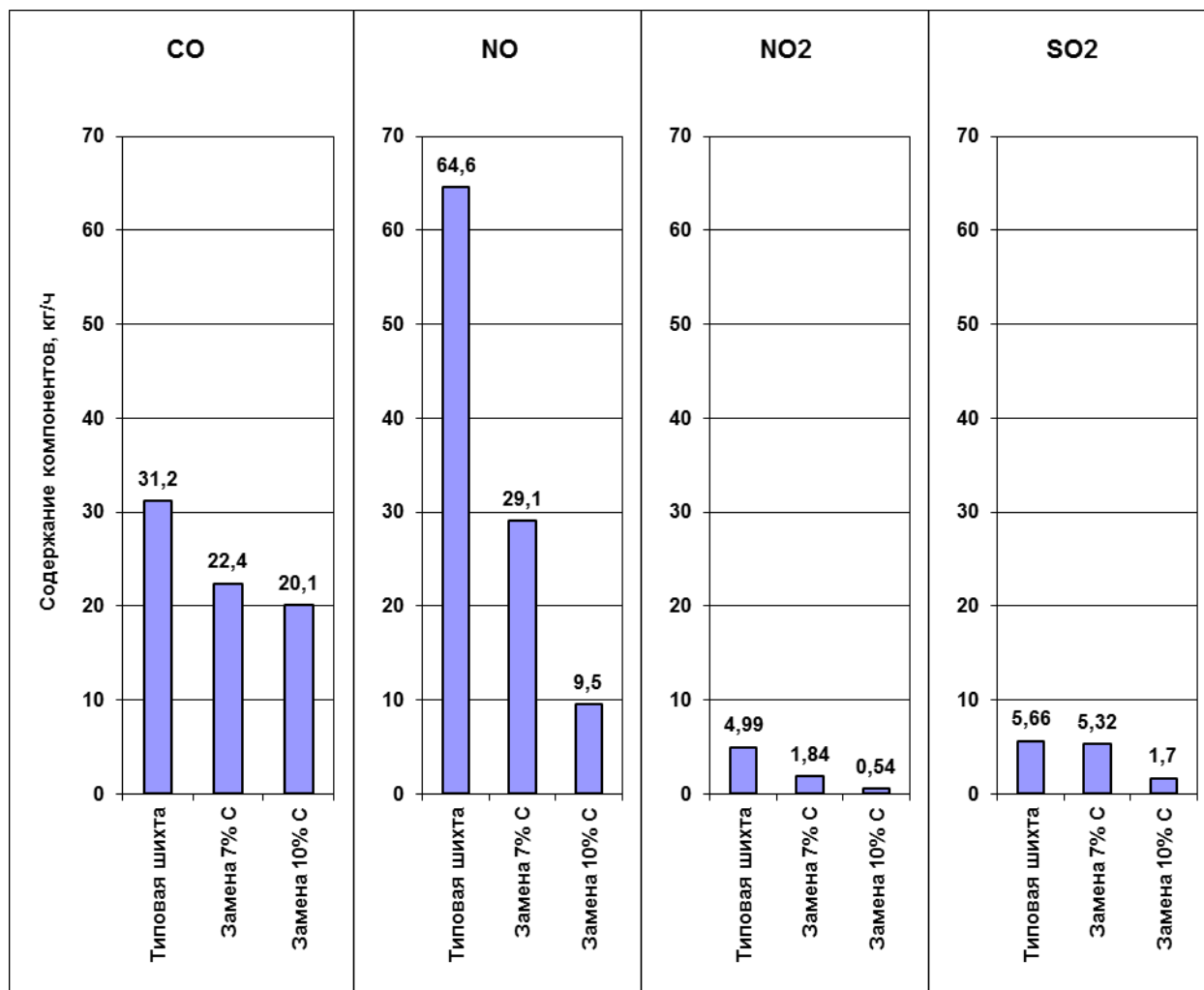


Рисунок 4 - Изменение состава печных газов

Проведенные испытания показали высокую эффективность применения карбидокремниевых материалов в качестве восстановителя при производстве металлического кремния. Эффективность достигнута за счёт увеличения производительности печи, снижения расхода сырья и материалов.

Достигнут значительный экологический эффект за счёт уменьшения количества отходящих газов, и уменьшения запылённости газов. Значительно изменяется и состав газов, что приводит к снижению неблагоприятной экологической нагрузки в районе дислокации предприятия.

Выводы

1. Использование карбидокремниевых материалов в восстановительной плавке кремния увеличивает производительность печи, снижает расход технологической электроэнергии пропорционально количеству углерода, заменённого на карбид кремния.

2. Замена углерода на карбидокремниевый материал в композиции восстановителей снижает запылённость, количество и состав отходящих печных газов, уменьшая количества загрязняющих веществ, что снижает нагрузку на окружающую среду.

Библиографический список

1. Зельберг Б.И., Черных А.Е., Ёлкин К.С. Теория и практика получения активного карбида кремния, М., Metallurgy, 1997, 170 с.
2. Ёлкин К.С., Зельберг Б.И., Баранцев А.Г., Крючков В.К., Ёлкин Д.К. Производство кремния, справочник металлурга, МАНЭБ, С-Пб, 2013, 364 с.
3. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Иванова О.Б., Кириллов М.А., патент RU 2570153, Способ выплавки кремния, С 01 В 33/025, заявлен 29.08.2014, опубликован 10.12.1015.
4. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Кошкин С.В., Пеганов Д.В., Молявко А.А., Ферефёрова Т.Т. Промышленные испытания карбидосодержащих материалов в восстановительной плавке кремния в рудовосстановительных электрических печах. Сб. докладов международного конгресса «Цветные металлы и минералы»-2015», Красноярск, 2015, С. 613-616.
5. Ivanchik N., Kondratiev V., Chesnokova A. Use of nanosilica recovered from the finely dispersed

by-product of the electrothermal silicon production for concrete modification // Procedia Engineering. 2016. Т. 150. С. 1567-1573.

6. Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Балановский А.Е., Иванчик Н.Н., Карлина А.И. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. 2016. Т. 9. № 5. С. 671-685.

7. Иванчик Н.Н., Балановский А.Е., Кондратьев В.В., Тютрин А.А., Кузьмин М.П. Оценка применения продуктов переработки отходов кремния в качестве ультрадисперсных активирующих флюсов для дуговой сварки // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2016. Т. 20. № 12 (119). С. 165-172.

8. Kuz'min M.P., Kondrat'ev V.V., Larionov L.M., Kuz'mina M.Yu., Ivanchik N.N. Possibility of preparing alloys of the al-si system using amorphous microsilica // Metallurgist. 2017. Т. 61. № 1-2. С. 86-91.

УДК 658.567.1

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СУХОЙ СЕПАРАЦИИ МИКРОКРЕМНЕЗЁМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЦЕЛЕВЫХ ПРОДУКТОВ

**Кондратьев В.В., Небогин С.А., Колосов А. Д., Горовой В.О.,
Немаров А.А., Иванов А.А., Запольских А.С.**

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, s.a.nebo@yandex.ru*

Аннотация: Данная статья посвящена способам переработки пыли, уносимой от рудотермических печей кремниевого производства. Проведен химический и гранулометрический анализ пыли уноса кремниевого производства. Рассмотрена возможность применения гравитационно-центробежной сепарации для получения целевых продуктов, таких как шарообразный диоксид кремния и наноструктурированный углерод.

Ключевые слова: Диоксид кремния, наноструктурированный углерод, гравитационно-центробежная сепарация, пыль уноса, наносилика.

THE POSSIBILITY OF USING DRY SEPARATION NANOSILICA TO OBTAIN THE TARGET PRODUCTS

**Kondratiev V.V., Nebogin S.A., Kolosov A. D., Gorovoy V.O.,
Nemarov A.A., Ivanov A.A., Zapolskikh A.S.**

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, s.a.nebo@yandex.ru*

Abstract: This article is devoted to methods of processing of the dust entrained from the ore-thermal furnaces for silicon production. Conducted chemical and granulometric analysis of dust re-entrainment of silicon production. Consider the possibility of using gravitational-centrifugal separation to obtain the target products, such as spherical silica and nano-structured carbon.

Key words: silica, nano-structured carbon, gravitational-centrifugal separation, fly ash nanosilica.

На сегодняшний день многие заводы металлургической отрасли не подвергают свои отходы дальнейшей переработки способной перевести отходы в полезный материал, а предпочитают утилизировать отходы, вывозя отходы на шламовые поля. Данный способ утилизации отходов ведет к появлению экологических проблем, так как на одну тонну готовой продукции завода выделяется до тонны пылевых продуктов. К примеру, количество уловленной пыли кремниевого завода, может составляет 42 тыс. тонн в год, что неминуемо ведёт к увеличению размеров шламовых полей и нарушению экосистем.

Система газоочистки кремниевых заводов предусматривает две ступени очистки. Первая ступень является системой предварительной очистки и служит для улавливания крупной, тяжелой пыли способной нарушить работу системы тонкой очистки. Чаще всего данная система представляет собой батарею циклонов [1-3]. Типичный гранулометрический состав пыли улавливаемой на 1 ступе-

ни очистки представлен на рисунке 1 и таблице 1.

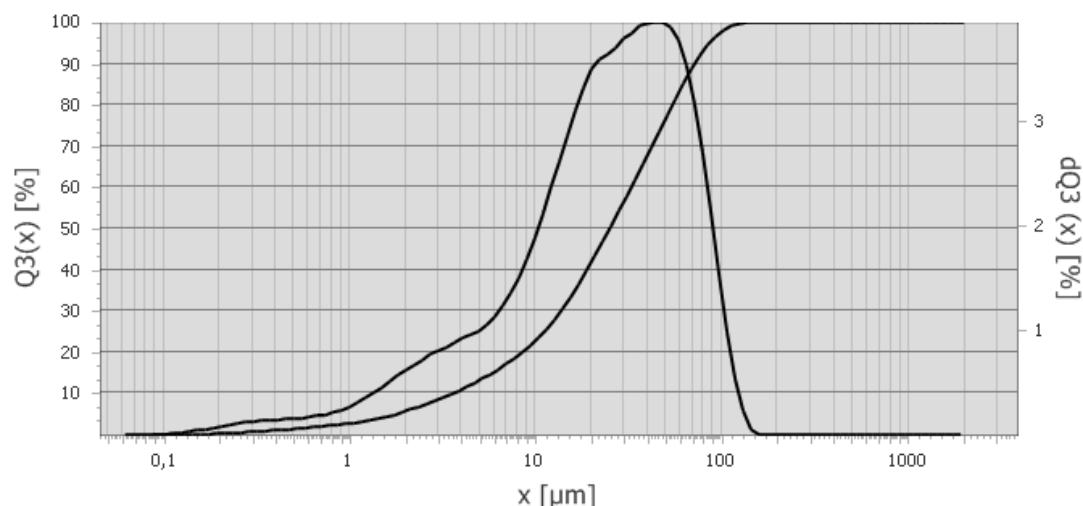


Рисунок 1 - Гранулометрический состав пыли уловленной предварительной системой очистки, измеренный на лазерном анализаторе размера частиц Analysette 22 NanoTec

Таблица 1 - Дисперсный состав пыли предварительной очистки

Количество частиц в пробе, %	5	10	25	50	75	90	95	99	100
Размер, мкм	1,8	3,6	11,2	25,2	48,1	71,9	85,9	111,2	115,3

Большой интерес представляет пыль улавливаемая системой тонкой очистки. Исследования, проведенных разными группами ученых, показывают, что основным компонентом пыли, (не менее 92 %) улавливаемой системой тонкой очистки, является мелкодисперсный сферический диоксид кремния. На рисунке 2, полученном при помощи сканирующий электронный микроскоп JEOL JIB-Z4500, видна сферическая форма частиц диоксида кремния. Вторым по массе компонентом смеси является высокодисперсный, наноструктурированный углерод. Гранулометрический анализ пыли тонкой очистки представлен на рисунке 3 и таблице 2.

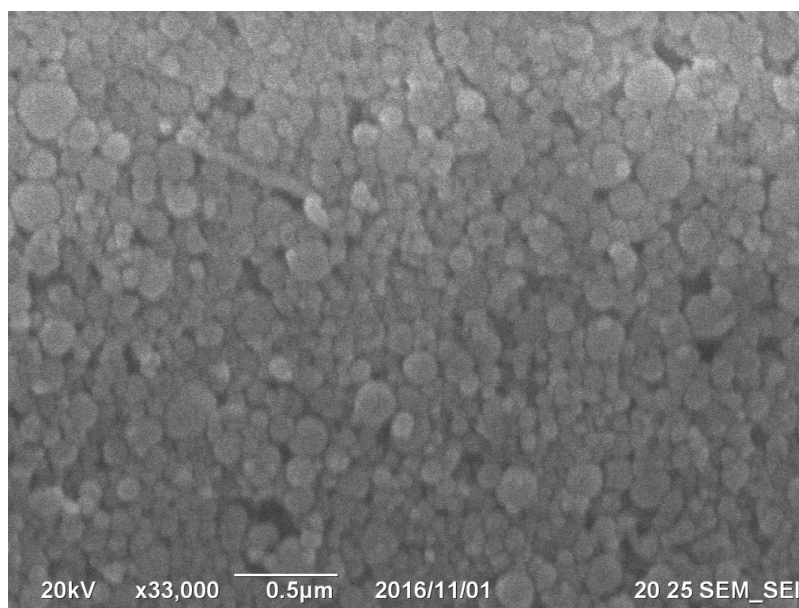


Рисунок 1 - Изображение пыли тонкой очистки, полученное при помощи сканирующего электронного микроскопа JEOL JIB-Z4500.

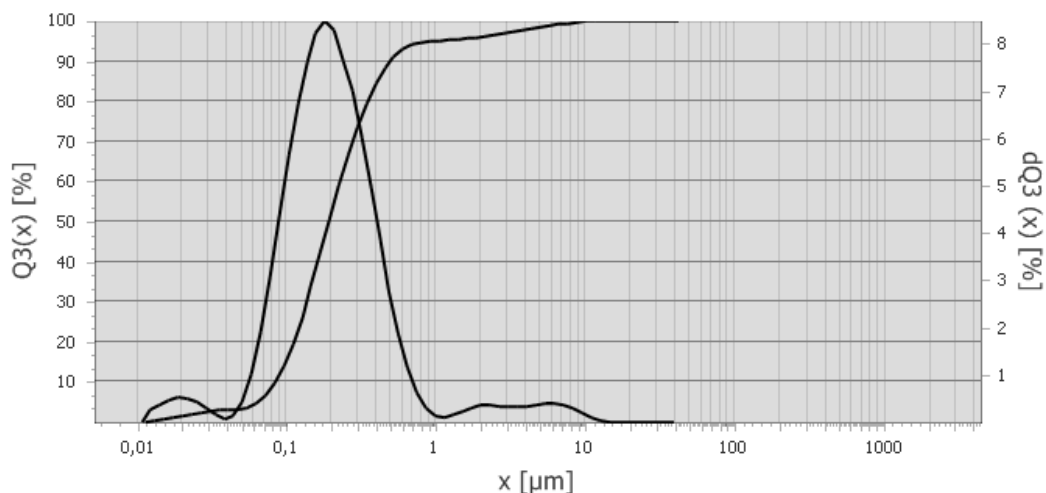


Рисунок 2 - Гранулометрический состав пыли тонкой очистки, измеренный на лазерном анализаторе размера частиц Analysette 22 NanoTec

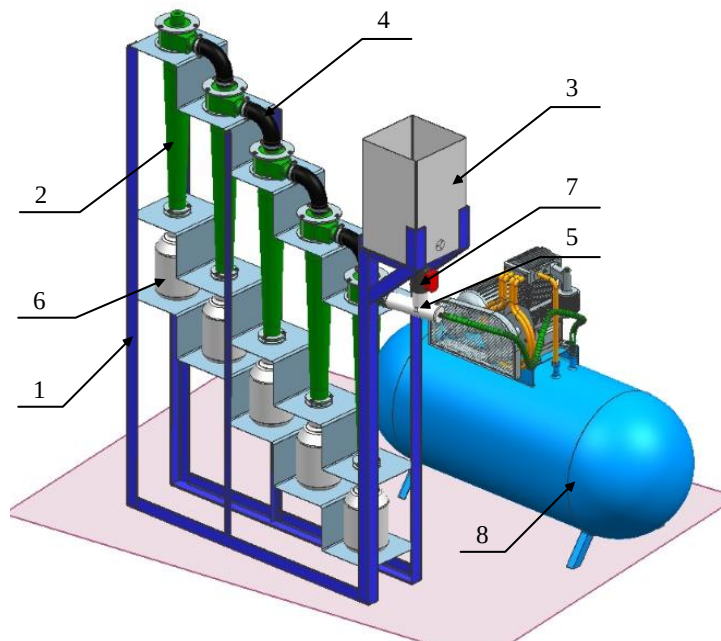
Таблица 1 - Дисперсный состав пыли тонкой очистки.

Количество частиц в пробе, %	5	10	25	50	75	90	95	99	100
Размер, менее мкм	0,06	0,09	0,1	0,2	0,3	0,5	1	6,6	10,3

Нанодисперсный шарообразный диоксид кремния с высокой массовой долей диоксида получил широкое распространение в качестве модифицирующей добавки при производстве строительных бетонов и высокопрочных композитных легированных металлических сплавов. Помимо этого, его используют при производстве резинотехнических изделий, и он является наполнителем при производстве красок, керамики и др. [4-7]. Следовательно, для дальнейшего использования пыли тонкой очистки печей производства кремния требуется ее обогащение до содержания SiO_2 не менее 98 %. В процессе переработки пыли тонкой очистки не менее важно предусмотреть возможность получения фракции продукта с высоким содержанием углеродных наноструктур. Углеродный наноструктурированный материал сам по себе является интересным и перспективным материалом, и также находит широкое распространение в качестве модифицирующих добавок.

Существует флотационный метод сепарации пыли уноса печей производства кремния [3, 8]. Подробно данный метод был рассмотрен в статьях [1, 9, 10]. Флотационный метод позволяет с высокой эффективностью отделять микрокремнезем, остающийся в камерном продукте, от углеродной фракции, выделяющейся в качестве пенного продукта. Однако флотационный метод имеет ряд недостатков, связанных с протеканием процесса сепарации в жидкой среде. Данное обстоятельство влечет за собой дальнейшую сушку и дезинтеграцию получаемого продукта. Это увеличивает энергозатраты и как следствие стоимость конечного продукта.

Нами была рассмотрена возможность сухой сепарации микрокремнезёма на устройствах гравитационно-центробежного пылеулавливания (циклонах). Углерод и диоксид кремния имеют разную плотность, поэтому при условии, что частицы имеют одинаковые размеры, они будут по-разному осаждаться в циклонах. Для проверки гипотезы был собран стенд, состоящий из 5 последовательно установленных циклонов (рисунок 4). Пылегазовый поток создавался при помощи компрессора и пыледозирующего устройства, включающего шнековый питатель и щелевой затвор. В качестве сырья использовалась пыль печей, уловленная в рукавных фильтрах, отобранная из трубопровода, уносящего пылегазовый поток от печей кремния. Процесс сепарации на устройствах гравитационно-центробежного пылеулавливания был математически промоделирован и предсказал возможность гравитационно-центробежной сепарации частиц диоксида и углерода.



1 – рама; 2 – циклон; 3 – бункер загрузки; 4 – отвод гибкий; 5 – дозатор щелевой;
6 – ёмкость; 7 – затвор дисковый с электроприводом; 8 – компрессор

Рисунок 4 - Установка сухой сепарации пыли печей производства кремния

В результате серии испытаний удалось достичь повышения концентрации микрокремнезема с 93 % до 98 % с выходом продукта до 35 % по массе. Удалось добиться увеличения концентрации углеродной фракции с 6 % до 24 % с выходом продукта 10 %. Математические расчеты и результаты математического моделирования свидетельствуют о возможности увеличения сепарационных характеристик установки, в случае изменения геометрических размеров пылеулавливающих устройств, и режимов работы тягодутьевого оборудования стенда.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 02.G25.31.0174 «Разработка комплексной ресурсосберегающей технологии и организация высокотехнологичного производства наноструктур на основе углерода и диоксида кремния для улучшения свойств строительных и конструкционных материалов» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.

Библиографический список

1. Кондратьев В.В., Карлина А.И., Немаров А.А., Иванов Н.Н. Результаты теоретических и практических исследований флотации наноразмерных кремнийсодержащих структур, Техника и технологии, 2016, 9(5), С 657-670.
2. Карлина А.И. Изучение гидродинамики гравитационного обогащения полезных ископаемых // Вестник ИрГТУ. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. -2015. № 3. С. 194-199.
3. Карлина А.И. Изучение структуры внутренних течений и волнового движения водного и взвешенного потока // Вестник ИрГТУ. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. -2015. № 4. С. 137-145.
4. Немчинова Н.В., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Ершов В.А. Новые технологические решения по переработке отходов кремниевого производства, Металлург, 2013, 5, С 92-95.
5. Ершов В.А., Горовой В.О., Карлина А.И. Управление технологическим процессом переработки отходов кремниевого производства // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. 2016. № 4 (52). С. 114-121.
6. Иванчик Н.Н., Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Карлина А.И. Изучение свойств тонкодисперсных отходов кремниевого производства методами электронной микроскопии, Сборник докладов VII международного Конгресса «Цветные металлы и минералы», 2015. С. 234-235.
7. Ёлкин К.С., Иванов Н.А., Карлина А.И., Иванов Н.Н. Углеродные нанотрубки в производстве металлического кремния // В книге: Цветные металлы и минералы - 2015 Сборник докладов VII международного Конгресса. 2015. С. 224-225.
8. Nemarov A., Lebedev N., Kondrat'ev V., Korniyakov M., Karlina A.I. Theoretical and experimental research of parameters of pneumatic aerators and elementary cycle flotation // International Journal of

Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 20. С. 10222-10226.

9. Кондратьев В.В., Иванчик Н.Н., Петровская В.Н., Немаров А.А., Карлина А.И. Переработка и применение мелкодисперсных отходов кремниевого производства в строительстве. В сборнике: Олон Улсын Бетоны XIV БАГА ХУРАЛ Материалы международного строительного симпозиума. 2015. С. 105-114.

10. Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Балановский А.Е., Иванчик Н.Н., Карлина А.И. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. 2016. Т. 9. № 5. С. 671-685.

УДК 669.712.03

НАПРАВЛЕНИЯ СОКРАЩЕНИЯ РАСХОДА ФТОРИСТЫХ СОЛЕЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ

Ржещицкий Э.П., Петровский А.А., Немчинова Н.В., Карлина А.И.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, begimotus@mail.ru*

Аннотация: Данная статья посвящена направлениям сокращения расхода фтористых солей при производстве алюминия. Основными направлениями являются: получение и использование глинозема с более низким содержанием натрия; переработка части избыточного электролита по новой технологии с получением фтористого алюминия; переработка теплоизоляционной части отработанной футеровки с получением регенерационного криолита перерабатываемого по новой технологии в низкомодульный криолит. При использовании новых технологий вторичные отходы используются в производстве цемента, а алюминиевые заводы приближаются к тому, чтобы стать полностью безотходными.

Ключевые слова: алюминиевый электролизер, отработанная футеровка, утилизация, регенерация фтористых солей, переработка отходов.

DIRECTION OF REDUCING THE CONSUMPTION OF FLUORIDES IN THE MANUFACTURE OF ALUMINIUM

Rzechitskiy E.P., Petrovskiy A.A., Nemchinova N.V., Karlina A.I.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, begimotus@mail.ru*

Abstract: This article is dedicated to the directions to reduce its use of fluorides for the production of aluminium. The main areas are: the receipt and use of alumina with a low sodium content; recycling of the excess electrolyte by the new technology with getting fluoride of aluminium; recycling of insulating parts of spent lining with obtaining the regenerated cryolite processed by the new technology in a flowable cryolite. When using new technologies of secondary waste used in the manufacture of cement, and aluminum plants closer to becoming completely waste-free.

Key words: aluminum electrolysis, industrial waste lining recycling, recovery of fluorides, recycling.

Сырьем для получения алюминия являются глинозем, углеродные электроды и фтористые соли. Расплав фтористых солей является средой, в которой осуществляется процесс электролиза с выделением металла на катоде. Соединения фтора в конечный продукт не переходят, они распределяются между выбросами в виде газов, избыточного электролита и отходами капитального ремонта алюминиевых электролизеров. Для восполнения потерь фтора, в основном, используется фтористый алюминий.

Текущий расход фтористого алюминия при использовании электролизеров с обожженными анодами и «сухой» газоочисткой находится в пределах 16-22 кг на тонну алюминия, что в пересчете на фтор составляет около 10-14 кг [1,2]. Баланс распределения потерь фтора при электролитическом производстве алюминия приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Баланс распределения расхода фтора

№п/п	Причина потерь	Кг/тонну Al	%
1	Потери с газами	1,0	8,3
2	С избыточным электролитом вводимым для поддержания криолитового отношения (при содержании Na ₂ O в глиноземе 0,35-0,45%)	5,0	41,7
3	С отработанной футеровкой в том числе:	5,5	45,8
	Углеродная часть	3,0	25
	Теплоизоляционная часть	2,5	20,8
4	Угольная пена и механические потери	0,5	4,2
5	Потери всего	12	100

Потери с газами не превышают 1 кг/т алюминия, дальнейшее сокращение потерь фтора сдерживается существующими конструкциями герметизирующих укрытий.

Образование избыточного электролита связано с необходимостью поддержания заданного технологией криолитового отношения (КО) в процессе электролиза. Криолитовое отношение это молярное отношение содержания фтористого натрия к содержанию фтористого алюминия. КО, при современных технологиях производства алюминия поддерживается на уровне 2,4-2,6. Основное сырье для получения алюминия – глинозем содержит десятые доли процента оксида натрия, что приводит к сдвигу КО в щелочную сторону. Для сохранения КО на заданном уровне в электролизер вводится фтористый алюминий, а избыток электролита из него удаляется.

Расчет образования избыточного электролита приводится ниже. Среднее содержание Na₂O в глиноземе составляет ~0,35 % мас. При удельном расходе глинозема 1920 кг/т производимого алюминия поступление натрия в электролизер составляет:

$$1920 * \frac{0,35}{100} * \frac{46}{62} = 4,986 \text{ кг Na/т Al}$$

На пропитку футеровочных материалов катодного кожуха расходуется ~30%:

$$4,986 * 0,3 = 1,496 \text{ кг Na/т Al}$$

Потери электролита при переработке оборота составляют ~5%:

$$4,986 * 0,05 = 0,249 \text{ кг Na/т Al}$$

Таким образом, накопление натрия в электролите составляет:

$$4,986 - 1,496 - 0,249 = 3,241 \text{ кг /т Al}$$

При содержании натрия в электролите ~22 % мас. Накопление электролита составляет

$$3,241/0,22 = 14,73 \text{ кг /т Al}$$

Это коррелируется с данными, полученными в процессе эксплуатации опытного участка «Электролиз 300» Уральского алюминиевого завода, где накопление электролита составляло 10-15 кг/ т производимого металла [3].

Избыточный электролит частично используется при пуске электролизеров после капитального ремонта и вводе новых мощностей. Часть электролита закладывается на хранение, при этом повышается его влажность и происходят потери фтора. Разработана новая технология переработки избыточного электролита на фтористый алюминий, однако промышленных испытаний не проводилось. Количество избыточного электролита может быть сокращено при использовании глинозема с меньшим содержанием натрия.

Углеродная часть отработанной футеровки (ОФ) направляется для утилизации в черную металлургию. Разработаны и использовались способы гидрохимической переработки угольной части с получением криолита, который может быть переработан регенерационный криолит.

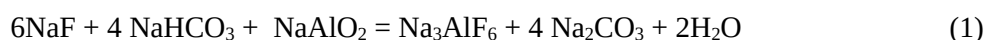
Теплоизоляционная часть ОФ за рубежом нейтрализуется и хранится в отвалах, либо используется при производстве цемента и стройматериалов [4]. В России теплоизоляционная часть без нейтрализации хранится в специально оборудованных накопителях. Нами выполнены исследования по изучению состава теплоизоляционной части ОФ и методам ее переработки [5,6] Средний химический состав по результатам анализа проб от пяти электролизеров типа С8БМ мас. %: С – 1-5; F – 7-10; Al – 12-16; Na – 7-10; Ca – 0,5-1,0; Si – 16-20; Mg – 0,5-1,0; Fe – 1,0-2,0; прочие – 35-45 (кислород в

виде оксидов алюминия и кремния).

В качестве основных фаз в теплоизоляционной части ОФ методом рентгеноструктурного анализа обнаружены следующие вещества: муллит $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, фтористый натрий NaF , криолит Na_3AlF_6 , хиолит $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$, оксид кремния SiO_2 (в виде кристобалита, кварца, тридимита), фтористый кальций CaF_2 , оксид алюминия Al_2O_3 , нефелин NaAlSiO_4 , альбит $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$.

В результате водного выщелачивания теплоизоляционной части ОФ образуется раствор следующего состава г/дм³: NaF - 15-25; Al_2O_3 - 0-0,1; Na_2SO_4 - 1-3; SiO_2 - 0,05-0,7. Из растворов полученных после выщелачивания теплоизоляционной части ОФ одним из известных методов может быть осажден криолит [7,8]. Этот раствор аналогичен растворам мокрой очистки газов алюминиевых электролизеров и может перерабатываться с получением криолита по традиционной содобикарбонатной схеме [7,8]. Для осаждения криолита необходимо дополнительное введение реагентов в виде алюминатного раствора и бикарбоната натрия.

Бикарбонат натрия дополнительно вводится в виде сухих солей. Алюминатный раствор готовится из гидроксида алюминия и каустической щелочи. Процесс криолитообразования осуществляется по реакции:



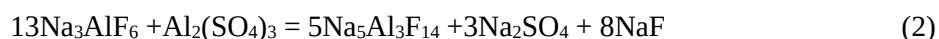
Снижения содержания кремния в растворах от выщелачивания отработанной футеровки можно достичь различными способами изложенными ниже.

В технологии гидрохимической переработки углеродной части ОФ обескремнивание достигается при контакте раствора после выщелачивания с собственным шламом в течение 6-8 часов за счет образования алюмосиликатов натрия [9]. В случае с теплоизоляционной частью ОФ этот процесс сопровождается трудностями, связанными с низким содержанием соединений алюминия в шламе.

Так же возможно за счет введения кислых добавок (кислые соли алюминия, кислоты) регулировать процесс выщелачивания на уровне pH 6-9, однако это усложняет и удорожает процесс.

Кроме того, использование получаемого по данной технологии криолита в настоящее время при производстве алюминия ограничено в связи с переходом на кислые электролиты при производстве алюминия. Радикальным решением вопроса является процесс получения низкомодульного криолита (смесь криолита и хиолита), который будет рассмотрен ниже. Полученный нами низкомодульный криолит содержит 0,2-0,3% кремния.

Повышение потребительских свойств криолита может быть достигнуто при переработке криолита с высоким содержанием натрия 30-32% на хиолит ($\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$). Технология заключается в обработке криолита раствором сернокислого алюминия с получением хиолита и промывного раствора [7] по следующей реакции:



В связи с неполнотой протекания реакции (2), конечным промышленным продуктом является смесь криолита и хиолита с содержанием натрия 20-23%. Перекристаллизация криолита в хиолит происходит в кислой среде содержащей фтористый натрий, то есть в присутствии плавиковой кислоты. В этих условиях часть кремния переходит в раствор, что обеспечивает существенное снижение содержания кремнезема в конечном продукте. Промывной раствор содержащий сульфат и фторид натрия направляется на переработку в схему получения криолита и сульфата натрия. Технология обработки криолита раствором сульфата алюминия осуществлена на Иркутском алюминиевом заводе в опытно-промышленном масштабе [10].

Состав исходного регенерационного криолита, криолита обработанного раствором сульфата алюминия и осадка после выщелачивания приведен в табл.3.

Таблица 3 - Состав регенерационного криолита, криолита обработанного раствором сульфата алюминия

Наименование продукта	Содержание, мас %							
	F	Na	Al	SO ₄	C	Ca	Fe	Si
Исходный регенерационный криолит	45.47	30.27	12.34	6.18	0.74	0.61	0.11	0.60
Криолит, обработанный сульфатом алюминия	47.74	22.56	17.32	1.35	0.62	0.72	0.23	0.3

Основными фазами исходного регенерационного криолита являются криолит и сульфат натрия, криолита обработанного сульфатом алюминия – криолит и хиолит.

Выводы:

Основными направлениями сокращения расхода фтористого алюминия являются:

- получение и использование глинозема с более низким содержанием натрия;
- переработка части избыточного электролита по новой технологии с получением фтористого алюминия;
- переработка теплоизоляционной части отработанной футеровки с получением регенерационного криолита перерабатываемого по новой технологии в низкомодульный криолит.

При использовании новых технологий вторичные отходы используются в производстве цемента, а алюминиевые заводы приближаются к тому, чтобы стать полностью безотходными.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ с использованием результатов проекта по теме «Разработка и испытания эффективного пиролитического способа переработки отработанной футеровки алюминиевых электролизеров» № 14.577.21.0190, уникальный идентификатор RFMEFI57715X0190.

Библиографический список

1. Kondratev V.V., Rzechitsky E.P., Gorovoi V.O., Shakhrai S.G., Karlina A.I. Review of methods of waste lining processing from aluminum electrolyzers // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 23. С. 11374-11381.
2. Kondratev V.V., Rzechitsky E.P., Bogdanov Yu.V., Zakharov S.V., Karlina A.I. Recycling of spent pot lining of electrolysis cells with regeneration of aluminum fluoride // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 23. С. 11369-11373.
3. Ржечицкий Э.П., Кондратьев В.В., Карлина А.И., Шахрай С.Г. Получение фтористого алюминия из отходов алюминиевого производства // Цветные металлы. 2016. № 4 (880). С. 23-26.
4. Holywell G., Breault R. An Overview of Useful Methods to Treat, Recover, or Recycle Spent Potlining // JOM November 2013, Volume 65, pp 1441–1451
5. Ржечицкий Э.П., Немчинова Н.В., Петровский А.А. Изучение состава теплоизоляционной части отработанной футеровки алюминиевого электролизера / Перспективы развития технологии переработки углеводородных и минеральных ресурсов: материалы 7 Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием. Иркутск, 2017. С. 158–160.
6. Ржечицкий Э.П., Немчинова Н.В., Петровский А.А. Методы переработки теплоизоляционной (огнеупорной) части отработанной футеровки алюминиевого электролизера // Перспективы развития технологии переработки углеводородных и минеральных ресурсов: материалы 7 Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием. Иркутск, 2017. С. 160–162.
7. Ржечицкий Э.П., Кондратьев В.В., Тенигин А.Ю. Технологические решения по охране окружающей среды при производстве алюминия. / - Иркутск: изд-во ИрГТУ, - 2013. -160 с.
8. Куликов Б.П., Истомин С.П. Переработка отходов алюминиевого производства. / - Красноярск. ООО «Классик», 2004. 480 с.
9. Клименко В.П. Разработка технологии регенерации фтористых солей из твердых отходов электролитического производства алюминия. Дис. ... канд. техн. наук. Иркутск, 1973. 135 с.
10. Ржечицкий Э.П., Кондратьев В.В., Тенигин А.Ю., Афанасьев А.Д. Опыт-промышленные испытания и перспективы использования низкомодульного криолита из газов и отходов производства алюминия / Известия ВУЗов. Прикладная химия и биотехнологии, №2, 2013 с.28-32.

УДК 621.926.323

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ РАБОТЫ ЩЕКОВЫХ ДРОБИЛОК ПРИМЕНЕНИЕМ УПРУГИХ ПНЕВМАТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СОЧЛЕНЕНИЯХ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАР

Никитин А.Г., Абрамов А.В.

**Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, nikitin1601@yandex.ru**

Аннотация: Анализ работы рычажных механизмов, имеющих зазоры в шарнирах, показал, что зазоры являются причиной возникновения дополнительных динамических сил, снижающих

надежность работы щековых дробилок. Экспериментально доказано, что использование механизмов для выборки зазоров с упругими элементами, которые в течение всего цикла работы кривошипно-коромыслового механизма выбирают зазор в сочленениях кинематических пар, предотвращают появление дополнительных динамических нагрузок и, тем самым, повышают надежность работы щековых дробилок.

Ключевые слова: щековая дробилка, надежность, шарнир, зазор, пересопряжение поверхностей, дополнительные динамические силы.

INCREASING THE RELIABILITY OF WORK OF JAW CRUSHERS WITH APPLICATION OF ELASTIC PNEUMATIC ELEMENTS IN CONJUGATIONS OF KINEMATICAL COUPLES

Nikitin A.G., Abramov A.V.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, nikitin1601@yandex.ru

Abstract: An analysis of the operation of the lever mechanisms with clearances in the hinges showed that the gaps are the cause of the appearance of additional dynamic forces that reduce the reliability of the jaw crushers. It has been experimentally proved that the use of mechanisms for the selection of gaps with elastic elements, which during the whole cycle of operation of the crank and rocker mechanism select a gap in the joints of kinematic pairs, prevent the appearance of additional dynamic loads and, thereby, increase the reliability of the jaw crushers.

Key words: jaw crusher, reliability, hinge, gap, surface interfacing, additional dynamic forces.

Практически во всех металлургических переделах в качестве исходного продукта требуется измельченный материал, получаемый с использованием дробильных машин. Также необходимо измельчать некоторые продукты металлургической промышленности: шлаки и ферросплавы. Одним из основных показателей качества дробилок, характеризующих их технический уровень и конкурентоспособность, является их надежность и долговечность в условиях эксплуатации, что количественно оценивается отсутствием отказов в процессе работы при получении на машине готовой продукции [1]. Очевидно, что чем меньше продолжительность простоев машина на устранение ее отказа, тем выше производительность машины.

Среди многочисленных технических причин относительно кратковременных, но достаточно частых простоев в условиях эксплуатации щековых дробилок значительное место занимают простои, связанные с заменой вкладышей подшипников скольжения из-за их износа.

Быстрый износ вкладышей является результатом не только контактного трения между цапфами осей и вкладышами, но и действия динамических сил, также являющихся источником вибраций машины, шума, преждевременной разладки резьбовых соединений и поломок деталей, причиной которых является увеличение числа циклов нагружений из-за знакопеременной нагрузки, возникающей при вибрации, что приводит к уменьшению их усталостной прочности.

Динамические силы, возникающие при работе валковых дробилок, обусловлены наличием зазора в кинематической паре сопряжения звеньев (цапфы и вкладыша подшипника) и дискретных значений скоростей относительного перемещения звеньев внутри зазоров подшипников скольжения.

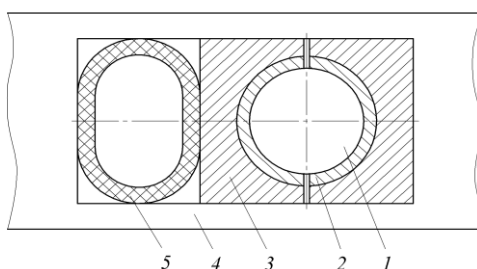
На узлы и детали щечных дробилок в процессе эксплуатации действуют динамические силы, которые вызываются действием ударных нагрузок, возникающих при сбросе нагрузки, когда с предварительно упруго деформированной механической системы снимают вынуждающую (технологическую) силу при освобождении зоны дробления щековой дробилки, так как под действием силы технологического сопротивления цапфа прижата к поверхности вкладыша подшипника, расположенной на противоположной стороне от зоны дробления, а после снятия силы технологического сопротивления цапфа под действием сил упругости перемещается в противоположную сторону на величину зазора, ударяясь о вкладыш [2], при этом происходит перебег зазора с последующими, затухающими по силе за счет демпфирования, отскоками. Возникающая динамическая (ударная) сила приводит к возбуждению упругих колебаний (в дальнейшем – вибраций) механической системы: подшипников, подшипниковых корпусов, станины и так далее.

Зазоры в кинематических парах, наличие которых обязательно для обеспечения подвижности звеньев, с увеличением продолжительности эксплуатации щековых дробилок постепенно увеличиваются, что приводит к уменьшению точности получаемого готового продукта (изменение фракционного состава), а также увеличению дополнительных динамических сил.

Таким образом, надежная работа машины во многом зависит от создания условий, обеспечивающих беззазорный контакт сопряженных звеньев. На практике эту задачу традиционно решают применением либо конических сопряженных поверхностей [3], что вызывает сложности при их изготовлении, либо систем с пружинным поджатием полуштуков подшипников скольжения [4], однако стальные пружины обладают малой демпфирующей способностью, их параметры изменяются с течением времени, что требует постоянного контроля за их состоянием, а также пружинными элементами невозможно создать автоматические или автоматизированные системы управления устройствами для выборки зазоров. Выше изложенное обуславливает необходимость разработки конструктивных мероприятий для создания беззазорного соединения элементов кинематических пар.

Исследования показали, что необходимый эффект можно получить путем применения малогабаритных упругих пневматических элементов (рисунок 1), встраиваемых в кинематическую пару [5].

Постоянно воздействуя на подвижный корпус с закрепленным на нем антифрикционный вкладышем, упругий элемент выбирает зазор между цапфой и вкладышем. Устанавливается он со стороны, противоположной действию силы технологического сопротивления на подшипник, что способствует не только выбору зазора в сочленении, но и обеспечивает компенсацию износа вкладыша. Величина избыточного давления внутри упругого элемента задается такой величины, чтобы в результате действия сил упругости, действующих на цапфу после сброса сил технологического сопротивления, не происходило раскрития зазора в сочленении.



1 – цапфа; 2 – вкладыш; 3 – подвижная полуопора; 4 – станина;
5 – упругий пневматический элемент

Рисунок 1 – Схема опоры с упругим пневматическим элементом

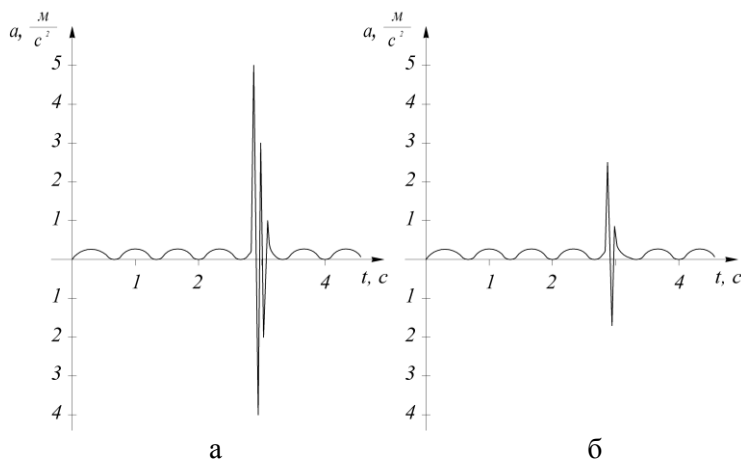
Жесткость упругого пневматического элемента, выполненного в виде цилиндра с ограниченной осевой деформацией, определяется соотношением [6]:

$$C = \frac{\pi \cdot l \cdot p_0}{2},$$

где: p_0 – величина избыточного давления;

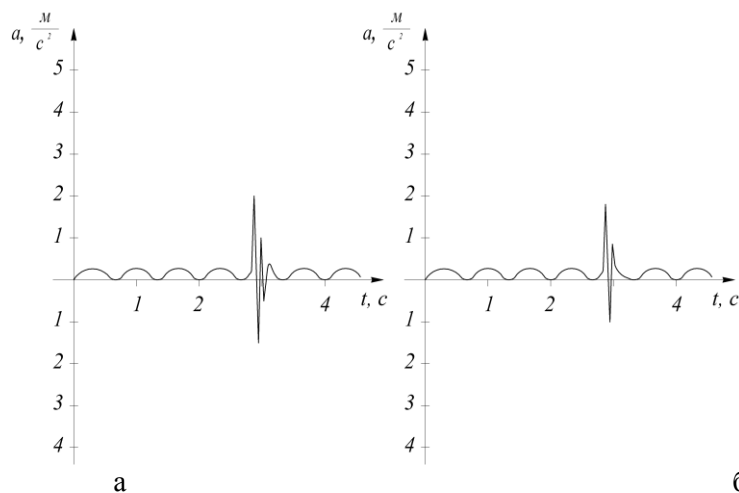
l – длина цилиндра.

Эксперименты проводились на исследовательской установке, представляющей собой щековую дробилку. Уровень вибрации оценивался косвенно через значения ускорений станины, в которой установлены акселерометры в горизонтальной и вертикальной плоскостях.



а – при наличии зазоров в опоре; б – при выбранных зазорах

Рисунок 2 – Осциллограммы ускорений станины в горизонтальной плоскости:



а – при наличии зазоров в опоре; б – при выбранных зазорах

Рисунок 3 – Осциллограммы ускорений станины в вертикальной плоскости:

Опыты показали, что при наличии зазоров в подшипниках скольжения уровень ускорений в горизонтальной плоскости (рисунок 2, а) составляют при холостых ходах $0,4 \div 0,5 \text{ м/с}^2$, под действием сил технологического сопротивления (в процессе однократного дробления) и при их сбросе возникают пики ускорений величиной по модулю до 5 м/с^2 , а в вертикальной плоскости (рисунок 3, а), соответственно, $0,3 \div 0,4 \text{ м/с}^2$ и $1,5 \div 2 \text{ м/с}^2$. Если зазоры в опорах выбраны с помощью упругих пневматических устройств, то в горизонтальной плоскости при холостых ходах уровень ускорений уменьшается незначительно и составляет $0,3 \div 0,4 \text{ м/с}^2$, а в процессе дробления и при сбросе нагрузки величина ускорений значительно меньше, чем при работе подшипников с зазорами и составляет $2 \div 2,5 \text{ м/с}^2$ (рисунок 2, б).

В вертикальной плоскости выборка зазоров практически не влияет на уровень ускорений (рисунок 3 б). Очевидно, что чем меньше уровень ускорений, возникающих при работе щековой дробилки, тем меньше уровень вибрации машины.

Следует отметить, что затухание значений ускорений при наличии зазоров в подшипниках при сбросе нагрузки происходит за $3 \div 4$ периода колебаний, в то время как при использовании устройств для выборки зазоров затухание происходит практически сразу, что свидетельствует о высокой демпфирующей способности упругих пневматических элементов.

Выводы. Определено влияние вибрационного воздействия, возникающего из-за наличия зазоров в подшипниках скольжения, на надежность работы щековых дробилок. Описана конструкция упругого пневматического устройства для выборки зазоров в подшипниках скольжения при работе щековой дробилки и экспериментально доказано снижение уровня вибрации за счет устранения зазоров.

Библиографический список

1. Гребенник В.М., Цапко В.К. Надежность металлургического оборудования. – М.: Металлургия, 1980. – 343 с.
2. Никитин А.Г., Чайников К.А., Зиновьева Е.В. Условие возбуждения упругих колебаний (вибраций) в механической системе под действием сброса нагрузки // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 46, 47.
3. Орлов П.И. Основы конструирования. Т.1. – М.: Машиностроение, 1988. – 560 с.
4. Живов Л.И., Колесник Ф.И., Мищанин В.Г., Булат В.И. Влияние зазоров в кривошипно-ползунном механизме на вибрацию и шум гвоздильного автомата // Кузнечно-штамповочное производство. 1974. № 5. С. 29 – 31.
5. Пат. 2453371 РФ. Валковая дробилка. / Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф., Чайников К.А., Прилукова Н.З. // Открытия. Изобретения. 2012. № 17.
6. Никитин А.Г., Чайников К.А., Реморов В.Е., Живаго Э.Я. Расчет жесткости пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2012, № 4, с.68 – 70.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАЗРАБОТКИ ОПЫТНОГО ОБРАЗЦА ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ

Зими́на Т.И., Ива́нов Н.Н., Заха́ров С.В., Троши́на А.О., Па́ньков А.М.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, ziminati@istu.edu*

Аннотация: Ранее проведенные исследования подтвердили целесообразность использования ТЭП для рекуперации тепла электролизных газов. Применение аппаратной схемы состоящей из теплообменного аппарата наряду с термоэлектрическими преобразователями является инновационной технологией и позволит увеличить энергетическую эффективность производства и достичь экономических преимуществ технологии производства алюминия.

Ключевые слова: термоэлектрический преобразователь, технологические газы, температура, охлаждение, экология, энергоэффективность, энергосбережение

THE RESULTS OF THE DEVELOPMENT OF A PROTOTYPE THERMOELECTRIC CONVERTER

Zimina T.I., Ivanov N.N., Zakharov S.V., Troshina A.O., Pankov A.M.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, ziminati@istu.edu*

Abstract. Earlier studies have confirmed the feasibility of using thermoplastic elastomers for heat recovery electrolysis gases. The use of instrumentation scheme consisting of a heat exchanger along with thermoelectric converters is an innovative technology and will increase the energy efficiency of production and to achieve economic advantages of the aluminium production process.

Key words: thermoelectric Converter, the process gas, temperature, cooling, ecology, energy efficiency, energy conservation

Одним из путей повышения энергоэффективности производства является рекуперация и возврат в технологический процесс тепловой энергии, уносимой технологическими газами в систему газоотсоса [1, 2, 3, 4].

Так, например, с анодными газами, удаляемыми в систему газоочистных установок (ГОУ), от электролизеров с обожженными анодами уносится до 12,5 % тепла [5].

Ранее проведенные исследования, представленные в работах [6, 7, 8], подтвердили эффективность использования кожухотрубчатого теплообменного устройства для охлаждения газов жидким теплоносителем.

В результате проработки конструктивных особенностей теплообменника определено, что для рекуперации тепловой энергии целесообразно использовать устройство термоэлектрического преобразования (ТЭП). При этом эффективность применения теплообменников должна оцениваться с позиции капитальных и эксплуатационных затрат [9, 10].

Разработанный термоэлектрический преобразователь представляет собой устройство - полупроводниковый генератор, вырабатывающий электрический ток за счет разницы температур на его противоположных поверхностях устройства. Основой для расчетов служила расчетная модель распределения температур на поверхности переходного конуса теплообменного аппарата в пакете прикладной программы ANSYS», разработанная специалистами ИРНИТУ [1].

Внутри ТЭП располагается ряд термоэлектрических модулей, работа которых основана на эффекте Зеебека, суть которого заключается в появлении электродвижущей силы за счет возникновения разности потенциалов в цепи из разнородных полупроводниковых материалов при создании градиента температур.

Одна сторона ТЭП (теплосъемник) выполнена в виде плоской теплопроводящей поверхности, которая закрепляется на горячей плоскости системы с теплоносителем (газовым, жидкостным). Вторая сторона ТЭП (радиатор) представляет собой модуль охлаждения, в который под давлением подается охлаждающая жидкость.

Общий вид термоэлектрического преобразователя представлен на рисунке 1.

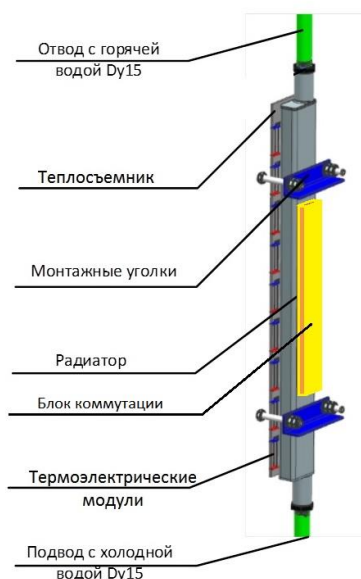


Рисунок 1 - Общий вид ТЭП для участка входного газохода в систему установки охлаждения газов

В состав одного ТЭП входят 12 термоэлектрических модулей, которые устанавливаются на теплоемную пластину (теплоемник) посредством фиксирования на кремний-органическую пасту КПТ-8 и прижима радиатора охлаждения монтажным уголком с болтами, имеющими возможность контроля момента затяжки.

Электрическое соединение термоэлектрических модулей между собой может осуществляться параллельно, последовательно или параллельно-последовательно в блоке коммутации, в зависимости от требуемых выходных параметров.

Блок коммутации с габаритными размерами: 250x20x40 мм располагается на боковой стороне радиатора охлаждения и служит для размещения в нем соединений входных контактов термоэлектрических модулей и выходных клемм для подключения приборов энергопотребления, либо дальнейшего соединения с блоками коммутации других ТЭП (если система состоит из нескольких ТЭП).

Блок коммутации имеет съемную крышку на 4 болтовых соединениях для защиты от попадания влаги, короткого замыкания, случайного механического повреждения контактов и риска поражения электрическим током.

Для обеспечения необходимой разницы температур и съема тепла с термоэлектрических модулей, был использован радиатор жидкостного охлаждения. При теплообмене между твердым телом и жидкостью (газом), происходящем при их соприкосновении и одновременном переносе теплоты путем теплопроводности и конвекции происходит конвективный теплообмен.

Немаловажным фактором, определяющим выбор модуля является его расположение. Так как образец термоэлектрического преобразователя будет располагаться в непосредственной близости к источнику водоснабжения с температурой теплоносителя 30 °С, было принято решение использовать радиатор жидкостного охлаждения.

При первоначальном моделировании конструкции в качестве радиатора жидкостного охлаждения были использованы алюминиевые и биметаллические жидкостные радиаторы с различными коэффициентами теплоотдачи, которые, при помощи скобяного соединения крепились к стальной трубе газохода для поверхностного сопряжения термоэлектрических модулей. Несмотря на хороший коэффициент теплопроводности алюминия ($\lambda=200$ Вт/м*°С), по сравнению со сталью ($\lambda=55$ Вт/м*°С), таким радиаторам не удавалось охлаждать поверхность термоэлектрических модулей до необходимой температуры. Это связано с тем, что поверхность радиатора нагревалась за счет радиационного теплового излучения от стальной трубы газохода и малой площадью теплопередающего элемента (ребра) радиатора непосредственно к стенке с охлаждающей жидкостью. Не исключено, что материал, из которого изготовлен радиатор, имеет пористую внутреннюю структуру и наличие большого количества примесей в составе, что могло существенно сказаться на показателе теплопроводности.

Ввиду того, что изготовить или приобрести алюминиевый радиатор, который бы подходил для решения данной задачи, найти не удалось, было принято решение изготовить стальной радиатор

охлаждения, где охлаждаемая поверхность напрямую бы контактировала с поверхностью стенки с охлаждающей жидкостью. Для этого были изготовлены образцы стальных водяных радиаторов, которые, несмотря на плохую теплопроводность по сравнению с алюминием, обеспечили охлаждение поверхностей термоэлектрических модулей до необходимой температуры (рисунок 3).

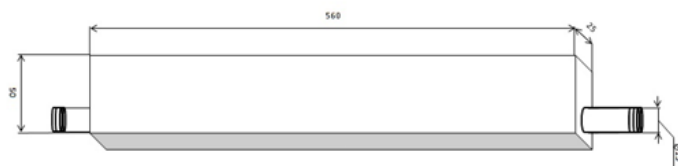


Рисунок 3 - Стальной водяной радиатор охлаждения для ТЭП

Подключение стальных жидкостных радиаторов к системе водоснабжения осуществлялось при помощи сантехнической подводки необходимой длины.

Таким образом, основные характеристики изготовленного опытного образца ТЭП:

- вырабатываемая средняя мощность 24 Вт;
- максимальная рабочая температура 200°C;
- рекомендуемая температура охлаждающей жидкости 30°C;
- давление в системе охлаждения не более 10 бар.

Заключение

Ранее проведенные исследования подтвердили целесообразность использования ТЭП для рекуперации тепла электролизных газов. Основными функциями ТЭП являются:

- снижение температуры и физического объема очищаемых газов на участке входного газосхода в систему установки охлаждения газов;
- преобразование термической энергии электролизных газов в электрическую энергию;
- питание постоянным током приборов энергопотребления, находящихся в технологической зоне и другие технологические нужды.

Применение аппаратной схемы состоящей из теплообменного аппарата наряду с термоэлектрическими преобразователями является инновационной технологией и позволит увеличить энергетическую эффективность производства и достичь экономических преимуществ технологии производства алюминия.

Статья подготовлена с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 02.G25.31.0181 «Разработка сверхмощной энергоэффективной технологии получения алюминия РА-550» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.

Библиографический список

1. Зельберг Б.И., Рагозин Л.В., Баранцев А.Г., Ясевич О.И., Григорьев В.Г., Баранов А.Н., Кондратьев В.В. Справочник металлурга. Производство алюминия и сплавов на его основе : справочник. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. 2015. – 764с.
2. Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Жуков Е.И., Винокуров М.В. Повышение эффективности газоплавки в рабочей зоне электролизеров с предварительно обожженными анодами с силой тока свыше 300 КА // Экология и промышленность России. 2012. № 7. С. 8-11.
3. Шахрай С.Г., Скуратов А.П., Кондратьев В.В., Ершов В.А., Карлина А.И. Обоснование возможности нагрева глинозема теплом анодных газов алюминиевого электролизера // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2016. № 3. С. 131-138.
4. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Сысоев И.А., Чернигова А.Б., Зельберг Б.И. Техноко-экологические и правовые аспекты производства алюминия // Санкт-Петербург, 2011.
5. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Колмогорцев И.В., Унагаев Е.И., Зими́на Т.И. Оптимизация конструкции теплообменных элементов при проектировании теплообменного устройства // Системы. Методы. Технологии. 2016. № 4. С. 118-124.
6. Sysoev I.A., Ershov V.A., Kondrat'ev V.V. Method of controlling the energy balance of electrolytic cells for aluminum production // Metallurgist. 2015. Т. 59. № 5-6. С. 518-525.
7. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Карлина А.И. Разработка способа управления энергетическим режимом электролизеров для производства алюминия // Цветные металлы. 2016. № 5 (881). С. 38-43.

8. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Горовой В.О., Зими́на Т.И., Карлина А.И. Разработка и испытания опытного образца устройства по преобразованию тепла в электрическую энергию (ТЭП) // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 7 (126). С. 132-142.
9. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Шахрай С.Г., Иванов Н.А. Предварительный нагрев обожженного анода // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 54-56.
10. Kondrat'ev V., Govorkov A., Lavrent'eva M., Sysoev I., Karlina A.I. Description of the heat exchanger unit construction, created in IRNITU // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 19. Р. 9979-9983.

УДК 669.71 ; 621.879

РЕЗУЛЬТАТЫ РАЗРАБОТКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ТЕПЛООБМЕННОГО АППАРАТА

Ершов В.А., Зими́на Т.И., Говорков А.С., Иванов Н.А.,
Захаров С.В., Трошина А.О.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, ziminati@istu.edu*

Аннотация. Для стабильной технологии электролиза при увеличении силы тока требуется эффективный отвод тепла от элементов конструкции, в том числе с отходящими технологическими газами. Целесообразность охлаждения электролизных газов перед очисткой обусловлена стремлением снизить физический объем очищаемых газов, что, в свою очередь, уменьшит затраты на эксплуатацию газоочистных установок. В статье приведено обоснование охлаждения отходящих газов при производстве алюминия электролитическим способом.

Ключевые слова: теплообменник, технологические газы, температура, охлаждение, экология, энергоэффективность, энергосбережение.

THE RESULTS OF THE EXPERIMENTAL HEAT EXCHANGER

Ershov V.A., Zimina T.I., Govorkov A.S., Ivanov N.A., Zakharov S.V., Troshina A.O.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, ziminati@istu.edu*

Abstract: For stable technology of electrolysis with increasing current requires efficient removal of heat from elements of design, including the waste process gases. The feasibility of cooling the electrolysis gases before cleaning due to the desire to reduce the physical volume of the cleaned gases, which in turn will reduce the operation costs of scrubbers. The article describes the case of cooling exhaust gases for the production of aluminium by the electrolytic method.

Key words: heat exchanger, process gas, temperature, cooling, ecology, energy efficiency, energy conservation.

Известно, что при производстве алюминия с анодными газами, удаляемыми в систему газоочистных установок (ГОУ), от электролизеров с самообжигающимся анодом (СА) уносится до 3 % тепла, а от электролизеров с обожженными анодами (ОА) – 12,5 % [1, 2]. При этом, объем отводимой пыле-газовоздушной смеси от электролизера с СА составляет в среднем 600÷1000 м³/час, а с ОА – 7000÷14000 м³/час [3].

Одним из самых эффективных решений для утилизации тепла газов является применение теплообменных аппаратов [4, 5, 6]. Способ не лишен недостатков, т.к. требует обслуживания из-за склонности трубчатки к засорению, а также использования дополнительного оборудования (водяной трубопровод, теплообменный контур, измерительное оборудование и др.). Преимуществом данной технологии является рекуперация тепловой энергии, что позволяет добиться большей энергоэффективности производства за счет: нагрева воды на производственные нужды; для отопления, производства электроэнергии, предварительного нагрева глинозема или обожженных анодов [7]. В конечном итоге, эффективность применения теплообменников должна оцениваться с позиции капитальных и

эксплуатационных затрат [8, 9].

По конструктивному исполнению теплообменники бывают разных типов, при этом кожухотрубчатый дизайн является гораздо более компактным и эффективным с точки зрения теплопередачи и менее дорогостоящим, для построения (нет необходимости в жестком корпусе из-за давления воды).

Методом математического моделирования и с помощью лабораторных исследований [1, 10], было определено, что наиболее оптимальной, с точки зрения массы, габаритных размеров, прочностных и эксплуатационных характеристик является конструкция, представленная на рисунке 1.

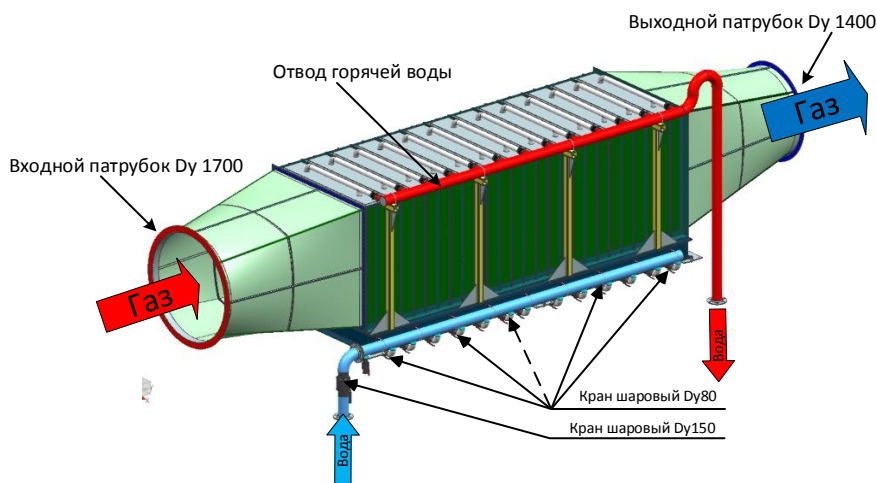


Рисунок 1 - Общий вид экспериментального теплообменного аппарата

Корпус ЭТА выполнен в виде «трубы» прямоугольного сечения. Внутри корпуса вставляется 13 (тринадцать) охлаждающих блоков, состоящих из теплообменных элементов. Блоки фиксируются к каркасу с помощью болтового соединения на прокладках сверху и снизу корпуса через выполненные во внешних стенках технологические окна. Окна закрываются крышками на прокладках (рисунок 2).

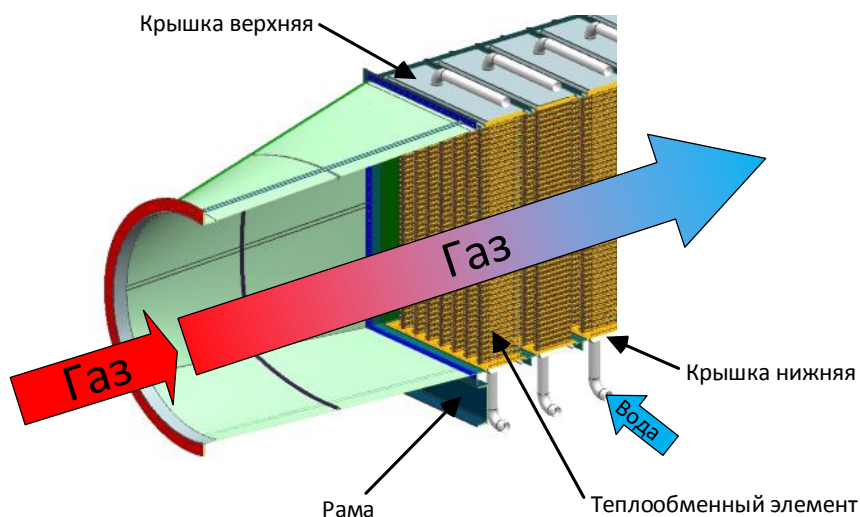


Рисунок 2 –Экспериментальный теплообменного аппарата в разрезе

Через нижнюю крышку выполнен подвод холодной воды через систему трубопроводов, давление и скорость подачи воды в каждый теплообменный блок регулируется с помощью шарового крана, смонтированного на патрубках подачи воды.

На крышке нижней имеются патрубки, через которые один теплоноситель проходит через межкаркасное пространство. Для увеличения теплоотдачи применено оребрение теплообменных труб, которое выполнено припайкой ленты по всей длине трубки.

Схема движения газа и воды в разрабатываемом теплообменнике показана на рисунке 3.

К корпусу, кожуху по торцам болтовым соединением смонтированы конусные переходы, которые соединяют теплообменник с газоходами.

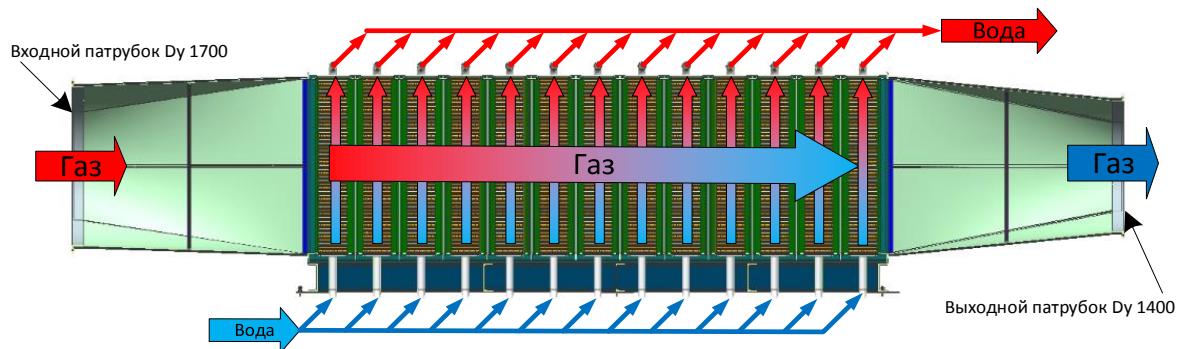


Рисунок 3 - Схема теплообменного аппарата (продольное сечение)

Теплообменная часть, через которую проходит теплоноситель состоит из 169 труб. Трубчатка теплообменников и оребрение выполнялось из медного листа, в ребрах присутствуют отверстия для повышения теплоотдачи и потока газа.

Теплообменные элементы выполнены в виде трубок из меди и смонтированы в блок (рисунок 4), габариты и масса которого подбирались с учетом удобства монтажа и обслуживания в процессе эксплуатации.

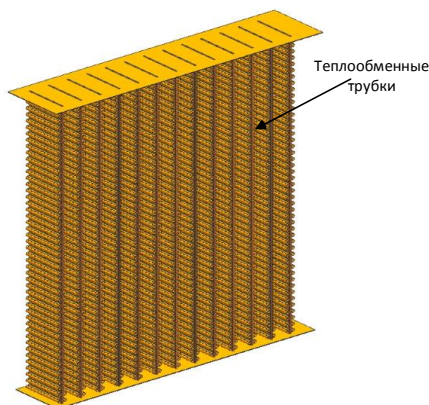


Рисунок 4 - Теплообменный блок

Корпус теплообменника представляет собой каркас, сваренный из 2-х фланцев замкнутого сечения, соединенных между собой продольными балками уголкового сечения, с внутренней стороны стальные листы, подкрепленные вертикальными ребрами жесткости. Толщина стенки кожуха определяется давлением рабочей среды и размером кожуха с учетом данных по расчету пластических деформаций металла.

Каркас кожуха теплообменника опирается на раму, выполненную из швеллера. Конструкция рамы подбиралась методом моделирования с расчетом пластических деформаций в результате нагрузочных напряжений с учетом запаса прочности. На опорных площадках имеются регулировочные болты для регулировки положения рамы при монтаже конструкции.

Заключение

На основе результатов виртуального моделирования и оптимизации конструкции был создан экспериментальный теплообменник, который в настоящее время проходит испытание в промышленных условиях. В дальнейшем извлеченное тепло будет направлено на повышение энергоэффективности производства, путем использования тепловой энергии для предварительного подогрева анодов и глинозема. Использование аккумулированной тепловой энергии и позволит увеличить технико-экономические показатели заводов по производству алюминия, снизить капитальные затраты при эксплуатации и проектировании газоочистных систем и рационально решить проблему утилизации технологических газов.

Статья подготовлена с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 02.G25.31.0181 «Разработка сверхмощной энергоэффективной технологии получения алюминия РА-550» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.

Библиографический список

1. Зельберг Б.И., Рагозин Л.В., Баранцев А.Г., Ясевич О.И., Григорьев В.Г., Баранов А.Н., Кондратьев В.В. Справочник металлурга. Производство алюминия и сплавов на его основе : справочник. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. 2015. – 764с.
2. Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Жуков Е.И., Винокуров М.В. Повышение эффективности газоулавливания в рабочей зоне электролизеров с предварительно обожженными анодами с силой тока свыше 300 КА // Экология и промышленность России. 2012. № 7. С. 8-11.
3. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Сысоев И.А., Чернигова А.Б., Зельберг Б.И. Техно-экологические и правовые аспекты производства алюминия // Санкт-Петербург, 2011.
4. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Карлина А.И. Разработка способа управления энергетическим режимом электролизеров для производства алюминия // Цветные металлы. 2016. № 5 (881). С. 38-43.
5. Sysoev I.A., Ershov V.A., Kondrat'ev V.V. Method of controlling the energy balance of electrolytic cells for aluminum production // Metallurgist. 2015. Т. 59. № 5-6. С. 518-525.
6. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Шахрай С.Г., Иванов Н.А. Предварительный нагрев обожженного анода // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 54-56.
7. Шахрай С.Г., Скуратов А.П., Кондратьев В.В., Ершов В.А., Карлина А.И. Обоснование возможности нагрева глинозема теплом анодных газов алюминиевого электролизера // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2016. № 3. С. 131-138.
8. Kondrat'ev V., Govorkov A., Lavrent'eva M., Sysoev I., Karlina A.I. Description of the heat exchanger unit construction, created in IRNITU // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 19. Р. 9979-9983.
9. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Горовой В.О., Зимина Т.И., Карлина А.И. Разработка и испытания опытного образца устройства по преобразованию тепла в электрическую энергию (ТЭП) // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 7 (126). С. 132-142.
10. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Горовой В.О., Зимина Т.И. Лабораторные испытания кожухотрубчатого теплообменного устройства // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2016. Т. 20. № 12. С. 155-164.

УДК 621.967.1:621.77

ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЙ СПОСОБ РЕЗАНИЯ НА НОЖНИЦАХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ИЗОГНУТОЙ ПОЛОСЫ

Никитин А.Г., Демина Е.И.

*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, nikitin1601@yandex.ru*

Аннотация: Предложена методика расчета силы резания на ножницах предварительно изогнутой полосы. Определены условия (соотношение длины вылета полосы и разности уровней подводящего и отводящего рольгангов) получения качественного реза при резке предварительно изогнутой полосы. Установлено, что при резке предварительно изогнутой полосы максимальная сила резания меньше, чем при резке прямой полосы.

Ключевые слова: энергосбережение, ножницы, сила резания, напряжения, предварительно изогнутая полоса.

ENERGY-SAVING METHOD OF CUTTING ON SCISSORS PRE-CURVED STRIP

Nikitin A.G., Demina E.I.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, nikitin1601@yandex.ru*

Abstract: A technique is proposed for calculating the cutting force on the scissors of a pre-curved strip. The conditions are determined (the ratio of the length of the emission of the strip and the difference in the levels of the supply and discharge rollers) of obtaining a qualitative cut when cutting the pre-curved

strip. It is established that when cutting a pre-curved strip, the maximum cutting force is less than when cutting a straight strip.

Keywords: energy saving, scissors, cutting force, tension, pre-curved strip.

Для поперечной резки проката на станах применяют ножницы с параллельными ножами. Допускаемые размеры поперечного сечения проката, разрезаемого на ножницах данного типа, определяются максимальной силой резания в холодном состоянии полосы, на которую рассчитаны ножницы.

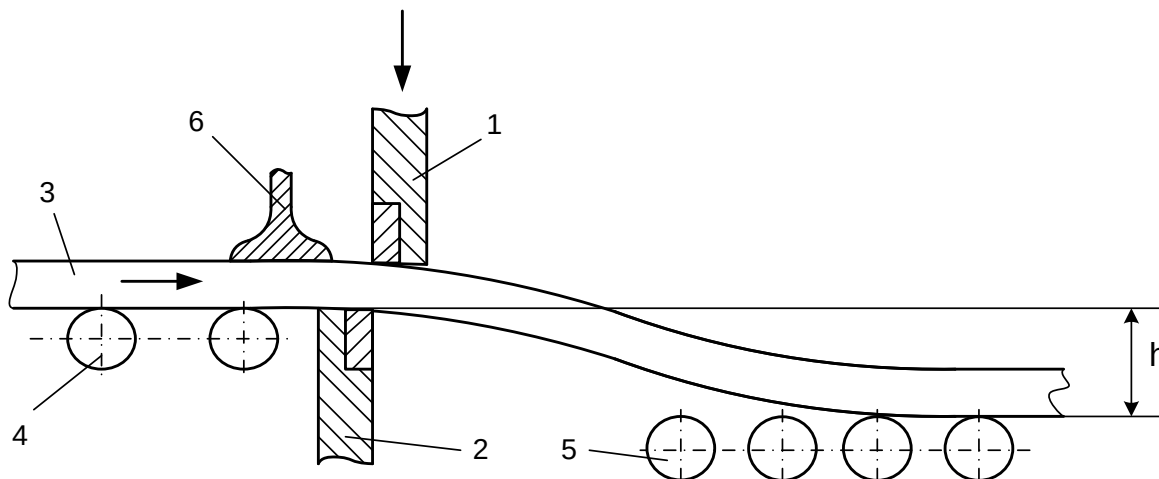
Величина силы резания на ножницах с параллельными ножами прямой полосы определяется следующим образом [1]:

$$P = \tau \cdot F, \quad (1)$$

где: τ – касательные напряжения, возникающие в процессе резания;

F – площадь сечения разрезаемого материала; и сила резания достигает своего максимума при $\tau = \tau_{\sigma}$, где τ_{σ} – предел прочности разрезаемого материала при действии касательных напряжений.

Очевидно, что чем меньше потребная сила резания, тем меньше расход энергии. С целью уменьшения энергопотребления при резке проката в Сибирском государственном индустриальном университете разработана установка резки предварительно изогнутой полосы [2], на которой полоса в зоне резания под действием силы тяжести изгибается за счет того, что уровень отводящего рольганга (рисунок 1) расположен ниже уровня подводящего рольганга.



1– верхний нож; 2 – нижний нож; 3 – полоса; 4 – подводящий рольганг;
5 – отводящий рольганг; 6 – прижим

Рисунок 1 – Схема устройства для резки предварительно изогнутой полосы

Процесс резки осуществляется следующим образом. Перед началом резания ножи раскрыты и полоса проходит между ними по рольгангу; верхний нож при этом находится выше уровня верхней поверхности полосы и не мешает движению полосы. Затем полоса останавливается в необходимом положении по длине при помощи упора. При этом, лежа на ролики отводящего рольганга, она изгибается под действием силы тяжести. Оставшаяся часть полосы на подводящем рольганге прижимается к его роликам с помощью прижима.

В изогнутой части полосы до процесса резки возникают нормальные напряжения, которые в зоне резания достигают своего максимального значения в крайних по высоте заготовки волокнах.

Далее верхний нож опускается и происходит процесс резания, во время которого под действием поперечной силы движущегося ножа в плоскости резания возникают касательные напряжения. Таким образом, в зоне резания возникает сложное напряжённое состояние, поэтому величина силы резания определяется исходя из третьей гипотезы прочности [3]:

$$\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} \leq \sigma_{\sigma} \approx 2\tau_{\sigma}, \quad (2)$$

где: σ_{σ} - предел прочности при действии нормальных напряжений.

Тогда из выражения (2) с учетом уравнения (1) следует:

$$\sqrt{\sigma^2 + 4 \frac{P^2}{F^2}} \approx 2\tau_{\sigma}, \quad (3)$$

Решая соотношение (3) относительно силы резания, получим:

$$P \approx \sqrt{\frac{4\tau_{\sigma}^2 - \sigma^2}{4}} \cdot F \approx \sqrt{\tau_{\sigma}^2 - \frac{\sigma^2}{4}} \cdot F. \quad (4)$$

Из сравнения уравнений (1) и (4) видно, что максимальная сила резания предварительно изогнутой полосы меньше, чем максимальная сила резания прямой полосы.

Необходимым условием получения качественного продукта (отрезанной заготовки) является прямолинейность заготовки, поэтому деформация изгиба полосы перед резом должна быть в зоне упругости, то есть возникающие нормальные напряжения в полосе при её изгибе должны быть меньше предела текучести материала полосы:

$$\sigma = M_{изг} / W \leq \sigma_T, \quad (5)$$

где: W – момент сопротивления сечения полосы;

$M_{изг}$ – внутренний изгибающий момент, возникающий в полосе под действием силы тяжести неопирающейся на ролики отводящего рольганга ее части длины.

Для рассматриваемой схемы нагружения [3]:

$$M_{изг} = ql^2/2, \quad (6)$$

где: $q = F\gamma g$ – распределённая нагрузка, действующая на изогнутую часть полосы под действием силы тяжести;

F – площадь поперечного сечения полосы;

γ – удельная масса материала полосы; g – ускорение свободного падения;

l – длина полосы, при которой в части полосы, не опирающейся на ролики отводящего рольганга, нормальные напряжения удовлетворяют условию упругой деформации.

Максимально допускаемое значение величины длины полосы определяется, учетом выражения (5), из уравнения (6) зависимостью $l_{доп} = \sqrt{\frac{2W \cdot \sigma_T}{F\gamma g}}$. Если длина отрезаемой полосы меньше $l_{доп}$,

то полоса деформируется упруго без дополнительной опоры в виде верхней поверхности ролика отводящего рольганга. Если длина отрезаемой полосы больше $l_{доп}$, то полоса без дополнительной опоры деформируется пластически, что не допустимо.

Расстояние от верхней поверхности ролика подводящего рольганга до верхней поверхности ролика отводящего рольганга определяется из условия, что при максимально допустимом прогибе возникающие в полосе нормальные напряжения будут меньше предела текучести материала полосы. Максимально допустимый прогиб, задаваемый разностью верхних уровней подводящего и отводящего рольгангов, определяется из величины допустимой длины полосы, при которой деформация полосы упругая [4]

$$h_{\max} = \frac{ql_{доп}^4}{8EJ} = \frac{W^2 \sigma_T^2}{2F\gamma g EJ},$$

где: E – модуль упругости первого рода материала полосы;

J – момент инерции сечения полосы.

Очевидно, что чем больше величина прогиба, тем большие по величине нормальные напряжения возникают в изогнутой полосе и тем меньшую по величине силу необходимо прикладывать для совершения операции резки. Однако, из-за рассеивания механических характеристик материала при максимальной расчётной величине прогиба возможно остаточное пластическое деформирование полосы [5], поэтому максимально допустимый прогиб необходимо брать меньше расчётного, то есть $h = 0,8 h_{\max}$.

Для проверки правильности аналитического сравнения сил резания прямой полосы и предва-

нительно изогнутой, был произведен расчет сил резания квадрата 40 x 40 мм из стали 40, механические свойства которой следующие: предел прочности при растяжении-сжатии $\sigma_B = 568$ МПа, соответственно, предел прочности при сдвиге $\tau_B = 340$ МПа, предел текучести при растяжении-сжатии $\sigma_m = 333$ МПа [5].

Тогда по формуле (1) сила резания прямой полосы равна:

$$P = \tau_B \cdot F = 340 \cdot 1600 = 544 \text{ кН.}$$

Сила резания предварительно изогнутой до предела текучести материала полосы по формуле (4) равна:

$$P \approx \sqrt{\frac{4\tau_B^2 - \sigma_m^2}{4}} \cdot F \approx \sqrt{\tau_B^2 - \frac{\sigma_m^2}{4}} \cdot F = \sqrt{340^2 - \frac{333^2}{4}} \cdot 1600 = 472 \text{ кН.}$$

Как видно из расчета, сила резания предварительно изогнутой полосы на 14 % меньше, чем сила резания прямой полосы.

Выводы. Определены условия (соотношение длины вылета полосы и разности уровней подводящего и отводящего рольгангов) получения качественного реза при резке предварительно изогнутой полосы. Установлено, что при резке предварительно изогнутой полосы максимальная сила резания меньше, чем при резке прямой полосы, то есть такой процесс более энергоэффективный.

Библиографический список

1. Машины и агрегаты металлургических заводов. Под ред. Целикова А.И. – М.: Металлургия. Т.3. 1988. – 680 с.
2. Пат. 91911 РФ. Устройство для резки проката // Никитин А.Г., Белов Е.Г., Полтарацкий Л.М. Опубл. 2010, бюл. № 7.
3. Беляев Н.М. Сопротивление материалов. – М.: Наука. 1965. – 312 с.
4. Степин П.А. Сопротивление материалов. – СПб, : Изд-во «Лань», 2012. – 320 с.
5. Краткий справочник металлиста / Под общ. ред. П.Н.Орлова, Е.А.Скорородова. – М.: Машиностроение, 1986. – 960 с.

УДК 669.712.03

СОСТАВ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОЙ ЧАСТИ ОТРАБОТАНОЙ ФУТЕРОВКИ – ОТХОДА КАПИТАЛЬНОГО РЕМОНТА АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ

Ржечицкий Э.П., Петровский А.А., Немчинова Н.В.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, begimotus@mail.ru*

Аннотация: Основная часть потерь фтора при электролитическом производстве алюминия приходится на отходы капитального ремонта электролизеров - отработанную футеровку (ОФ). Для оценки возможности создания технологии регенерации фтора из теплоизоляционной части ОФ алюминиевых электролизеров изучен ее химический и фазовый состав. Наличие в теплоизоляционной части ОФ водорастворимых фторидов позволяет извлечь из нее выщелачиванием до 70% фтора.

Ключевые слова: алюминиевый электролизер, отработанная футеровка, теплоизоляционная часть футеровки, утилизация, регенерация фтористых солей.

THE COMPOSITION OF THE INSULATING PART OF THE FLUE LINING – WASTE OVERHAUL OF ALUMINIUM CELLS

Rzechitskiy E.P., Petrovskiy A. A., Nemchinova N. V.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, begimotus@mail.ru*

Abstract: The main part of the losses of fluorine in the electrolytic production of aluminium the waste accounts for a major overhaul of the pots - the waste liner (RP). To assess the possibility of creating the technology of regeneration of fluorine from the insulating parts OF aluminium electrolytic cells studied chemical and phase composition. The presence of insulating parts OF water-soluble fluorides allows to extract from it leaching to 70% fluorine.

Key words: aluminum reduction cell, is fulfilled, the lining insulating lining part, recycling, regeneration fluoride salts.

В настоящее время основным видом твердых отходов при производстве алюминия являются материалы капитального ремонта электролизеров, в том числе отработанная футеровка (ОФ). Ежегодно в России образуется и складывается в накопителях, или вывозится в отвал около 130-150 тыс. т футеровки демонтированных электролизеров [1]. Отработанная футеровка при хранении на полигонах может взаимодействовать с водой и воздухом, образуя токсичные соединения и щелочные фторсодержащие растворы. В связи с этим ОФ является экологически опасным видом отходов.

Отработанная футеровка делится на две части: углеродсодержащую (так называемый «первый срез») и теплоизоляционную («второй срез») и является отходом третьего и четвертого класса опасности [2]. Углеродсодержащая часть ОФ частично используется в черной металлургии как флюсующая добавка при выплавке чугуна и стали, кроме того, за рубежом разработаны способы регенерации фтора из углеродной части ОФ, которые применяются на практике [2-7]. Следует отметить, что цех по переработке отработанной углеродсодержащей катодной футеровки электролизеров с годовой производительностью 5 тыс. тонн криолита работал на Ачинском глиноземном комбинате в семидесятых годах прошлого столетия. Выход фтора в продукцию (криолит) составлял до 80%. Шлам от выщелачивания использовался в производстве глинозема [2]. Теплоизоляционная часть в основном складывается в специально оборудованных отвалах, за рубежом частично используется при производстве цемента и стройматериалов. Использование ОФ в цементной промышленности ограничено высоким содержанием натрия в сырье и невозможностью получения низкощелочных цементов. В то же время в связи с содержанием в ОФ фторидов, соединений алюминия и натрия она может перерабатываться с полной утилизацией ценных компонентов и надежным обезвреживанием [2-7].

Одним из способов увеличения рентабельности алюминиевого производства является ресурсосбережение и рациональное природопользование, которое не возможно без развития комплексных способов обезвреживания и утилизации ОФ с целью извлечения полезных компонентов как для возвращения в цикл производства алюминия, так и для использования в различных сферах промышленности. Выбор методов утилизации отработанной футеровки должен быть основан на результатах физико-химических исследований свойств и структуры данных отходов. Так как углеродсодержащая часть ОФ частично утилизируется, то особый интерес представляет изучение состава теплоизоляционной части отработанной футеровки, тем более, что в России работ по детальному изучению состава, обезвреживанию и утилизации ценных компонентов из данного вида отходов электролизного производства в последние десятилетия не проводилось.

Теплоизоляционная часть футеровки алюминиевого электролизера состоит из выравнивающего слоя шамотной засыпки, слоя теплоизоляционных материалов (на основе диатомита, перлита или вермикулита) и слоя огнеупорных материалов на основе алюмосиликатных кирпичей или сухих барьерных смесей (СБС) [3].

При работе электролизера в результате тепловых и электрохимических факторов с теплоизоляционной футеровкой взаимодействуют пары натрия и электролит. Основным механизмом попадания фтористых солей натрия к огнеупорному слою является капиллярное течение электролита по проницаемым порам подовых углеродных блоков, межблочных и периферийных швов, заполненных подовой массой. Это обусловлено тем, что при температурах электролиза вязкость электролита соизмерима с вязкостью воды [4]. На практике к этому механизму добавляются протечи электролита в зазоры, трещины и другие дефекты подины, возникающие при ее обжиге. Механизмами перемещения натрия через материал подового блока является диффузия и перенос натрия в виде пара. Продуктами взаимодействия алюмосиликатных огнеупоров с электролитом в присутствии натрия являются нефелин и альбит, сосуществующие с криолитом. За счет этих реакций масса отработанной теплоизоляционной футеровки увеличивается на 20-30% от первоначальной [5].

Отработанная теплоизоляционная часть по внешнему виду и составу разделяется на четыре части: слой под углеродсодержащими блоками – линза и прореагировавший кирпич, целый шамотный кирпич, слой материалов с низкой теплопроводностью – диатомит, вермикулит или перлит и шамотная засыпка. Слой под блоками образован электролитом, проникшим через подину и растворившим часть шамотного кирпича, содержит натрий, алюминий, фтор и кремний. Вторая часть – ша-

мотный кирпич. Значительная часть кирпича является неразрушенной и содержит незначительное количество фтора – 0,2-1,5%. Это связано со стойкостью шамота к парам фтора. Третья часть – теплоизоляция, содержащая до 7% фтора, что обусловлено пористой структурой и высокой удельной поверхностью. Шамотная засыпка, в большинстве случаев остается неизменной. Деструкция теплоизоляционной ОФ для каждого электролизера индивидуальна. В отдельных случаях огнеупорный кирпич не разрушен, линза минимальна, содержание фтора незначительно, в других случаях электролит проникает по всей глубине теплоизоляционной футеровки

Для изучения вещественного состава и свойств теплоизоляционной части отработанной футеровки алюминиевых электролизеров на Красноярском и Иркутском алюминиевых заводах были отобраны продукты демонтажа катодного устройства пяти электролизеров типа С8БМ с различными сроками эксплуатации. Демонтаж проводился на участках выбойки в цехах капитального ремонта электролизеров по «мокрой» технологии, которая заключается в том, что после извлечения кускового электролита для ускорения охлаждения катода и облегчения производства демонтажных работ в ванну заливают воду. Вода вступает в химическую реакцию с электролитом, карбидом алюминия, с внедрившимся в угольную футеровку натрием, что приводит к разбуханию и разрушению футеровки. Реакции зачастую протекают бурно и сопровождаются большим выделением газов.

Пробы, за исключением шамотной засыпки, которая бралась из разных мест по периметру ванны, отбирались от каждого продукта точечным методом по площади и сечению. Образцы дробились с помощью гидравлического пресса, затем измельчались на дробилке щековой и истирались в истирателе дисковом до фракции -0,2 мм. Затем квартованием нескольких проб в определенных соотношениях, получали среднюю представительную пробу. Теплоизоляционная часть ОФ имеет сложный фазовый и вещественный состав. Поэтому для оценки вещественного и фазового состава усредненных проб были использованы различные современные методы анализа: микрорентгеновский, рентгенофазовый и рентгенофлуоресцентный.

Химический состав по результатам анализа проб выполненном на рентгенофлуоресцентном спектрометре S8 TIGER от пяти электролизеров типа С8БМ различных заводов приведен в табл. 1.

Таблица 1 - Результаты рентгенофлуоресцентного анализа проб от пяти электролизеров типа С8БМ различных заводов, % мас.

Электролизер	C	F	Na	Mg	Al	Si	Ca	Fe	K	Прочие
1	1.60	13.30	10.30	0.17	16.20	21.40	0.60	1.20	0.90	34.33
2		33.90	24.52	0.21	8.20	10.00	3.10	2.60	0.60	17.08
3		1.80	3.90	0.16	16.20	26.10	0.27	0.78	0.57	50.22
4	0.4	9.42	18.36	0.21	9.72	22.42	0.36	1.32	0.61	37.18
5		2.1	4.1	0.17	16.12	26.3	1.11	1.349	0.53	48.22
Среднее	0.40	12.10	12.24	0.18	13.29	21.24	1.09	1.45	0.64	39.31

Как следует из приведенных данных, состав теплоизоляционной части отработанной футеровки для каждого электролизера индивидуален и может значительно отличаться. В исследовании использовали средние значения.

Элементный состав составляющих теплоизоляционной части ОФ электролизера № 1 приведен в таблице 2.

Таблица 2 - Элементный состав составляющих теплоизоляционной части ОФ, % мас.

Проба	C	F	Na	Mg	Al	Si	Ca	Fe	K	Прочие
Растворенный шамот	3.20	20.60	17.20	0.12	16.30	16.80	0.70	0.70	0.90	23.48
Первый слой шамот	2.80	12.80	19.10	0.14	16.00	19.50	0.90	1.50	0.70	26.56
Второй слой шамот	-	1.30	3.60	0.23	16.50	26.10	0.27	0.78	0.44	50.78
Третий слой шамот	-	0.20	2.20	0.30	16.50	26.90	0.68	1.90	0.44	50.88
Диатомит	-	6.90	3.00	8.40	4.50	22.40	0.47	7.20	3.00	44.13

Прочие представлены, в основном, кислородом в виде Al_2O_3 , SiO_2 .

Дифрактограммы полученные с помощью порошкового дифрактометра Shimadzu XRD-7000S усредненной пробы теплоизоляционной части ОФ электролизеров 2 и 5 Иркутского и Красноярского алюминиевых заводов ОК «РУСАЛ», представлены на рисунках 2-1 и 2-2, соответственно.

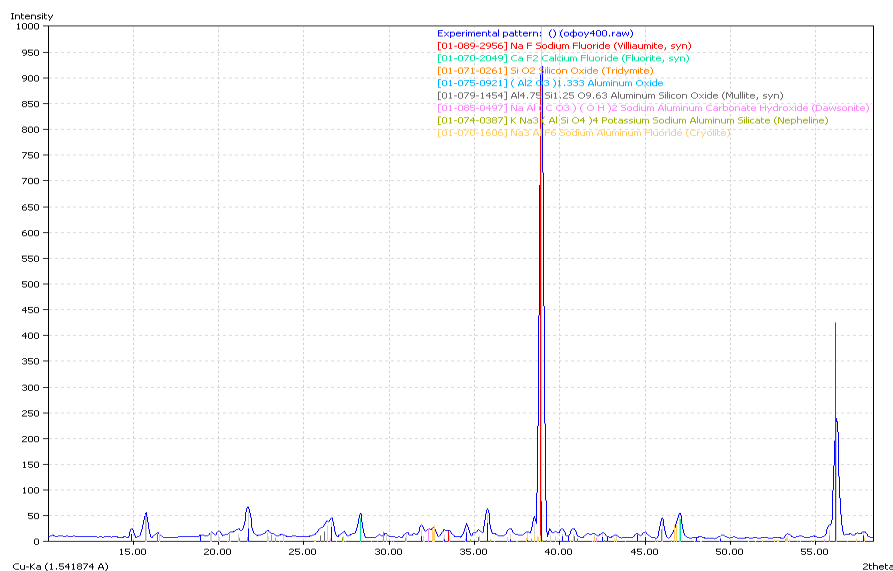


Рисунок 1 - Дифрактограмма образца теплоизоляционной части ОФ (электролизер № 2)

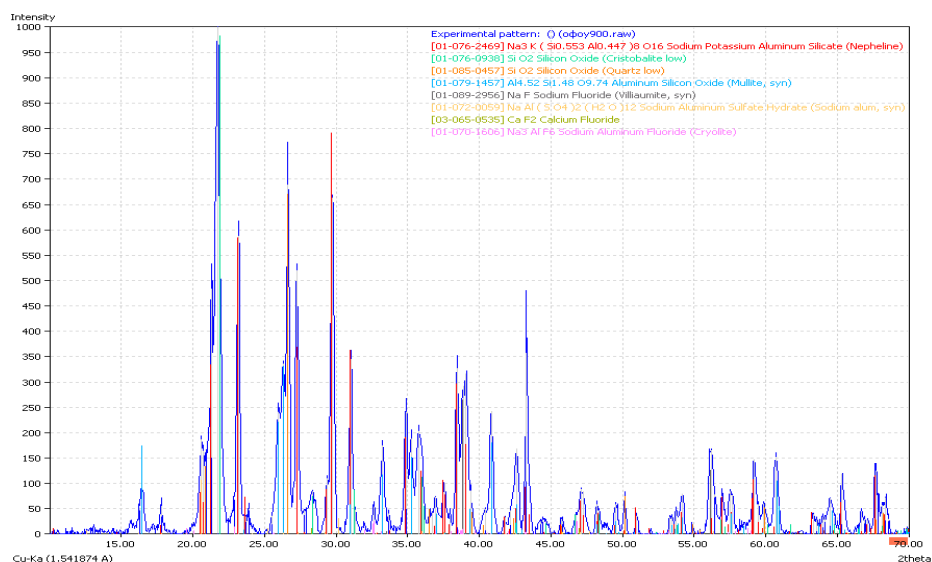


Рисунок 2 - Дифрактограмма образца теплоизоляционной части ОФ (электролизер № 5)

На первой дифрактограмме наиболее интенсивно выделяются пики, соответствующие фтористому натрию, так как электролизер был аварийным и содержание фтора в данной пробе весьма высоко. Как видно на второй дифрактограмме, более выражены пики, соответствующие нефелину, кристобалиту и муллиту.

В качестве основных фаз, с помощью рентгенофазового анализа, в теплоизоляционной части ОФ обнаружены следующие вещества: муллит $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, фтористый натрий NaF , криолит Na_3AlF_6 , хиолит $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$, оксид кремния SiO_2 в виде кристобалита, кварца, тридимита, фтористый кальций CaF_2 , оксид алюминия Al_2O_3 , нефелин NaAlSiO_4 , альбит $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$.

Ниже рассмотрены основные свойства фаз присутствующих в теплоизоляционной части отработанной футеровки алюминиевого электролизера.

Согласно известным представлениям механизм образования фазы муллита $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ связан с медленной стадией диффузионного растворения оксида алюминия в фазе аморфного кремнезема. В образующемся веществе муллитного состава возникают быстро растущие зародыши муллита. Муллит - алюмосиликат нерастворимый в воде и не реагирующий с кислотами и щелочами.

Фтористый натрий NaF гигроскопичен, растворим в воде $42,8 \text{ г/дм}^3$ (при 20°C). Добавление в раствор гидроксида натрия снижает его растворимость в зависимости от концентрации каустика. Содержание в растворе сульфатов, карбонатов и бикарбонатов натрия также значительно снижает растворимость фтористого натрия, причем совместная растворимость солей мало изменяется с повышением температуры. Данные по растворимости представлены на рисунке 3 [3].

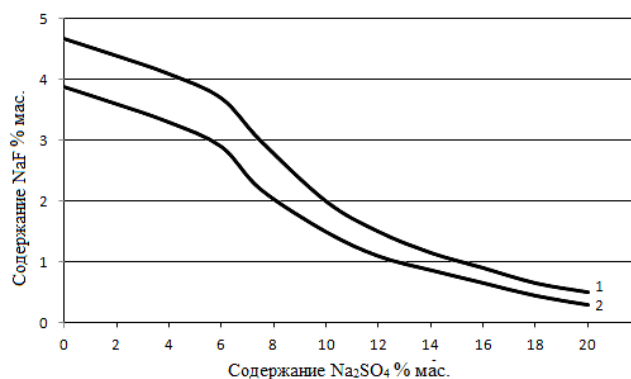


Рисунок 3 - Растворимость в системе $\text{NaF}-\text{Na}_2\text{SO}_4-\text{Na}_2\text{CO}_3-\text{NaHCO}_3-\text{H}_2\text{O}$: 1- изотерма системы $\text{NaF}-\text{Na}_2\text{SO}_4-\text{H}_2\text{O}$; 2 – то же в присутствии постоянной суммы солей (около 4%) Na_2CO_3 и NaHCO_3

Сильные кислоты разрушают фторид натрия с образованием натриевой соли и фтористого водорода. С фтористым водородом образует гидрофториды. NaF разрушается насыщенным гидроксидом лития с образованием фтористого лития и каустической щелочи. С гидроксидом алюминия фторид натрия при определенных условиях реагирует с образованием каустика и криолита.

Криолит Na_3AlF_6 и хиолит $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ малорастворимы в воде $0,41 \text{ г/дм}^3$ (при 20°C). Реагируют с сильными кислотами с образованием солей алюминия и натрия и фтористого водорода. Криолит и хиолит разлагаются сильными щелочами с образованием тетрагидроксоалюминатов металлов соответствующих щелочей и фторида.

При нормальных условиях диоксид кремния SiO_2 чаще всего находится в полиморфной модификации α -кварца, которая при температуре выше $+573^\circ\text{C}$ обратимо переходит в β -кварц. При дальнейшем повышении температуры кварц переходит в тридимит и кристобалит. Эти полиморфные модификации устойчивы при высоких температурах и низких давлениях. Кристобалит более устойчив, чем тридимит при температурах ниже 177°C [8]. Диоксид кремния практически не растворяется в воде, растворимость составляет, мг/дм^3 : 7 для кварца, 12 для кристобалита, 16 для тридимита, 120 для аморфного кремнезема[9]. Однако при повышении pH растворимость диоксида кремния в воде резко увеличивается.

Фтористый кальций CaF_2 практически нерастворим в воде $0,017 \text{ г/дм}^3$ (при 20°C) Фторид кальция химически относительно пассивен. Реагирует с серной кислотой с образованием сульфата кальция и фтористого водорода, что используется в промышленности для получения плавиковой кислоты. При высоких температурах подвергается гидролизу.

Оксид алюминия Al_2O_3 в теплоизоляционной части ОФ представлен α и β фазами (корундом и глиноземом соответственно). Обе эти фазы не растворимы в воде, но взаимодействуют с кислотами, образуя соли алюминия и воду. При реакции с водными растворами щелочей оксид алюминия образует тетрагидроксоалюминат, который разлагается на воздухе до гидроксида алюминия и бикарбоната.

Нефелин $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ легко разлагается минеральными и органическими кислотами с выделением студневидного кремнезема, при длительном кипячении в воде раствор приобретает щелочную реакцию. С щелочами нефелин не взаимодействует.

Альбит $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ нерастворим в воде, слабо растворим в кислотах, разлагается плавиковой кислотой с выделением желеобразного кремнезема.

Состав теплоизоляционной части отработанной футеровки для каждого электролизера индивидуален и может значительно отличаться. Колебания состава связаны с конструкцией и условиями эксплуатации электролизера (условия запуска, время компании, криолитовое отношение и т.д.)

Фазовый состав теплоизоляционной части ОФ определяется степенью проникновения электролита. Существенную роль в механизме формирования вещественного состава теплоизоляционной части ОФ играют пары натрия, образующиеся в подовых блоках в процессе эксплуатации электролизера.

Продуктами взаимодействия алюмосиликатных огнеупоров с электролитом в присутствии натрия являются нефелин и альбит, сосуществующие с криолитом и хиолитом. При взаимодействии электролита с шамотом (муллитом) образуется дополнительное количество фтористого натрия.

Такие соединения как муллит, фторид кальция, оксид алюминия, нефелин, альбит практически нерастворимы в воде, а криолит и хиолит – малорастворимы. В тоже время фтористый натрий достаточно хорошо растворяется в воде. Его содержание в теплоизоляционной части ОФ может достигать 30-40%. Фтор в теплоизоляционной части ОФ присутствует в трех фазах: фтористый натрий,

криолит, фтористый кальций; на долю фторида натрия приходится около 70% всего фтора. Таким образом, при обработке теплоизоляционной части ОФ водой может быть извлечена большая часть фтора с растворенным фторидом натрия, что позволяет определить эти свойства основными при разработке технологии получения востребованных в алюминиевой промышленности фтористых солей.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ с использованием результатов проекта по теме «Разработка и испытания эффективного пиролитического способа переработки отработанной футеровки алюминиевых электролизеров» № 14.577.21.0190, уникальный идентификатор RFMEFI57715X0190.

Библиографический список

1. Kovács V., Kiss L. Comparative Analysis of the Environmental Impacts of Aluminum Smelting Technologies // *Light Metals*, 2015, pp. 529–534.
2. Куликов Б.П., Истомин С.П. Переработка отходов алюминиевого производства. Красноярск: Классик Центр, 2004. 480 с.
3. Ржечицкий Э.П., Кондратьев В.В., Тенигин А.Ю. Технологические решения по охране окружающей среды при производстве алюминия. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2013. 159 с.
4. Зельберг Б.И., Рагозин Л.В., Баранцев А.Г., Ясевич О.И., Григорьев В.Г., Баранов А.Н., Кондратьев В.В. Справочник металлурга. Производство алюминия и сплавов на его основе. / - Иркутск: изд-во ИРНИТУ, - 2015. - 764 с.
5. Юрков А.Л. Огнеупоры и углеродные катодные материалы для алюминиевой промышленности. / - Красноярск: Бона компании, - 2005. - 258 с.
6. Сорлье М., Ойа Х.А. Катоды алюминиевого электролизера. // - Красноярск: Версо, 2013. - 720 с.
7. Holywell G., Breault R. An Overview of Useful Methods to Treat, Recover, or Recycle Spent Potlining // *JOM* November 2013, Volume 65, pp 1441–1451
8. Эйтель В. Физическая химия силикатов. М.: Изд-во иностранной литературы, 1962. 1055 с
9. Айлер Р. Химия кремнезема. Т. 1. М.: Мир, 1982. 416 с.
10. Kondrat'ev V.V., Rzhechitskij E.P., Shakhrai S.G., Karlina A.I., Sysoev I.A. Recycling of electrolyzer spent carbon-graphite lining with aluminum fluoride regeneration // *Metallurgist*. 2016. Т. 60. № 5-6. С. 571-575.

УДК 669-1 : 533.9.072

ИЗВЛЕЧЕНИЕ ДРАГОЦЕННЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ КАТАЛИЗАТОРОВ В ПЛАЗМЕННЫХ ПЕЧАХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ

Девярых Е.А., Девярых Т.О., Швыдкий В.С.

*Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина,
г. Екатеринбург, Россия, evgeny.deviatykh@urfu.ru*

Аннотация: Была предложена схема переработки автомобильных и химических катализаторов, с целью извлечения драгоценных металлов платиновой группы. Плавка в плазменной печи позволила добиться увеличения концентрации драгоценных металлов с 0.22 % (в катализаторе) до 3-4% (в металл-коллекторе).

Ключевые слова: Плазма, извлечение, драгоценные металлы, металлы платиновой группы.

EXTRACTION OF PRECIOUS METALS FROM CATALYSTS IN PERIODIC ACTION PLASMA FURNACES

Devyatykh E.A., Devyatykh T.O., Shvydky V.S.

*Ural Federal University named after the first President of Russia Boris Yeltsin,
Yekaterinburg, Russia, evgeny.deviatykh@urfu.ru*

Abstract: Scheme has been proposed recycling automobile and chemical catalysts, to recover the precious metals of the platinum group. Melting in a plasma furnace made it possible to increase the concentration of precious metals from 0.22% (in the catalyst) to 3-4% (in a metal reservoir).

Key words: A plasma extraction, the precious metals, platinum group metals.

В настоящее время в мире выбрасывается большое количество автомобильных и химических катализаторов. В данной статье рассмотрена технология их переработки.

В результате процесса сгорания, отработанные газы, образовавшиеся в двигателе внутреннего сгорания, содержат много неблагоприятных для окружающей среды соединений, в том числе монооксид углерода (CO), оксиды азота (NO_x), кислотные газы (SO_x) и углеводороды (HC). Благодаря повышенному спросу на транспортные средства с малыми выбросами, большинство автомобилей с бензиновыми двигателями оборудуются трехступенчатым каталитическим конвертером (ТСК) для одновременного удаления CO, NO_x и HC из отходящих газов (см. Рисунок 1). Несколько иные окислительные нейтрализаторы, или дизельные катализаторы, используются для тяжелого дизельного топлива. Отходящие газы пробиваются через керамические монолитные "соты", содержащие множество тонких каналов квадратного сечения, формирующих большую площадь поверхности. Эти соты служат подложкой для катализатора, который наносится на внутренние поверхности с помощью проливной грунтовки. Поскольку керамический монолит хрупкий, он защищается от вибраций и ударов минеральным или металлическим "ковриком", который упаковывается вместе с ним в короб из нержавеющей стали. Затем этот короб подсоединяется к выхлопной трубе под автомобилем рядом с двигателем.

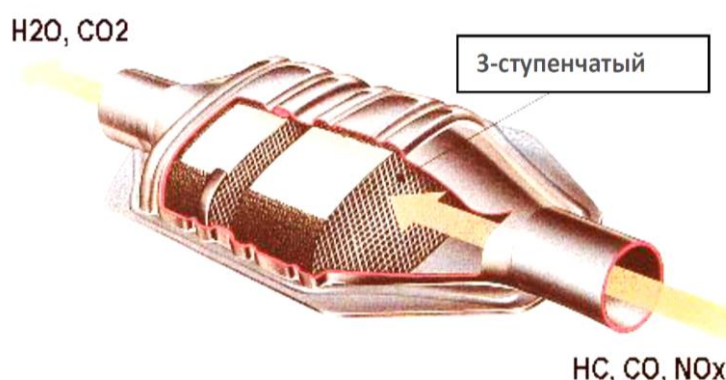


Рисунок 1 - Поперечное сечение каталитического нейтрализатора

Отработанные каталитические конвертеры, снятые с транспортных средств с выработанным ресурсом, декантируют для отделения монолитных керамических "сот" от оболочки из нержавеющей стали. Поверхность керамического монолита покрыта тонким слоем, содержащим катализатор (т.е., благородные металлы). Оболочку из нержавеющей стали извлекают и направляют на переработку, а керамический монолит дробят на частицы размером 4 – 6 мм.

Отработавшие химические катализаторы проходят аналогичный процесс, с той разницей, что их извлекают из несущих контейнеров и доводят до размера, пригодного для подачи в плазменную печь. Это обычно зерна размером около 1 мм. В таблице 1 представлен типичный состав отработанных катализаторов. Металлы платиновой группы (МПГ), содержащиеся в отработанном автомобильном катализаторе, представляют собой платину (Pt), палладий (Pd) и родий (Rh).

Таблица 1 - Типичный состав отработанных катализаторов

Компоненты	Автомобильный катализатор, мас.%	Химический катализатор мас.%
Al ₂ O ₃	38,58	96,16
SiO ₂	35,87	0,19
MgO	9,71	
CeO ₂	6,06	
C	1,86	
H ₂ O	1,38	0,95
Fe ₂ O ₃	1,27	1,13
S	1,05	0,08
CaO	0,9	
P ₂ O ₅	0,58	

Компоненты	Автомобильный катализатор, мас.%	Химический катализатор мас.%
La ₂ O ₃	0,53	
TiO ₂	0,47	
ZrO ₂	0,4	0,60
BaO	0,33	
K ₂ O	0,26	
Металлы платиновой группы	0,22	0,34
Re	0	0,22
Pb	0,21	
Cl ₂	0,20	
TiO ₂	0,06	
Na ₂ O	0,12	
ZnO	0,08	0,05
Cr ₂ O ₃	0,07	
Mn ₃ O ₄	0,06	
Всего	100	100

Далее измельченный катализатор смешивают с флюсом (СаО для автомобильных катализаторов, СаО + SiO₂ - для химических катализаторов), магнетитом (гематит, Fe₃O₄) для обеспечения железа в качестве металла-коллектора, и с восстановителем (металлургический кокс, С). Полученную смесь перемешивают 15 - 30 минут для гомогенизации, после чего она готова к загрузке в плазменную печь.

После того, как плазменная печь прошла разогрев и вышла на стабильный режим, исходную смесь материалов подают через отверстия в своде печи при помощи шнековых конвейеров, работающих с заданной скоростью. Скорость подачи регулируют по потере массы в питателе. Расплавление и испарение летучих соединений обеспечивает плазменная дуга, горящая на наконечнике водоохлаждаемого 50 мм катода плазменной горелки. Флюсообразующие присадки гарантируют полное расплавление неорганического компонента в шихте при рабочей температуре печи (обычно от 1300 до 1600 °С), поскольку обеспечивается эвтектическая точка плавления всего состава, а добавки флюсов также снижают вязкость расплава, обеспечивая максимальное смешивание реагентов и восстановителя в поду печи.

Кокс восстанавливает оксид железа до металла в виде капель, а пузырьки образующегося монооксида углерода выходят через шлаковую фазу, обеспечивая хорошее перемешивание расплава. Капли железа служат средой для растворения МПГ. Более плотные железо-коллектор и МПГ опускаются на дно печи, а менее плотный шлак плавает на поверхности, откуда его непрерывно удаляют через шлаковую летку.

Печь имеет графитовый тигель, который хорошо удерживает железо-коллектор и шлак; свод и верхние секции печи охлаждаются водой и футерованы высококачественными литыми глиноземными огнеупорами, обеспечивающими эффективную термоизоляцию. Шлак отводится из печи в непрерывном режиме через погружной канал с наклоном к разливочному желобу. По мере того, как в графитовом тигле накапливается достаточный объем металлического расплава, периодически производится выпуск металла. Путь замыкания плазменного тока проходит через два графитовых электрода, расположенных в основании печи.

Катодный плазмотрон вставлен в свод печи через сферический сальниковый узел. Перемещение горелки по вертикали и его точность регулирует робот-манипулятор, обеспечивающий эффективное распределение нагрева по поду печи. Плазменный ток и, соответственно, входная мощность, регулируется системой SCADA системой для поддержания стабильного состояния процесса. Температуру сливного шлака непрерывно контролирует оптический пирометр.

Процесс плазменной плавки для переработки отработанных автомобильных и химических катализаторов представлен на рисунке 2.

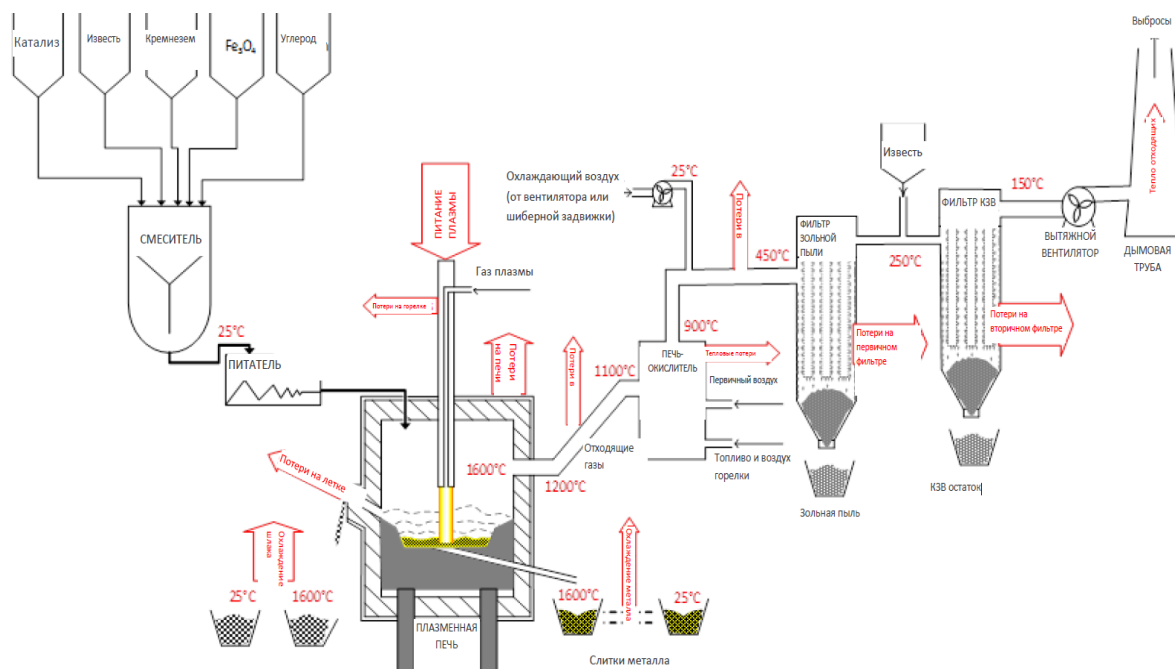


Рисунок 2 – Процесс плазменной плавки для переработки отработанных автомобильных и химических катализаторов

Сливной шлак из печи попадает непосредственно в горшок-улавливатель, где он застывает в стекловидные блоки. Альтернативно, вместо горшков-улавливателей применяют водоохлаждаемый конвейер для шлака. Металлический расплав и донный шлак сливают в подогретый ковш с огнеупорной футеровкой, который быстро передается на разливку. Разливка выпущенных расплавленных продуктов на стол для заливки обеспечивает растекание шлака и металлического сплава в тонкие листы, которые можно легко измельчить для последующей переработки. Металлический расплав по своим свойствам аналогичен белому чугуну и содержит приблизительно 2 - 4 масс. % углерода, который обеспечивает хрупкость материала и понижает его точку плавления. Концентрация металлов платиновой группы в металлическом сплаве достигает 3-4%.

Отходящие из печи газы состоят в основном из аргона (из плазменной горелки и после продувки газом) и монооксида углерода (из реакций восстановления), возможно также присутствие некоторых количеств пара (из влаги в исходном сырье). Отходящие газы также захватывают малое количество твердых частиц, что связано с неполным циклом переработки сырья в печи. Эффективное управление вытяжным вентилятором для поддержания требуемого давления всасывания внутри печи минимизирует перенос твердых частиц из печи, но при этом следует отметить, что чрезмерное измельчение материала шихты для получения более тонкой фракции только усугубляет данную проблему, которую неизбежно придется решать в ходе эксплуатации системы.

Отходящие из плазменной печи газы попадают в печь-окислитель (вторичная камера сгорания), с минимальной температурой работы 850°C, при этом время пребывания газовой фазы с момента ввода окислителя составляет не менее 2 секунд. Для нагрева печи-окислителя до требуемой температуры используют регулируемую горелку. Кроме этого, нагнетательный вентилятор подает свежий воздух для сгорания в основании печи-окислителя, а оборотный воздух для обеспечения полного сгорания и охлаждения можно вводить независимо на выходе печи-окислителя. Большая часть золы, получаемой в результате сгорания, и тонких частиц, выходящих из печи, собирается в бункере печи-окислителя.

В результате плавки, охлажденный и измельченный металл-коллектор с высоким содержанием металлов платиновой группы отправляется на дальнейшей извлечение драгоценных металлов.

Библиографический список

1. Электрические промышленные печи. Дуговые печи и установки специального нагрева". /Под ред. Свенчанского А.Д. - М. Энергоиздат, 1981 г.

ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ СИСТЕМ ГАЗООЧИСТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЗАВОДОВ

Ершов В.А., Зимина Т.И., Колмогорцев И.В., Горовой В.О., Трошина А.О.

*Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия, ziminati@istu.edu*

Аннотация. В статье представлена актуальность создания кожухотрубчатого теплообменного аппарата для утилизации тепла технологических газов алюминиевого электролизера. На основе результатов виртуального моделирования был создан теплообменный аппарат, который в настоящее время испытывается в промышленных условиях при различных режимах эксплуатации. В дальнейшем извлеченное тепло будет направлено на повышение энергоэффективности производства, путем использования тепловой энергии для выработки электроэнергии, предварительного подогрева анодов и глинозема.

Ключевые слова: теплообменник, технологические газы, температура, охлаждение, экология, энергоэффективность, энергосбережение.

ENERGY EFFICIENT TECHNOLOGIES FOR SYSTEMS OF GAS PURIFICATION OF ALUMINUM SMELTERS

Ershov V.A., Zimina T.I., Komogortsev I.V., Gorovoy V.O., Troshina A.O.

*National Research Irkutsk Technical University,
Irkutsk, Russia, ziminati@istu.edu*

Abstract: In the article the urgency of creation of shell-and-tube heat exchanger for recovery of heat from process gases of the aluminum electrolyzer. Based on the results of the virtual simulation was created by the heat exchanger, which is currently being tested in industrial conditions at different modes of operation. Further, the extracted heat will be aimed at improving the efficiency of production, by the use of thermal energy for electricity generation, preheating of the anode and alumina.

Key words: heat exchanger, process gas, temperature, cooling, ecology, energy efficiency, energy conservation.

По данным [1] с анодными газами, удаляемыми в систему газоочистных установок (ГОУ), от электролизеров с самообжигающимся анодом (СА) уносится до 3 % тепла, а от электролизеров с обожженными анодами (ОА) – 12,5 %, При этом, объем отводимой пыле-газовоздушной смеси от электролизера с СА составляет в среднем 600÷1000 м³/час, а с ОА – 7000÷14000 м³/час [2]. Так, например, от двух корпусов V-серии электролиза Иркутского алюминиевого завода отводится свыше 2 млн. м³/час.

В связи с требованиями российского законодательства в сфере экологии [3] и энергетики [4] актуальными являются исследования по увеличению степени улавливания загрязняющих веществ и повышению энергетической эффективности за счет утилизации тепла отходящих технологических газов. Авторами [5, 6, 7] отмечено, что при снижении температуры очищаемых газов происходит повышение эффективности работы ГОУ (рисунок 1), вследствие интенсивной десорбции глиноземом уловленного фтористого водорода (HF).

Кроме того, снижение температуры технологических газов благоприятным образом влияет на работоспособность и долговечность газоочистного оборудования. В соответствии с рисунком 2 при охлаждении электролизных газов происходит уменьшение их физических объемов, что в свою очередь уменьшает затраты на эксплуатацию газоочистных установок.

По данным [2] капитальные затраты составляют от 15 до 40 долл. США на каждый м³ мощности по очищаемому газу.

Необходимость охлаждения обусловлена тем, что в теплое время года температура газов на входе в ГОУ может достигать 190°C, а рукавные фильтры из полиэстера, применяющиеся в последние годы в технологии газоочистки, имеют предельные эксплуатационные значения 140÷145°C. Применение фильтров из термостойких тканей, выдерживающих температуру свыше 200°C, приведет

к их 3÷4 кратному удорожанию [8].

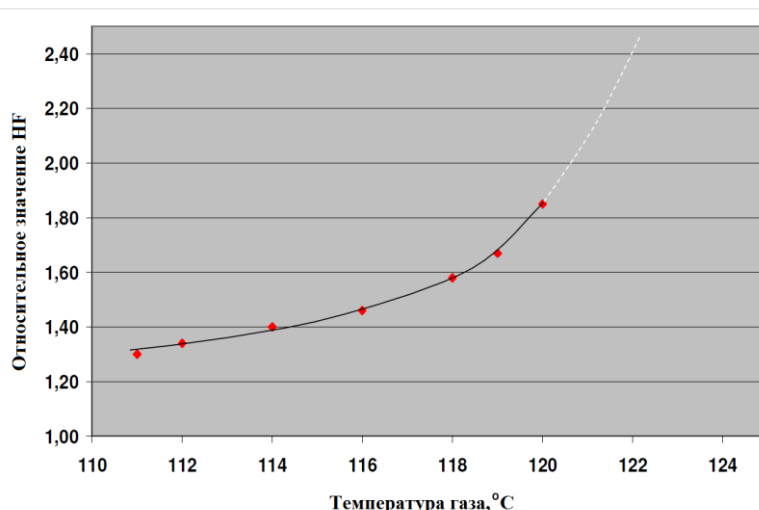


Рисунок 1 - Взаимосвязь между температурой газов и десорбцией HF

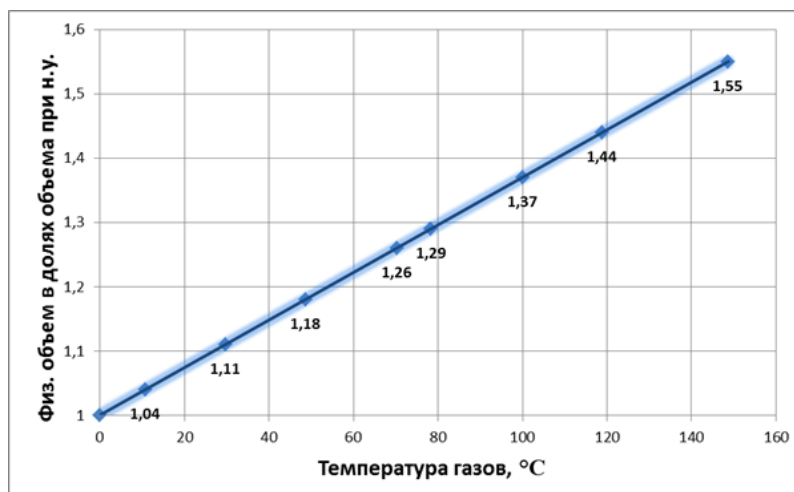


Рисунок 2 – Зависимость физического объема газов от температуры

В настоящее время предлагаются различные подходы к решению проблемы охлаждения технологических газов. Наиболее простым решением проблемы высоких значений температур технологического газа является добавление воздуха в газоходы посредством регулируемых заслонок. [9] Однако это влечет за собой увеличение энергопотребления вентиляторов, возрастет потребность в дополнительных площадях фильтровальной ткани, а также значительно увеличатся расходы на техническое обслуживание ГОУ [10].

Другим способом охлаждения является распыление воды в газовом потоке, перед входом в газоочистные сооружения [1]. Но это дополнительно требует расхода сжатого воздуха и очищенной воды и, как следствие, постоянного мониторинга и обслуживания. Также существует риск коррозии оборудования, увеличения выбросов HF вследствие гидролиза твердых фторидов, а также повышенного содержания воды в обогащенном глиноземе [2].

Достичь охлаждения газов по мере их движения по газоходу возможно, за счет стержневого охладителя, разработанного и запатентованного фирмой Solios [3]. Охладитель представляет собой вертикальные металлические стержни, установленные внутри U-образного участка газохода, соединяющего электролизеры со сборным газоходом. Потери давления в таком охладителе компенсируются сокращением физического объема эвакуируемых газов за счет их охлаждения в среднем на 10°C.

Дополнительного охлаждения можно достичь за счет оснащения газоходной сети теплоотводящими ребрами, размещенными по спирали на наружных поверхностях газоходов, что обеспечивает частичное закручивание воздушных потоков, омывающих газоход, увеличивая отвод тепла в окружающую среду. [2]. Установленные ребра способны увеличивать площадь теплоотдающей поверхно-

сти газоходной сети на $10\div 25\%$ и охладить анодные газы на $20\div 25^{\circ}\text{C}$, однако при этом увеличивают габариты газоходных сетей.

По мнению ряда авторов одним из самых эффективных решений для утилизации тепла является применение теплообменных аппаратов [1]. Способ не лишен недостатков, т.к. требует обслуживания из-за склонности трубчатки к засорению, а также использования дополнительного оборудования (водяной трубопровод, теплообменный контур, измерительное оборудование и др.). Преимуществом данной технологии является рекуперация тепловой энергии, что позволяет добиться большей энергоэффективности производства за счет: нагрева воды на производственные нужды; для отопления, либо охлаждения; получения дистиллированной воды; производства электроэнергии; [5, 9, 10] предварительного нагрева глинозема [1; 5] или обожженных анодов. В конечном итоге, эффективность применения теплообменников должна оцениваться с позиции капитальных и эксплуатационных затрат.

В ходе выполнения работ, было определено, что наиболее оптимальными, с точки зрения массы, габаритных размеров, прочностных и эксплуатационных характеристик. Корпус ЭТА выполнен в виде «трубы» прямоугольного сечения. Внутри корпуса вставляется 13 (тринадцать) охлаждающих блоков, состоящих из теплообменных элементов. Блоки фиксируются к каркасу с помощью болтового соединения на прокладках сверху и снизу корпуса через выполненные во внешних стенках технологические окна. Окна закрываются крышками на прокладках. Через нижнюю крышку выполнен подвод холодной воды через систему трубопроводов, давление и скорость подачи воды в каждый теплообменный блок регулируется с помощью шарового крана, смонтированного на патрубках подачи воды.

На крышке нижней имеются патрубки, через которые один теплоноситель проходит через межкаркасное пространство. Для увеличения теплоотдачи применено оребрение теплообменных труб, которое выполнено припайкой ленты по всей длине трубки.

Теплообменная часть, через которую проходит теплоноситель состоит из 169 труб. Трубчатка теплообменников и оребрение выполнялось из медного листа, в ребрах присутствуют отверстия для повышения теплоотдачи и потока газа.

Заключение

В статье представлена актуальность создания кожухотрубчатого теплообменного аппарата для утилизации тепла технологических газов алюминиевого электролизера. На основе результатов виртуального моделирования и оптимизации конструкции был создан экспериментальный теплообменник, который в дальнейшем планируется испытать в промышленных условиях при различных режимах эксплуатации. Впоследствии, извлеченное тепло будет направлено на повышение энергоэффективности производства, путем использования тепловой энергии для преобразования в электрическую энергию, предварительного подогрева анодов и глинозема. Использование аккумулированной тепловой энергии позволит увеличить технико-экономические показатели заводов по производству алюминия, снизить капитальные затраты при эксплуатации и проектировании газоочистных систем и рационально решить проблему утилизации технологических газов.

Статья подготовлена с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 02.G25.31.0181 «Разработка сверхмощной энергоэффективной технологии получения алюминия РА-550» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 г.

Библиографический список

1. Зельберг Б.И., Рагозин Л.В., Баранцев А.Г., Ясевич О.И., Григорьев В.Г., Баранов А.Н., Кондратьев В.В. Справочник металлурга. Производство алюминия и сплавов на его основе : справочник. – Иркутск : Издательство ИрГТУ. 2015. – 764с.
2. Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Жуков Е.И., Винокуров М.В. Повышение эффективности газоулавливания в рабочей зоне электролизеров с предварительно обожженными анодами с силой тока свыше 300 КА // Экология и промышленность России. 2012. № 7. С. 8-11.
3. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Сысоев И.А., Чернигова А.Б., Зельберг Б.И. Техноко-экологические и правовые аспекты производства алюминия // Санкт-Петербург, 2011.
4. Sysoev I.A., Ershov V.A., Kondrat'ev V.V. Method of controlling the energy balance of electrolytic cells for aluminum production // Metallurgist. 2015. Т. 59. № 5-6. С. 518-525.
5. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Шахрай С.Г., Карлина А.И. Разработка способа управления энергетическим режимом электролизеров для производства алюминия // Цветные металлы. 2016. № 5 (881). С. 38-43.
6. Шахрай С.Г., Скуратов А.П., Кондратьев В.В., Ершов В.А., Карлина А.И. Обоснование возможности нагрева глинозема теплом анодных газов алюминиевого электролизера // Вестник Иркут-

ского государственного технического университета. 2016. № 3. С. 131-138.

7. Кондратьев В.В., Ершов В.А., Шахрай С.Г., Иванов Н.А. Предварительный нагрев обожженного анода // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 54-56.

8. Kondrat'ev V., Govorkov A., Lavrent'eva M., Sysoev I., Karlina A.I. Description of the heat exchanger unit construction, created in IRNITU // International Journal of Applied Engineering Research. 2016. Т. 11. № 19. Р. 9979-9983.

9. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Колмогорцев И.В., Унагаев Е.И., Зими́на Т.И. Оптимизация конструкции теплообменных элементов при проектировании теплообменного устройства // Системы. Методы. Технологии. 2016. № 4. С. 118-124.

10. Сысоев И.А., Кондратьев В.В., Горовой В.О., Зими́на Т.И., Карлина А.И. Разработка и испытания опытного образца устройства по преобразованию тепла в электрическую энергию (ТЭП) // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 7 (126). С. 132-142.

УДК 162.2:0043.94

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ КАМЕРНОЙ ПЕЧИ БАРАБАННОГО ТИПА

Черемискина Н.А., Щукина Н.В., Лошкарев Н.Б., Лавров В.В.

*Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
г. Екатеринбург, Россия, n.a.cheremiskina@urfu.ru*

Аннотация: Представлены схема новой конструкции и особенности тепловой работы камерной печи барабанного типа для нагрева металлических изделий под закалку и отпуск. Приведены технические характеристики печи, результаты теплотехнического расчета.

Ключевые слова: камерная печь с постоянной температурой рабочего пространства, рекуперативное горелочное устройство.

THE RESEARCH OF THERMAL WORK OF DRUM TYPE FURNACE

Cheremiskina N.A., Shchukina N.B., Loshkarev N.B., Lavrov V.V.

*Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin
Ekaterinburg, Russia, n.a.cheremiskina@urfu.ru*

Abstract: A scheme of new design and features of the thermal operation of a drum-type chamber furnace for heating metal products for quenching and tempering are presented. The technical characteristics of the furnace, the results of heat engineering calculation are given.

Key words: chamber furnace with constant temperature working space, regenerative burner device.

Конструкции существующих термических печей имеют ряд недостатков. Основными способами транспортировки металла в таких печах являются роликовые и конвейерные поды. Роликовые печи для нагрева длинных заготовок, устанавливаемые в потоке прокатных станов, имеют большую протяженность, поэтому их сложно размещать в действующих цехах.

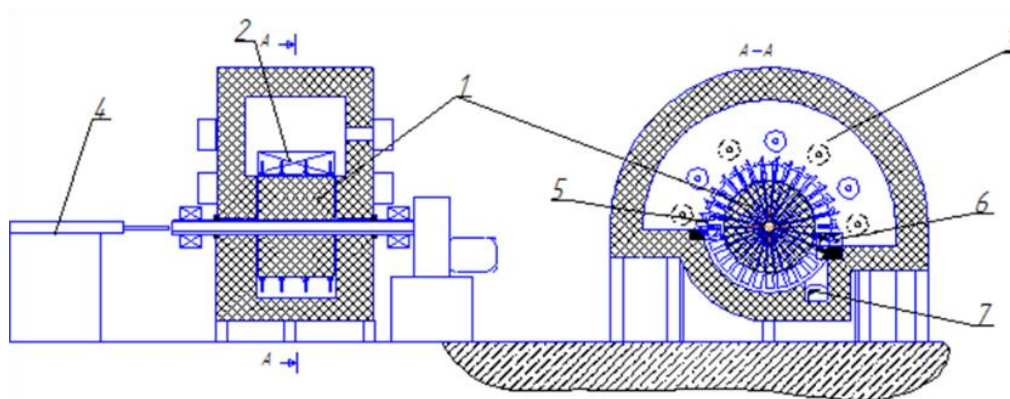
Новый способ транспортировки проката в термических печах существенно уменьшающий габариты печи, упрощающий механизмы транспортировки и не имеющий водоохлаждаемых элементов, разработан учеными ОАО «ВНИИМТ» совместно с кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии» Уральского федерального университета.

Постоянство температуры в рабочем пространстве печи обеспечивается за счет выдачи нагретого металла мелкими порциями, в печах такого типа одновременно осуществляется загрузка новой холодной заготовки, и производится выгрузка нагретой.

В камерной печи производится нагрев металлических изделий рекуперативными горелочными устройствами типа ГСР-150, которая работает следующим образом: газ истекает из сопла в камеру горения, где смешивается с частью воздуха, подогретого в теплообменнике до высокой температуры и сгорает частично в камере сгорания. Остальной воздух подается через кольцевой зазор между

соплом камеры сгорания и торцевой стенкой горелки и дожигает топливо в рабочем пространстве печи, смешиваясь с продуктами неполного горения. Продукты сгорания удаляются через встроенные в горелки рекуператоры в сборный металлический, теплоизолированный дымопровод.

Принципиальная схема рассматриваемой нагревательной печи под закалку представлена на рисунке 1.



1 – барабан; 2 – нагреваемый металл; 3 – горелки; 4 – толкатель;
5 – окно загрузки; 6 – окно выгрузки; 7 – окалиносорбник

Рисунок 1 – Принципиальная схема барабанной печи:

Транспортировка проката в процессе нагрева осуществляется с помощью вращающегося барабана револьверного типа из жаропрочной стали.

Металлические изделия в процессе транспортировки размещаются радиально по отношению к барабану в специальных гнездах с зацепами на наружной поверхности. Такой способ транспортировки обеспечивает равномерный двухсторонний нагрев металла, что, в свою очередь, за счет минимизации времени нагрева существенно сокращает габариты печи и угар металла. Металлоконструкции барабана выполнены из жаропрочной стали. Центральная часть барабана выполнена в виде спиц из жаропрочной стали и футерована волокнистыми огнеупорными материалами.

Вращение барабана производится шаговым двигателем, что обеспечивает установку барабана в положение «загрузка – выгрузка» с высокой точностью. Цапфы барабана и подшипниковые узлы вынесены за пределы рабочего пространства, что увеличивает срок их службы. Для обеспечения нормальных условий работы подшипниковых узлов применяется воздушное охлаждение вала барабана, выполненного в виде толстостенной трубы.

Отопление печи производится через автоматические скоростные рекуперативные горелки, позволяющие эффективно использовать теплоту сгорания, подогревая воздух, идущий на горение, до высоких температур.

Продукты сгорания удаляются через встроенные в горелки рекуператоры в сборный металлический, теплоизолированный дымопровод.

Свод печи и торцевые стены футерованы волокнистыми огнеупорными материалами, что способствует уменьшению потерь тепла теплопроводностью через футеровку печи в окружающую среду. Нижнее строение футеровано огнеупорным кирпичом.

Теплотехнические расчеты включают в себя расчет горения топлива, нагрева металла, статей теплового баланса и удельного расхода топлива.

В результате расчета горения природного газа был рассчитан объем продуктов сгорания при $\alpha=1,05$, оказавшийся равным $V_a=10,94 \text{ м}^3/\text{м}^3$. В результате расчета нагрева металла определены: масса садки – $G_m=522 \text{ кг}$, удельная производительность печи – $P_{a.п.}=135,348 \text{ кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

По i - t диаграммам определены балансовые ($t_0^6; t_\alpha^6$) температуры горения:

$$t_0^6 = 1940^\circ\text{C}; t_\alpha^6 = 2000^\circ\text{C}$$

Температура дымовых газов определена по формуле $t_r = t_\alpha^6 \cdot \eta_{\text{пир}}$,

где: $\eta_{\text{пир}}$ – безразмерный пирометрический коэффициент, рекомендуемый для камерных печей, равный 0,58.

$$t_r = 2000 \cdot 0,58 \approx 1160^\circ\text{C},$$

Температура металла на выходе из печи составляет 880°C . Полученная расчетная температура дымовых газов на 280°C превышает конечную температуру нагретого слитка. Следовательно, предло-

женный технологический процесс осуществим при выбранном топливе и условиях его сжигания.

Полезное тепловое напряжение поверхности пода $q_{м.п.}$ найдено с учетом приращения теплосодержания металла за время нагрева по формуле

$$q_{м.п.} = p_n \cdot \Delta i_m,$$

где: p_n – удельная производительность, кг/(м²·ч);

Δi_m – приращение энтальпии материала в интервале температур нагрева от t_0 до t_m (т) с учетом среднего для данного интервала значения удельной теплоемкости материала c_m . Величина удельной теплоемкости $c_m = 0,1645$ ккал/(кг·°С) взята из [3] для стали Гадфильда в интервале температур 20–880 °С. В этом случае тепловое напряжение $q_{м.п.}$ составит

$$q_{м.п.} = 135,348 \cdot 214 = 28964,47 \text{ ккал/(м}^2\cdot\text{ч)} \text{ или } 33685,67 \text{ Вт/м}^2.$$

Величина теплового напряжения свободного объема найдена с учетом определения коэффициента полезного действия η печи по формуле

$$\eta = \frac{\Delta i_m}{7b},$$

где b – удельный расход условного топлива, (кг у.т·т)/т.

$$\eta = \frac{214}{7 \cdot 100} = 0,30571.$$

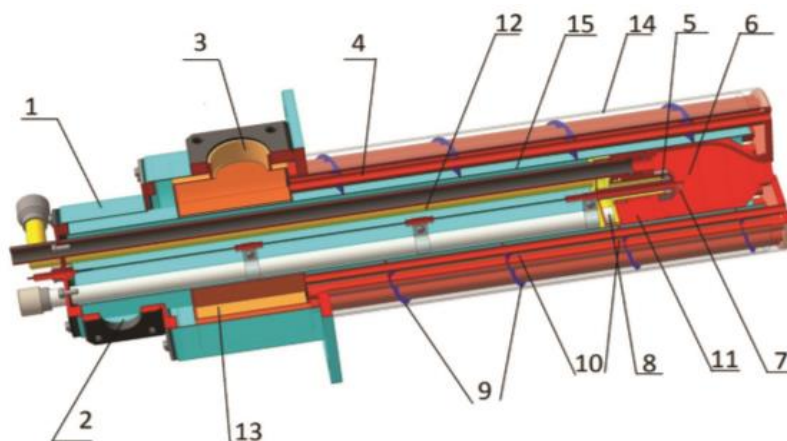
Таким образом, величина теплового напряжения, отнесенная к свободному объему рабочего пространства (без учета горелочных каналов), составит

$$q_{об} = \frac{q_{м.п.}}{\eta \cdot H_{пр}},$$

где: $H_{пр}$ – максимальный диаметр факела, м.

$$q_{об} = \frac{28964,47}{0,30571 \cdot 0,727} = 130321,34 \text{ Вт/м}^3.$$

С учетом величин длины факела ($l_f = 3,175$ м) и теплового напряжения печи ($q_{об} = 130321,34$ Вт/м³) предложено использовать рекуперативные горелочные устройства ГСР-150 в количестве семи штук, размещенных на передней и задней стенках печи. Конструкция горелки представлена на рисунке 2.



- 1 – коллектор воздушный; 2 – патрубок подвода холодного воздуха; 3 – патрубок отвода продуктов сгорания; 4 – трубки теплообменника; 5 – газовое сопло; 6 – керамическая камера сгорания; 7 – электрод розжига и контроля пламени; 8 – коллектор подвода газа; 9 – винтовая перегородка; 10 – турбулизирующие кольца; 11 – разделительная стенка; 12 – газовый патрубок; 13 – сборный коллектор дымовых газов; 14 – наружная труба теплообменника; 15 – внутренняя труба теплообменника

Рисунок 2 – Горелка скоростная рекуперативная ГСР-150

Усредненный тепловой поток, проникающий в окружающее пространство через стенки печи, составил $q_{5r}=6198,35 \text{ Вт/м}^2$. Среднее значение потока тепла, излучаемого абсолютно черным телом, оказалось равным $q_{0m}=181183 \text{ Вт/м}^2$. Величина теплового потока, теряемого газами излучением через открытые отверстия, составит $q_{5л.г.}=2484,24 \text{ Вт/м}^2$. Общий расход топлива составил $V=(124,2 \text{ м}^3/\text{ч})$, расход топлива на одну горелку $b_r=17,74 \text{ м}^3/\text{ч}$.

Таким образом, в результате работы выполнены теплотехнические расчеты камерной печи барабанного типа для проектной конструкции печи в ходе ее эксплуатации. Разработанная конструкция печи имеет существенные преимущества в плане энергоэффективности. Предложенная конструкция и способ транспортировки изделий в рабочем пространстве печи могут быть использованы также для термообработки прутков, труб, полосы, и сортового проката различной формы.

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. Теплотехнические расчеты металлургических печей / Б.Ф. Зобнин, М.Д. Казяев, Б.И. Китаев. – 2-е изд. – М.: «Металлургия», 1982. – 360 с.
3. Теплофизические свойства веществ. Справочник / Под ред. Н.Б. Варгафтика. – М.: Госэнергоиздат, 1956.
4. Теплофизические свойства веществ: учебное пособие / В.Л. Советкин, Л.А. Федяева. – Свердловск: УПИ, 1990. – 101 с.
5. 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.
6. Промышленные печи. Справочное руководство для расчета и проектирования / Е.И. Казанцев. – 2-е изд. – М.: «Металлургия», 1975. – 368 с.

СОДЕРЖАНИЕ

СЕКЦИЯ 1: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ, МОДЕЛИРОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ.....	4
КОНВЕРТЕРНОЕ ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ: СОСТОЯНИЕ, ДОМИНИРУЮЩИЕ ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ	4
Протопопов Е.В., Кузнецов С.Н., Фейлер С.В., Ганзер Л.А., Калиногорский А.Н. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДВИЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ.....	9
Протопопов Е.В., Числавлев В.В., Фейлер С.В. ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАВКИ МАРГАНЦА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО	14
Рожихина И.Д., Нохрина О.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СООТНОШЕНИЯ ЧУГУНА И МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЛОМА В ШИХТЕ ЭЛЕКТРОПЛАВКИ НА ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ	18
Уманский А.А., Думова Л.В. СИСТЕМЫ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ПОДАЧИ СЫРЬЯ (АПС).....	23
Григорьев В.Г., Тепикин С.В., Кузаков А.А. Пьянкин А.П., Тимкина Е.В., Пинаев А.А. О ГРАФИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ РАБОТЫ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СИСТЕМ В МЕТАЛЛУРГИИ	29
Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВАНАДИЯ В СИСТЕМЕ $V_2O_5 - C - Si$	35
Голодова М.А., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Рыбенко И.А. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ	39
Уманский А.А., Думова Л.В. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА АГРЕГАТЕ «КОВШ-ПЕЧЬ» С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ	44
Уманский А.А., Козырев Н.А., Бойков Д.В., Думова Л.В. ИЗУЧЕНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МАРГАНЦА В ОКИСЛИТЕЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ	48
Дмитриенко В.И., Протопопов Е.В., Дмитриенко А.В., Носов Ю.Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗБРЫЗГИВАНИЯ ШЛАКА В КИСЛОРОДНОМ КОНВЕРТЕРЕ.....	51
Синельников В.О., Калиш Д., Шуцки М. ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НА УКП ОСНОВНЫХ БОРСОДЕРЖАЩИХ ШЛАКОВ – ПРИОРИТЕТНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ КОВШЕВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	56
Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А., Сычев А.В., Сельменских Н.И., Уполовникова А.Г. НЕРАВНОВЕСНЫЕ ДИССИПАТИВНЫЕ СТРУКТУРЫ И УПРАВЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА В СТРУЙНО-ЭМУЛЬСИОННОМ АГРЕГАТЕ	61
Цымбал В.П., Сеченов П.А., Рыбенко И.А., Оленников А.А. ОПТИМИЗАЦИЯ ВЫСОТЫ ВАННЫ РУДОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ	67
Кравцов К.И. ПОВЫШЕНИЕ КВАЛИФИКАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПЕРСОНАЛА ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ ПО ПРОИЗВОДСТВУ АЛЮМИНИЯ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ ИНФОРМАЦИОННО-ОБУЧАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ «АЛЮМИНЦИК».....	71
Мартусевич Е.А., Буинцев В.Н. ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СИСТЕМА «ИНЖИНИРИНГ МЕТАЛЛУРГИЯ» ДЛЯ РЕШЕНИЯ ШИРОКОГО КРУГА ОПТИМИЗАЦИОННЫХ ЗАДАЧ	75
Рыбенко И.А. РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА АВТОМАТИЗАЦИИ ПОДАЧИ ШЛАКООБРАЗУЮЩЕЙ СМЕСИ В КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ.....	82
Гусев А.А., Царуш К. А., Лицин К.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОЖНЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР И СИСТЕМНОЙ ДИНАМИКИ	85
Сеченов П.А., Цымбал В.П.	

ГАЗОФАЗНОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ХРОМУРУДНОГО СЫРЬЯ.....	90
Заякин О.В., Жучков В.И. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДОМЕННОГО ПРОЦЕССА В ЗАДАЧАХ ПОВЫШЕНИЯ КВАЛИФИКАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПЕРСОНАЛА	92
Гилева Л.Ю., Мясоедов С.В., Загайнов С.А., Титов В.Н. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА АДЕКВАТНОСТИ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ НОВОГО НЕПРЕРЫВНОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СЭР	97
Рыбенко И.А., Цымбал В.П. ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАФИНИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА АРГОНОМ	101
Лубяной Д.А., Толстикова Ю.А., Черепанов А.Г. МЕТОД И ИНСТРУМЕНТ РАЗРАБОТКИ ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ СУЩЕСТВУЮЩИХ И СОЗДАНИИ НОВЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ.....	107
Рыбенко И.А. ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОКИСЛЕНИЯ АЛЮМИНИЯ В ХОДЕ КАМЕРНОГО ВАКУУМИРОВАНИЯ СТАЛИ	113
Сафонов В.М., Еланский Д.Г., Кислица В.В., Мурысев В.А., Моров Д.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФЕРРОСИЛИЦИДОВЫХ ПЕЧЕЙ И ХАРАКТЕРИСТИК ПЕЧНЫХ ТРАНСФОРМАТОРОВ	116
Кашлев И.М.	

СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА 124

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.....	124
Громов В.Е., Белов Е.Г., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф. КОМПЛЕКСНОЕ ВЛИЯНИЕ БОРА И АЗОТА НА ОБРАТИМУЮ ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ.....	128
Мазничевский А.Н., Сприкут Р.В., Заславский А.Я., Гойхенберг Ю.Н. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА СОВМЕЩЕННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЛИБРОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6082	134
Сидельников С.Б., Берсенов А.С., Загиров Н.Н., Беспалов В.Н. РЕЖИМ СТАРЕНИЯ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ ПОРШНЯ ИЗ СПЛАВА ТИПА АК21	140
Прудников А.Н., Прудников В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ЗОНЕ КОНТАКТА НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	144
Анфилофьев В. В., Шелепова С. Ю., Туякбаев Б. Т., Джес А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛОДНОКАТАНЫХ, ОТОЖЖЕННЫХ И СВАРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ОПЫТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-MG, ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ	149
Баранов В.Н., Сидельников С.Б., Фролов В.Ф., Зенкин Е.Ю., Орелкина Т.А., Константинов И.Л., Ворошилов Д.С., Якивчук О.В., Белоконова И.Н. КОМПЛЕКСНЫЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ	154
Балановский А.Е., Штайгер М.Г., Кондратьев В.В., Карлина А.И. РАЗРАБОТКА НОВОЙ СИСТЕМЫ КРЕПЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНТЕЙНЕРА В УСТАНОВКЕ КОНФОРМ.....	159
Горохов Ю.В., Губанов И.Ю., Иванов А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ В ШТАМПЕ С ПОДВИЖНОЙ МАТРИЦЕЙ	165
Евстифеев В.В., Александров А.А., Евстифеев А.В., Ковальчук А.И. ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВ КАТАНКИ ИЗ СПЛАВА АВЕ С ПОМОЩЬЮ СОВМЕЩЕННЫХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ	169
Сидельников С.Б., Лопатина Е.С., Клейменова Ю.Ю., Самчук А.П., Терентьев А.А.	

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА И ТЕРМООБРАБОТКИ	174
Попова М.В., Малюх М.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СТАЛИ СТЗ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ УПРОЧНЕНИЯ	181
Балановский А.Е., Штайгер М.Г., Кондратьев В.В., Карлина А.И. АКТИВНОСТЬ МАГНИЯ В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ FE-MG-SI	187
Власов В.Н., Агеев Ю.А. ОСОБЕННОСТИ ЗАТУХАНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В СТАЛИ 20ГЛ	191
Каравайцева А.А., Квеглис Л.И., Павлов А.В. РАСЧЕТ СОДЕРЖАНИЯ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ, ВЫДЕЛЯЮЩЕЙСЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ РАСПЛАВА	196
Рафальский И.В., Луцки П.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ГВС МЕТОДОМ ВОЛОЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА БРБ2	200
Сидельников С.Б., Бер В.И., Вагнер А.В., Дударев В.М., Семиряков М.А. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСНОВНЫХ ФАКТОРОВ БОРОАЛИТИРОВАНИЯ НА ТОЛЩИНУ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ НА СТАЛИ 20	206
Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С., Сизов И.Г., Шурыгин Ю.Л., Хараев Ю.П. РАЗРАБОТКА СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ПРОКАТКИ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ В НЕПРЕРЫВНОЙ РЕВЕРСИВНОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ	211
Сметанин С.В., Перетягтько В.Н. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ДРЕССИРОВАННОЙ ЛЕНТЫ	216
Медведева Е.М., Голубчик Э.М., Гулин А.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	221
Васюхно А.Ю., Черномас В.В. ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ В ЖИДКОЙ СРЕДЕ	230
Балановский А.Е., Гречнева М.В., Ву Ван Хун, Штайгер М.Г., Кондратьев В.В., Карлина А.И.	

СЕКЦИЯ 3: ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ, ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

ОКИСЛЕНИЕ НАНОДИБОРИДА ТИТАНА НА ВОЗДУХЕ	235
Галевский Г.В., Руднева В.В., Ефимова К.А. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФЛЮС-ДОБАВОК ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛИ	241
Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Кислов А.И., Свистунов А.Д. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ WO_3 УГЛЕРОДОМ И КРЕМНИЕМ	245
Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Шурупов В.М. АНТИФРИКЦИОННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА БАЗЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ	249
Калашников И.Е., Болотова Л.К., Кобелева Л.И., Колмаков А.Г., Катин И.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ	254
Квашина Т.С., Крутский Ю.Л., Чушенков В.И. ВЛИЯНИЕ ИНГИБИРУЮЩИХ ДОБАВОК ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ	257
Крутский Ю.Л., Веселов С.В., Тюрин А.Г., Черкасова Н.Ю., Кузьмин Р.И., Чушенков В.И., Воробьев Р.С., Квашина Т.С. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КЛАСТЕРНОГО ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФАЗЫ Ni_3Al ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ni И Al	262
Джес А.В., Носков Ф.М., Квеглис Л.И., Казначеева А.М.	

КЛАСТЕРНОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА.....	267
Джес А.В., Носков Ф.М., Квеглис Л.И., Казначеева А.М. ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ СВАРКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ.....	273
Вотинова Е.Б., Шалимов М.П., Табатчиков А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ С ПОМОЩЬЮ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ СТРУКТУРЫ СИЛУМИНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНЕСЕНИЕМ НА ЕГО ПОВЕРХНОСТЬ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ $Al-Y_2O_3$ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.....	277
Осинцев К.А., Бахриева Л.Р., Бутакова К.А., Мусорина Е.В., Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ СТРУКТУРЫ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT1-0, СФОРМИРОВАННЫХ ПОСЛОЙНЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ НАПЛАВЛЕНИЕМ.....	283
Батрагин А.В., Федоров В.В., Клименов В.А., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Волокитин Г.Г., Курган К.А. ЦИРКУЛЯЦИЯ ЙОДИДОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА ПРИ ДИФФУЗИОННОМ ХРОМИРОВАНИИ.....	288
Христюк Н.А. Богданов С.П. ПОЛУЧЕНИЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.....	293
Насакина Е.О., Байкин А.С., Конушкин С.В., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Федюк И.М., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Клименко С.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА КАЧЕСТВО ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ WC-CO.....	295
Чушенков В.И., Крутский Ю.Л., Квашина Т.С. РАШИРЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПРОИЗВОДСТВА АКТИВИРУЮЩИХ ФЛЮСОВ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПРОДУКТОВ ПЕРЕРАБОТКИ ОТХОДОВ КРЕМНИЯ.....	300
Иванчик Н.Н., Балановский А.Е., Кондратьев В.В., Сысоев И.А., Карлина А.И. ВЛИЯНИЯ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА АНОДНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА $Al + 2,18\% Fe$ В НЕЙТРАЛЬНОЙ СРЕДЕ.....	305
Ганиев И.Н., Джайлоев Дж.Х., Амонов И.Т., Эсанов Н.Р. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ФАЗОВОГО ИЗМЕНЕНИЯ СПЛАВА И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА НАПРЯЖЕНИЕ И СВОЙСТВА СЛОЯ ПОКРЫТИЯ.....	311
Шувень Сюй, Сичжан Чен ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНА МОДИФИЦИРОВАННЫХ ОКСИДОМ ИТТРИЯ.....	318
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Загуляев Д.В., Толкачев О.С., Петрикова Е.А., Коновалов С.В. ФОРМИРОВАНИЕ И КОНТРОЛЬ ПОРИСТОСТИ ВО ВРЕМЯ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ДВУХФАЗНЫХ ОЦИНКОВАННЫХ СТАЛЕЙ DP780.....	321
Хуанг Л., Чэнь С., Коновалов С., Ма Х. ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА И ЕГО РАЗМЕРА ЧАСТИЦ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА НАПРЯЖЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ.....	327
Зиу С., Чэнь С. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ В КАРБИДООБРАЗУЮЩИХ СИСТЕМАХ $Ti - C - N - H$, $Ti - O - C - N - H$	334
Гарбузова А.К., Галевский Г.В., Руднева В.В. О КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БИНАРНОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ.....	338
Черепанов А.Н., Черепанова В.К. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СВАРКИ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕБРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ ПАНЕЛЕЙ НА АВТОМАТИЧЕСКОЙ УСТАНОВКЕ УСП-5000.....	344
Григорьев В.В., Бахматов П.В. ВЛИЯНИЕ ТЕХНИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ ПРИ СОЗДАНИИ ЭЛЕМЕНТОВ АЛЮМИНИЕВОГО ТРУБОПРОВОДА НА ПОРООБРАЗОВАНИЕ.....	350
Ващук И.А., Бахматов П.В. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ, ГАЗОДИНАМИКА И ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОС ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ.....	358
Чинахов Д.А., Солодский С.А., Майорова Е.И., Григорьева Е.Г.	

СЕКЦИЯ 4: ТЕПЛО- И МАССОПЕРЕНОС В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ И АГРЕГАТАХ. РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ, ЭКОЛОГИЯ И УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ.....	363
ОБРАЗОВАНИЕ И ВЫБРОСЫ ДИОКСИДА СЕРЫ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ.....	363
Галевский Г.В., Минцис М.Я. СОКРАЩЕНИЕ ВРЕДНЫХ ВЫБРОСОВ НА ТЭЦ С ПЕРЕВОДОМ ОТОПЛЕНИЯ КОТЛОВ НА ГАЗООБРАЗНОЕ ТОПЛИВО	366
Коротков С.Г., Сазонова Я.Е. К ВОПРОСУ О ПЕРСПЕКТИВАХ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ БУРЫХ УГЛЕЙ КЕМЕРОВСКОЙ ОБЛАСТИ.....	369
Прошунин Ю.Е., Школлер М.Б. ЭМИССИЯ ПАУ ИЗ САМООБЖИГАЮЩИХСЯ АНОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ.....	375
Минцис М.Я., Галевский Г.В. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ГАЗООЧИСТНЫХ УСТАНОВОК ОК РУСАЛ ДЛЯ ОЧИСТКИ ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ ОТ ЭЛЕКТРОЛИЗЁРОВ С САМООБЖИГАЮЩИМСЯ АНОДОМ.....	377
Григорьев В.Г., Тепикин С.В., Шемет А.Д., Высотский Д.В., Кузаков А.А., Тенигин А.Ю. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ГОРЕЛКЕ СО ВСТРОЕННЫМ РАДИАЦИОННЫМ РЕКУПЕРАТОРОМ.....	383
Стерлигов В.В., Старикова Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛИКОМАНГАНЦЕВОГО ШЛАКА	388
Павлович Л.Б., Исмагилов З.Р., Дятлова К.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ НАПРАВЛЕНИЙ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ КОКСОХИМИИ	394
Полях О.А., Пономарев Н.С., Журавлев А.Д. ПЛАЗМОХИМИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ ГАЛОГЕНОСОДЕРЖАЩИХ ОРГАНИЧЕСКИХ ОТХОДОВ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ ХИМИЧЕСКОЙ И ФАРМАЦЕВТИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ	398
Гимпелевич И., Мегидов Е., Мишне И., Рам Ш., Шимон Ю. РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРЕМНЕЗЕМА.....	401
Кондратьев В.В., Колосов А.Д., Горовой В.О., Небогин С.А., Ёлкин К. С., Немаров А.А., Иванов А.А. ПЕРСПЕКТИВЫ УТИЛИЗАЦИИ ОКАЛИНЫ ПРОКАТНЫХ ПРОИЗВОДСТВ	406
Горшкова О. С., Матюхин В. И. СИСТЕМА ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА СИЛИКАТНОЙ СТРУИ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ.....	409
Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. УСКОРЕННАЯ РЕКУЛЬТИВАЦИЯ ОТХОДОВ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО ОБОГАЩЕНИЯ	412
Водолеев А.С., Бердова О.В., Юмашева Н.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ	417
Коляда Л.Г., Тарасюк Е.В. ТЕПЛОВАЯ РАБОТА ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЭДП.....	421
Корнеев С.В., Трусова И.А. О ТЕХНОЛОГИЯХ СНИЖЕНИЯ ВЛИЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ.....	427
Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Карлина А.И. ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СУХОЙ СЕПАРАЦИИ МИКРОКРЕМНЕЗЁМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЦЕЛЕВЫХ ПРОДУКТОВ	432
Кондратьев В.В., Небогин С.А., Колосов А. Д., Горовой В.О., Немаров А.А., Иванов А.А., Запольских А.С.	432
НАПРАВЛЕНИЯ СОКРАЩЕНИЯ РАСХОДА ФТОРИСТЫХ СОЛЕЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ	436
Ржецкий Э.П., Петровский А.А., Немчинова Н.В., Карлина А.И. ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ РАБОТЫ ЩЕКОВЫХ ДРОБИЛОК ПРИМЕНЕНИЕМ УПРУГИХ ПНЕВМАТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СОЧЛЕНЕНИЯХ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАР	439
Никитин А.Г., Абрамов А.В.	

РЕЗУЛЬТАТЫ РАЗРАБОТКИ ОПЫТНОГО ОБРАЗЦА ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ	443
Зими́на Т.И., Ива́нов Н.Н., Захаров С.В., Трошина А.О., Паньков А.М.	
РЕЗУЛЬТАТЫ РАЗРАБОТКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ТЕПЛООБМЕННОГО АППАРАТА	446
Ершов В.А., Зими́на Т.И., Говорков А.С., Ива́нов Н.А., Захаров С.В., Трошина А.О.	
ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЙ СПОСОБ РЕЗАНИЯ НА НОЖНИЦАХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ИЗОГНУТОЙ ПОЛОСЫ	449
Никитин А.Г., Демина Е.И.	
СОСТАВ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОЙ ЧАСТИ ОТРАБОТАНОЙ ФУТЕРОВКИ – ОТХОДА КАПИТАЛЬНОГО РЕМОНТА АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ	452
Ржечицкий Э.П., Петровский А.А., Немчинова Н.В.	
ИЗВЛЕЧЕНИЕ ДРАГОЦЕННЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ КАТАЛИЗАТОРОВ В ПЛАЗМЕННЫХ ПЕЧАХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ	457
Девятых Е.А., Девятых Т.О., Швыдкий В.С.	
ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ СИСТЕМ ГАЗООЧИСТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЗАВОДОВ	461
Ершов В.А., Зими́на Т.И., Колмогорцев И.В., Горовой В.О., Трошина А.О.	
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОЙ РАБОТЫ КАМЕРНОЙ ПЕЧИ БАРАБАННОГО ТИПА.....	464
Черемискина Н.А., Щукина Н.В., Лошкарев Н.Б., Лавров В.В.	

Научное издание

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

Труды XX Международной научно-практической конференции

Часть 2

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. 27,6 Уч.-изд. л. 30,0 Тираж 300 экз. Заказ № 521

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
Издательский центр СибГИУ