Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Администрация Правительства Кузбасса

Научно-образовательный центр мирового уровня «Кузбасс»

Сибирский государственный индустриальный университет

Посвящается 100-летию
со дня рождения ректора СМИ,
доктора технических наук,
профессора Н.В.Толстогузова

МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

«Металлургия – 2021»

Труды
XXII Международной научно-практической конференции

10 – 11ноября 2021 г.

Часть 1

Новокузнецк
2021

ISSN 2542-1670

УДК 669(06)+658.012.056(06)
М 540

Редакционная коллегия
д.т.н., академик РАН Л.А. Смирнов, д.т.н., доцент А.Б. Юрьев,
д.т.н., профессор Н.А. Козырев, д.т.н., профессор Е.В. Протопопов,
д.т.н., профессор А.Р. Фастыковский, к.т.н. Е.Н. Темлянцева,
д.т.н., доцент В.В. Зимин, д.т.н., профессор А.Г. Никитин,
к.э.н., доцент Ю.С. Климашина

М 540 Металлургия : технологии, инновации, качество : труды XXII Международной научно-практической конференции. В 2 частях. Часть 1 / под общ. ред. А.Б. Юрьева, Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2021. – 326 с. : ил.

Труды конференции включают доклады по актуальным вопросам теории и наукоемким технологиям металлургических процессов, обработки металлических материалов: литейное производство, обработка давлением, термическая обработка.

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Администрация Правительства Кузбасса

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»

АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

АО «Русал-Новокузнецк»

АО «Кузнецкие ферросплавы»

АО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова»

Ляонинский университет науки и технологии, г. Аньшань, КНР

ОАО «Черметинформация»

Издательство Сибирского отделения РАН

Журнал «Известия вузов. Черная металлургия»

Журнал «Вестник СибГИУ»

Журнал «MATEC Web of Conferences »

Научно-образовательный центр мирового уровня «Кузбасс»

АО «Кузбасский технопарк»

Западно – Сибирское отделение Российской Академии естественных наук

Совет молодых ученых Кузбасса

© Сибирский государственный
индустриальный университет, 2021

Уважаемые коллеги!

Организационный комитет приветствует участников XXII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество». Впервые конференция была проведена в 1997 г. и в последующие десятилетия 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, Германии, Бразилии, Казахстана, Таджикистана, Азербайджана, Беларуси, Канады, Индии, представляющие более 50 образовательных и научных организаций, промышленных предприятий из 30 городов России и зарубежья, направивших в адрес организационного комитета 120 докладов.

Секции конференции:

1. Фундаментальные исследования, теория и наукоемкие технологии металлургических процессов.

2. Фундаментальные исследования, теория и технология обработки металлических материалов: литейное производство, обработка давлением, термическая обработка.

3. Теория и технология процессов сварки, порошковой металлургии и получения композиционных материалов и покрытий.

4. Тепло- и массоперенос в металлургических процессах и агрегатах. Ресурсо- и энергосбережение, экология и утилизация отходов, охрана труда.

5. Автоматизация и моделирование металлургических процессов.

6. Инновационные металлургические технологии в машиностроении.

7. Экономико-управленческие проблемы металлургических регионов.

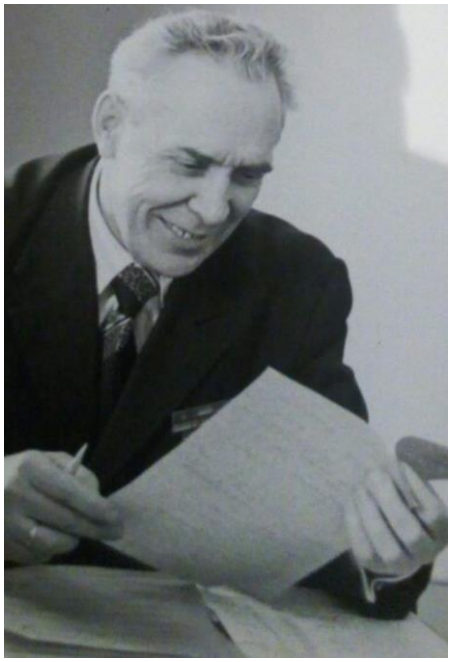
Организационный комитет выражает благодарность всем участникам конференции за высокую активность, творческое, эффективное взаимодействие и партнерство и надеется, что обмен опытом, высокопрофессиональное обсуждение актуальных научных проблем станут мощным толчком к их эффективному решению, а труды конференции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

ПАМЯТИ НИКОЛАЯ ВАСИЛЬЕВИЧА ТОЛСТОГУЗОВА

Рожихина И.Д.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, rogihina@mail.ru

Почти 50 лет развития Сибирского металлургического института (ныне – Сибирский государственный индустриальный университет) связано с именем Николая Васильевича Толстогузова, доктора технических наук, профессора, члена-корреспондента АЕН РФ, крупного ученого в области теории и технологии производства кремнистых и марганцевых сплавов, известного не только в России, но и за её пределами.



Николай Васильевич Толстогузов родился 21 декабря 1921 года в Бийске Алтайского края в семье рабочего-железнодорожника.

В 1939 году поступил в Сибирский металлургический институт. И сразу же был призван в армию. Служил в Монголии, воевал на Халхин-Голе. А с октября 1941 года старшина Николай Толстогузов – под Москвой, где в то время решалась судьба не только столицы, но и всей России. Николай Васильевич прошёл Великую Отечественную войну от начала до конца: Курская дуга, освобождение Украины, бои за Польшу, воевал в Германии и на Эльбе с войсками союзников, освобождал Дрезден и закончил войну в Чехословакии. На студенческую скамью Николай Васильевич вернулся в 1945 году с тремя боевыми орденами на груди: Отечественной войны, Красной Звезды, Славы III степени. Жажда знаний и упорство помогли преодолеть трудности нового начала учебы.

В 1950 году Николай Васильевич с отличием оканчивает Сибирский металлургический институт по специальности «Металлургия чёрных металлов», специализация «Электрометаллургия стали и ферросплавов», поступает в аспирантуру и в 1954 году в ученом совете при МИСиС защищает кандидатскую диссертацию, посвященную исследованиям отпускной хрупкости легированных конструкционных сталей. С тех пор Николай Васильевич Толстогузов становится преподавателем кафедры электрометаллургии стали и ферросплавов. В 1955 году ему присваивается ученое звание доцента, в этом же году он был избран проректором по учебной работе, в 1960 году – заведующим кафедрой электрометаллургии стали и ферросплавов, а в 1962 г. – проректором по научной работе.

С 1964 по 1988 годы, на протяжении почти четверти века, Николай Васильевич являлся ректором Сибирского металлургического института. Благодаря его целеустремленности институт стал одним из ведущих вузов страны. В 1965 году для СМИ построено новое здание главного корпуса площадью 26 тыс. м^2. Это один из самых крупных учебных корпусов в Сибири. В последующие годы построены два учебных корпуса, в которых расположились выпускающие кафедры металлургического, технологического и горного факультетов, лабораторные корпуса для тяжелого и специального оборудования профилирующих кафедр, спортивный комплекс с четырьмя спортивными залами и бассейном, столовая, студенческие

общежития, дома для преподавателей, начато строительство культурного центра. Таким образом, в центре Новокузнецка вырос крупный научный комплекс, который по праву может считаться детищем Николая Васильевича.

Но рос не только сам институт, являвшийся не просто учебным заведением, а научно-производственным комплексом, основой которого был тесный союз научных работников, преподавателей, студентов и представителей передового производства. Непрерывное развитие чёрной металлургии требовало более глубокой разработки теории и практики металлургических процессов, повышалось требование к молодым специалистам. Николай Васильевич как ректор понимал, что необходима значительная перестройка работы института, совершенствование всего учебного процесса, учебно-методических мероприятий. Была проведена большая работа по пересмотру учебных программ, большинство кафедр создало учебные лаборатории, позволяющие также выполнять госбюджетные и хоздоговорные работы.

Николай Васильевич Толстогузов сочетал в себе талант прекрасного организатора, ученого, обладал необыкновенной работоспособностью. На протяжении почти 30 лет он возглавлял кафедру электрометаллургии стали и ферросплавов. Несмотря на то, что почти половину этого периода Н.В. Толстогузов выполнял обязанности заведующего кафедрой по совместительству (сначала был проректором, затем ректором), он находил время для преподавательской, исследовательской и организаторской работы на кафедре.

Н.В. Толстогузов многое сделал для необходимого в изменившихся условиях расширения лабораторной базы кафедры: появилось новое оборудование и новые лаборатории (рентгеноструктурного анализа, газового анализа, специальной электрометаллургии, подготовки шихтовых материалов), что позволило наряду с проведением учебных занятий со студентами существенно расширить тематику научно-исследовательских работ кафедры: разворачиваются экспериментальные работы в области электрометаллургии стали и ферросплавов, создаются оригинальные установки для изучения термодинамики карботермических процессов, термодинамических свойств расплавов. При его непосредственном участии разрабатывались учебные планы и программы всех читаемых на кафедре дисциплин. В своих курсах он знакомил студентов с наиболее значительными достижениями мировой научно-технической мысли в области производства ферросплавов. Для него очень важным было дать студентам основательную подготовку по теоретическим основам специальности, научить их творчески мыслить, видеть и понимать физико-химическую сущность процессов. В течение многих лет Н.В. Толстогузов воспитывал в студентах любовь к инженерному делу, пытливость мысли, творческий подход к решению задач, выдвигаемых жизнью. Он говорил, что студент в его представлении – это человек, который не удовлетворяется «тройкой», любознательный, не устающий спрашивать, зачем и почему, который работает по 12 часов в сутки: на лекциях, в лаборатории, в читальном зале, только так можно стать инженером, отвечающим современным требованиям. Он был строг, но доброжелателен к студентам, коллегам и подчиненным, притягивал к себе молодежь. Ей нужен был мудрый учитель, и она находила его в лице своего профессора Николая Васильевича.

Николай Васильевич основал научную школу в области теории и технологии производства кремнистых и марганцевых сплавов, оказавшую большое влияние на ускорение научно-технического прогресса в металлургии электростали и ферросплавов. Так как надеяться на приток высококвалифицированных специалистов со стороны не приходилось, на кафедре была организована подготовка научных кадров в рамках аспирантуры, куда принимали наиболее подготовленных и способных выпускников кафедры. Николай Васильевич был научным руководителем многих аспирантов и соискателей, более 20 из которых защитили кандидатские

диссертации, научным консультантом ученых, защищавших докторские диссертации. Он воспитал целую плеяду инженеров-металлургов, ученых, которые возглавляют научные и учебные институты, являются руководителями ведущих предприятий отрасли.

Работая на кафедре, Николай Васильевич в полной мере мог реализовать свой творческий потенциал незаурядного ученого. Сферой его научных интересов были исследования в области производства кремнистых и марганцевых ферросплавов, разработка теоретических основ восстановления кремния и марганца, разработка эффективных безотходных технологических процессов прямого получения кремния особой чистоты. Целый ряд научных работ, выполненных под руководством или с участием Н.В. Толстогузова, внедрены в производство. Так, по его предложению в ГОСТ на силикомарганец включен силикомарганец с содержанием 10–14 % кремния.

Результаты исследований выплавки ферросилиция с использованием в качестве восстановителя высокозольного полукокса внедрены на ферросплавных заводах Урала, Сибири, Казахстана, Польши и Германии. Разработанная технология плавки ферросилиция с активными добавками (ванадием, марганцем) была внедрена на Кузнецком заводе ферросплавов, а научные разработки по снижению расхода электроэнергии при производстве ферросплавов нашли применение на многих ферросплавных заводах.

Еще одно направление научной деятельности Н.В. Толстогузова – теоретическое и экспериментальное исследование термодинамических свойств кремнистых расплавов, содержащих марганец, хром, ванадий, алюминий, кальций и др.

Постоянная направленность работ научной школы под руководством Н.В. Толстогузова на решение народнохозяйственных задач реализовывалась во многих исследованиях, выполнявшихся по заказу различных геологических управлений (Западно-Сибирского, Восточно-Сибирского, Казахстанского и Среднеазиатского) при разработке технологий переработки железных, марганцевых, кремнистых, фосфористых руд вновь открываемых месторождений. Были разработаны оригинальные и высокоэффективные технологии одностадийного получения высококачественных сталей из высокосернистых руд Чокодам-Буланского месторождения (Таджикистан); технология получения фосфора из руд Белкинского месторождения (Кемеровская область) с попутным получением цианамида кальция, цементов высокого качества; технология производства кремнистых сплавов и карбидных материалов из различных сортов кварцитов, шунгитов и других кремнеземсодержащих рудных материалов. Особое значение имели работы по разработке технологий получения марганцевых сплавов (ферромарганца, силикомарганца, комплексных сплавов типа АМС) из бедных руд Усинского месторождения (Кемеровская область), Джездинского, Атасуйского, Караджальского и других месторождений Казахстана, ряда месторождений восточных районов страны (Иркутская область, Якутия, Хабаровский край). Практически все исследования по получению сплавов из марганцевых руд были экономически целесообразными и технологически приемлемыми, обладали высокой эффективностью и успешно реализовывались.

Результатом исследований Н.В. Толстогузова за последние годы жизни стали новые научные направления. Так, он был инициатором углубленного изучения процессов самопроизвольного рассыпания некоторых сплавов. При этом с самого начала ставилась задача не только изучить механизм этого явления, считающегося в металлургии вредным, но и изыскать возможности его применения. В результате исследований уточнен механизм рассыпания, разработаны методы регулирования скорости распада и размеров получаемого зерна, выяснены возможности полезного использования этого явления для удаления фосфора из

некоторых сплавов, для получения восстановителей при металлотермическом восстановлении оксидов в экзотермических ферросплавах, для безотходного малоэнергоемкого получения металлических порошков и порошков сплавов, дробление которых без использования специального оборудования и защитной атмосферы невозможно из-за взрывов.

Совершенно новым направлением, получившим развитие в работах Н.В. Толстогузова-совместно с учеными научной школы явилось прямое легирование стали. Результатами исследований было доказано, что за счет процессов прямого легирования возможно значительное повышение усвоения марганца (до 60–80 % против 20–30 % по традиционной технологии) и уменьшение более чем в два раза доли фосфора, вносимого в сталь при легировании марганцем.

Большое внимание исследователями научной школы уделялось вопросам развития сырьевой базы производства марганцевых сплавов в Сибири. Это стало особенно актуально после распада Советского Союза, когда практически все марганцевые месторождения остались за пределами России. Были разработаны способы металлургического и химического обогащения карбонатных и оксидных марганцевых руд с получением высококачественных концентратов. Достоинством кальций-хлоридного способа является высокая чистота концентрата по большинству примесей. Последнее связано с тем, что соединения фосфора и серы, кремния, а при температуре выше 200 ^{o}C и соединения железа не растворяются в насыщенном растворе хлористого кальция. Очень важным является также высокое извлечение марганца в концентрат (до 90 %). Много сил и времени уделял Николай Васильевич вопросам развития сырьевой базы производства марганцевых сплавов в Сибири. Это стало особенно актуально после распада Советского Союза, когда практически все марганцевые месторождения остались за пределами России. Были разработаны способы металлургического и химического обогащения карбонатных и оксидных марганцевых руд с получением высококачественных концентратов. Достоинством кальций-хлоридного способа является высокая чистота концентрата по большинству примесей. Последнее связано с тем, что соединения фосфора и серы, кремния, а при температуре выше 200 ^{o}C и соединения железа не растворяются в насыщенном растворе хлористого кальция. Очень важным является также высокое извлечение марганца в концентрат (до 90 %).

Н.В. Толстогузов, работая в вузе, на протяжении всей своей деятельности был тесно связан с промышленностью: являлся членом рабочей группы Министерства чёрной металлургии по марганцу, членом технического совета Минвуза СССР, членом совета по перспективам развития производства ферросплавов Министерства чёрной металлургии СССР, с 1985 г. – членом совета по новым процессам в металлургии СССР и России.

Н.В. Толстогузов также являлся членом техсовета Кузнецкого металлургического комбината, Западно-Сибирского металлургического комбината, Кузнецкого завода ферросплавов. Двадцатилетний опыт его работы с бедными карбонатными рудами и его рекомендации способствовали тому, что крупнейший завод отрасли – Никопольский завод ферросплавов – не только быстро освоил плавку марганцевых сплавов из бедных руд, но и добился более высоких показателей, чем показатели Запорожского и Зестафонского заводов ферросплавов, работавших на богатых рудах. Н.В. Толстогузов вел огромную издательскую работу. Он был членом редакционного совета издательства «Металл», членом редакционного совета министерского сборника «Производство ферросплавов». Кроме того, Николай Васильевич являлся ответственным редактором межвузовского сборника научных статей «Производство ферросплавов», издаваемого с 1972 года, членом оргкомитетов многочисленных научно-технических конференций и ответственным редактором или членом редколлегии по выпуску материалов

этих конференций. Институтом выпускалось шесть номеров в год научного журнала «Известия высших учебных заведений» по разделу «Чёрная металлургия», в работе которого Н.В. Толстогузов принимает самое активное и непосредственное участие, с 1958 года являясь членом редколлегии, а с 1989 года возглавляя Сибирскую редакцию журнала.

На протяжении почти полувековой работы Николаем Васильевичем опубликовано более 320 работ в научных журналах и сборниках, он автор двух монографий и двух учебных пособий, им получено более 80 авторских свидетельств и патентов.

В 1992 году была издана монография «Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов», в которой обобщены результаты исследований Н.В. Толстогузова, выполненных им в течение 35 лет работы. В ней практически впервые в мире сформулированы основные положения теории восстановления кремния и марганца, представлена оригинальная методика физико-химического моделирования процессов плавки ферросилиция, позволяющая от качественного описания поведения кремния при плавке перейти к количественному анализу его восстановления, выяснен механизм образования потерь кремния, определены пути их уменьшения. Получены новые сведения о термодинамических свойствах исходных веществ, продуктов плавки и шлаков и новые закономерности физико-химических процессов при плавке кремния, ферросилиция и марганцевых сплавов.

Научная общественность выход этой монографии оценила как заметный вклад не только в отечественную, но и в мировую науку, подчёркивалось, что профессор Н.В. Толстогузов ближе и глубже других подошел к пониманию механизма весьма сложных высокотемпературных процессов.

За успехи в трудовой деятельности Николай Васильевич награждался знаками отличия Минвуза СССР, Минчермета СССР, Минвуза РСФСР, орденом Трудового Красного Знамени, а в 1995 г. он был награжден орденом Знак Почета, получить который Николай Васильевич уже не успел, .). Решением Совета народных депутатов в 2006 г. Толстогузову Николаю Васильевичу присвоено звание «Почетный гражданин города Новокузнецка».

В памяти своих коллег, друзей и многочисленных учеников Николай Васильевич всегда был и останется кристально честным, глубоко порядочным, скромным человеком, ярким, талантливым, самобытным инженером, педагогом, ученым, вся жизнь которого служит примером трудового подвига.

СЕКЦИЯ 1: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

УДК 669.18

ЛЕГИРОВАНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ ПРИРОДНЫМИ И ТЕХНОГЕННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Нохрина О.И.[1], Рожихина И.Д.[1], Прошунин И.Е.[2], Голодова М.А.[1], Дмитриенко В.И.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
[2]АО ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат,
г. Новокузнецк, Россия, rogihina@mail.ru

Аннотация. *Определены термодинамические закономерности процессов легирования и модифицирования стали природными и техногенными материалами в дуговой электросталеплавильной печи и на агрегате «печь-ковш». Показаны возможности широкого применения различных по составу марганцевых руд для легирования стали с содержанием марганца в ней до 1 % без использования стандартных марганцевых сплавов, ванадиевого шлака для микролегирования ванадием с использованием в качестве основного восстановителя углерода и значительного восстановления бария и стронция в условиях сталеплавильного процесса, достаточного для оказания модифицирующего эффекта, из природного материала.*

Ключевые слова: *модифицирование, легирование, микролегирование, марганец, ванадий, барий, стронций, термодинамический анализ, технология плавки.*

ALLOYING AND MODIFICATION OF IRON-CARBON MELTS WITH NATURAL AND MAN-MADE MATERIALS

Nokhrina O.I.[1], Rozhikhina I.D[1], Proshunin I.E.[2], Golodova M.A.[1], Dmitrienko V.I. [1]

[1]Siberian State industrial University
[2]JSC EVRAZ United West-Siberian Metallurgical Plant
Novokuznetsk, Russia, rogihina@mail.ru

Abstract. *The thermodynamic regularities of the processes of alloying and modifying steel with natural and man-made materials in an electric arc furnace and on the «ladle furnace» unit are determined. The possibilities of wide application of different composition of manganese ores for alloying steel with a manganese content of up to 1% without the use of standard manganese alloys, vanadium slag for micro-alloying with vanadium using as the main reducing agent of carbon and significant reduction of barium and strontium in the steelmaking process, sufficient to provide a modifying effect, from a natural material are shown.*

Keywords: *modification, alloying, micro-alloying, manganese, vanadium, barium, strontium, thermodynamic analysis, melting technology.*

Введение.

Разработка прогрессивных технологий, обеспечивающих повышение качества и увеличение объема выпускаемой металлопродукции, а также снижение материалоемкости являются приоритетными направлениями развития сталеплавильного производства в современных условиях.

В настоящее время актуальной является задача комплексного вовлечения в сталепла-

вильное производство первичных и вторичных сырьевых ресурсов. Извлечение из таких материалов компонентов, являющихся ценными легирующими добавками, позволяет повысить эффективность производства с одновременным повышением качества продукции.

В мировой практике производства сталей неизменной является тенденция замены рядовых углеродистых сталей на экономичные ресурсосберегающие высокопрочные микролегированные стали. В качестве микролегирующих и модифицирующих добавок используют ванадий, титан, ниобий, редкоземельные металлы, барий, стронций и др.

В настоящее время наиболее востребованным микролегирующим элементом является ванадий. Причиной такой востребованности стала эффективность легирования ванадием для получения металла с высокими служебными свойствами.

Среди техногенных ванадийсодержащих материалов в качестве легирующего компонента наибольшее распространение получил конвертерный ванадиевый шлак, минуя стадию переработки его на пентаоксид ванадия и феррованадий. Это значительно снижает стоимость легирования стали и повышает степень использования ванадия за счет сокращения потерь, связанных с ферросплавным производством [1].

Микролегирование и модифицирование стали является эффективным приемом внепечной обработки стали, направленным на изменение свойств металла и неметаллических включений, приводящим в совокупности к улучшению эксплуатационных свойств металлоизделий в результате эффективного воздействия химически активных металлов (РЗМ, ЩЗМ и др.) на структуру кристаллизующегося материала.

Отечественная промышленность производит большое количество сплавов и лигатур, содержащих модифицирующие и микролегирующие элементы в различных сочетаниях.

Однако, получение лигатур содержащих ЩЗМ является энерго-, трудо- и материалоемким производством в черной металлургии. При этом операции выплавки, разливки, грануляции, дробления, упаковки лигатур не только требуют больших затрат труда, но и сопровождаются потерями металла. Данные производства являются экологически вредными и взрывоопасными [2].

Одним из путей решения задачи повышения эффективности технологии раскисления, легирования и модифицирования стали является изменение технологии получения легирующих с переходом в ряде случаев к прямому легированию стали в печи или в ковше, с использованием руд и концентратов [3–5].

Разработка технологии печной и внепечной обработки стали природными и техногенными материалами позволит целенаправленно управлять физико-химическим состоянием металлического расплава и, соответственно, свойствами металлопродукции, что является актуальной задачей.

Методы исследований и материалы.

При реализации термодинамического моделирования использовали программный комплекс «Терра» [6], позволяющий на основе принципа максимума энтропии находить равновесный состав многокомпонентной, гетерогенной термодинамической системы для высокотемпературных условий.

Исследование процесса восстановления металлов осуществлялось путем расчета равновесных составов в системах, входной поток которых состоит из совокупности элементов *Me-O-C-Fe-Si-Al* и представлен набором веществ $lMeO - nC - mSi - kAl - pFe$. В зависимости от значений параметров l, k, n, m и p формировался тот или иной исходный состав системы.

В ходе лабораторных исследований был экспериментально определен и опробован способ ввода оксида никеля в дуговую электропечь. Сталь выплавляли в дуговой лабораторной печи вместимостью 10 кг Из никелевого концентрата, полученного при обогащении полиметаллических марганцевых руд, фракцией менее 0,5 мм и коксовой мелочи, были изготовлены окатыши диаметром 20 – 30 мм. Окатыши загружали в печь по двум вариантам: I – в завалку; II – в восстановительный период на «зеркало» металла перед наведением шлака.

Расчет количества окатышей вели на содержание никеля в стали, равное 1 %.

Экспериментальные плавки вели по классической двухшлаковой технологии.

При выплавке стали использовали металлический лом состава, масс. %: C-0,275, Si-0,267, Mn-0,423, Cr-0,175, Ni-0,1, S-0,027, P-0,028, Fe-ост. Массы шихтовых материалов для опытных плавок приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Исходные шихтовые материалы для опытных плавок

Материалы	Серии плавок					
	1	2	3	4	5	6
Масса брикетов, кг	0,757	0,756	0,758	0,677	0,678	0,676
Состав брикетов, % масс.:						
Никелевый концентрат	85	85	85	95	95	95
Кокс	10	10	10	–	–	–
Связующее	5	5	5	5	5	5
Масса металлического лома, кг	9	9	9	9	9	9

По окончании плавки отбирали пробу металла и шлака на химический анализ.

Выпуск металла и шлака осуществляли в ковш. Полученный слиток разрезали по высоте на три равные части. Металл анализировали.

Промышленные испытания технологии прямого легирования стали никелем проводились при выплавке стали в дуговой сталеплавильной печи ДСП-40. Для прямого легирования были изготовлены окатыши, состоящие из никелевого концентрата и кокса в стехиометрическом соотношении. Металл опытных плавок, выплавляемый по технологии прямого легирования, прошел аттестацию по принятой на предприятии схеме.

При определении оптимальных параметров микролегирования стали ванадием моделировали технологическую схему: металл выпускается из 100т электродуговой печи в ковш, куда присаживается шлакообразующая смесь: известь и ванадийсодержащий шлак. Раскислители и легирующие присаживаются на установке ковш-печь при дальнейшей обработке расплава. Т.е. основным восстановителем ванадия выступает углерод металла. Шлак формируется из оксидов недовосстановленных элементов ванадийсодержащего шлака и печного шлака, попавшего в ковш при выпуске. При расчетах принимали, что количество извести присаживаемой на выпуске равно 0,7 т, количество электропечного шлака попадающего в ковш во время выпуска равно 0,1 т.

С целью подтверждения результатов термодинамического моделирования легирования стали ванадием из конвертерного ванадиевого шлака была проведена серия опытных плавок на печи сопротивления с угольным нагревателем при температуре 1873К. В состав исходных материалов входили углеродистая сталь состава 0,27 % C, 0,49 % Mn, 0,02 % Si, 0,02 % V, конвертерный ванадиевый шлак, восстановители, известь. В качестве восстановителей использовали кристаллический кремний и графит. Из предварительно измельченных и тщательно перемешанных конвертерного ванадиевого шлака и восстановителей были сформированы брикеты. В качестве связующего использовалось жидкое стекло.

Обжиг карбонатной марганцевой руды для получения продукта термической обработки карбонатной марганцевой руды, пригодного для получения влагостойких брикетов для прямого легирования стали марганцем, проводили в окислительной атмосфере в муфельной печи при температуре 850 – 950 °С. Продолжительность обжига – 1 час. Охлаждение до 500 – 600 °С также проводили в окислительной атмосфере. Фазовый и химический состав руд, концентратов, продуктов термической обработки, а также сплавов и шлаков определялся с применением химического, спектрального и рентгенофазового анализов.

При изучении кинетики восстановления легирующих элементов из оксидного сырья использовался метод непрерывного взвешивания образцов, помещенных в печь Таммана, температура фиксировалась термопарой ВР 5/20..

Процесс восстановления марганца, никеля, ванадия из оксидного расплава контролировался путем отбора проб шлака и металла по ходу процесса.

Качество металла контролировалось на механические свойства, микро- и макрострук-

туру, неметаллические включения, содержание газов по стандартным методикам.

Для выявления присутствия в стали бария и стронция был выполнен анализ структуры образцов методом экстрактных реплик с использованием просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

Для брикетирования рудного материала использовали лабораторный гидравлический пресс, для окомкования материала - тарельчатый гранулятор.

Промышленные испытания технологии раскисления и легирования стали в ковше марганцем с использованием смесей различного состава проводили при выплавке углеродистых низколегированных и низко и среднеуглеродистых марганцовистых марок стали в 25-тонных дуговых печах.

Применяли смеси следующего состава:

I – сплав системы Al-Mn-Si-Fe-C – 39, 2 %, продукт термической обработки карбонатной марганцевой руды – 39,2 %, доломит – 19,6 %, связующее – 2 %.

II – ФС45 – 42 %, продукт термической обработки карбонатной марганцевой руды – 42 %, доломит – 12 %, связующее – 4 %.

III – ФС75 – 17,4 %, продукт термической обработки карбонатной марганцевой руды – 43 %, доломит – 11,5 %, зола ТЭЦ – 23,2 %, вода – 4,9 %.

Смеси задавались в ковш во время выпуска. Температура стали перед выпуском составляла 1883 – 1893 К, что находится близко к верхнему пределу, рекомендуемому технологической инструкцией.

Результаты термодинамического моделирования модифицирования стали барием и стронцием были реализованы при выплавке стали марок 25Г2С, Г13 и 35ХГСЛ в дуговых электропечах ДСП – 25. Плавки проводили по двушлаковой технологии. В качестве барийстронцийсодержащего материала использовали барийстронциевый модификатор БСК-2, который присаживали в конце восстановительного периода совместно с раскислительной смесью (порошок ферросилиция и коксик). Часть модификатора (25 % от общего количества) вносили в ковш во время выпуска. Шлак перед выпуском дополнительно раскисляли гранулированным алюминием, а металл в ковше раскисляли чушковым алюминием (примерно 1 кг/т).

Металл разливали в слитки массой 7,5 т, прокатывали на квадрат 100 с последующим перекатом на арматуру № 14.

Механические свойства стали контролировали по стандартным методикам в лаборатории механических испытаний ЦЗЛ АО «Евраз - ЗСМК». Для стали 25Г2С проводили дополнительные испытания на ударную вязкость при температурах: +20; 0; минус 20; минус 40; минус 60; минус 70 ^{o}С. Для сравнения таким же испытаниям подвергли четыре плавки стали 25Г2С, выплавленные в 25-т дуговой печи без обработки модификатором БСК-2. Для стали марки Г13 испытания на ударную вязкость проводили при температуре +20 и минус 60 ^{o}С, для стали 35ХГСЛ – при температуре +20 и минус 40 ^{o}С.

Для изучения процесса взаимодействия шлаковых расплавов, содержащих соединения бария и стронция, с металлическим расплавом были проведены лабораторные исследования на печи сопротивления с угольным нагревателем в алундовом тигле. Подготовленные образцы были исследованы с применением металлографического анализа.

Для обработки стали в печи и ковше были использованы следующие материалы:

- карбонатная марганцевая руда с содержанием 26 – 31 % марганца, 8 – 11 % оксида кальция и 1 – 3 % MgO, 2 – 7 % Fe_2O_3, 8 – 17 % SiO_2, 0,74 % P_2O_5;

- оксидная марганцевая руда 36 – 45 % Mn, 5 – 9 % Fe, 14 – 18 % SiO_2, 1 – 4 % CaO, 0,05 – 0,09 % P;

- ванадиевый шлак, % масс. V_2O_5 – 16,0; TiO_2 – 5,0; MnO – 10,0; $Fe_{общ}$ – 25,0;

- барийстронциевый модификатор БСК-2, % масс. BaO 13,0-19,0; SrO 3,5-7,5; CaO 17,5-25,5; SiO_2 19,8-29,8; MgO 0,7-1,1; K_2O 2,5-3,5; Na_2O 1,0-2,0; Fe_2O_3 1,5-6,5; MnO 0,0-0,4; Al_2O_3 1,9-3,9; TiO_2 0,7-1,1; CO_2 16,0-20,0;

- никелевый концентрат, % масс. Ni – 45,0, Mn – 2,3, Fe – 1,4, Co – 0,5, Cu – 0,1, P – < 0,015, SiO_2 – следы и п.п.п. – 2,82;

- сплав системы Al-Mn-Si-Fe-C, % масс. 7 % Al, 25,5 % Si, 27 % Mn;
- ферросилиций марки ФС-45;
- ферросилиций марки ФС- 75;
- зола ТЭЦ, % масс.8,88 % Al_2O_3, 23,98 % SiO_2, 0,56 % TiO_2, 45,85 % CaO, 4,98 % MgO, 6,32 % FeO, 8,18 % Fe_2O_3, 1,82 % п.п.п.;
- кокс, % масс. C – 88,2; зола – 10,65; летучие – 1,44; влага – 5,0;
- зола кокса, % масс. SiO_2 – 48,9; Al_2O_3 – 24,6; CaO + MgO – 5,7; Fe_2O_3 – 13,6; P_2O_5 – 0,67.

Результаты и их обсуждение.

Термодинамические исследования восстановления марганца из оксидов показали, что в качестве восстановителя при использовании оксидных марганецсодержащих материалов для выплавки сплавов и обработки сталей можно использовать любой из рассмотренных восстановителей - углерод, кремний, алюминий или их комбинацию в определенных соотношениях. Естественно, что для целенаправленного применения кремния при обработке стали необходимо предварительное тщательное раскисление металла и шлака для снижения общей окисленности системы металл-шлак.

Проведенный физико-химический анализ процессов прямого легирования стали показал, что в условиях дуговых сталеплавильных печей реальным восстановителем марганца из оксидного расплава является кремний. В целях экономии кремния восстановление марганца необходимо начинать углеродом, вводя его коксом на поверхность оксидного марганецсодержащего расплава.

По практическим данным количество присадок коксовой мелочи должно находиться в пределах 8–16 % от массы оксидного марганецсодержащего материала. После скачивания окислительного шлака в печь вводят оксидный марганецсодержащий материал, после его расплавления задают кокс. Затем через 10 – 15 мин выдержки начинают присаживать кремнистый восстановитель (ФС75).

Для определении параметров технологического процесса восстановления оксида марганца MnO кремнием в дуговой электропечи были разработаны математические модели прямого легирования стали в дуговой печи и агрегате печь-ковш [7]. Использование этих моделей позволяет оптимизировать процесс и повысить извлечение марганца из оксидных материалов. Относительная простота выплавки рядовых сталей с содержанием марганца 0,4 – 0,9 % при введении марганцевой руды до 10 кг/т не создает трудностей для попадания в заданный химический состав, при этом обеспечивается стабильное усвоение марганца на уровне 90-95 %. Применение углесиликотермического восстановления позволило повысить полезное использование кремния до 83 – 85 %.

Для раскисления и легирования стали марганцем в ковше наиболее простой вариант– использование самоплавких брикетов, состоящих из оксидного материала и восстановителя [3].

В лабораторных условиях изучено влияние различных факторов на процесс металлотермического восстановления марганца кремнием. Установлено, что полнота протекания реакции в брикете зависит от величины поверхности контакта исходных веществ – крупности материалов и концентрации в них основных элементов, температуры, скорости отделения продуктов реакции – образования легкоплавкого при данной температуре и жидкоподвижного шлака.

В качестве восстановителя использовали как стандартный силикомарганец, так и нестандартные сплавы с различным содержанием кремния и алюминия. В качестве флюса применяли известь, доломит.

Использование в качестве восстановителя сплава, содержащего помимо кремния алюминий, позволяет улучшить показатели процесса восстановления марганца. При совместном восстановлении алюминием и кремнием в заданном соотношении образуются легкоплавкие шлаки, что повышает скорость реакции в брикетах, позволяет более полно восстановить ведущий элемент и уменьшить расход флюсов. Высокой скорости процесса и хорошему разделению металла и шлака способствует наличие в шлаке Al_2O_3 на уровне 15 – 20 %.

Для повышения извлечения марганца из карбонатных марганцевых руд был

использован в качестве окислителя материал, полученный при длительном обжиге карбонатной руды в окислительной атмосфере, так называемый продукт термической обработки карбонатной марганцевой руды.

Продукт термической обработки карбонатной руды свободных оснований не содержит и представлен следующими соединениями, масс.%: (Ca, Mg) $(Mn, Fe)_2O_4$ - 55–75; $Mn_2O_3 + Fe_2O_3$- 5–25; кремнезем и другие оксиды - 10 – 30.

По технологии прямого легирования выплавляли сталь марок Ст40, Ст45, Ст20 и Ст45Л, Ст35Л.

Смеси задавались в ковш во время выпуска. Брикеты растворялись полностью за время выпуска. При применении брикетов и окатышей различного состава с использованием оксидных марганецсодержащих материалов было получено извлечение марганца 78 – 88 %.

Усвоение марганца на плавках по традиционной технологии составляет примерно 70,5 %. Однако, если учесть, что при выплавке ферромарганца и силикомарганца из руды извлекается около 80 % марганца, то сквозной коэффициент использования марганца не превышает 60 %. Следовательно, использование оксидных марганецсодержащих материалов для раскисления и легирования стали в ковше по разработанной технологии обеспечивает более высокое сквозное извлечение марганца и позволяет практически полностью исключить использование стандартных марганцевых ферросплавов при выплавке сталей с содержанием марганца до 1 %.

При исследовании качества стали, выплавленной по технологии прямого легирования оксидными марганецсодержащими материалами в ковше установлено, что металл по макроструктуре, содержанию газов, неметаллических включений и механическим свойствам удовлетворяет всем требованиям ГОСТ и не отличается от стали, выплавленной по обычной технологии.

При комплексном обогащении полиметаллических марганецсодержащих руд Кузбасса наряду с высококачественным марганцевым концентратом получаются концентраты цветных металлов, в частности, никелевый концентрат, который также может быть использован для прямого легирования [8].

Результаты термодинамического моделирования показали, что никель из оксида можно полностью восстановить при температуре 1073 К в системе Ni–O–C, и при температуре 1873 К в системе Ni–O–C–Fe (рисунок 1).

Из результатов кинетических исследований и данных рентгенофазового анализа следует, что при температурах 1173 – 1473 К никель из оксида практически полностью восстанавливается в течение 20 – 30 мин, в то время как при температуре 1073 К восстановление никеля из оксида происходит за более длительный промежуток времени (70 мин). Таким образом, в условиях выплавки стали в дуговой электропечи в интервале температур 1173 – 1473 К в период плавления практически полностью можно восстановить никель из его оксида твердым углеродом в течении 20 – 30 минут.

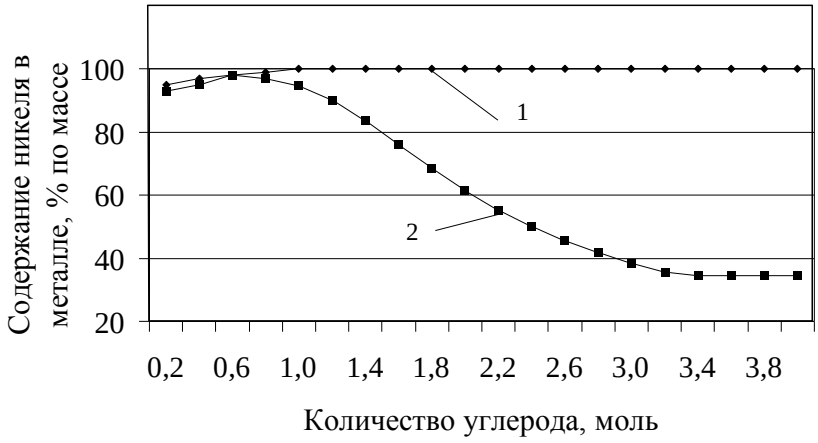


Рисунок 1 – Зависимость содержания никеля в металле от количества углерода в системах Ni–O–*n*C при температуре 1073 К (1) и Ni–O–*n*C–Fe при температуре 1873 К (2)

В ходе лабораторных исследований был экспериментально определен оптимальный способ ввода оксида никеля в дуговую электропечь. В 1–3 сериях плавок использовали окатыши, изготовленные из никелевого концентрата, в 4–6 – смеси никелевого концентрата и кокса.

Результаты опытных плавок легирования стали с использованием никельсодержащих окатышей показали, что извлечение никеля из концентрата составило по I варианту – 92–95 %, по II варианту – 75–78 %.

Снижение извлечения никеля при присадке его в начале восстановительного периода, по-видимому, связано с его частичным испарением, при попадании в зону дуг никель восстанавливается и может частично испаряться, т.к. никель имеет относительно низкую температуру кипения.

На основании результатов экспериментальных исследований и закономерностей, полученных при термодинамическом моделировании процесса восстановления никеля из концентрата, при выплавке стали в дуговой электропечи, была разработана технология прямого легирования хромникелевой нержавеющей стали 08(12)Х18Н10Т. Плавку вели по технологии переплава легированных отходов с полным окислением. В завалку включали окатыши, изготовленные из никелевого концентрата и кокса.

Металл опытных плавок, выплавляемый по технологии прямого легирования, прошел аттестацию по принятой на предприятии схеме, отклонений от требований не обнаружено.

Процесс карбосиликотермического восстановления ванадия из оксидных систем был подробно рассмотрен в работе [9].

Для оценки конечного результата внепечной обработки стали ванадиевым шлаком было выполнено термодинамическое моделирование процесса восстановления ванадия из конвертерного ванадиевого шлака с учетом вносимых восстановителей (углерод коксика и кремний ферросилиция).

Анализ результатов термодинамического моделирования восстановления ванадия из ванадиевого шлака при совместном использовании коксика и ферросилиция показал, что содержание ванадия в стали при расходе ферросилиция более 1 кг /т стали не зависит от углерода стали и расхода коксика. При расходе ферросилиция менее 1 кг/т стали этот показатель зависит от углерода стали и практически не зависит от расхода коксика для средне- и высокоуглеродистой сталей. Это связано с тем, что в случае высокоуглеродистой стали масса углерода, вносимая с металлом на выпуске больше массы углерода, вносимой коксиком. Совместное восстановление углеродом и кремнием является более эффективным, чем восстановление одним восстановителем.

Результаты термодинамического моделирования и лабораторных исследований процесса легирования стали ванадием из конвертерного ванадиевого шлака позволили разработать технологию легирования стали ванадием из конвертерного ванадиевого шлака для следующей схемы получения металла: выплавка полупродукта в ДСП, внепечная обработка на установке ковш-печь, разливка на сортовой МНЛЗ и провести промышленные испытания технологии легирования стали в условиях ЭСПЦ.

Сравнение результатов промышленных испытаний с результатами термодинамического моделирования провели по содержанию ванадия в металле после обработки (рисунок 2).

Как следует из зависимостей, приведенных на рисунке 2, результаты химического анализа содержания ванадия в металле после обработки на установке ковш – печь близки к расчетным данным, что свидетельствует о достаточной точности выполненных термодинамических расчетов.

При разработке технологических приемов модифицирования стали барием и стронцием необходимо учитывать с одной стороны высокую температуру плавления барийстронцийсодержащих лигатур, а с другой – низкую их плотность. В связи с этим актуальной является задача разработки технологии модифицирования чугуна и стали барийстронциевым модификатором, полученным из комплексных руд, содержащих барий и стронций, исключив стадии производства барийстронцийсодержащих лигатур.

Обычно модифицирование проводится на конечной стадии производства: либо на вы-

пуске из печи в ковш, либо при внепечной обработке стали в ковше, либо непосредственно при разливке. На разных этапах внепечной обработки в качестве восстановителей могут рассматриваться углерод, кремний, алюминий.

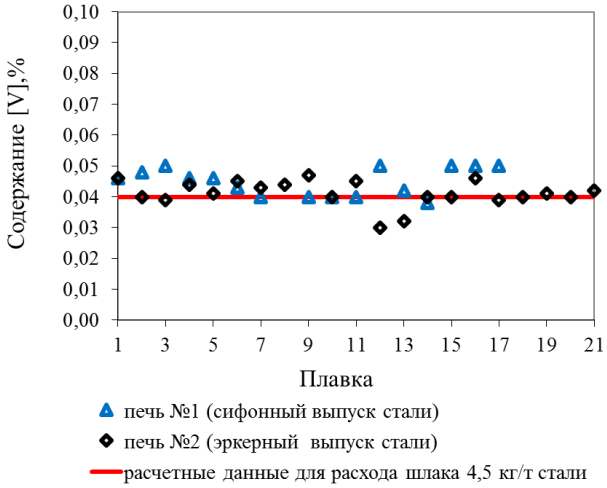


Рисунок 2– Содержание ванадия в металле по расчетным данным и результатам химического анализа

Из анализа результатов термодинамического моделирования, представленных авторами [10] следует, что восстановление бария и стронция из их оксидов более полно происходит при использовании в качестве восстановителя алюминия.

Для эффективного использования алюминия необходимо предварительное тщательное раскисление металла и шлака с целью снижения окислительного потенциала системы металл-шлак.

Анализируя результаты термодинамического моделирования следует отметить, что в условиях внепечной обработки, при модифицировании стали барийстронцийсодержащими материалами и использовании кремнийсодержащих ферросплавов для раскисления шлака происходит некоторое восстановление бария и практически не восстанавливается стронций, тем более, что расход кремния на восстановление ограничен уровнем его марочного содержания.

Эффект от модифицирования барием может проявиться в сталях, раскисленных только кремнием, а для модифицирования стронцием или совместного модифицирования барием и стронцием необходимо в качестве раскислителя применять алюминий.

Сравнить результаты использования модификатора-карбонатита в промышленных условиях с термодинамическими расчетами не представляется возможным из-за недоступности методов аналитического определения содержания бария и стронция в металле.

Эту оценку можно выполнить по косвенным данным - при изучении влияния обработки модификатором на свойства готового металла.

Данные механических испытаний и металлографических исследований показали, что увеличение расхода модификатора-карбонатита с 4,0-4,7 до 7,7 кг/т приводит к дополнительному возрастанию ударной вязкости (в 2,57-3,02 раза) в области исследованных температур испытаний -60, -70 °С.

Из анализа результатов промышленных испытаний следует, что барийстронциевый модификатор активно воздействует на микроструктуру и неметаллические включения, обеспечивает повышение запаса конструктивной прочности сталей, оцениваемой значениями пределов текучести, прочности и ударной вязкости при положительных и отрицательных температурах. В технологическом плане производство сталей с указанными свойствами не вызывает затруднений.

Результаты анализа структуры стали методом экстрактных реплик с использованием просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показали, что частицы, экстрагированные на реплику, имеют малые размеры: в пределах 50-500 нм, при этом анализ микроэлектронограммы показывает, что наряду с оксидами и карбидами железа в исследуемых

образцах присутствуют соединения бария и стронция: C_2BaO_4, $SrFeO_{2,97}$, $Ba_2Fe_6O_{11}$, $BaSrFe_4O_8$, $Ba_3Fe_2O_6$, $Ba_2Fe_{14}O_{22}$).

Проведенные исследования подтвердили, что барий и стронций активно участвуют в образовании структурных составляющих в момент кристаллизации. Наличие бария и стронция в объеме зерна свидетельствует о взаимодействии этих элементов с металлическим расплавом с определенным влиянием на структурообразование металлической матрицы. Наличие сложных соединений, в состав которых входят барий и стронций, указывает на взаимодействие элементов с неметаллическими включениями. Выявленные размеры соединений подтверждают мнение о том, что взаимодействие соединений бария и стронция происходит на наноуровне.

Выводы

Природные и техногенные материалы имеют определенные металлургические свойства, которые необходимо учитывать при разработке технологии их применения.

Изучение физико-химических процессов, протекающих при внепечной обработке расплавов, методами термодинамического анализа и моделирования, а также путем проведения высокотемпературных экспериментальных исследований позволяет выявить управляющие условия для оптимизации энергозатрат, минимизации расходов дорогостоящих компонентов при повышении качества получаемых материалов, что позволяет получать экономический эффект за счет меньшей стоимости материалов.

Несмотря на сложный химический состав и взаимодействие с металлом через шлаковую фазу материалы обеспечивают заданное повышение служебных характеристик готовой продукции. Можно рекомендовать увеличение применения природных и техногенных материалов при производстве железоуглеродистых расплавов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Субъекта РФ (Кемеровская область – Кузбасс) в рамках научного проекта № 20-48-420001/21.

Библиографический список

1. Зайко В.П. Технология ванадийсодержащих ферросплавов [Текст] / В.П. Зайко, В.И. Жучков, Л.И. Леонтьев и др. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 515 с.; ил.

2. Рябчиков И.В. Ферросплавы с редкоземельными и щелочноземельными металлами / И.В. Рябчиков [и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 272 с.

3 Бобкова О.С. О механизме плавления оксидных материалов и восстановлении металлов из оксидных расплавов / О.С. Бобкова // Сталь. – 1991. – № 1. – С. 23–27.

4. Гасик М.И. Прямое легирование стали в условиях минерально-сырьевой и энергетической базы черной металлургии / М.И. Гасик, Н.П. Лякишев, Б.Ф. Величко // Актуальные проблемы и перспективы электрометаллургического производства. – Днепропетровск: Системные технологии. 1999. – С. 48 – 56.

5. Наконечный А.Я Эффективность прямого легирования стали марганцем / А.Я. Наконечный, В.И. Романенко, А.Ю. Зайцев // Сталь. – 1994. – № 1. – С. 17–20.

6. Трусов Б.Г. База данных и программный комплекс Terra 2.9 – М. // МГТУ им. Н.Э. Баумана- 2006.

7. Прямое легирование марганцем нераскисленной стали в электропечи / А.В. Маханьков, В.П. Колпак, К.М. Шакиров, О.И. Нохрина и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. - 2001. - № 4. - С. 15 – 18.

8. Патент № 2583224. Способ химического обогащения полиметаллических марганецсодержащих руд / Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Кравченко П.Д., Кичигина О.Ю., Костюк М.С. // Бюллетень изобретений, 2016, № 13.

9. Голодова М.А. Исследование условий процесса восстановления ванадия и железа из конвертерного ванадиевого шлака / М. А. Голодова, В. И. Дмитриенко, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. - № 4. – С. 3 – 5.

10. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Платонов М.А., Дмитриенко В.И. Восстановление бария и стронция в процессе обработки стали // Черные металлы: Руда и металлы. – Москва, 2011. – № 4. – С. 29 – 31.

УДК 669.18

ПОЛУЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗНОГО КОНЦЕНТРАТА ПРИ ОБОГАЩЕНИИ ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВЫХ РУД КУЗБАССА И ЕГО ИСПОЛЬЗОВАНИИ В МЕТАЛЛУРГИИ

Нохрина О.И.[1], Рожихина И.Д.[1], Голодова М.А.[1], Ходосов И.Е[2].

[1]Сибирский государственный индустриальный университет
[2] ЗАО «Север Минералс», Новокузнецк, Россия, rogihina@mail.ru

Аннотация. *Термодинамические расчеты и экспериментальные исследования по обогащению железомарганцевого сырья позволили определить основные технологические параметры извлечения марганца и железа. На основании результатов исследования предложена двухстадийная схема обогащения железомарганцевых руд Кузбасса, Использование предложенной схемы обогащения железомарганцевых руд позволит получать высококачественные концентраты марганца (58-60% Mn), железа (48-54% Fe). Железный концентрат может быть использован в качестве сырья при производстве металлизованных материалов, а также гранулированного железа.*

Ключевые слова: *гидрометаллургическое обогащение, железный концентрат, металлизованные материалы, гранулированное железо, двухстадийная схема обогащения, металлизация, уголь длиннопламенный.*

PRODUCTION OF IRON CONCENTRATE IN THE PROCESSING OF FERROMANGANESE ORES OF KUZBASS AND ITS USE IN METALLURGY

Nokhrina O.I.[1], Rozhikhina I.D[1], Golodova M.A.[1], Khodosov I.E.[2]

[1]Siberian State industrial University
[2] CJSC "Sever Minerals"
Novokuznetsk, Russia, rogihina@mail.ru

Abstract. *Thermodynamic calculations and experimental studies on the enrichment of ferromanganese raw materials allowed us to determine the main technological parameters of the extraction of manganese and iron. Based on the results of the study, a two-stage scheme for the enrichment of ferromanganese ores of Kuzbass is proposed, the use of the proposed scheme for the enrichment of ferromanganese ores will allow obtaining high-quality concentrates of manganese (58-60% Mn), iron (48-54% Fe). Iron concentrate can be used as a raw material in the production of metallized materials, as well as granular iron.*

Keywords: *hydrometallurgical enrichment, iron concentrate, metallized materials, granular iron, two-stage enrichment scheme, metallization, long-flame coal.*

Значительную часть в запасах месторождений марганцевых руд занимают руды с высоким содержанием железа (10 – 12%), низким содержанием марганца (20 – 25 %) и повышенном содержанием кремнезема (до 42 %), содержание фосфора и серы находится в пределах 0,1 – 0,2 %. Для выплавки стандартных марганцевых сплавов эти руды непригодны. Использование их в аглодоменном производстве также нецелесообразно из-за высокого содержания кремнезема [1].

Изучение фазового и химического состава марганцевых руд Дурновского и Кайгадатского месторождений, сажистой и руды с брекчиевой текстурой месторождения Селезень показало, что руды имеют высокое содержание диоксида кремния на уроне 42-62 %, достаточно высокое для марганцевых руд содержание железа, содержание марганца не превышает 20 % (таблица 1).

Таблица1 –Химический состав железомарганцевых руд

№ пробы	Проба	Химический состав, масс. %						
		MnO	SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	Fe_20_3	P
1	Дурновская руда	20,27	42,73	1,91	0,88	1,65	15,11	0,15
2	Селезеньская руда (сажистая)	18,37	62,0	1,94	1,83	4,86	7,32	0,104
3	Селезеньская руда с брекчиевой текстурой	14,76	59,31	1,48	1,30	7,51	12,68	0,101
4	Кайгадатская руда	11,2	49,2	1,35	1,62	3,2	26,7	0,11

По результатам оценки минерального состава руд Селезеньского месторождения преобладают пиролюзит и псиломелан, криптомелан и рамсделлит – представлены в меньшей степени.

Результаты рентгеноструктурного анализа для руд Дурновского месторождения подтвердили преобладание псиломелана ($MnO \cdot MnO_2 \cdot nH_2O$) – около 78 %; присутствие в незначительных количествах пиролюзита (MnO_2), браунита ($3Mn_2O_3 \cdot MnSiO_3$); а также манганита ($MnO_2 \cdot Mn(OH)_2$) – 3,9 %.

Использование магнитной сепарации исходных железомарганцевых руд месторождений Кузбасса (Дурновского, Кайгадатского) не позволило эффективно разделить магнитную и немагнитную части руды. Выход магнитной части руды составил 10 %, а немагнитной части – 90 %. Низкая эффективность магнитной сепарации связана, в первую очередь, с тем, что марганец и железо в железомарганцевых рудах представлены в виде сложных соединений: $(Mn,Fe)_2O_3$ – биксбиита, который является основной фазой и $(Mn,Fe)_2O_4$ – якобсита.

Для снижения содержания железа в руде были проведены экспериментальные исследования селективного его восстановления, как твердофазного, так и жидкофазного.

Кинетические исследования твердофазного восстановления железа из железомарганцевых руд показали, что процессы восстановления железа в изученном интервале температур 973 – 1273 К не получают значительного развития. При температуре 973К степень восстановления составляет 7–9 %, а при температуре 1273 К степень восстановления повышается до 18 – 20.

Магнитной сепарации подвергали брикеты после твердофазного восстановления железа при температуре 1273К.

При исследовании твердофазного восстановления пробы руды Дурновского месторождения (проба 1) магнитная часть пробы составила 37,5 %, немагнитная – 63,5 % от исходного количества марганцевой руды. Результаты анализов приведены в таблицах 2 и 3.

Таблица 2 – Химический состав исследуемого материала

Проба	Содержание элементов, %		
	Mn	Fe	P
Магнитная	3,1	36,90	0,12
Немагнитная	26,24	1,84	0,13

Таблица 3 – Фазовый состав материала

Проба	Фазовый состав		
	много	присутствует	немного
Магнитная	MnO	$Fe_{мет.}$	Fe_2O_3
Немагнитная	MnO		Fe_2O_3 – следы

Из полученных данных следует, что при твердофазном обогащении марганцевой руды Дурновского месторождения можно понизить содержание железа примерно на 81– 82 % и получить руды, пригодные для выплавки силикомарганца. Магнитную фракцию можно использовать в аглодоменном производстве.

Твердофазное восстановление железа из оксидов руд проб 2-4 показало, что удалить железо после его восстановления методом магнитной сепарации не представляется возможности. Это, возможно, связано с тем, что в рудах высокое содержание диоксида кремния, а железо находится в составе рентгеноаморфного вещества, гетита и, незначительно, в оксидной форме.

Проведенные эксперименты по жидкофазному восстановлению железа из рудного расплава при температуре 1673 К показали, что отделить восстановленный металл от шлака практически невозможно в результате того, что получается шлак с высокой вязкостью, состоящий в основном из диоксида кремния 63,71 % и оксидов марганца 18,1 %.

Результаты исследований показали, что для железомарганцевых руд Кайгадатского месторождения, сажистых руд и руд с брекчиевой текстурой месторождения Селезень, имеющих сложный минералогический состав, металлургические способы обогащения непригодны [2].

Повышенный интерес к поискам новых способов обогащения бедных марганцевых и полиметаллических марганецсодержащих руд в последнее десятилетие отмечается как в России, так и за рубежом. Для обогащения железомарганцевых руд применили гидрометаллургический способ. Определение параметров процесса было проведено методом термодинамического моделирования с использованием программного комплекса «Терра». Из результатов термодинамического исследования следует, что использование только раствора хлорида кальция в качестве растворителя не позволяет получать высокие показатели извлечения железа и марганца из руды.

При экспериментальном изучении выщелачивания железомарганцевых руд с высоким содержанием силикатов установлено, что применение в шихте для выщелачивания 1-1,5 % древесного угля позволяет извлекать на 86-90 % железо на первой стадии и введение в растворитель $CaCl_2$ 2,6 % хлорида железа (II) позволяет извлекать марганец на 90 -92% на второй стадии. На основании результатов теоретических и экспериментальных исследований предложены схема обогащения марганцевых полиметаллических руд и двухстадийная схема обогащения железомарганцевых руд Кузбасса [2].

Использование предложенной схемы обогащения железомарганцевых руд позволит получать высококачественные концентраты марганца (58-60% Mn), железа (48-54% Fe) (рисунок 1). Химический состав железного концентрата приведен в таблице 54

Таблица 4 – Химический состав железного концентрата

Компонент	Fe_2O_3	SiO_2	$CaCl_2$	Al_2O_3	CaO	Mn_2O_3	S	P
Содержание, %	82,3	4,15	4,9	2,35	2,69	3,6	0,005	0,005

Железный концентрат может быть использован в качестве сырья при производстве металлизованных материалов методом твердофазного восстановления железа, а также гранулированного железа. Производство и применение металлизованной шихты является перспективным направлением в черной металлургии. Объемы производства металлизованных материалов неуклонно растут и по прогнозам к 2030 году достигнут 100 млн. т в год. [3, 4] Металлизованная шихта с содержанием металлического железа более 80 % является альтернативой металлическому лому и используется при выплавке в дуговых сталеплавильных печах сталей чистых по примесям цветных металлов. В последнее время за рубежом отмечается рост производства металлизованных материалов с использованием низкосортных углеродистых восстановителей, в основном углей.

Методом термодинамического моделирования с использованием программного комплекса «Терра» [5, 6] получены зависимости составов и объема газовой фазы, образующейся в результате выделения летучих компонентов в процессе нагрева при температурах 373 – 1873К от температуры для углей двух марок: длиннопламенного марки Д и бурого марки 2Б, определены оптимальные температуры и расходы углей, обеспечивающие полное восстановление железа из железосодержащего концентрата.

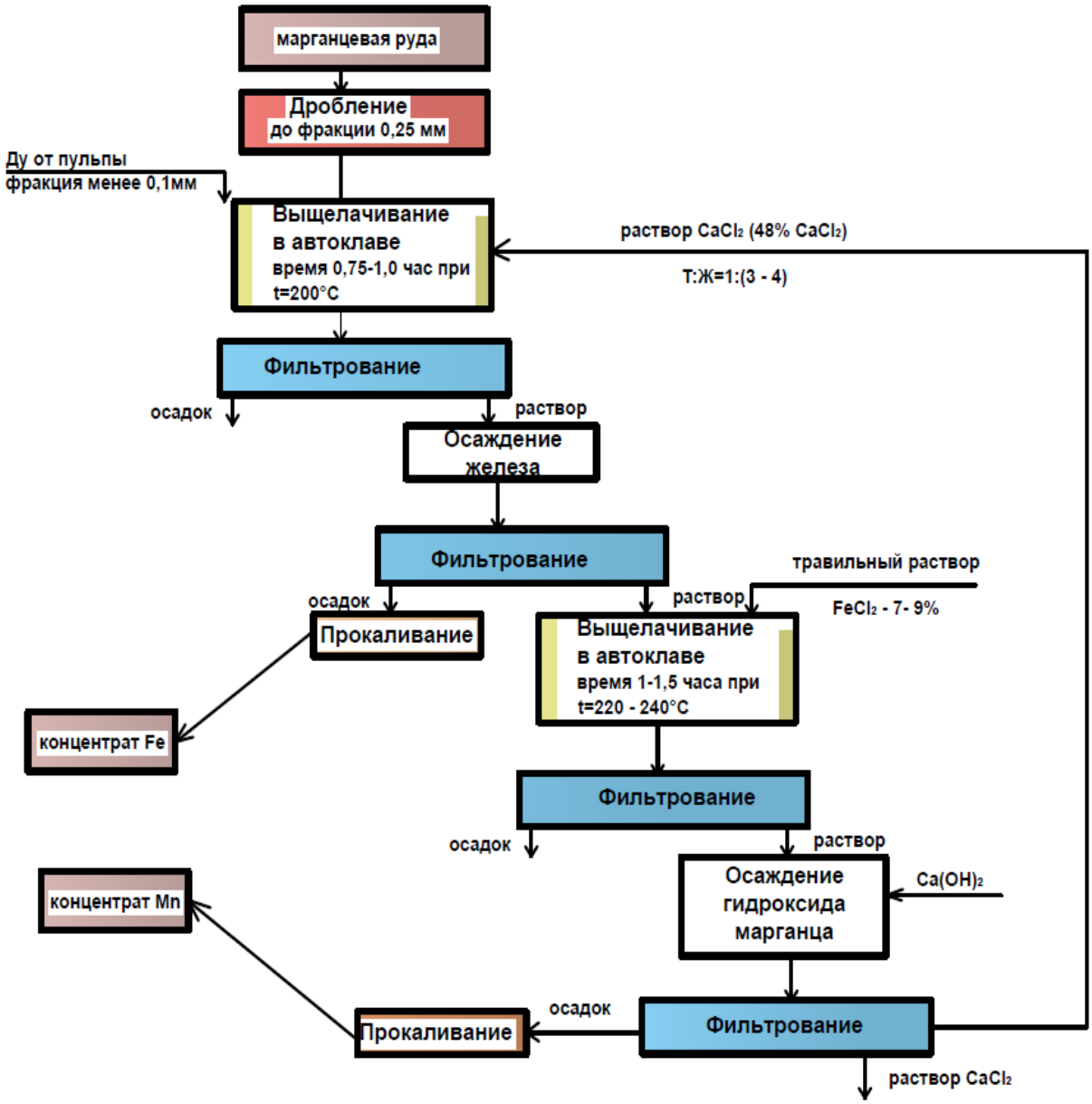
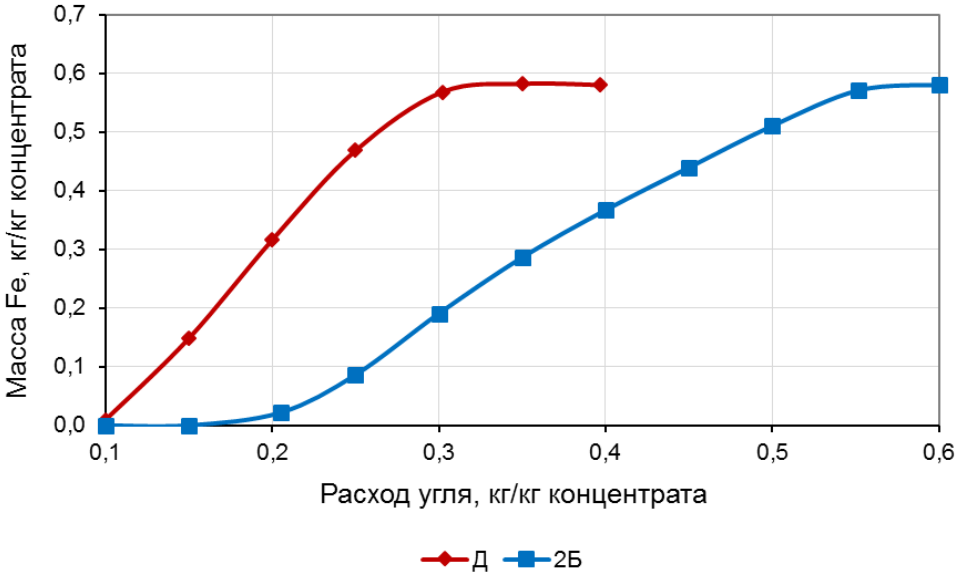


Рисунок 1. Схема обогащения железомарганцевых руд

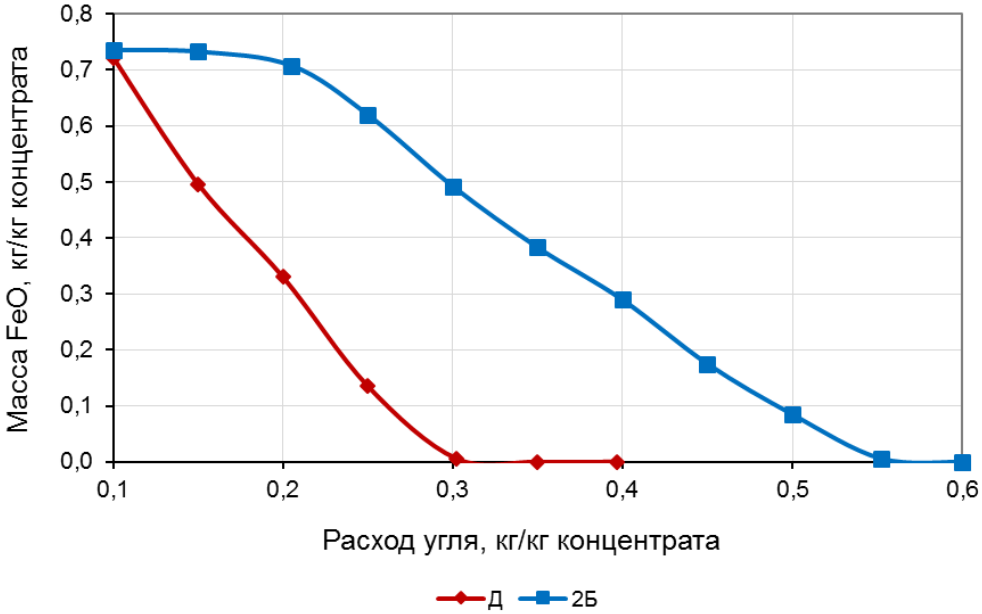
На рисунке 2 представлены зависимости массы восстановленного железа и массы его оксида в конденсированной фазе от расхода угля марок Д и 2Б при температуре 1473 К, из которых также следует, что оптимальный расход угля марки Д составляет 0,30 кг/ кг концентрата и угля марки 2Б – 0,55 кг/ кг концентрата. При этих значениях в системе исчезают оксиды железа. При увеличении расходов угля выше этих пороговых значений, масса железа остается постоянной и составляет 0,58 кг/кг концентрата.

Результаты экспериментальных исследований были получены с использованием современных методов исследований, с применением лабораторного и аналитического оборудования, а также методов статистической обработки результатов.

Экспериментально определено влияние температуры изотермической выдержки на скорость и степень твердофазного восстановления железа из оксидов железосодержащего концентрата при использовании в качестве восстановителей углей разных технологических марок и коксовой мелочи (КМ).



а

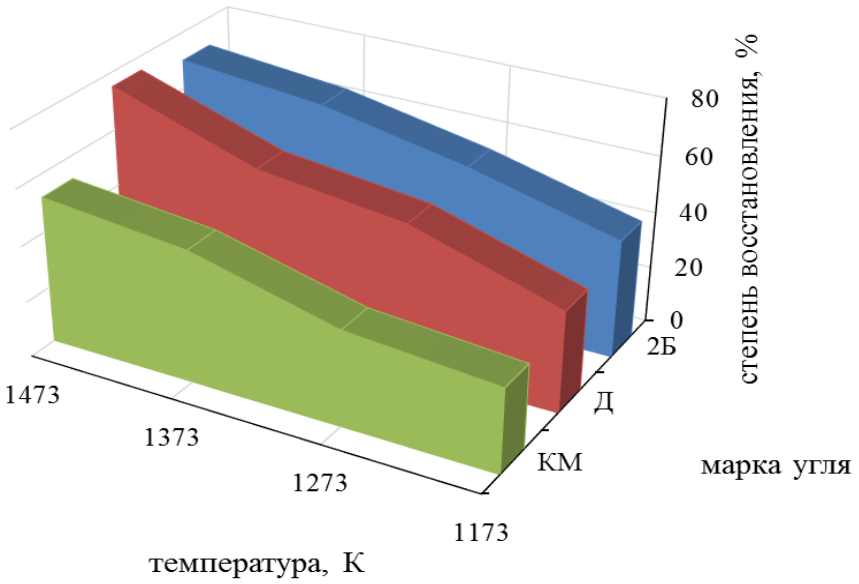


б

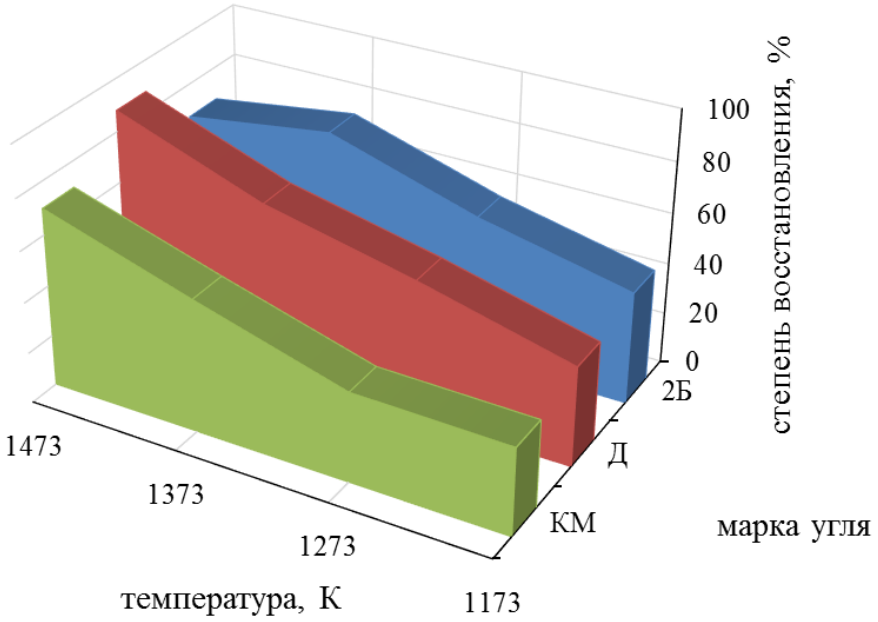
а – масса Fe, б – масса FeO

Рисунок 2– Зависимости параметров восстановления железа из концентрата от расхода угля разных марок при температуре 1473 К.

На рисунке 3 представлены зависимости степени восстановления железа от температуры и марки угля при различных продолжительностях изотермической выдержки. Из рисунка 3 видно, что при температуре изотермической выдержки 1473К характер расположения кинетических кривых изменился. Наибольшая степень восстановления железа у брикетов, в состав которых в качестве восстановителя входит длиннопламенный уголь, составляет 90,15 %. Наименьшая степень восстановления железа у брикетов, составленных с коксовой мелочью и бурым углем равна 76,5 и 70,15 % соответственно. Такие результаты, по-видимому, можно объяснить низкой реакционной способностью коксовой мелочи и более низкой температурой плавления золы бурого угля , что в свою очередь связано с ее химическим составом.



а



б

а – продолжительность выдержки 40 мин.; б – продолжительность выдержки 60 мин.

Рисунок 3 - Зависимости степени восстановления железа от температуры и марки угля при различных продолжительностях выдержки

Получены эмпирические уравнения зависимости степени восстановления от времени изотермической выдержки для разных температур металлизации. Показано, что изменение степени восстановления от температуры с высокой точностью описывается линейной зависимостью (рисунок 4):

- для бурых углей (2Б) $y=0,5692x+42,231$, $R^2=0,9294$
- для длиннопламенного угля (Д) $y=0,4808x+39,019$, $R^2=0,950$
- для коксовой мелочи (КМ) $y=0,43013x+28,139$, $R^2=0,9106$,

а изменение скорости восстановления от температуры экспоненциальной (рисунок 5):

- для длиннопламенного угля (Д) $y = 2E\text{-}0,7x^3 – 0,0009x^2 +1,111x – 479,61$, $R^2 = 1$
- для бурых углей (2Б) $y = 1E\text{-}0,5x^2 – 0,029x + 17,718$, $R^2 = 0,9926$
- для коксовой мелочи (КМ) $y = 3E\text{-}0,5x^2 – 0,0769x + 47,517$, $R^2 = 0,9989$ (рисунок 5)

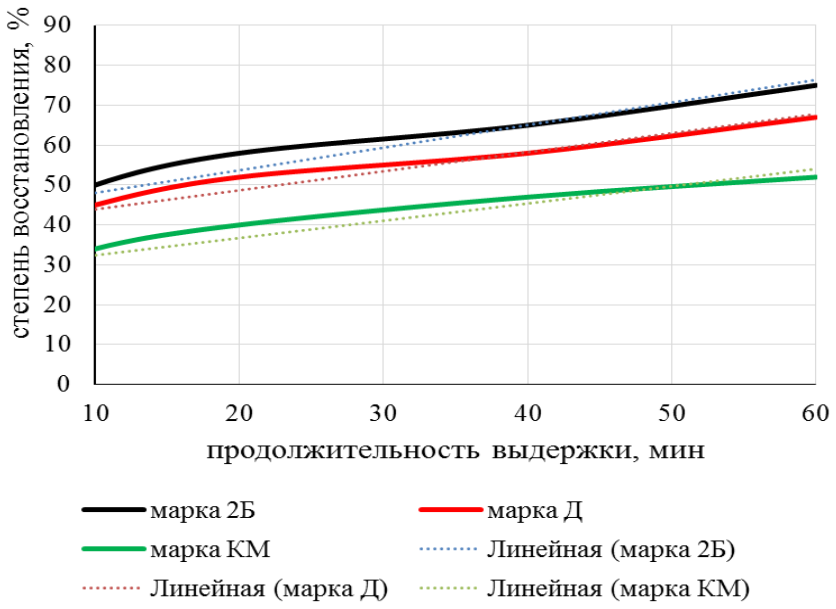


Рисунок 4 - Зависимость степени восстановления железа из оксидов от вида восстановителя и продолжительности изотермической выдержки

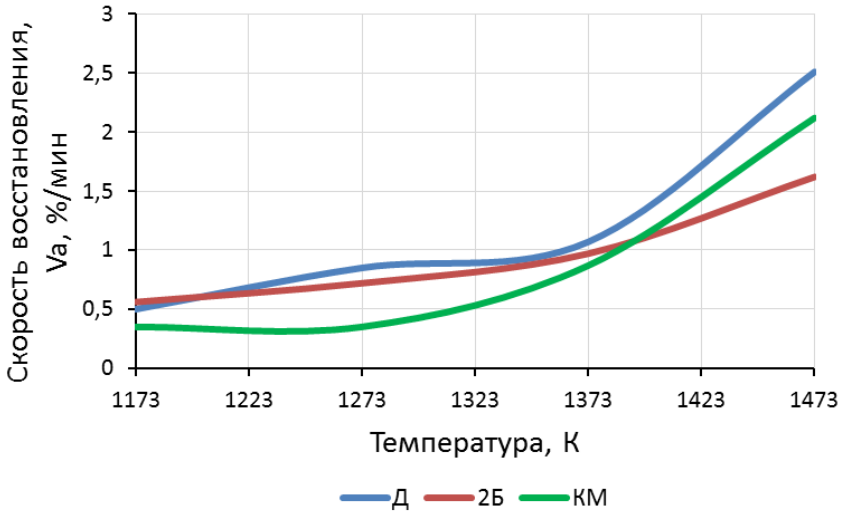


Рисунок 5 – Зависимость скорости восстановления железа из оксидов *Va* от температуры

Определены условия эффективной металлизации при использовании железного концентрата и углей разных технологических марок для получения губчатых металлизованных материалов с содержанием $Fe_{мет}$ более 80 % С 1,5 – 2,5 %, S – 0,1%, P – 0,02 %:

- условия обжига – угольная засыпка;
- температура восстановительного обжига 1373 К;
- время обжига 60 мин;
- соотношения компонентов в шихтовой смеси для брикетирования с применением бурого или длиннопламенного углей соответственно равны - железосодержащий концентрат : уголь : связующее - 68 : 35 : 3 и 74 : 22 : 3.

В результате термодинамического моделирования и экспериментального изучения процесса восстановления железа из железного концентрата определены оптимальные расходы углей марок Д и 2Б при температуре 1473 К. Наилучшим восстановителем с минимальным удельным расходом является уголь длиннопламенный марки Д. При определении оптимального количества восстановителя в шихтовых смесях при изучении процессов металлизации установлено, что при избытке восстановителя можно достичь практически полного из-

влечения железа из концентрата, на уровне 98-99 %.

Для получения гранулированного железа с использованием в качестве шихтовых материалов железного концентрата гидрометаллургического обогащения марганцевых руд и углей (бурого и длиннопламенного) месторождений Кузбасса применили ранее разработанную авторами двухстадийную схему, включающую твердофазное восстановление железа из оксидов с получением металлизованного материала и разделение шлаковой и металлической фаз при дальнейшем повышении температуры изотермической выдержки [7,8].

Экспериментальные исследования показали, что применение этой схемы, включающей твердофазное восстановление железа из оксидов железосодержащего концентрата с получением металлизованного материала и разделение шлаковой и металлической фаз при температуре 1423-1473 К, позволяет получать гранулированное железо с содержанием железа более 99 %.

Выводы.

На основании результатов теоретических и экспериментальных исследований предложена схема двухстадийная схема обогащения железомарганцевых руд Кузбасса.

Использование предложенной схемы обогащения железомарганцевых руд позволит получать высококачественные концентраты марганца (58-60% Mn), железа (48-54% Fe).

С использованием программного комплекса «TERRA» проведено термодинамическое моделирование процессов твердофазного восстановления железа из оксидов железосодержащегоо концентрата с использованием в качестве восстановителя углей: бурого марки 2Б и длиннопламенного марки Д.,

Определены условия эффективной металлизации при использовании железного концентрата и углей разных технологических марок для получения губчатых металлизованных материалов

Определены условия получения гранулированного железа с содержанием железа более 99 %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Субъекта РФ (Кемеровская область – Кузбасс) в рамках научного проекта № 20-48-420001/21

Библиографический список

1. Нохрина, О. И. Изучение возможности обогащения железомарганцевых руд Кузбасса / О. И. Нохрина, И. Д. Рожихина, М. А. Голодова, А. О. Израильский // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2020. – Т. 76, № 9. - С. 904-909.

2. Нохрина, О.И. Гидрометаллургическое обогащение полиметаллических и железомарганцевых руд / О.И. Нохрина, И.Д. Рожихина, И.А. Рыбенко, М.А. Голодова, А.О.Израильский // Известия вузов. Черная металлургия. – 2021. - № 4. – С. 271 –279.

3. Электронный ресурс.- Режим доступа: ООО УК «Металлоинвест» – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.metalloinvest.com.

4. Электронный ресурс.- Режим доступа: www.kommersant.ru 19.12.2019.

5. Трусов Б. Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах / Б. Г. Трусов –Текст : непосредственный // III Международный симпозиум «Горение и плазмохимия». 24 – 26 августа 2005. Алматы, Казахстан. – Алматы : Казак университеті, 2005. – С. 52–57.

6. Рыбенко, И.А. Моделирование и оптимизация условий и режимов процессов прямого восстановления металлов: монография / И. А. Рыбенко, О. И. Нохрина, И. Д. Рожихина, М. А. Голодова; Мин-во науки и высш. образования Российской Федерации, Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2019. – 182 с.

7. Нохрина, О. И. Получение металлизованных продуктов путем твердофазного восстановления железа с использованием твердых углеродистых восстановителей / О. И. Нохрина, И. Д. Рожихина, И. Е. Ходосов // В сб.: «Инновационные технологии и экономика в машиностроении». Сборник трудов VI Международной научно-практической конференции.

Юргинский технологический институт; ответственный редактор: Д. А. Чинахов. – 2015. – С. 161 – 167.

8. Ходосов, И. Е. Гранулированное железо – инновационное металлургическое сырье / И. Е. Ходосов, К. С. Медведева, О. И. Нохрина / /В сб.: Кузбасс: образование, наука, инновации. Материалы Инновационного конвента. Департамент молодежной политики и спорта Кемеровской области; Кузбасский технопарк; Совет молодых ученых Кузбасса. – 2015. – С. 360 – 363.

УДК 669.162.263

АНАЛИЗ ШЛАКОВОГО РЕЖИМА ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЬНЫХ СИСТЕМ ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ

Павлов А.В.[1], Спирин Н.А.[2], Бегинюк В.А.[1], Косаченко И.Е.[1]

[1] ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат», г. Магнитогорск, Россия, pavlov.av@mmk.ru, beginyuk.va@mmk.ru, kosachenkoivan@gmail.com
[2] ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет», г. Екатеринбург Россия, n.a.spirin@urfu.ru

Аннотация. *Предложены показатели, характеризующие свойства конечного шлака доменной плавки. Представлена структура модели расчета параметров конечного шлака. С использованием математической модели доменного процесса выполнен анализ шлакового режима доменной плавки по фактическим показателям их работы. Установлено, что обессеривающая способность шлака используется недостаточно полно, в результате чего выплавляется чугун пониженного качества как по сере, так и по кремнию. Представлены результаты проектных расчетов показателей работы печей ПАО ММК при изменении состава загружаемых материалов. Даны рекомендации по оптимальной основности шлака. Как показали расчеты, оптимальная основность конечного шлака, обеспечивающая максимальную его жидкоподвижность, для условий работы доменных печей комбината составляет 1,04-1,09 для соотношения* CaO/SiO_2 *и 1,3-1,32 для соотношения* $(CaO+MgO)/SiO_2$.

Ключевые слова: *доменный процесс, шлаковый режим, математическое моделирование, анализ.*

ANALYSIS OF THE SLAG MODE OF THE BLAST FURNACE PROCESS USING MODEL DECISION SUPPORT SYSTEMS

Pavlov A.V., Spirin N.A., Beginyuk V.A., Kosachenko I.E.

[1] PJSC Magnitogorsk Iron and Steel Works (MMK), Magnitogorsk, Russia, pavlov.av@mmk.ru, beginyuk.va@mmk.ru, kosachenkoivan@gmail.com
[2] Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (UrFU), Yekaterinburg, Russia, n.a.spirin@urfu.ru

Abstract*. Indicators that characterize the properties of the final slag of blast-furnace smelting are proposed. The structure of the model for calculating the parameters of the final slag is presented. Using a mathematical model of the blast-furnace process, the analysis of the slag mode of blast-furnace smelting was carried out according to the real indicators of their operation. It has been established that the desulfurizing ability of the slag is not fully utilized, as a result of which cast iron is smelted of a lower quality, both in terms of sulfur and silicon. Presented are the results of design calculations of the performance of the furnaces when changing the composition of the*

loaded materials. Recommendations on the optimal basicity of the slag are given. Calculations show that the optimal basicity of the slag, providing its maximum liquid mobility, is CaO/SiO_2 = 1.04-1.09, $(CaO+MgO)/SiO_2 \approx 1,3 - 1,32$.

***Keywords**: blast furnace process, slag regime, mathematical modeling, analysis.*

В современных условиях решение задач анализа технологии доменной плавки и разработки рекомендаций по её совершенствованию с помощью проведения крупномасштабных опытных плавок имеет непредсказуемые последствия и требует огромных материально-финансовых затрат, а при напряженности рынка железорудного сырья и кокса экономически нецелесообразны. Использование возможностей модельных систем поддержки принятия решений для реализации этих задач позволяет научно обоснованно решать комплекс технологических задач в области доменного производства [1-4].

Разработанная совместно Уральским федеральным университетом и Магнитогорским металлургическим комбинатом балансовая модель доменного процесса УрФУ–ММК в общем виде представляет собой систему детерминированных зависимостей, характеризующих тепловой, восстановительный, газодинамический, дутьевой и шлаковый режимы доменной плавки. Основные расчетные соотношения и примеры реализации этой модели подробно описаны в работах [1-4]. Основной принцип, положенный в основу модели, является принцип натурно-математического моделирования. Согласно ему модель условно можно разделить на две составляющие – модель базового состояния и прогнозирующую модель. Модель базового состояния позволяет оценивать состояние процесса по фактическим усредненным показателям за базовый (эталонный) период работы доменной печи. При этом используется вся доступная информация о работе печи. Прогнозирующая модель с использованием результатов, полученных с помощью модели базового состояния, позволяет оценить показатели доменного процесса в случае изменения видов и свойств железорудного сырья, кокса, флюсов и характеристик дутья.

Моделирование свойств конечного шлака включает следующие расчетные блоки [1-4]:

- определение выхода, состава и вида политермы вязкости конечного шлака;
- расчета десульфурирующей способности шлака и содержания серы в чугуне;
- диагностику шлакового режима.

Структура модели расчета параметров конечного шлака приведена на рисунке 1.

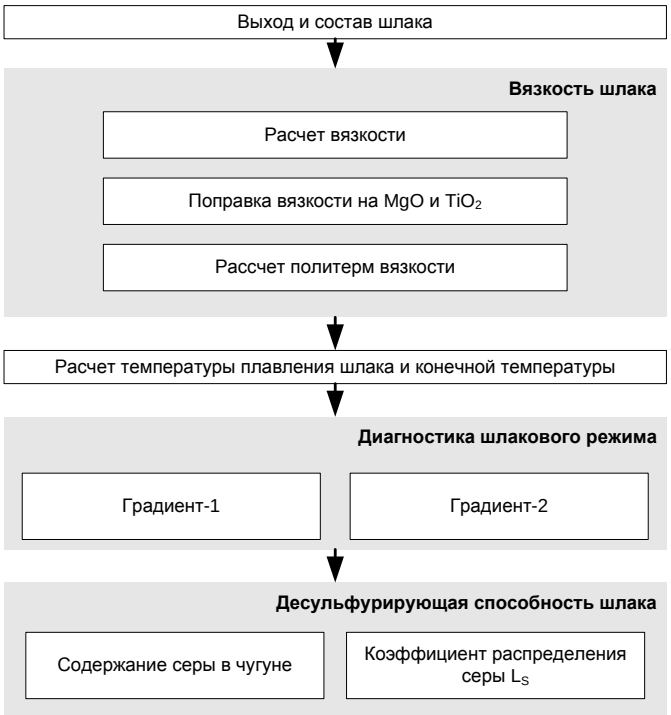


Рисунок 1 – Структура модели расчета параметров конечного шлака

Для оценки свойств шлака определялись градиенты вязкости шлака [3, 4, 5-10]:

– градиент вязкости-1, который показывает, с какой скоростью происходит изменение вязкости шлака в пределах от 7 и до 25 пуаз (0,7 и 2,5 Па·с) при изменении температуры шлака на 1 °С, пуаз / °С:

$$\Delta\eta_{07}^{25} = \frac{25\text{-}7}{t_{шл}^{7} - t_{шл}^{25}} \quad ; \qquad (1)$$

– градиент вязкости-2, который показывает, с какой скоростью происходит нарастание вязкости шлака при изменении температуры шлака на 1 °С в пределах от 1400 до 1500 °С, пуаз / °С:

$$\Delta\eta_{1400}^{1500} = \frac{\eta_{1400} - \eta_{1500}}{1500\text{-}1400}. \qquad (2)$$

По градиенту-1 можно судить, насколько быстро шлак теряет подвижность в области пониженных температур («короткий» или «длинный» шлак).

По градиенту-2 можно судить, насколько шлак является устойчивым в области рабочих температур горна печи 1400-1500 °С. Чем «короче» шлак, тем выше градиент–1 и ниже градиент-2, то есть в области рабочих температур «короткий» шлак более подвижен и устойчив.

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

Так, для условий работы доменных печей ПАО «ММК» были приняты следующие значения ограничений:

1. если вязкость шлака при температуре 1450 °С находится в пределах 5,5–6,5 пуаз (0,55-0,65 Па·с), то шлак характеризуется повышенной вязкостью в диапазоне температур 1400-1500 °С;
2. если вязкость шлака при температуре 1450 °С превышает 6,5 пуаз, то вязкость шлака в области рабочих температур превышает допустимые пределы для нормального режима работы доменной печи;
3. если вязкость шлака при температуре 1450 °С меньше 2 пуаз, то шлак характеризуется малой вязкостью, обладает высокой агрессивностью к огнеупорной кладке и разрушает гарнисаж;
4. нормальная вязкость при температурах 1450 °С до 5,5 пуаз. Изменение вязкости шлака при температуре 1450 °С в диапазоне от 2 до 5,5 пуаз влияет в первую очередь на обессеривающую способность шлака. В зависимости от требований к качеству чугуна можно выбирать ту или иную вязкость в этом диапазоне в качестве рабочей; можно иметь высокую производительность печи при условии, что вязкость шлаков не будет выходить за пределы этой области;
5. если градиент вязкости $\Delta\eta_{07}^{25} \geq 0,35$, то шлак относится к типу «коротких». Возможно загромождение горна. Режим работы печи затруднен;
6. если градиент вязкости $\Delta\eta_{1400}^{1500} > 0,085$, то конечный шлак неустойчив в области рабочих температур 1400-1500 °С. Возможно застывание шлака в желобах.

Исходные данные для базового периода работы приведены в таблице 1. Расчет показателей шлака для проектного периода выполнен при том же составе и расходах железорудного сырья и кокса, при тех же текущих простоях и характеристиках дутья, но без учета расхода флюсов (из шихты выведено 6,5 кг/т чугуна кварцита).

Таблица 1 – Некоторые параметры доменной плавки в рассматриваемые периоды

Технологические показатели, ед. измерения	Рассматриваемые периоды	
	Базовый	Проектный
Производство среднесуточное, т/сутки	28126	28363
Удельный расход кокса, кг/т чугуна	428,6	424,9
Текущие простои, %	1,009	1,009
Удельный выход шлака (фактический), кг/т чугуна	329,6	н/д
Выход шлака, рассчитанный по балансу шлакообразующих, кг/т чугуна	318,5	312,7
Вынос пыли (уловленной), кг/т чугуна	18,4	18,4
Давление дутья, ати / Мпа	2,54 / 0,359	2,54 / 0,359
Температура дутья, °С	1135,6	1135,6
Влажность дутья, г/м^3	3,15	3,15
Содержание кислорода в дутье, %	26,64	26,64
Удельный расход природного газа, м^3/т чугуна	100,5	100,5
Химический состав чугуна, %		
- Si	0,753	0,700
- S	0,021	0,016
- Mn	0,305	0,305
- C	4,65	4,65
- P	0,06	0,06
- Ti	0,071	0,071
Химический состав шлака, %		
- CaO	37,66	38,39
- SiO_2	37,85	36,80
- Al_2O_3	11,40	11,57

Результаты модельных расчетов основных характеристик шлакового режима приведены в таблице 2. По результатам модельных расчетов сделаны выводы:

– расчётная производительность печи за счет снижения выхода шлака и кремния в чугуне выросла на 237 т/сутки;

– удельный расход кокса снизился на 3,7 кг/т чугуна в результате влияния тех же факторов;

– состав конечного шлака изменился. Основность CaO/SiO_2 повысились с 0,995 до 1,043, основность $(CaO+MgO)/SiO_2$ с 1,221 до 1,281 и $(CaO+MgO)/(SiO_2+Al_2O_3)$ изменилась с 0,939 до 0,974. Согласно расчету, это позволило прогнозировать снижение содержания серы в чугуне до 0,016 % при содержании кремния в чугуне 0,7%;

– наблюдается повышение качества чугуна за счет роста коэффициента распределения серы (L_s) с 37 до 47,7;

– улучшение обессеривающей способности шлака произошло за счет снижения вязкости шлака при температурах 1500, 1550 °С на 0,62 и 0,46 пуаз соответственно. При этом градиент вязкости повысился незначительно с 0,184 до 0,223 пуаз/°С. Вязкость при 1450 °С снизилась на 0,83 пуаз (0,083 Па·с).

Изменение характеристик шлакового режима при прочих равных условиях положительно сказывается на газопроницаемости в зоне шлакообразования, повышается восстановительная способность газа и производительность доменной печи, а также снижается расход кокса. Эти особенности не учтены вышеприведенным расчетом.

Таблица 2 – Основные характеристики конечного шлака в рассматриваемые периоды

Показатель, ед. измерения	Периоды		Изменение
	Базовый	Проектный	
CaO/SiO_2, ед.	0,995	1,043	0,048
$(CaO+MgO)/SiO_2$, ед.	1,221	1,281	0,06
$(CaO+MgO)/(SiO_2+Al_2O_3)$, ед.	0,939	0,974	0,035
Температура шлака, °С	1524,6	1517,7	-6,9
Температура шлака (при 25 пуаз), ºС	1312,1	1318,8	6,7
Вязкость шлака, пуаз			
- при температуре шлака	2,95	2,20	-0,74
- при 1400 °С	7,77	6,14	-1,63
- при 1450 °С	4,88	4,06	-0,83
- при 1500 °С	3,41	2,79	-0,62
- при 1550 °С	2,58	2,12	-0,46
Приход серы, кг/т чугуна	2,97	2,94	-0,03
Коэффициент распределения серы, ед.	37,0	47,7	10,7
Содержание серы в чугуне, %	0,021	0,017	-0,004
Температура шлака (при 7 пуаз), °С	1410	1390	-20
Градиент вязкости $\Delta\eta_{07}^{25}$, пуаз / °С	0,184	0,223	0,039

Так как в реальных условиях работы имеют место колебания основности железорудного сырья, то это вызывает и колебания основности шлака. В таблице 3 приведены результаты расчета шлакового режима для тех же самых условий, что указаны ранее, но при изменении основности агломерата CaO/SiO_2 с 1,72 до 1,82.

Таблица 3 – Основные характеристики конечного шлака в рассматриваемые периоды при пониженной основности агломерата

Показатель, ед. измерения	Периоды		Изменение
	Базовый	Проектный	
CaO/SiO_2, ед.	0,995	1,090	0,095
$(CaO+MgO)/SiO_2$, ед.	1,221	1,325	0,106
$(CaO+MgO)/(SiO_2+Al_2O_3)$, ед.	0,939	1,01	0,071
Температура шлака, °С	1525	1518	-7
Тем-ра шлака (при 25 пуаз), °С	1312	1319	7
Вязкость шлака, пуаз			
- при температуре шлака	2,95	2,20	-0,75
- при 1400 °С	7,77	6,14	-1,63
- при 1450 °С	4,88	3,58	-1,31
- при 1500 °С	3,41	2,45	-0,96
- при 1550 °С	2,58/	1,88	-0,70
Приход серы, кг/т чугуна	2,97	2,94	-0,03
Коэффициент распределения серы, ед.	37,0	57,7	20,7
Содержание серы в чугуне, %	0,021	0,010	-0,011
Температура шлака (при 7 пуаз), °С	1410	1390	-20
Градиент вязкости $\Delta\eta_{07}^{25}$, пуаз / °С	0,184	0,252	0,068

Полученный в результате понижения основности агломерата конечный шлак имеет следующие характеристики: основность CaO/SiO_2 равна 1,09; основность $(CaO+MgO)/SiO_2$ равна 1,325, а основность $(CaO+MgO)/(SiO_2+Al_2O_3)$ равна 1,01. При этом градиент вязкости

шлака равен 0,252 пуаз/°С, то есть ниже максимального допустимого значения 0,35 пуаз/°С.

Анализ зависимостей вязкости шлака от основностей показал, что при достижении определенного значения содержания MgO в шлаке происходит достаточно резкое увеличение его вязкости; при этом предельная концентрация магнезии в шлаке зависит от основности шлака. Так, при содержании MgO в шлаке 8,0 % резкое возрастание вязкости шлака будет наблюдаться при отношении CaO/SiO_2 = 1,15; для MgO в шлаке 10 % CaO/SiO_2 = 1,08; для MgO в шлаке 12 % недопустимый рост вязкости будет наблюдаться при соотношении CaO/SiO_2, равном 1,05, а при установлении содержания MgO в шлаке 15 % – при основности CaO/SiO_2 = 0,90 (рисунок 2).

Зависимости вязкости шлака от основности шлака с вводом в этот показатель концентрации оксида магния $(CaO+MgO)/SiO_2$ сильно упрощает взаимосвязь указанных параметров (рисунок 3). Кривые вязкости шлаков, содержащих 8, 10 и 12 % магнезии, практически сливаются в одну, а резкое возрастание вязкости этих шлаков происходит при основности шлака $(CaO+MgO)/SiO_2 \approx 1{,}32$. При достижении содержания в шлаке MgO = 15 % предельное значение основности шлака снижается до $(CaO+MgO)/SiO_2$ = 1,25.

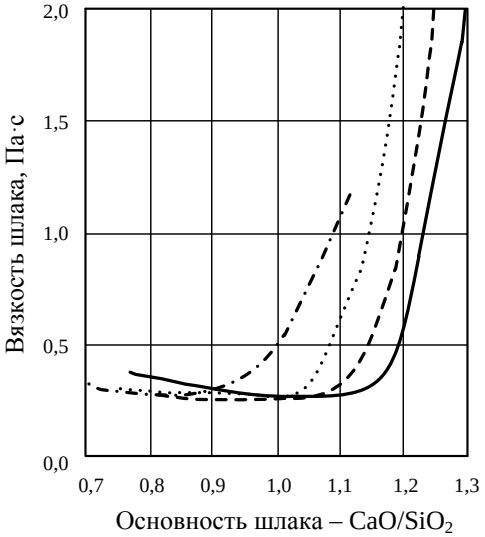


Рисунок 2 – Зависимость вязкости шлаков от основности шлака при температуре 1500 ºС: сплошная линия – MgO = 8 %; штриховая – MgO = 10 %; пунктирная – MgO = 12 %; штрих-пунктирная – MgO = 15 %

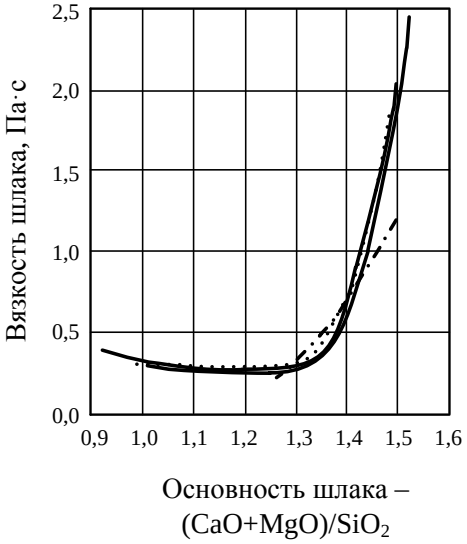


Рисунок 3 – Зависимость вязкости шлаков от основности шлака $(CaO+MgO)/SiO_2$ при температуре 1500 ºС при различном содержании MgO: сплошная линия – MgO = 8 %; штриховая – MgO = 10 %; пунктирная – MgO = 12 %; штрих-пунктирная – MgO = 15 %

Заключение.

В результате проведенного исследования сделаны следующие выводы:

1. недостаточно полно использована обессеривающая способность шлака, в результате чего качество выплавляемого чугуна снижено как по содержанию серы, так и по содержанию кремния в нем;

2. оптимальная основность конечного шлака, обеспечивающая максимальную его жидкоподвижность, для условий работы доменных печей ПАО «ММК» составляет 1,04-1,09 для соотношения CaO/SiO_2 и 1,3-1,32 для соотношения $(CaO+MgO)/SiO_2$.

Библиографический список

1. Pavlov A.V., Polinov A.A., Spirin N.A., Onorin O.P., Lavrov V.V. Use of model systems for solving new technological problems in blast-furnace production // Metallurgist. 2017. Vol. 61. No. 5-6. Pp. 448-454.
2. Онорин О.П. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.Л. Терентьев, Л.Ю. Гилева, В.Ю. Рыболовлев, И.Е. Косаченко, В.В. Лавров, А.В. Терентьев; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2005. – 301 с.
3. Спирин Н.А. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки: монография / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев, А.В. Краснобаев, О.П. Онорин, И.Е. Косаченко. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 462 с.
4. Спирин Н.А. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев, Л.Ю. Гилева, А.В. Краснобаев, В.С. Швыдкий, О.П. Онорин, К.А. Щипанов, А.А. Бурыкин. – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – 558 с.
5. Большаков В.И. Технология высокоэффективной энергосберегающей доменной плавки / В.И. Большаков. – К.: Наукова думка, 2007. – 411 с.
6. Товаровский И.Г. Доменная плавка / И.Г. Товаровский. – Днепропетровск: Пороги, 2009. – 765 с.
7. Гиммельфарб А.А. Процессы восстановления и шлакообразования в доменных печах / А.А. Гиммельфарб, К.И. Котов. – М.: Металлургия, 1982. – 328 с.
8. Атлас шлаков. Перевод с немецкого Жмойдина Г.И. / Под ред. Куликова И.С. – М.: Металлургия, 1985. – 208 с.
9. Воскобойников В.Г. Свойства жидких доменных шлаков / В.Г. Воскобойников, Н.Е. Дунаев, А.Г. Михалевич. – М.: Металлургия, 1975. – 182 с.
10. Жило Н.Л. Формирование и свойства доменных шлаков / Н.Л.Жило – М.: Металлургия, 1974. – 120 с.

УДК: 669.1

СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ОКУСКОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО СЫРЬЯ

Берсенев И.С.[1], Брагин В.В.[1], Солодухин А.А.[1], Поколенко А.Ю.[1, 2], Бардавелидзе Г.Г.[1, 2] Спирин Н.А.[2]

[1] ООО «Научно-производственное внедренческое предприятие «ТОРЭКС», Екатеринбург, Россия, i.bersenev@torex-npvp.ru
[2]Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия, n.a.spirin@urfu.ru

Аннотация. *Приведен обзор наиболее актуальных проблем, стоящих перед производителями окускованного железорудного сырья: необходимость вовлечения новых видов сырья, производство окатышей для металлизации, энергосбережение и улучшение металлургических свойств рудного сырья, уменьшение эмиссии отходов и выбросов. Изложены примеры комплексного решения этих проблем.*

Ключевые слова: *агломерат, окатыши, концентраты, металлизация, энергосбережение, металлургические свойства, выбросы, отходы*

MODERN PROBLEMS OF IRON ORE PELLETIZING AND SINTERING

Bersenev I.S.[1], Bragin V.V.[1], Solodukhin A.A.[1], Generenko A.Yu.[1, 2], Bardavelidze G.G.[1], 2 Spirin N.A.[2]

[1] LLC "Scientific and production Innovation Enterprise "TOREX", Yekaterinburg, Russia, i.bersenev@torex-npvp.ru
[2]Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia, n.a.spirin@urfu.ru

Abstract*. The article provides an overview of the most pressing problems facing producers of iron ore raw materials: the need to involve new types of raw materials, the production of pellets for metallization, energy saving and improving the metallurgical properties of ore raw materials, reducing waste emissions and emissions. Examples of complex solutions to these problems are presented.*

Keywords*: sinter, pellets, concentrates, metallization, energy saving, metallurgical properties, emissions, waste*

Введение.

Окускованное железорудное сырье представлено окатышами, агломератом и брикетами. Их доля в объеме потребляемого металлургической промышленностью металлсодержащих компонентов превышает 90%, что делает задачу повышения эффективности их производства важной и актуальной. Целью настоящей работы служит обзор основных направлений развития этой области технологии.

Использование новых видов концентратов. Запасы многих месторождений железных руд сокращаются, что создает предпосылки для изменения шихтовых условий горнорудных предприятий. Истощение существующих залежей требует вовлечения новых месторождений и интенсификации использования забалансовых руд, до извлечения железа из хвостов. Например, для руд Курской магнитной аномалии это связано с использованием окисленных железистых кварцитов, для скарновых высокосернистых руд это связано с эксплуатацией более глубоких горизонтов и повышением содержания серы в концентратах, для титаномагнетитовых руд – с ростом концентрации титана и т.д. Главная научно-техническая проблема при окускованиии в этих условиях состоит в адаптации технологического оборудования. Новое сырья, как правило, обладает более высоким значением удельной поверхности, что требует корректировки технологических режимов окускования и дозировки связующих. Кроме того, новых концентрат может иметь более гидрофильную или гидрофобную поверхность, что связано как иным вещественным составом, так и с технологией обогащения (например, состав реагентов при флотации). Все эти изменения могут потребовать не только изменения режимов работы окомковательного оборудования, но даже его замены. При этом свойства сырых окатышей и кинетика процессов при их термообработке будут отличаться от проектных. Соответственно, потребуется корректировка тепловых схем обжиговых и агломерационных машин. Для аглоцехов, в силу ограниченной циркуляции их газо-воздушных потоков, изменения потребуют замены дымососов, газоочисток и обеспечения газоплотности вакуумной системы. Для обжиговых машин может потребоваться техническое перевооружение с полным изменением тепловой схемы с учетом изменения прочности сырых окатышей, скорости удаления влаги, изменения тепловых эффектов при обжиге и т.д. Отдельным вопросом служит производство брикетов, доля которых в общем объеме железорудного сырья неуклонно растет. Преимуществом этого способа служит отсутствие высокотемпературной технологической стадии и соответствующее снижение себестоимости передела. Получение брикетов может быть реализовано по разным технологиям (экструзия, вибропрессование и др.), при этом проблемой является не состав и свойства сырья, а связующие вещества. Имен-

но подбор оптимального связующего (по стоимости, поведению в технологическом агрегате и т.д.) составляет основную задачу исследователей. Все эти вопросы требуют индивидуальной проработки и оценки как с технологической, так и с финансовой точки зрения. В некоторых случаях использование нового концентрата в действующих условиях нецелесообразно и для его окускования необходима новая технологическая линия.

В качестве примера проблем, возникающих при использовании нового типа сырья, может быть рассмотрено вовлечение в промышленный оборот окисленных железистых кварцитов (ОЖК) одного из крупнейших месторождений КМА – Михайловского [1-3]. Исследования показали, что из ОЖК возможно получить высококачественный железный концентрат (Fe>67 %). Однако, при окусковании это сырье сложно: высокая гигроскопичность при плохой комкуемости создают условия для окатышей низкой прочности и аглошихты с низкой газопроницаемостью; высокая степень окисленности железа приводит к необходимости введения твердого топлива в шихту окатышей и повышения удельного расхода коксовой мелочи при агломерации; получение сырья имеет низкую производительность; необходимо использовать специальные связующие; модернизировать обжиговые машины; и др. Еще одним из таких примеров может служить переработка титаномагнетитовых руд, новые типы которых извлекаются как в действующих производствах, так и в строящихся [4, 5]. Успешная переработка этого сырья возможна только за счет комплекса мероприятий: снижение содержания титана за счет обогащения; использование разжижающих шлак добавок; офлюсование сырья; и др.

Производство окатышей для металлизации. Производство металлизованных окатышей и брикетов из них растет ежегодно и ожидается сохранение этого тренда в обозримом будущем. Причины заключаются в преимуществах железа прямого восстановления (DRI – Direct Reduced Iron) и горячебрикетированного железа (HBI - Hot Briquetted Iron) перед доменным чугуном: низкая себестоимость; низкая эмиссия парниковых газов, вредных выбросов и отходов; высокая транспортабельность. На текущий момент многие металлургические предприятия РФ декларируют планы о введении в эксплуатацию технологических линий по металлизации. Соответственно, требуется их обеспечение окатышами с высоким содержание железа и заданными металлургическими свойствами. Основными проблемами производства таких окатышей является необходимость высокой степени обогащения (что приводит к проблемам, описанным выше), достижения высокой степени десульфурации, достижения прочности окатышей, снижения их спекаемости в условиях восстановительного процесса. Эти проблемы решаются подбором состава шихты окатышей и подбора режима обжига. Кроме того, получение качественного HBI требует выбора оптимальных условий уже на стадии получения окатышей, поскольку брикетируемость массы восстановленных окатышей определяется также структурой окатышей и их крупностью. Соответственно, задача получения качественных окатышей для металлизации является системной, требующей анализ всей цепочки – от концентрата до выпуска брикетов.

Сложность и неоднозначность задачи получения качественного HBI иллюстрируют результаты исследования качества в зависимости от свойств окатышей. Например, повышению *прочности* брикетов способствует: повышение плотности брикетов; повышение содержания железа металлического в брикетах; повышение содержания класса 5-8 мм в окатышах и уменьшению количества фракции +12,5-16,0 мм; обеспечение содержания Al_2O_3 менее 0,58 %.

Повышению *плотности* брикетов способствует: содержание класса +8 мм менее 25,37 %; содержание класса -5 мм менее 0,59 %; содержание железа общего в окатышах более 66,97 % (рисунок 1).

Повышению *степени металлизации* брикетов способствует: содержание Al_2O_3 не более 0,6 %, содержанию класса 11,2…12,5 мм более 15,45 % и содержанию железа общего в окатышах менее 67,08 % (рисунок 2).

Наиболее критичные (чувствительные) для качества брикетов факторы: содержание серы в окатышах; содержание железа в окатышах; содержание фракции 5-8 мм и 8…11,2 мм; содержание фракции 11,2-12,5 мм. Для достижения стабильного и высокого качества брикетов необходимо поддерживать минимальное содержание серы в окатышах, максимальное

содержание фракции 5…11,2 мм и содержание железа общего на уровне 67 %.

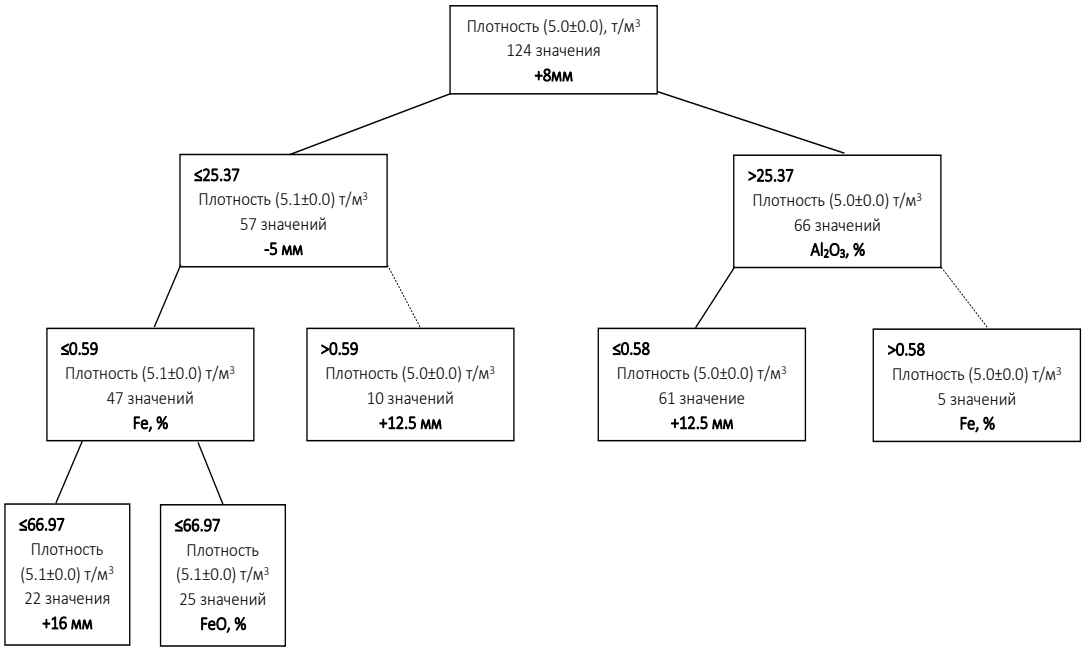


Рисунок 1 – Зависимость плотности брикетов от качества окатышей в виде дерева решений

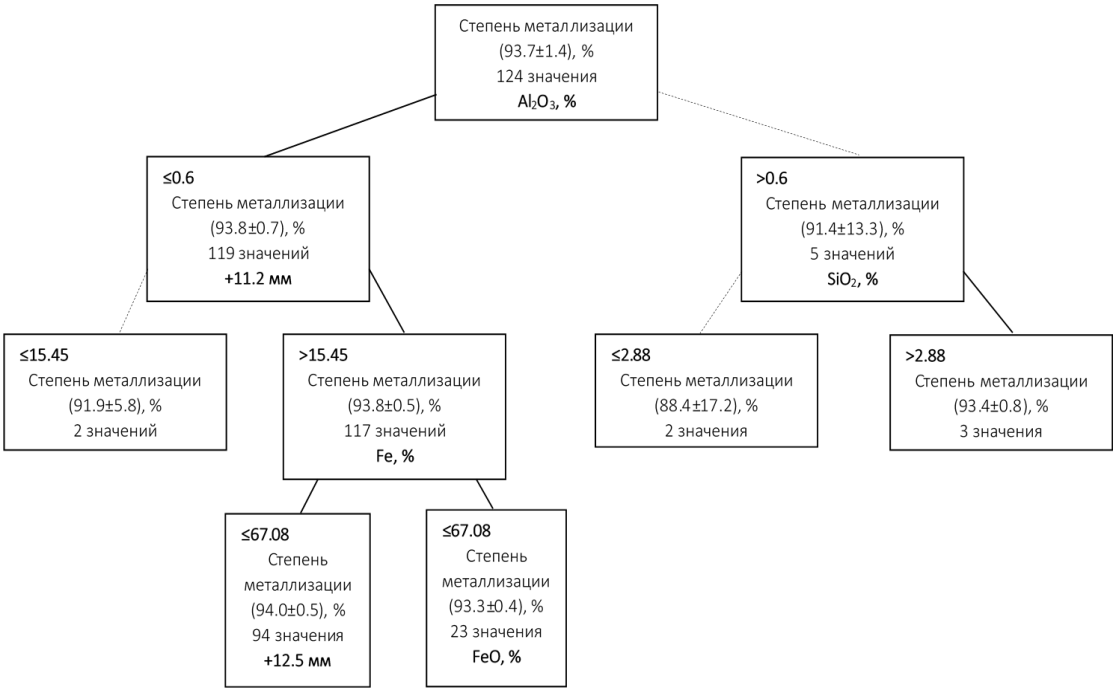


Рисунок 2 – Зависимость степени металлизации брикетов от качества окатышей в виде дерева решений

Многие факторы находятся в альтернативной зависимости, что обуславливает необходимость анализа требований к HBI уже на стадии разработки проектных решений по обогащению и окускованию.

Энергосбережение и повышение металлургических свойств сырья. Энергосбережение является одним из условий эффективности производства. Потребление топлива при производстве окатышей близко к теоретическому пределу и существенное его снижение маловероятно. Основные направления связаны с улучшением качества сырых окатышей, по-

вышением эффективности использования тепла за счет использования эффективных тепловых схем, а также обжиг окатышей с внутренним источником тепла (кокс, уголь, магнетит концентрата). Повышение энергоэффективности агломерационного процесса связано с улучшением качества аглошихты и ее газопроницаемости, использование эффективных эксгаустеров и использованием вторичных ресурсов – горячего воздуха и горючих компонентов аглогазов за счет их рециркуляции. Как показывает практика, агломерационные производства РФ имеют значительный потенциал энергосбережения, реализация которого осложняется значительным износом оборудования и технологии [6]. Повышение металлургических свойств окускованного железорудного сырья также может выступать в качестве драйвера энергосбережения и за счет этого повышения экономичности получения металла (путем снижения удельных расходов кокса, природного газа на восстановление и нагрев) [7]. Кроме задач энергосбережения, важным аспектом является доступность ресурсов. В частности, ряд месторождений железных руд (Быстринское, Костомукшское, Таёжное, Дёсовское и др.) находятся в регионах с дефицитом наиболее эффективного топлива для окускования – природного газа. Это ставит задачу обеспечения их альтернативными видами топлива: мазутом, продуктами газификации угля или биомассы, твердым топливом (коксовая мелочь или уголь). Решение этой задачи должно тесно увязано с борьбой с климатическими изменениями и снижением негативного воздействия промышленности на окружающую среду.

Снижение выбросов и отходов. Объем выбросов и отходов промышленных предприятий в значительной степени определяют условия жизни людей. На фоне климатических изменений и нарушений ландшафтов, вызванных добычей и использованием ископаемых, усилия государства направлены на снижение выбросов за счет повышения платы за негативное воздействие на окружающую среду. Поэтому задача повышения экологичности производства приобрела не только социальный, но и экономический смысл. Выбросы производств окатышей, агломерата и брикетов представлены пылью, парниковыми газами, вредными составляющими (оксиды азота, серы, монооксид углерода). Главной экологической проблемой производства агломерата являются выбросы монооксида углерода и оксидов серы с дымовыми газами. Эффективным способом снижения этих выбросов является рециркуляция аглогазов и сероочистка. Выбросы пыли сопровождают все технологии и должны решаться механической очисткой газов и герметизацией оборудования и конструкций [6]. В производстве окатышей главной проблемой является повышение выбросов оксидов серы, что связано с добычей сернистых руд. Решение этой проблемы достигается за счет использования сероочистки и породит новую проблему – значительные объемы твердых отходов – гипсосодержащих шламов. Комплексное решение сложившейся ситуации требует усилий и к настоящему моменту не найдено [8]. На фоне беспрецедентного по скорости изменения климата, задача минимизации эмиссии парниковых газов в атмосферу служит одним из приоритетов в выборе научно-технической политики государств и корпораций [9]. В рамках необходимости снижения «углеродного следа» предлагается концепция «водородной экономики», которая предполагает отказ от использования углеродсодержащих топлив и использования газообразного водорода. Одним из крупнейших эмитентов CO_2 в атмосферу (совместно с транспортом и энергетикой) служит металлургическая отрасль, поэтому проблема использования водорода в черной металлургии является актуальной. Ряд металлургических компаний уже сейчас вовлечены в ее решение, и в обозримом будущем не видно причин для отказа от движения в сторону максимального использования водорода (особенно под давлением общественности и государственных органов). Риски использования водорода связаны с его опасностью, высокой стоимостью, необходимостью модернизации оборудования и корректировки технологических режимов упрочняющего обжига и восстановления окатышей.

Библиографический список

1. Расширение минерально-сырьевой базы железных руд за счет вовлечения в переработку окисленных железистых кварцитов / Д.Н.Голеньков, А.В.Чантурия, Э.В.Шелепов, Т.В.Игнатова // Проблемы и перспективы эффективной переработки минерального сырья в

21 веке (Плаксинские чтения – 2019): Материалы Международного совещания. Иркутск, 9-14 сентября 2019 г., с.278-280.

2. Агломерация окисленных железистых кварцитов / И. С. Берсенев, А. Ю. Петрышев, Н. А. Майстренко, А. С. Лопатин, Н. К. Анисимов // Сталь, 2016, №12, С.2-7.

3. Утилизация железосодержащих отходов магнитного обогащения – окисленных железистых кварцитов КМА / И.С.Берсенев, И.Г.Бормотова, И.С.Вохмякова, Р.И.Исмагилов, М.Н.Нафталь, Ю.Г.Ярошенко// Труды Конгресса с международным участием и Конференции молодых ученых «Фундаментальные исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований (ТЕХНОГЕН-2017)», V Форума «Уральский рынок лома, промышленных и коммунальных отходов». – Екатеринбург: УрО РАН, 2017., С.193-196.

4. Подготовка к доменной плавке титаномагнетитовых концентратов с различным содержанием диоксида титана / А.Н. Дмитриев, Р.В. Петухов // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия», 2017, № 12 (1416), С.27-30.

5. Повышение прочности окатышей из титаномагнетитовых концентратов при использовании добавок, содержащих барий и стронций И.С.Берсенев, В.В.Брагин, С.Н.Евстюгин, А.С.Лопатин // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия», т.77, №4 , 2021, с.406-409.

6. Снижение энергоемкости агломашин за счет совершенствования их тепловых схем / И.С.Берсенев, В.И.Клейн, В.И.Матюхин, Ю.Г.Ярошенко // Энергобезопасность и энергосбережение, 2011, №3, С.22-26.

7. Направления повышения металлургических свойств железорудного сырья / И.С.Берсенев, В.В.Брагин // Сталь, 2020, №11, С.2-3.

8. Технологические возможности использования роторно-вихревого агрегата для получения гипсового связующего / В.И.Матюхин, И.А.Павлова, А.В.Матюхина, Е.Г.Подковыркин, Е.С.Берсенев, И.С.Берсенев // Сталь, 2021, №5, С.65-68.

9. Оценка рисков использования водорода взамен углеродсодержащих топлив в черной металлургии/ А.Алабушев, И.С.Берсенев, В.В.Брагин, А.А.Степанова // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации, т.77, №8 , 2021, С.925-930.

УДК 669.168

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ НИОБИЙСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ В ЖИДКОЙ СТАЛИ

Жучков В.И., Заякин О.В., Кель И.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (ИМЕТ УрО РАН)
г. Екатеринбург, Россия, zferro@mail.ru

Аннотация. *Изучен процесс плавления ниобийсодержащих сплавов системы Nb-Si-Fe в железоуглеродистом расплаве методом математического моделирования. Установлено, что увеличение содержания кремния в сплавах до 30-40 % приводит к снижению их времени плавления в жидкой стали в 16-17 раз, что определяется, в основном, переходом этих сплавов из группы сверхтугоплавких в легкоплавкие.*

Ключевые слова: *металлургия, ниобий, ферросплав, сталь, плавление, температура кристаллизации, моделирование*

STUDYING THE PROCESS OF MELTING NIOBIUM CONTAINING ALLOYS IN LIQUID STEEL.

Zhuchkov V.I., Zayakin1 O.V., Kel I.N.

Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
Yekaterinburg, Russia, zferro@mail.ru

Abstract. *Process of melting niobium containing alloys of Nb-Si-Fe system in iron-carbon liquid melt was investigation by a mathematical modeling. It is established that an increasing of silicon in the alloy to 30-40 % has a positive effect on melting time in liquid steel. It decreases to 16-17 times, and alloys going from ultra-refractory to low-melt group.*

Key words: *metallurgy, niobium, ferroalloy, steel, melting, crystallization temperature, modeling.*

Введение.

Потребление ферониобия российскими сталеплавильщиками увеличилось с 200-300 т/год в конце 90-х годов прошлого столетия до 4-6,5 тыс. т/год в настоящее время. Однако его собственное производство в РФ составляет всего ~200 т/год из-за отсутствия эксплуатируемых рудников и современных технологических решений при наличии отечественных ниобиевых месторождений [1-3]. У технологов-ферросплавщиков возникают сложные задачи по разработке из разных видов рудного сырья не только эффективных процессов его переработки, но и новых рациональных составов ниобийсодержащих ферросплавов, которые возможно получать из российского минерального сырья. Химический состав ниобиевых ферросплавов должен с одной стороны соответствовать продукту, получаемому при обогащении (концентрату), а с другой удовлетворять требования сталеплавильщиков к ферросплавам, предназначенным для микролегирования стали ниобием.

Процесс производства стали значительно изменился за последние несколько десятилетий. Появились новые элементы технологии ее получения. Основным видом продукции ферросплавных заводов являются стандартные ферросплавы, которые часто не обладают всеми необходимыми служебными характеристики и малопригодны для обработки металла в ковше, а развивающаяся прогрессивная технология сталеплавильного производства вынуждена приспосабливаться к существующему сортаменту ферросплавов, стандарты на которые не обновлялись 50 и более лет. Кроме того, за последние годы поменялись источники и рынки ферросплавного сырья [4, 5], снизились его качество и содержание ведущих элементов [6], что затрудняет или исключает возможность получения ферросплавов по существующим стандартам. В связи с этим требуется выпуск более эффективных ферросплавов нового поколения [7], пригодных для прогрессивных процессов развивающихся областей черной и цветной металлургии и выплавляемых из низкосортных, нетрадиционных видов рудного сырья.

Подбором полезных (целевых) и сопутствующих элементов сплава можно определить его рациональный состав, обеспечивающий высокое и стабильное усвоение элементов, быстрое растворение и равномерное их распределение в объеме железоуглеродистого расплава. Для этого специалистами ИМЕТ УрО РАН и УрФУ разработана математическая модель, позволяющая определять механизм и время плавления новых марок ферросплавов в железоуглеродистом расплаве (стали).

Увеличение скорости плавления сплавов при раскислении и легировании стали обуславливает повышение усвоения их элементов и производительности сталеплавильных агрегатов. Поэтому важно знать факторы, увеличивающие скорость плавления и растворения сплавов. Эти факторы можно разделить на группы, относящиеся к физико-химическим свойствам расплавляемого сплава и жидкой стали, а также к характеру их движения. По изучению скорости плавления ферросплавов проведены обширные исследования как российскими [8], так и зарубежными [9-10] металлургами.

Методика исследования

Рассматриваемая в данной работе математическая модель включает гидродинамическую и тепловую части.

Гидродинамическая часть модели определяет скорость движения ферросплавов относительно металла ванны с учетом сил, действующих на него в каждый момент времени. Время плавления ферросплава определяется характером его движения, который в свою очередь

зависит от скорости движения расплава, соотношения плотностей твердого ферросплава и жидкого металла, скорости проникновения куска в расплав.

Размеры кусков ферросплавов значительно меньше диаметра ковша, а общая масса вводимых ферросплавов мала по сравнению с массой расплава. Поэтому в модели принято, что движение кусков происходит изолированно друг от друга (т.е. они не сталкиваются между собой) и не приводит к изменению скорости расплава.

Тепловая часть модели основана на классификации ферросплавов в зависимости от соотношения их температуры начала кристаллизации (ликвидус $T_л$), температур ванны ($T_в$) и кристаллизации железоуглеродистого расплава ($T_{км}$) на легкоплавкие, тугоплавкие и сверхтугоплавкие. Тепловая часть включает уравнение теплопроводности Фурье для каждой из фаз и граничные условия, определяемые конвективным тепломассообменом и процессом плавления.

В модели рассматривается процесс плавления твердого куска ферросплава, полностью погруженного в железоуглеродистый расплав (сталь). Ход процесса плавления зависит главным образом от соотношения между температурами начала кристаллизации ферросплава, кристаллизации обрабатываемого металла и температуры ванны железоуглеродистого расплава.

Исследуемые материалы

Для исследования выбраны образцы (которые возможно получать из бедного отечественного ниобиевого сырья) сплавов системы Nb-Si-Fe (10-40 % Si при Fe/Nb~3) в сравнении с базовым двухкомпонентным сплавом Nb-Fe, составы которых представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых ферросплавов

№	Марка сплава	Nb	Si
1	FeNb50	50,0	-
2	FeNbSi10	22,5	10,0
3	FeNbSi20	20,0	20,0
4	FeNbSi30	17,5	30,0
5	FeNbSi40	15,0	40,0
* Fe - остальное			

Результаты исследований и их обсуждение

Двухкомпонентный сплав характеризуется высокой плотностью (8250 кг/м^3), что существенно превышает плотность жидкой стали (7000 кг/м^3). Ввод легкого металла – кремния при снижении концентрации ниобия позволяет понизить значения плотности трехкомпонентных сплавов. Повышение содержания кремния в сплаве более 20 % позволяет перевести ферросплав из группы тяжелых сплавов в группу легких, обладающих плотностью менее 7000 кг/м^3. В связи с этим процесс плавления сплава системы Nb-Fe рассматриваем как плавление неподвижного твердого куска сплава, полностью погруженного в железоуглеродистый расплав (рисунок 1, позиция А), а процесс плавления трехкомпонентных ферросплавов (FeNbSi30 и FeNbSi40) - как плавление сплавов, обладающих рациональной плотностью для обработки железоуглеродистого расплава в ковше и находящихся в объеме расплава (рисунок 1, среднее положение между позициями Б и В).

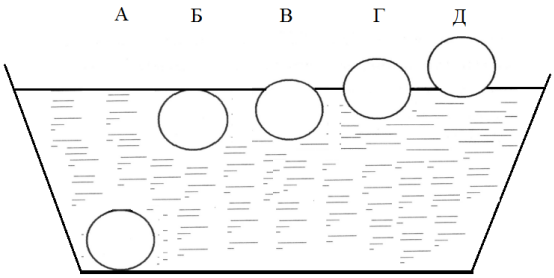
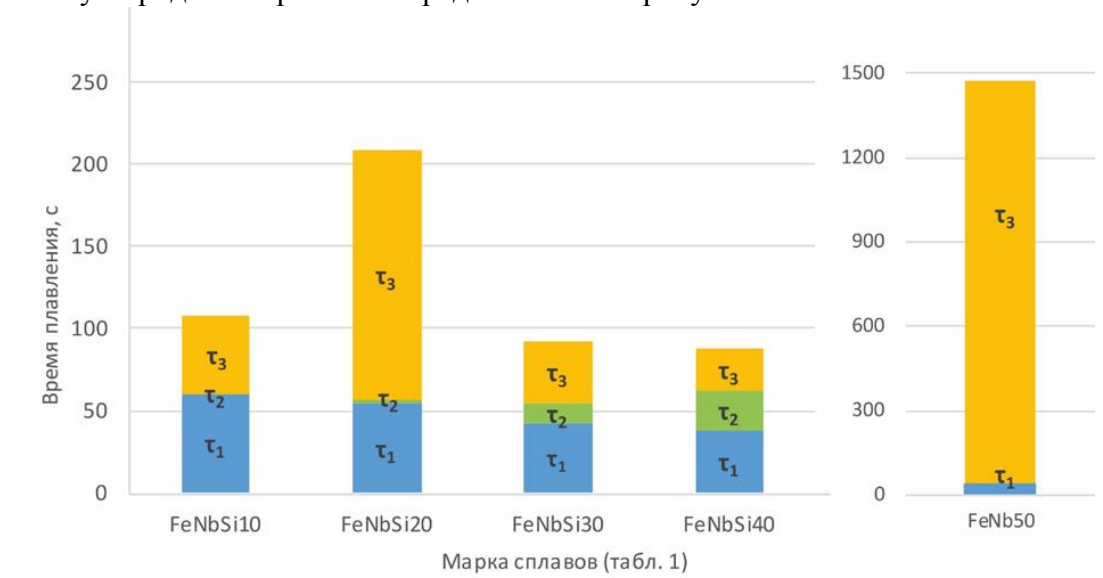


Рисунок 1 - Положение образцов ниобийсодержащих ферросплавов в железоуглеродистом расплаве в зависимости от их плотности: А - 7500 кг/м^3, Б - 7000 кг/м^3, В - 5000 кг/м^3, Г - 3500 кг/м^3, Д - 2000 кг/м^3

Для условий математического моделирования принимали, что $T_{км}$=1500 ^oC, $T_в$=1600 ^oC, начальная температура ферросплава T_0=25 ^oC, крупность 100 мм. В реальных условиях из-за низкой начальной температуры куска ферросплава при попадании в расплав на его поверхности образуется корка твердой стали. В работе приняты следующие обозначения времени плавления: τ_1, τ_2, τ_3 – длительность отдельных периодов, τ_Σ - общее время плавления.

Результаты расчетов продолжительности плавления ниобийсодержащих ферросплавов в железоуглеродистом расплаве представлены на рисунке 2.



τ_1 - время первого периода плавления; τ_2 - время второго периода плавления; τ_3 - время третьего периода плавления; τ_Σ - суммарное время плавления.

Рисунок 2 – Продолжительности плавления ниобийсодержащих ферросплавов в железоуглеродистом расплаве при $T_в$=1600 ^oC.

Двухкомпонентный сплав FeNb имеет температуру кристаллизации 1750 ^oC и относится к группе сверхтугоплавких ферросплавов, у которых $T_л \geq T_в$. Трехкомпонентный сплав FeNbSi20 имеет температуру кристаллизации 1550 ^oC и относится к группе тугоплавких ферросплавов, у которых $T_{км} < T_л < T_в$. Процесс плавления таких ферросплавов в железоуглеродистом расплаве проходит в три периода.

Для сплавов FeNb50 и FeNbSi20 в течение первого периода куски ферросплавов прогреваются, и на их поверхности формируется оболочка твердой стали. Намерзание железоуглеродистого расплава на поверхности ферросплава происходит вследствие относительно высокой их теплопроводности в твердом состоянии по сравнению с теплопроводностью пограничного слоя жидкой стали. Теплопроводность железа (стали), как и других металлов, резко снижается при переходе в жидкое состояние. Оболочка твердой стали до конца первого периода полностью расплавляется. При этом ферросплав вначале прогревается за счет тепла, поступающего от жидкой стали, а во второй половине периода тепло от железоуглеродистого расплава расходуется как на прогрев куска ферросплава, так и плавление корки. Окончание периода определяется моментом полного расплавления последней. В ходе второго периода эти сплавы прогреваются до температуры $T_{км}$ и непосредственно контактирует с жидкой сталью, поэтому возможно их химическое взаимодействие. Для рассматриваемых тугоплавких сплавов время второго периода плавления минимально, а для сверхтугоплавкого двухкомпонентного сплава полностью отсутствует второй период. Во время третьего периода оставшиеся твердые фрагменты ферросплав плавятся, а жидкие ферросплавы растворяются в железоуглеродистом расплаве. В связи с чем, третий период для двухкомпонентного сплава, обладающего самой высокой плотностью и температурой кристаллизации 1750 ^oC, является самым длинным и составляет 23 мин. 48 с. Плавление считается законченным, когда ферросплавы полностью расплавились. Дальнейшее их распределение по объему ковша для всех рассматриваемых сплавов приблизительно одинаково.

Остальные рассматриваемые сплавы тройной системы относится к группе легкоплавких ферросплавов, у которых $T_л \leq T_{км}$. Процесс их плавления в железоуглеродистом расплаве также проходит в три периода. В течение первого периода куски ферросплава прогреваются, и при достижении температуры поверхности величины $T_л$ они начинают плавиться. Ферросплав при этом находится в оболочке твердой стали, толщина которой увеличивается в течение всего периода или в начале периода увеличивается, а во второй половине - уменьшается. Масса куска сплава в начале первого периода плавления увеличивается относительно быстро вследствие значительного температурного градиента на границе намерзшей корки со сплавом, затем этот процесс постепенно замедляется по мере подхода к температуре начала кристаллизации $T_л$ и по достижению ее совсем прекращается. Во второй период трехкомпонентные легкоплавкие сплавы плавится под коркой твердой стали за счет тепла, поступающего от железоуглеродистого расплава. Период заканчивается полным расплавлением твердой оболочки и погружением не расплавившейся части куска ферросплава в жидкую сталь. При увеличении концентрации кремния в рассматриваемых сплавах наблюдается снижение времени первого периода плавления и увеличение времени плавления твердой стальной корочки, что, соответственно, приводит к увеличению времени второго периода плавления. В периоды 1 и 2 отсутствует прямой контакт ферросплава с жидкой сталью, поэтому взаимодействие между ферросплавом и жидким железоуглеродистым расплавом (химическое растворение, реакции окисления, проходящие с выделением или поглощением тепла) возможно только в период 3. С повышением концентрации кремния в рассматриваемых сплавах существенно снижается время третьего периода плавления, что связано, в первую очередь, с уменьшением температур начала кристаллизации ферросплавов.

В целом, необходимо отметить, что сплавы системы Nb-Si-Fe характеризуются значительно меньшим временем плавления в жидкой стали (1,5-3,5 мин.) по сравнению со стандартным двухкомпонентным сплавом FeNb50 (24,5 мин.) при $T_в$=1600 ^oC, что, безусловно, благоприятно повлияет на процесс легирования стали комплексными сплавами.

Заключение.

Изучен процесс плавления ниобийсодержащих сплавов системы Nb-Si-Fe в железоуглеродистом расплаве методом математического моделирования. Установлено, что увеличение содержания кремния в сплавах до 30-40 % приводит к снижению их времени плавления в жидкой стали в 16-17 раз, что определяется, в основном, переходом этих сплавов из группы сверхтугоплавких в легкоплавкие.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00252.

Библиографический список

1. Машковец Г.А. Минерально-сырьевое обеспечение ферросплавного производства России / Тр. конф. «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: ФЕРРОСПЛАВЫ». Екатеринбург: Альфа-Принт, 2018. – С. 31-35.

2. Мелентьев Г.Б. Перспективы обеспечения собственным редкометальным сырьем и развития производств ферониобия в России / Тр. конф. «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: ФЕРРОСПЛАВЫ». Екатеринбург: Альфа-Принт, 2018. – С. 36-46.

3. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Физикохимия и технология электроферросплавов / Днепропетровск: Системные технологии, 2005. – 448 с.

4. Gasik M.I., Gladkikh V.A., Zhdanov A.V., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Ovcharuk A.N. Calculation of the Value of Manganese Ore Raw Materials / Russian Metallurgy (Metally). - Vol. 2009. - No. 8. - P. 756–758.

5. Жучков В.И., Жданов А.В., Заякин О.В. Исследование температур размягчения марганцевого сырья / Расплавы. - 2006. - № 3. - С. 29-32.

6. Жучков В.И., Заякин О.В., Леонтьев Л.И., Есенжулов А.Б., Островский Я.И. Ос-

новные направления переработки бедного отечественного хроморудного сырья / Электрометаллургия. - 2008. - № 5. - С. 18-21.

7. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Sychev A.V., Kel' I.N. Physicochemical Characteristics, Production and Application of Boron-bearing Complex Ferroalloys / Steel in Translation. - 2017. - Vol. 47. - No. 5. - P. 291–295.

8. Паримончик И.Б., Казачков И.П., Резчик В.Г. Моделирование процесса растворения ферросплавов в сталеразливочном ковше. Металлургия и коксохимия. Киев: Техника. 1972. №31. С.62-65.

9. Agryropoulos S.A. Dissolution characteristics of ferroalloys in liquid steel / Iron and Steelmaker. 1984. No.11. P.48-57.

10. Agryropoulos S.A., Guthrie R.I.L. The influence of hight exothermic neats of dissolution on the solution of solid alloy additions into molten bath of steel / Heat and Mass Transfer in Metallurgical System. Dubrovnik. 1981. P.20-28.

УДК 669.11

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАСПЛАВА ПРИ ПРОДУВКЕ НЕЙТРАЛЬНЫЙ ГАЗОМ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА СТАЛИ

Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Полях О.А.

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

Аннотация. *В настоящей работе рассмотрены методы оценки эффективности перемешивания расплава. Получены результаты влияния расхода нейтрального газа на изменение мощности перемешивания. Представлена зависимость коэффициентов эффективной диффузии от расхода нейтрального газа.*

Ключевые слова: *сталеразливочный ковш, продувка, расплав, нейтральный газ, эффективность перемешивания.*

ANALYSIS OF THE EFFICIENCY OF MIXING THE MELT DURING PURGING WITH NEUTRAL GAS IN ORDER TO IMPROVE THE QUALITY OF STEEL

Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Zapolskaya E.M., Polyakov O.A.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, e-mail: Protopopov@sibsiu.ru

Annotation. *In this paper, methods for evaluating the efficiency of mixing the melt are considered. The results of the influence of the neutral gas flow rate on the change in the mixing power are obtained. The dependence of the effective diffusion coefficients on the neutral gas flow rate is presented.*

Keywords: *steel filling ladle, purge, melt, neutral gas, mixing efficiency*.

В соответствии с современными представлениями эффективное обеспечение качества выплавляемого металла целесообразно проводить методами внедоменной обработки чугуна до сталеплавильной плавки или в процессе внепечной обработки при подготовке металла к непрерывной разливке стали.

При этом важнейшим элементом большинства способов ковшевой металлургии является продувка нейтральным газом, которая при низких затратах, позволяет успешно решать такие технологические задачи, как снижение неоднородности по температуре и химическому составу, удаление неметаллических включений, а также частичная дегазации расплава.

В условиях отсутствия перемешивания металлической ванны сверхзвуковыми кислородными струями и всплывающими пузырями монооксида углерода или обработке металла нейтральным газом в ковше с определенными допущениями можно предположить, что перемешивание расплава осуществляется только (или в основном) за счет продувки нейтральным газом, а определяющие для оценки перемешивания подходы подчиняются основным законам аэрогидродинамики.

Существуют различные методы оценки эффективности перемешивания расплава [1, 2], при этом интенсивность перемешивания при этом определяется в основном характеристиками режима подачи нейтрального газа и соответствующими скоростями возникающих циркуляционных потоков в ванне. Обычно в качестве характеристики используется так называемое время полного перемешивания ($\tau_п$) или время усреднения химического состава металла. Другим подходом в оценке перемешивания является использование в качестве характеристики мощность перемешивания ванны (ε). Причем, исходя из различных теоретических предпосылок и условий эксперимента, определение в различных работах соотношения между указанными величинами в уравнении $\tau_п \approx A\varepsilon^{-n}$ постоянно уточняется и справедливо для тех массивов экспериментальных данных, на основании которых они получены. Показатель степени n по многочисленным данным колеблется от 0,23 до 0,89, а значения коэффициента A изменяется в зависимости от характеристик моделирующих сред геометрии ванны и колеблется в еще более широких пределах (от 50 до 800). Наиболее точной характеристикой интенсивности перемешивания ванны в соответствии с классическими подходами гидродинамики жидкости [3–5] является коэффициент эффективной диффузии (D_e), объединяющий все основные виды переноса (вынужденная и свободная конвекция, молекулярная диффузия).

При формировании газовых струй при выходе из погруженных в жидкость сопел различают пузырьковый, переходный и струйный режимы, когда газовые объемы (пузыри) образуются непосредственно на срезе сопла или в конце некоторого струйного участка. Режим взаимодействия газовой струи с жидкостью и размеры образующихся пузырей слабо зависят от направления подвода дутья [5]. Известно, что выходящая струя нейтрального газа встречает сопротивление среды (металла) и деформируется. Поскольку, различные переходные режимы взаимодействия газовых струй с металлом в реальных условиях сложно фиксируются, возможно использование следующей классификаций режимов: режим барботирования, характеризующийся периодическим растеканием газовых пузырьков по площади днища ковша агрегата с последующим их всплыванием; режим струйного истечения при формировании непрерывной газовой струи (на некотором участке проникающем в объем металла). Реализация того или иного режима при этом всегда связано со скоростью струи на срезе сопла и расходом нейтрального газа.

По многочисленным данным отмечено, что пузырьковый режим истечения может сохраняться до скоростей порядка 20 – 30 м/с. При больших скоростях истечения (примерно 100 м/с для газожидкостных потоков) сохраняются основные закономерности струйных течений.

С использованием положений волновой теории процессов в жидком металле, разработанной профессором В.Б. Охотским, по известным выражениям предварительно определяли параметры всплывающих пузырей. В соответствии с теорией всплывающие в жидкости пузыри генерируют вихри аналогичного размера, а в объеме расплава возникает развитая турбулентность, обусловленная, с одной стороны, направленными циркуляционными потоками и с другой – турбулентными пульсациями в этих потоках, что обеспечивает случайный статистический характер переноса. Согласно выполненным расчетам, при реализации струйного режима истечения газовых струй диаметр образующихся пузырей в зависимости от скорости всплывания составляет 1,2 – 1,5 см. Использование пористых вставок в ковше, то есть при пузырьковом режиме истечения диаметр образующихся пузырей не превышает 0,5 – 0,8 см и не зависит от расхода нейтрального газа, являясь результатом взаимодействия гравитационных и капиллярных волн. Скорость всплывания таких пузырей находится в пределах 150 – 160 и 10 – 15 см/с для обоих режимов соответственно.

В соответствии с выдвинутой Прандтлем «теорией пути смешения» [3, 6], возможно

определение коэффициента микропереноса в жидкости по аналогии с коэффициентом переноса в молекулярно-кинетической теории газов:

$$De = \overline{u}\overline{\lambda}/3 \text{ м}^2/\text{с},$$

где $\overline{u}$ – осредненная скорость газовых молекул;

$\overline{\lambda}$ – средняя длина их свободного пробега.

Для рассматриваемого случая переноса в расплаве имеет место следующее соотношение:

$$De = \omega_p l,$$

где ω_p – скорость циркуляции расплава;

l – масштаб движения или линейный масштаб турбулентных пульсаций.

В качестве линейного масштаба турбулентных пульсаций (или длины пути перемешивания) использовали линейный размер элементарной площадки, приходящийся на один центр газовыделения:

$$l = \sqrt{S}/m,$$

где S – площадь поверхности ванны в спокойном состоянии;

m – количество донных фурм или центров газовыделения.

С учетом того, что расплав циркулирует под действием импульсов газовых струй, можно записать, что

$$D_e = \frac{\sum_{m=1}^{m} J_i l_i}{Q},$$

где J_i – секундный импульс газовых струй, действующих на расплав;

Q – масса металла.

В зависимости от режима истечения перемешивающего газа со стороны одиночного всплывающего пузыря действует импульс, равный произведению подъемной силы P на время ее действия τ, где

$$P = Vg(\rho_м - \rho_т) \approx Vg\rho_м,$$

так как $\rho_м >> \rho_т$; здесь V – объем одиночного пузыря; g – гравитационное ускорение;

$\rho_м$ и $\rho_т$ – плотность металла и газа;

$\tau = h_B/\omega_{всп л}$;

h_B – высота ванны металла;

$\omega_{всп л}$– скорость всплывания пузыря.

Для получения суммарного импульса всех всплывающих пузырей, образующихся на поверхности пористой пробки или в конце некоторого струйного участка донных газовых струй, можно вместо величины V подставить объемный расход перемешивающего газа (V_τ):

$$\sum_{m=10}^{m} J = \frac{\rho_м g V_т h_B}{\omega_{всп л}};$$

где $V_\tau = G/p_\tau$;

$G = f_\tau w_{всп л}\rho_\tau$ – массовый расход газа;

ρ_τ – плотность нейтрального газа;

f_τ – площадь выходного сечения сопла;

$w_{всп л}$ – скорость всплывания газовых объемов.

Тогда в соответствии с принятой моделью величину D_eможно рассчитать по следующему уравнению:

$$D_e = \frac{\rho_м g V_т h_B \sqrt{S/m}}{w_{всп л}}.$$

Для рассматриваемых условий эффективный коэффициент диффузии составляет 0,95

– 0,35 м^2/с и 0,05 – 0,15 м^2/с при реализации струйного режима истечения и режима барботирования соответственно.

Оценку мощности перемешивания ($N_п$) для принятой модели определяли с использованием законов сохранения энергии и количества движения:

$$N_п = \sum_{m=10}^{m} J_i \, l_i,$$

где J_i – секундный импульс газовых струй, действующих на расплав;

l_i – «масштаб движения», равный 1/3 размера всплывающих пузырей.

Полученные результаты расчетов представлены на рисунке 1 в виде зависимости секундной работы (мощности) перемешивания ванны от расхода нейтрального газа, подаваемого через донные фурмы. С увеличением расхода нейтрального газа величина работы перемешивания как в струйном, так и в пузырьковом режиме истечения газовых струй в расплав возрастает, причем в случае реализации струйного режима истечения мощность перемешивания увеличивается в значительно большей степени, нежели в режиме барботирования.

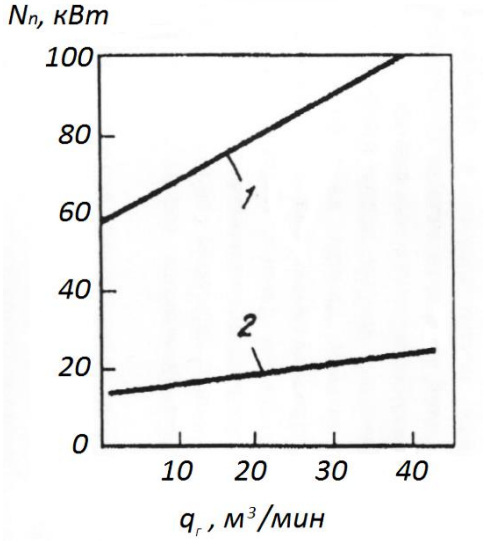


Рисунок 1 - Влияние расхода нейтрального газа на изменение мощности перемешивания 160-т ковша: *1* и *2* – струйный режим истечения и барботаж

Как показывают расчеты, уменьшение диаметра пузырьков при незначительной скорости их всплывания увеличивает продолжительность их пребывания в расплаве, общую их поверхность на рассматриваемый объем газа, что способствует достижению стабильного дегазирующего эффекта и приближению системы металл – шлак к равновесию.

В общем случае перенос вещества в результате диффузии может быть разложен на три составляющие: вертикальная, горизонтальная и радиальная. Для определения значения D_e в направлениях переноса использовали полученные критериальные зависимости, характеризующие перемешивание расплава для условий эксперимента. Для всех случаев переноса величина D_e пропорциональна кубическому корню из мощности перемешивания и отличается коэффициентом пропорциональности, который принимает значения 32, 70 и 140 при вертикальном, горизонтальном и радиальном переносах соответственно [6].

Результаты расчетов D_e в зависимости от режима продувки и расхода перемешивающего газа приведены на рис. 2, из которого видно, что эффективный коэффициент диффузии, как и мощность перемешивания, зависят от расхода нейтрального газа и увеличиваются с ростом интенсивности его подачи. Вместе с тем для всех трех зависимостей, представленных на рис. 2, характерно значительное различие в коэффициенте эффективной диффузии для случаев продувки ванны в струйном и пузырьковом режимах. При выбранных расходах нейтрального газа эффективный коэффициент диффузии для вертикального переноса имеет наибольшее абсолютное значение, существенно меньшее – для горизонтального переноса и наименьшее – для радиального.

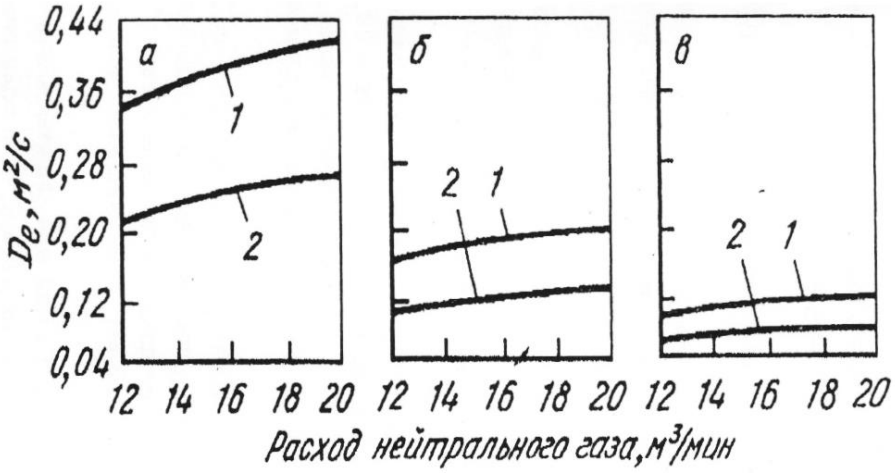


Рисунок 2 - Зависимость коэффициентов эффективной диффузии от расхода нейтрального газа при перемешивании в 160-т ковше: *а*, *б*, и *в* – вертикальный, горизонтальный и радиальный переносы; *1* и *2* – струйный и пузырьковый режимы истечения

С использованием предложенной модели для условий продувки 160-т ванны определены параметры всплывающих пузырей и значения составляющих эффективного коэффициента диффузии при различных режимах донной продувки.

Библиографический список

1. Kai T // J. Iion and Steel Inst. Jap. – 1981. – V. 68, № 4. – P. 214.
2. Mori K., Sano M. // J. Iron and Steel Inst. Jap. – 1983. – V. 69, № 6. – P. 672-695.
3. Явойский В. И., Дорофеев Г. А., Повх И. Л. Теории продувки сталеплавильной ванны. – М.: Металлургия, 1974. – 496 с
4. Охотский В. Б. // Физико-химическая механика сталеплавильных процессов. – Москва: Металлургия, 1993. – 151 с.
5. Лойцянский Л. Г. Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1987. – 840 с.
6. Яковлев Ю. Н., Опришко Н. В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1990. – №. 1. – С. 22-24.

УДК 669.782; 669.168

ПОЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЯ И ФЕРРОСИЛИЦИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАВКОЙ И ОБРАЗОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

Ёлкин К.С.[1], Рожихина И.Д.[2], Ёлкин Д.К.[3]

1-Восточно-Сибирский научный центр МАНЭБ,
г. Иркутск, Россия, k.yolkin@mail.ru
2-Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, rogihina_id@mail.ru
3- ООО «ОК РУСАЛ, Инженерно-технологический центр»,
г. Красноярск, Россия, Dmittriy.Elkin@rusal.com

Аннотация. *Анализ восстановительной плавки кремния и ферросилиция показал образование вторичного стабильного карбида кремния. Показана возможность загрузки свежей шихты в нижние горизонты ванны печи, что исключает образование стабильного карбида кремния. Установлены начальные температуры взаимодействия кремнезёма и карбида кремния, полученного с применением различных углеродистых восстановителей. Установлена закономерность образования вторичного карбида кремния из газовой фазы.*

Ключевые слова: *кремний, кремнезём, монооксид кремния, карбид кремния, вторичный карбидкремния, реакционная способность, колошник, обработка колошника.*

SILICON AND FERROSILICON TECHNOLOGY WITH THE EFFECTOF FORMATION OF SECONDARY SILICON CARBIDE

Yolkin K.S.[1], Rozhihina I.D.[2], Yolkin D.K.[3]

[1]IAELPS, East-Siberian Research Center,
Irkutsk, Russia, *k.yolkin@mail.ru;*
[2]Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, rogihina_id@mail.ru;
[3]«UC RUSAL Engineering and Technology Center» LLC,
Krasnoyarsk, Russia, Dmitriy.Elkin@rusal.com

Abstract. *Analysis of reduction smelting of silicon and ferrosilicon showed the formation of stable secondary silicon carbide. The possibility of loading a fresh charge into the lower levels of the bath furnace, which prevents the formation of stable silicon carbide. Set the initial temperature interaction of silica and silicon carbide, obtained using various carbon reductants, and formation of secondary silicon carbide.*

Key words: *silicon, ferrosilicon, silica, silicon monoxide, silicon carbide, reactivity, furnace top, the treatment of the furnace top, secondary silicon carbide.*

Производство металлического кремния и кремнистых сортов ферросплавов осуществляют в электрических рудовосстановительных печах под действием тепла электрических дуг. Восстановление кремния связано с образование различных промежуточных продуктов, в том числе, и газообразных.

Основные этапы восстановления кремния подробно изложены Н.В. Толстогузовым [1] и в настоящий момент являются общепринятой теорией восстановления кремния. Сложность восстановления кремния углеродом связана с тем, что условия осуществления и основных, и сопутствующих реакций резко отличаются друг от друга: часть из основных и сопутствующих реакций наиболее интенсивно протекает при высоких температурах, а другая часть – при низких [2,3].

$$SiO_2 + 3C = SiC + 2CO \quad (1)$$

$$2SiO_2 + SiC = 3\,SiO + CO \quad (2)$$

$$SiC + SiO = 2Si + CO \quad (3)$$

Это означает, что описываемые приведенными выше реакциями процессы могут протекать в различных зонах ванны руднотермической печи.

Плавку кремния в рудовосстановительных печах ведут непрерывным способом, с постоянной загрузкой на поверхность колошника дозированной шихты стехиометрического состава. В дальнейшем в ванне печи шихтовые материалы в расчётных соотношениях, опускаясь в глубину ванны, претерпевают физико-химические превращения с образованием промежуточных и конечных продуктов восстановления.

Это приводит к тому, что в ходе восстановления кремния образуются стабильные как конденсированные, так и газообразные промежуточные продукты, которые перемещаются в ванне печи навстречу друг другу: конденсированные вещества по мере нагрева и расходования их в нижних горизонтах ванны под действиям силы тяжести – сверху вниз из холодных участков ванны в горячие, а газообразные, наоборот, снизу вверх, из горячих участков ванны в холодные.

Сложность технологического процесса восстановления кремния связана ещё и с тем, что один из его продуктов - монооксид кремния (SiO) - газообразный при высоких температурах, конденсируется при её понижении, разлагаясь при этом по реакции:

$$2SiO = SiO_2 + Si \quad (4)$$

Данная реакция экзотермическая и приводит к перегреву и спеканию шихты на колошнике и потерям кремния, в виде мелкодисперсного диоксида кремния, кроме того, значительно ухудшается газопроницаемость шихты на колошнике и большинство реакционных газов не фильтруются через шихту, а выделяются в самых горячих участках ванны – вдоль электродов, где под слоем газонепроницаемой шихты протекает обратная реакция с образованием вторичного карбида кремния (рисунок 1) по реакции:

$$3SiO + CO = 2SiO_2 + SiC \quad (5),$$

$$G^o = -1442800 + 677{,}7T \text{ Дж/моль}; \Delta G^o = 0 \text{ при } T = 2129 \text{ K } (1856^oC).$$

В ванне печи, в зонах замедленного схода шихты (между электродами) образуются полости. На границе полость-шихта вокруг электродов и под настылями шихты, в пустотах, также идет образование вторичных карбидов кремния (рисунок 2).

Образующийся карбид кремния, как правило, гексагональной структуры, и, как показано в таблице 1, взаимодействует с кремнезёмом при более высоких температурах, выще, чем образуется карбид кремния (кубической сингонии – 3С) при непосредственном взаимодействии монооксида кремния и углерода восстановителей.

Образование вторичного карбида кремния снижает производительность печи из-за того, что взаимодействие вторичного карбида кремния и кремнезёма требует более высоких температур.

(образец взят с электрода печи, производящей технический кремний).
Химический состав образца: SiC - 94,13% ; SiO_2 – 3,73%; Si – 1,7%; C – 0 %

Рисунок 1 - Вторичный карбид кремния

Причинами образования вторичного карбида кремния являются: увеличение количества углерода в шихте больше стехиометрического соотношения, которое приводит к накоплению карбида кремния совершенной структуры в ванне печи; спекание шихты на поверхности колошника, что снижает поступление углерода восстановителей в более глубокие горизонты ванны и уменьшает полноту взаимодействия монооксида кремния и углерода, а это существенно сказывается на производительности печи.

Единственная операция по предотвращению спекания колошника – механическое разрушение спекшихся участков шихты и доставка углерода в более глубокие горизонты ванны печи. Высокая химическая активность свежей шихты приводит к образованию нестабильных карбидов кремния по реакции:

$$SiO + C = SiC + CO \quad (6),$$

которые с высокой скоростью взаимодействуют с другими продуктами (реакции 2, 3),

предотвращают образование стабильного карбида кремния с низкой реакционной способностью, поддерживают постоянную скорость схода шихты (таблица 1) [4].

Рисунок 2 - Вторичный карбид кремния
(образец взят при разборке ванны печи при выплавке технического кремния)
Химический состав образца: SiC - 88,1% ; SiO_2 – 10,56%; Si – 0 %; C – 2,13 %

Таблица 1 - Реакционная способность карбидов кремния

Восстановитель	Тип SiC	Температура начала взаимодействия, К (^oC)	
		SiO_2+3C	95% SiC
Древесный уголь	3C	1788 (1515)	1834 (1571)
Нефтяной кокс	4H	1898 (1625)	1943 (1670)
Каменный уголь	3C	1839 (1566)	–
Карбид Ачесона	6H	1898 (1625)	1963 (1690)

Механическая обработка колошника проводится по всей поверхности колошника ванны печи на максимально возможную глубину (на практике – эта величина составляет 600-800 мм) и обеспечивает во всей поверхности колошника ванны печи рыхлую шихту, которая не препятствует выходу реакционных газов по всей поверхности колошника [5].

Одновременно необходима технологическая операция по разрушению вторичного карбида кремния путем периодической загрузки кремнезёма в виде кварцита в ванну печи [6] в места образования вторичного карбида кремния для осуществления реакции:

$$SiO_2 + 2SiC = 3Si + 2CO \quad (7)$$

$$\Delta G^o = 949650 - 439{,}04T \text{ Дж/моль}; \Delta G_T^0 = 0 \text{ при } T = 2033K\ (1760^oC).$$

Проведение данной операции увеличивает размеры реакционных зон, повышает газопроницаемость шихты, восстанавливает производительность печи, которую она достигает при использовании карбида кремния в восстановительной плавке технического кремния.

Выводы:

1. При ведении восстановительной плавки кремния, при производстве технического кремния и кремнистых сортов ферросплавов, возможно протекание обратных реакций с образованием вторичных конденсированных продуктов восстановительной плавки в виде карбида кремния и кремнезёма.

2. Одной из причин образования вторичного карбида кремния является избыток углерода в шихте более стехиометрических величин.

3. Предотвращение протекания вторичных процессов возможно за счёт периодической обработки колошника печи для ликвидации спекания шихты и устранение полостей в ванне печи за пределами подэлектродного пространства доставка свежей шихты и полное

улавливание монооксида кремния углеродом шихты и получение первичного нестабильного карбида кремния.

Библиографический список

1. Толстогузов Н. В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов, - М.: Металлургия. 1992. - 283 с.

2. Куликов И. С. Термодинамика оксидов. Справочник. М., Металлургия, 1986, 344 с.

3. Ёлкин К.С., Зельберг Б.И., Баранцев А.Г., Крючков В.К., Ёлкин Д.К. Производство кремния. Справочник металлурга, С-Пб, МАНЭБ, 2013, 364 с.

4. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К. Исследования физических свойств и реакционной способности переходных фаз углеродистых восстановителей применительно к производству карбида кремния. Сб. научных статей «Совершенствование технологии и оборудования в производстве кремния и кремнистых ферросплавов», Красноярск, 2012, с. 16-18.

5. Воробьев В. П. Электрометаллургия восстановительных процессов. — Екатеринбург: Изд. УрО РАН, 2009. – 270 с.

6. Гасик М.И., Гасик М.М. Электротермия кремния. Днепропетровск, Национальная металлургическая академия Украины, 2011, 487 с.

УДК 536. 425:539.25:669.017.15

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Громов В.Е.[1], Шлярова Ю.А.[1], Коновалов С.В.[2], Воробьев С.В.[1], Семин А.П.[1], Бессонов Д.А.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

Аннотация. *Разработанный в начале 21 века новый класс металлических соединений – высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) обладает целым комплексом уникальных физико-механических свойств. Выполнен краткий обзор работ последних 5 лет по анализу возможностей применения ВЭС в конкретных наукоемких отраслях – биомедицине, энергетике, сварочном производстве, создании новых магнитных материалов.*

Ключевые слова: *высокоэнтропийные сплавы, применение, биомедицина, энергетика, катализаторы, магнитокалорический эффект.*

POSSIBILITIES OF APPLICATION OF HIGH-ENTROPY ALLOYS

Gromov V.E[1], Shliarova Yu.A.[1], Konovalov S.V.[2], Vorobiev S.V.[1], Semin A.P.[1], Bessonov D.A.[1]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. *A new class of metallic compounds - high-entropy alloys (HEA) developed early in the 21st century possesses a whole complex of unique physical and mechanical properties. A short review of scientific articles of the last 5 years on analysis of possibilities of HEA application in specific scienceconsuming branches - biomedicine, power engineering, welding, creation of new magnetic materials is carried out.*

Key words: *high-entropy alloys, application, biomedicine, power engineering, catalysts, magnetocaloric effect.*

Введение.

Высокие прочностные, пластические свойства, износо- и коррозионная стойкость в широком диапазоне температур и ряд других полезных свойств предопределили возможное использование созданных в последние 20 лет ВЭС [1, 2]. Это прежде всего использование для изготовления режущих инструментов, штампов, мишеней для магнетронного распыления, диффузионных барьеров в микроэлектронике, деталей в ядерной энергетике, криогенной технике, аэрокосмической промышленности и т.п. [1, 2]. Приведенные в этих работах результаты имеют, в лучшем случае, пятилетнюю давность. В последнее пятилетие идет еще более интенсивное накопление информации о структуре, стабильности, методах получения, перспективах практического применения ВЭС. Говорить о реальном глобальном практическом использовании ВЭС пока еще рано, но анализ последних литературных данных свидетельствует о положительной тенденции возможного применения ВЭС в различных наукоемких отраслях промышленности.

В настоящем кратком обзоре выполнен анализ работ отечественных и зарубежных исследователей последних лет по изучению возможностей практического использования ВЭС.

Биомедицина

Одной из перспективных областей применения ВЭС, нитридных и карбидных покрытий на их основе является биомедицина [3]. Если основными требованиями к ВЭС являются биосовместимость и высокий уровень механических свойств, то защитные покрытия должны дополнительно обладать высокой химической стабильностью, износо- и коррозионной стойкостью в физиологических средах, отличной адгезией к осаждаемой поверхности. Покрытия (TiZrNbHfTa)N и (TiZrNbHfTa)O обладают подобными свойствами. Они не вызывают цитотоксических реакций на остеобластах. Исследования среднеэнтропийных сплавов TiZrNbMo с содержанием Ti до 65% позволили провести их успешные испытания в качестве вертлужных чашечек и бедренных костей.

Всестороннее изучение $(MoTa)_xNbTiZr$ сплава показало, что изделия из него обладают отличными пластическими, прочностными и антикоррозионными свойствами. Были проведены vivo испытания изделий (испытания внутри живого организма) из этого сплава, имплантированных в мышечную ткань на 4 недели. Выявлено заметное пассивное поведение в буферном фосфатном растворе и мягкая, нетоксичная реакция мышечной ткани.

ВЭС с особыми магнитными свойствами

Варьирование легирования, стехиометрического состава (соотношение Co/Cr, Fe/Cr, Ni/Cr) и термической обработки (отжиг 2-10 часов при 200℃ и 700℃) ВЭС ($Co_{35}Cr_5Fe_{20}Ni_{20}Ti_{20}$, $Co_{20}Cr_5Fe_{20}Ni_{35}Ti_{20}$) позволяет разрабатывать магнитомягкие материалы на их основе [4]. При этом ВЭС с ГЦК решеткой обладают высоким значением намагниченности насыщения в отличии от сплавов с ОЦК решеткой [1], что обусловлено более высокой плотностью атомной упаковки и высоким содержанием ферромагнитных элементов (Fe, Co, Ni).

Особый интерес представляет ВЭС на основе редкоземельных элементов и металлов группы железа, типа YbTbDyAlM (M = Fe, Co, Ni), обладающие магнитокалорическим эффектом [5]. Магнитное охлаждение основано на этом эффекте который проявляется в реверсивном изменении температуры магнитного материала при изменении магнитного поля. Для ВЭС переходных металлов типа $Mn_xCr_{0.3}Fe_{0.5}Co_{0.2}Ni_{0.5}Al_{0.3}$ ($0.8 < x < 1.1$) с магнитокалорическим эффектом температура Кюри приближается к комнатной, что делает их исключительно привлекательными в современных рефрижераторных установках.

Применение ВЭС в энергетике

В обзорной статье китайских исследователей [6] проанализированы теоретические и экспериментальные результаты по структуре, свойствам, способам получения ВЭС с акцентом на их использование в областях, связанных с энергетикой. Остановимся на некоторых основных моментах.

Катализ

Разложение аммиака. По сравнению с традиционными Co-Mo и Ru катализаторами $Co_xMo_yFe_{10}Ni_{10}Cu_{10}$ ($x+y = 70$) и RuRhCoNiIr катализаторы обладают более чем 10-кратной

эффективностью. Такие выдающиеся каталитические характеристики, и высокая стабильность обусловлены синергетическим эффектом ультратонкого размера частиц, однородной дисперсии, многоэлементного состава и ГЦК структуры.

Окисление ароматических спиртов. Мезопористый ВЭС $Co_{0,2}Ni_{0,2}Cu_{0,2}Mg_{0,2}Zn_{0,2}O$ обеспечивает сверхвысокую каталитическую активность аэробного окисления бензилового спирта с 98% преобразованием, достигаемым за 2 часа.

Реакция выделения H_2 (HER). По сравнению с двухфазными катализаторами ВЭС обладают повышенным сопротивлением коррозии. Кроме приведенных в таблице, следует отметить высокоэффективный высокоэнтропийный оксид $(FeMgCoNi)O_x$ (x □ 1,2) со сложной структурой из смеси простой кубической решетки и шпинели.

Реакция выделения O_2 (OER). Нанопористые катализаторы из ВЭС AlNiCoFeX (X = Mo, Nb, Cr), разработанные из наносплавов NiFe или NiCoFe, обладают высокой электрохимической стойкостью.

В последние годы отмечается интенсивное изучение возможностей создания электрокатализаторов из двойных и тройных сплавов без использования благородных металлов. Однако дальнейшее использование таких электрокатализаторов ограничено из-за слабой коррозионной стойкости. Был разработан высокоэффективный пористый CoCrFeNiMo ВЭС методом принципиально нового микроволнового спекания. Его избыточный потенциал достигает 220 мВ при плотности тока 10 мА/см^2, что связано с возможностью пористой структуры обеспечивать электронный перенос. Полученные методом магнетронного распыления высокоэнтропийные окисные пленки $(FeCrCoNiAl_{0,1})O_x$ обеспечивали избыточный потенциал 381 мВ и 120 часовую электролизную стабильность в щелочном растворе при плотности тока 10 мА/см^2.

Реакция окисления-восстановления (ORR). Нанопористые катализаторы на основе Pt (AlCuNiPtMn и AlNiCuPtPdAu) обладают высокотемпературной стабильностью (до 600℃) и окислительно-восстановительной активностью, до 10 раз превышающей Pt/C катализаторы.

Реакция окисления метанола/этанола. Синтезированные ВЭС ($Ir_{0.19}Os_{0.22}Re_{0.21}Rh_{0.20}Ru_{0.19}$ и $Ir_{0.26}Os_{0.05}Pt_{0.31}Rh_{0.23}Ru_{0.15}$) обладают исключительной активностью и демонстрируют высокую термическую стабильность при 1500 К.

Хранение энергии

Электродные материалы для Li-ионных и Na-ионных аккумуляторов. Для литий-ионных аккумуляторов материалы на основе высокоэнтропийных оксидов могут применяться в качестве анодов и катодов. Ячейка из анода – $(Co_{0,2}Cu_{0.2}Mg_{0.2}Ni_{0.2}Zn_{0.2})O$ и $LiNi_{1/3}C0_{1/3}Mn_{1/3}O_2$ катода обеспечивала начальную емкость 446 мАч/г и 256 мАч/г после 100 циклов. Для натрий-ионных аккумуляторов отмечено 83% сохранения емкости после 500 циклов.

Суперконденсаторы. Синтезированный нанопористый AlCoCrFeNi ВЭС, используемый в качестве электрода, обладает высокой емкостью 700 Ф|см^3 и циклической стабильностью (> 3000 циклов).

Диэлектрические материалы. За счет поляризации во внешнем электрическом поле высокоэнтропийные диэлектрики могут применяться в конденсаторах, мощных электронных преобразователях. Высокоэнтропийные оксиды типа $(MgNiCoCuZn)_{0.95}Li_{0.05}O$ обладают высокими диэлектрическими свойствами в широком диапазоне частот 100 Гц – 2,3 МГц.

Одной из перспективных областей применения ВЭС является судостроительная отрасль [7]. Клапаны, наносы, валы, винты и другие механизмы, эксплуатирующиеся в морской воде, подвержены коррозии и износу. В качестве защитных покрытий используются полимерные и керамические материалы, которые не лишены недостатков, в частности, керамические покрытия хрупкие, а полимерные имеют нестабильные размеры. Разработанное и апробированное покрытие из ВЭС $AlCrFeNiW_{0.2}Ti_{0.5}$ обладает высокой твердостью □ 692 HV и повышенными трибологическими свойствами [7]. Перспективы применения в аэрокосмической отрасли имеют ВЭС AlCoCrFeNiCu и AlCoCrFeNiTi, обладающие повышенными трибологическими свойствами при высоких температурах.

В широкий диапазон областей использования ВЭС попадает и сварочное производ-

ство. В современных ядерных реакторах имеется значительное число сварных соединений из разнородных материалов. К ним предъявляются высокие требования высокотемпературной (до 1025 К) структурной стабильности, антикоррозионных и механических свойств. По мнению авторов [8] решение проблемы возможно при использовании соединений из ВЭС Cantor (CoCrFeMnNi) и дуплексной нержавеющей стали полученных лазерной сварной. Предприняты попытки создания высокоэнтропийных тугоплавких сверхпроводников [4], сверхпроводников на основе редкоземельных элементов [9]. Другие области возможного использования ВЭС обобщены в монографиях и обзорах [2, 4, 5, 10]. Есть основания считать, что области применения ВЭС будут расширяться по мере разработки и создания новых составов и изучения их свойств.

Заключение

Выполнен краткий обзор работ последних 5 лет отечественных и зарубежных исследователей по применению высокоэнтропийных сплавов в различных наукоемких отраслях. Среди перспективных областей приведены биомедицина; создание материалов с особыми магнитными свойствами, в том числе обладающие магнитокалорическим эффектом; судостроение, аэрокосмическая отрасль, сварочное производство, создание сверхпроводников. Подробно проанализированы приложения ВЭС в отраслях, связанных с энергетикой. Сделан прогноз расширения областей использования ВЭС по мере создания новых составов сплавов и исследования их свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00452.

Библиографический список

1. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. 375–377. P. 213–218.

2. Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Рубанникова Ю.А., Перегудов О.А., Семин А.П. Высокоэнтропийные сплавы. – Новокузнецк: Полиграфист. 2021. – 179 с.

3. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе // Успехи химии. 2014. Т. 83. № 11. P. 1027–1061. https://doi.org/10.1070/RCR4407

4. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020. Е. 121. № 8. P. 807–841. DOI: 10.31857/S0015323020080094

5. Zhang Y. High-Entropy Materials. A brief introduction. Singapore: Springer Nature, 2019. 159 p.

6. Fu M., Ma X., Zhao K., Li X., Su D. High-entropy materials for energy-related applications // iScience. 2021. Vol. 24. P. 1–24. https://doi.org/10.1016/j.isci.2021.102177

7. Liang H., Qiao D., Miao J., Cao Z., Jiang H., Wang T. Anomalous microstructure and tribological evaluation of AlCrFeNiW0.2Ti0.5 high-entropy alloy coating manufactured by laser cladding in seawater // Journal of Materials Science & Technology. 2021. Vol. 85. P. 224–234. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.050

8. Adomako N.K., Shin G., Park N., Park K., Kim J.H. Laser dissimilar welding of CoCrFeMnNi-high entropy alloy and duplex stainless steel // Journal of Materials Science & Technology. 2021. Vol. 85. P. 95–105. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.02.003

9. Sogabe R., Goto Y., Mizuguchi Y. Superconductivity in EO0.5F0.5BiS2 with high-entropy-alloy-type blocking layers // Appl. Phys. Express. 2018. Vol. 11. P. 1–5. https://doi.org/10.7567/APEX.11.053102

10. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. Second edition. Amsterdam:Elsevier, 2019. 374 p.

УДК 669.187

ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ПРИ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ НА АГРЕГАТЕ КОВШ-ПЕЧЬ

Гизатулин Р.А., Лепихов В.С., Шароватых Д.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Термодинамическими расчетами изучены возможные пределы десульфурации при обработке стали на агрегате ковш-печь. Промышленные данные подтвердили термодинамические расчеты. Без использования дополнительных мероприятий возможно, согласно расчетам, удаление из стали не менее 10 % от имеющейся в ней серы.*

Ключевые слова: *сталь, десульфурация, агрегат ковш-печь.*

ASSESSMENT OF THE DEGREE OF DESULFURIZATION DURING STEEL PROCESSING ON THE BUCKET-FURNACE UNIT

Gizatulin R.A., Lepikhov V.S., Sharovatykh D.Y.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Thermodynamic calculations have studied the possible limits of desulfurization when processing steel on a bucket-furnace unit. Industrial data confirmed thermodynamic calculations. Without the use of additional measures, it is possible, according to calculations, to remove from steel at least 10% of the sulfur present in it.

Keywords: steel, desulfurization, bucket-furnace unit.

В рамках программы, моделирующей процесс прямого легирования стали марганцевой рудой [1], была сделана попытка оценить коэффициент распределения серы и конечную концентрацию серы в расплаве, находящемся в равновесии со шлаком.

В ходе процесса прямого легирования стали марганцевой рудой на установке ковш-печь производится введение в ковш восстановителя – кремния, в результате чего понижается окисленность шлака. За счет введения кремния также снижается окисленность расплава и увеличивается коэффициент активности серы. Вместе с этим, производится введение в ковш извести, связывающей образующийся оксид кремния и увеличивающей основность шлака.

Эти факты, а также анализ данных о составе шлаков, рассчитанных с использованием математической модели [2] и полученных экспериментально, позволяют сделать вывод о возможно высокой поглотительной способности шлаков по отношению к сере.

При расчетах были сделаны следующие допущения:

- лимитирующим звеном является массоперенос в шлаке;
- при высокой интенсивности перемешивания устанавливается равновесие по реакции (1).

Для рассмотрения взаимодействия жидкого оксидного расплава и металла и оценки глубины протекания реакции десульфурации использовали [3 – 5].

Реакция десульфурации имеет вид:

$$[S]+(CaO)=(CaS)+[O]. \qquad (1)$$

$$K_1 = \frac{a_{CaS} \cdot a_O}{a_{CaO} \cdot a_S} = \frac{x_{CaS} \cdot \gamma_{CaS} \cdot [O] \cdot f_O}{x_{CaO} \cdot \gamma_{CaO} \cdot [S] \cdot f_S} \qquad (2)$$

Очевидно, что увеличению L_S и обеспечению более полной десульфурации способствует высокая активность CaO в шлаке, высокая активность серы в металле и низкая окисленность металла.

Выразим x_{CaS} через концентрацию серы в шлаке:

$$x_{CaS} = \frac{(\%S)}{32\sum n}, \tag{3}$$

где 32 – атомная масса серы, г/моль;

$\sum n$ – сумма молей компонентов в 100 г шлака.

Из (2) и (3) получим выражение для равновесного коэффициента распределения серы $L_S = (S)/[S]$:

$$L_S = 32K_1 \frac{x_{CaO} \cdot \gamma_{CaO} \sum n}{\gamma_{CaS}} \cdot \frac{f_S}{[O] \cdot f_O} \tag{4}$$

После логарифмирования (4) получим:

$$\lg L_S = \lg 32 \cdot K_1 \cdot \frac{x_{CaO} \cdot \gamma_{CaO} \cdot \sum n}{\gamma_{CaS}} + \lg \frac{f_S}{[O] \cdot f_O} \tag{5}$$

При рафинировании жидкого железа $f_O \approx 1$ и $f_S \approx 1$. Тогда

$$\lg L_S^{Fe} = \lg 32 \cdot K_1 \cdot \frac{x_{CaO} \cdot \gamma_{CaO} \cdot \sum n}{\gamma_{CaS}} - \lg[O]_{Fe} \tag{6}$$

В [4] приведено эмпирическое уравнение для коэффициента распределения L_S^{Fe}, имеющее ту же структуру, что и уравнение (6):

$$\lg L_S^{Fe} = -2,78 + 0,86 \cdot \frac{(\%CaO) + 0,05 \cdot (\%MgO)}{(\%SiO_2) + 0,6 \cdot (Al_2O_3)} - \lg[O]_{Fe} \tag{7}$$

Связь между коэффициентами распределения серы в железе L_S^{Fe} и в сплаве $L_S^{\text{ñïë}}$ получим, записав выражение константы равновесия для реакции десульфурации железа и сплава

$$K_{Fe} = \left(x_{CaS}^{Fe} \cdot \gamma_{CaS}^{Fe} \cdot a_O^{Fe}\right) \Big/ \left(a_{CaO}^{Fe} \cdot a_S^{Fe}\right) \tag{8}$$

$$K_{\text{спл}} = \left(x_{CaS}^{\text{спл}} \cdot \gamma_{CaS}^{\text{спл}} \cdot a_O^{\text{спл}}\right) \Big/ \left(a_{CaO}^{\text{спл}} \cdot a_S^{\text{спл}}\right) \tag{9}$$

Поскольку $K_{Fe} = K_{\text{спл}}$, то

$$\left(x_{CaS}^{Fe} \cdot \gamma_{CaS}^{Fe} \cdot a_O^{Fe}\right) \Big/ \left(a_{CaO}^{Fe} \cdot a_S^{Fe}\right) = \left(x_{CaS}^{\text{спл}} \cdot \gamma_{CaS}^{\text{спл}} \cdot a_O^{\text{спл}}\right) \Big/ \left(a_{CaO}^{\text{спл}} \cdot a_S^{\text{спл}}\right) \tag{10}$$

Допустив, что $a_{CaO}^{Fe} = a_{CaO}^{\text{спл}}$ и $\gamma_{CaO}^{Fe} = \gamma_{CaO}^{\text{спл}}$, и, подставив (4) в (10), получим

$$L_S^{\text{спл}} = L_S^{Fe}\left[\left(f_S^{\text{спл}} \cdot a_O^{Fe}\right) \Big/ \left(f_S^{Fe} \cdot a_O^{\text{спл}}\right)\right] \tag{11}$$

Учитывая, что $f_O \approx 1$ и $f_S \approx 1$ и прологарифмировав (11) получим

$$\lg L_S^{\text{спл}} = \lg L_S^{Fe} + \lg f_S^{\text{спл}} + \lg[O]_{Fe} - \lg a_O^{\text{спл}} \tag{12}$$

Подставив (7) в (12) получим

$$\lg L_S^{\text{спл}} = -2,78 + 0,86 \cdot \frac{(\%CaO) + 0,05 \cdot (\%MgO)}{(\%SiO_2) + 0,6 \cdot (Al_2O_3)} - \lg a_O^{\text{спл}} + \lg f_S^{\text{спл}} \tag{13}$$

Активности компонентов металла рассчитывались с использованием параметров взаимодействия первого рода [3]. Активности компонентов шлака рассчитывались с использованием данных авторов [2].

Для определения активности кислорода в расплаве исходили из следующих

соображений. Содержание кислорода в стали определяется содержанием в ней кремния, марганца и углерода, а также по равновесию со шлаком

$$[C]+[O]=CO_{(г)} \tag{14}$$

$$\lg K_{14} = \lg \frac{p_{CO}}{a_C \cdot a_O} = \frac{1168}{T} + 2,07 \tag{15}$$

$$a_O^C = 1 \big/ \left(K_{14} \cdot [C] \cdot f_C\right) \tag{16}$$

$$[Si]+2[O]=SiO_{2(òâ)} \tag{17}$$

$$\lg K_{17} = \lg \frac{a_{SiO_2}}{a_{Si} \cdot a_O^2} = \frac{31100}{T} - 12,0 \tag{18}$$

$$a_O^C = 1 \big/ \left(K_{14} \cdot [C] \cdot f_C\right) \tag{19}$$

$$[Mn]+[O]=MnO_{(æ)} \tag{20}$$

$$\lg K_{20} = \lg \frac{a_{MnO}}{a_{Mn} \cdot a_O} = \frac{12770}{T} - 5,7 \tag{21}$$

$$a_O^C = 1 \big/ \left(K_{14} \cdot [C] \cdot f_C\right) \tag{22}$$

$$FeO_{(æ)}=[Fe]+[O] \tag{23}$$

$$\lg L_O = \lg \frac{a_O}{a_{FeO}} = \lg \frac{f_O \cdot [O]}{a_{FeO}} = -\frac{6320}{T} + 2,734 \tag{24}$$

Предположение о равновесии реакции распределения кислорода между металлом и шлаком также основано на высокой интенсивности перемешивания расплавов.

Если реакции протекают независимо, то активность кислорода в расплаве (окисленность расплава) определяется тем элементом (углеродом, кремнием, марганцем), который обеспечивает наименьшее значение a_O.

При данных концентрациях кремния и марганца в стали, а также FeO в шлаке, очевидно, окисленность расплава определяется содержанием углерода, который в данном случае проявляет наибольшее химическое сродство к кислороду.

С применением математической модели были определены оптимальные условия проведения десульфурации стали в ходе прямого легирования стали при обработке ее на установке ковш-печь и оптимальное количество руды, извести, количество и подходящее время для ввода в печь восстановителя.

В результате расчетов установлено, что наиболее оптимальным составом шлака для обеспечения десульфурации в ходе прямого легирования является состав, обеспечивающий максимальное восстановление оксида марганца в металл. Это связано с тем, что при увеличении содержания CaO в шлаке (что, согласно (13), должно увеличивать коэффициент распределения серы между металлом и шлаком) увеличивается вязкость шлака и замедляются диффузионные процессы. Незначительное увеличение содержания CaO в шлаке относительного оптимального для восстановления оксида марганца приводит к увеличению коэффициента распределения серы (на ~40 %), но существенно увеличивает продолжительность обработки. Изменение количества вводимого ферросилиция влияет незначительно.

В ходе процесса прямого легирования стали при обработке ее на установке печь-ковш формируются условия, оптимальные для десульфурации стали. Без использования

дополнительных мероприятий возможно, согласно расчетам, удаление из стали не менее 10 % от имеющейся в ней серы.

Библиографический список

1. Нохрина О.И., Дмитриенко В.И., Наймушин В.В. Математическое моделирование процессов взаимодействия кремния с оксидным марганецсодержащим расплавом при прямом легировании стали. // Изв. вузов. ЧМ. 2004 № 4. С. 18 – 20.

2. Маханьков А.В., Колпак В.П., Нохрина О.И. Расчет термодинамических характеристик системы CaO – SiO_2 – MnO. Изв. вузов. ЧМ. 2002. № 10. С. 3 – 5.

3. Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. М.: Металлургия, 1979, с. 115–120; с. 103–107.

4. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988, с. 174–179; с. 209–219.

5. Григорян В. А., Стомахин А. Я., Пономаренко А. Г. и др. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов. М.: Металлургия, 1989.

УДК 669.53:669.054.8

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ В МЕТАЛЛУРГИИ ЦИНКА

Козлов П.А.

НЧОУ ВО «Технический университет УГМК»,
г. Верхняя Пышма, Россия, p.kozlov@tu-ugmk.com

Аннотация. *Переработка промышленных отходов расширяет сырьевую базу цветной и черной металлургии. В качестве базовой технологии наиболее рационально использование вельц-процесса, который основан на дистилляционном разделении поликомпонентных систем в восстановительных условиях. Предложена блок-схема переработки промышленных отходов с получением цинка, кадмия и индия (компактные металлы и тонкодисперсные порошки). Впервые на практике с использованием крупногабаритных вельц-печей реализовано парооксилительное вельцевание полиметаллических отходов, рециклинг тепла газов и твердых продуктов с получением технологического пара.*

Ключевые слова: *вельц-процесс, промышленные отходы, рециклинг тепла, парооксилительное вельцевание.*

PHYSICAL AND CHEMICAL FUNDAMENTALS OF COMPLEX TECHNOLOGY OF PROCESSING OF TECHNOGENIC RAW MATERIALS IN ZINC METALLURGY

Kozlov P.A.

Non-state Higher Educational Establishment «UMMC Technical University»
Verkhnyaya Pyshma, Russia, p.kozlov@tu-ugmk.com

Abstract. *Processing of industrial waste expands the raw material base of non-ferrous and ferrous metallurgy. As a basic technology, it is most rational to use the Waelz process. The Waelz technology is based on the separation of the elements of multicomponent oxide systems by distillation under reducing conditions.*

The report features a flow diagram for the processing of industrial waste into the following products: zinc, cadmium and indium (massive metals and fine – dispersed powders). The following processes have been implemented for the first time in big Walz kilnssteam oxidation of polymetallic waste materials, production of process steam by recycling of heat from gases and solid products.

***Key words**: walz-process, industrial waste, heat recycling, steam oxidation in a Walz-kiln.*

В последние годы переработка промышленных отходов приобретает особую актуальность. Не случайно 2021 год был объявлен годом науки.

Такая постановка вопроса в первую очередь связана с тем, что Россия по количеству образующихся не утилизируемых отходов на душу населения опережает все экономически развитые страны мира. При этом, наибольшее количество производит металлургическая промышленность.

В отвалах накоплено более 1 млрд. тн:

- цветная металлургия – 800 млн. тн;
- черная металлургия 500 млн. тн.

Основным источником образования отходов являются переделы:

- электроплавки стали
-автогенной плавки сульфидного медно-цинкового сырья и конвертирования штейнов [1].

УГМК является единственным в России производителем четвертого по объемам производства и потребления металла - цинка.

Растущие потребности РФ в цинке и целой гамме сопутствующих цинку металлов, например, свинцу, индию, олову, кадмию, меди не обеспечены их производством на действующих предприятиях в связи с недостатком сырья. В то же время на предприятиях черной и цветной металлургии, химической промышленности накоплены сотни миллионов тонн цинксодержащих отходов 2-4 классов опасности, переработка которых позволит не только восполнить сырьевую базу заводов, но и улучшить экологическую ситуацию.

Экономическая целесообразность извлечения цинка, свинца, олова и индия показана на рисунке 1.

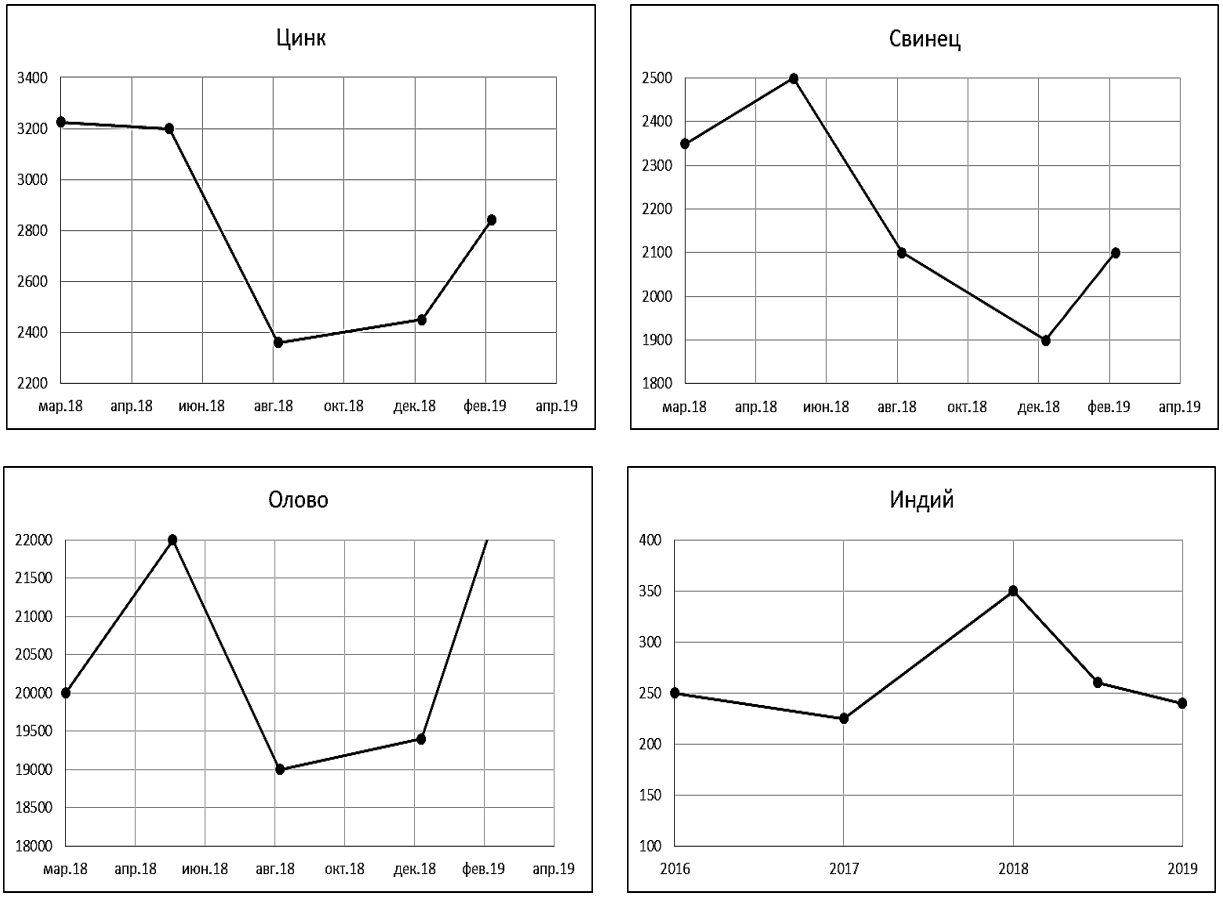


Рисунок 1 – Экономическая целесообразность переработки отходов
(стоимость цинка, свинца, олова, индия на ЛБМ)

Образующиеся токсичные пыли складируют в отвалы и шламонакопители. До настоящего времени в РФ эти пыли и шламы не перерабатывали в связи со сложным их химическим и минералогическим составами, существенно отличающимися от рудного сырья, а также отсутствием технологии, позволяющей извлечь все металлы из такого вида отходов.

Из указанных отходов, а также из ранее не перерабатываемых и находящихся на спецхранении отходах черной и цветной металлургии, химической промышленности представляют интерес для извлечения следующие металлы: цинк, свинец, олово, индий, кадмий, кобальт, медь, золото, серебро.

Присутствие в отходах первого металла (железа) и четвертого (цинка) создают типичную проблему по их разделению.

Было разработано множество как гидрометаллургических, так и пирометаллургических процессов, но успешным оказался только вельц-процесс, которым в настоящее время перерабатывается более 85 % пылей, образующихся при переработке железоцинкосодержащих ломов [2].

Базовая научно-техническая идея, заложенная в основу технологии вельцевания состоит в дистилляционном разделении элементов поликомпонентных оксидных систем в восстановительных условиях [3].

Вельц-процесс предназначен для переработки окисленного сырья и в силу своей универсальности позволяет перерабатывать кроме отходов черной и цветной металлургии, отходы химической промышленности.

Он может быть применен для извлечения цинка, свинца, олова, индия, кадмия, ртути, мышьяка, сурьмы (рисунок 2).

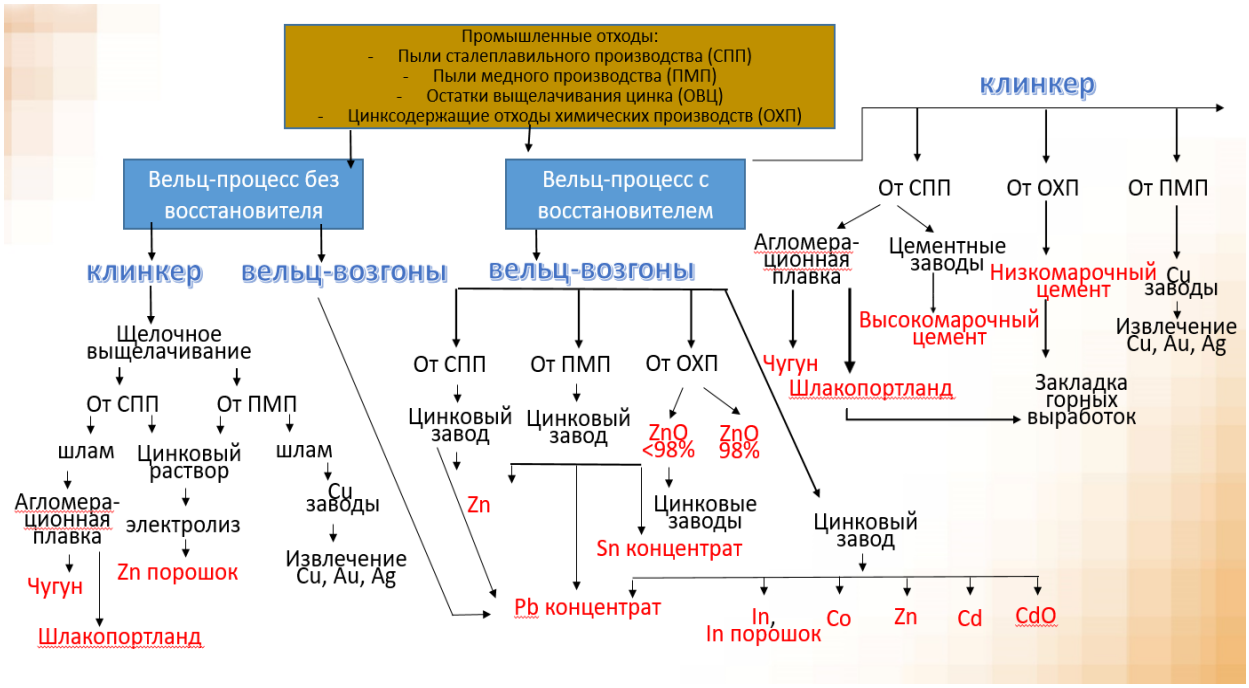


Рисунок 2 – Блок-схема переработки промышленных отходов

Часть этих металлов возгоняется в виде паров металлов (цинк, кадмий), некоторые в виде сульфидов (свинец, олово, мышьяк), хлоридов (индий), оксидов (свинец, мышьяк, сурьма).

Сплав меди и драгметаллов остается в клинкере, поступающем на переработку на медные заводы (клинкер от переработки остатков выщелачивания цинка, пылей медного производства).

Индий и кобальт извлекаются с использованием экстракционной технологии из растворов от выщелачивания вельц-возгонов.

Олово и свинец в виде свинцовых и оловянных концентратов поступают на перера-

ботку на свинцовые и оловянные заводы.

Электролиз используют для получения металлического цинка, кадмия, индия, цинкового порошка.

Клинкер от переработки пылесталеплавильного производства, отходов химических производств может быть использован при производстве цемента.

Переработка пылей электросталеплавильного производства

Из таблицы, приведенной на рисунке 3, видно, что выбранные типы отходов содержат весьма значительные количества цинка и сопутствующих свинца, олова, и меди (ПМП), железа (СПП), а также индия (ОВЦ). Однако, повышенное содержание галогенидов в отходах, которые препятствуют выделению цинка на стадии электролиза цинка из раствора после выщелачивания, требует технических решений по их удалению.

Наименование	Zn	Pb	Sn	Fe	Cl	F	As	CaO	SiO_2	Cu	In
Пыли сталеплавильного производства (СПП)	15-20	0,2-5,0	-	11-36	0,4-6.0	0,2-0,4	-	-	-	-	-
Пыли медеплавильного производства (ПМП)	17-25	10-30	2-4	5-10	1,5-2,6	0,1-0,3	0,1-2,5	0,2-4,0	2-8	3.5	-
Остатки выщелачивания цинка (ОВЦ) цинковые кеки	18-21	1,5-5	-	13-30	0,05	-	-	0.5-0.8	4-6	-	0,02-0,1
Цинксодержащие отходы химических производств (ОХП)	15-18	0,03-0,4	-	1,5-1,8	0,12	-	-	18-20	8,0	-	-

Рисунок 3 – Химический состав цинксодержащих промышленных отходов

Цинк в пыли ЭДП содержится, как в ферритной, так и в оксидной формах. Кроме того, присутствуют хлориды натрия и калия, графит, магнезит и кальцит.

Результаты проведенных физико-химических исследований позволили охарактеризовать электропечные шламы как техногенные многокомпонентные оксидные микроразмерные порошкообразные материалы на основе окислов железа, содержащие цинк. Концентрация цинка в шламе зависит, главным образом, от общего количества цинка в металлоломе, использованном в завалке.

Фазовый анализ пыли, получаемый при плавке меди показал, что пыли имеют в отличии от пылей черной металлургии большое количество свинца, а также олово.

Рентгенофазовый анализ указывает на наличие свинца в форме сульфата и сульфида цинка – в виде ортостаната, феррита и сульфида, меди – в виде халькопирита.

Свинец представлен в формах сульфата и сульфида на 85-90 %. Остальное количество свинца (около10%) находится в силикатной или оксидной форме.

Цинковые концентраты для извлечения из них цинка проходят две стадии: пирометаллургическую – обжиг в печах кипящего слоя и гидрометаллургическую.

Продукты обжига печей КС обрабатываются растворами, содержащими серную кислоту, с целью перевода цинка в раствор. После завершения выщелачивания pH раствора составляет 4.7-5,2. В результате выщелачивания образуются остатки выщелачивания цинка цинковые кеки и цинксодержащие растворы.

Цинковые кеки состоят из остаточного сульфида цинка (сфалерита), ферритов цинка, новообразованного сульфида меди, соединений железа, сцементированных тонкодисперсным хлопьевидным веществом сульфатно- гидроксидного состава с включением оксида цин-

ка и гетита.

Содержание индия в цинковом кеке составляет 0,02-0,1 %.

Кроме отходов черной и цветной металлургии на полигонах скопилось более миллиона тонн цинксодержащих отходов химической промышленности.

Установлено присутствие в шламе цинка в форме карбоната 23,7 %, гидроксида 1,5 %, кальция в форме двухводного сульфата 26,5 %, карбоната 8,7 %, свободного кремнезема 14 %, углерода в форме органики 8,2 %.

Разнообразие фазового и химического состава каждого из отходов показывает, что для превращения научно-технической идеи в конкретную технологию необходимо знать поведение компонентов в условиях вельцевания и на основании полученных данных разрабатывать способы по извлечению металлов.

Из приведенных данных по фазовому и химическому составу отходов видно существенное их различие как по количественному, так и по качественному наличию компонентов.

Поэтому необходим был поиск решений для каждого вида отходов.

Последней разработкой в области вельцевания явилось создание технологии, проектирование и строительство в АО «Челябинский цинковый завод» вельц-комплекса №6 с вельц-печью длиной 60 м, диаметром 4м. За базу был принят вельц-комплекс №5, пущенный в работу в 2007-2008 г. Аппаратурная схема вельц-комплекса приведена на рисунке 4 [4-5].

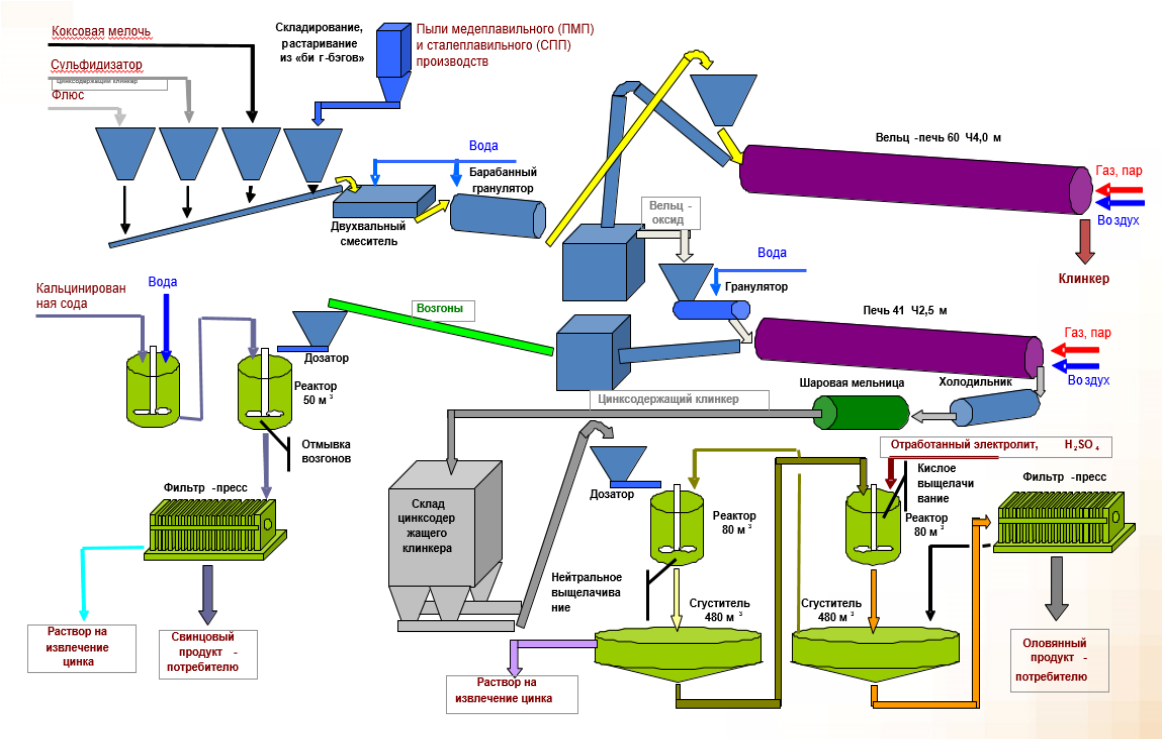


Рисунок 4 – Блок-схема переработки пылей медеплавильного производства и пылей сталеплавильного производства

Технологическая схема, а также технические решения, использованные в производстве, отличаются от известных, применяемых в мире при переработке рудного, вторичного и техногенного цинксодержащего сырья созданы на основании выполненных исследований и включают следующие основные стадии:

- подготовку сырья к металлургической переработке, исключающую потери материалов и обеспечивающую эффективность последующих пирометаллургических переделов; [6] (I стадия вельцевания).

- пароокислительное вельцевание сырья с возгонкой цинка, свинца, индия и олова в трубчатой печи и перевод меди в клинкер, направленный на медеплавильные предприятия и железосодержащий клинкер, направляемый на предприятия черной металлургии;

- пироселективное вельцевание (II стадия вельцевания) вельц-окиси от вельцевания (I

стадии) с выделением возгонов свинца, их конденсацией, отмывкой и получением концентрата, а также цинксодержащего клинкера [7];

- выщелачивание цинксодержащего клинкера с получением цинкиндийсодержащего раствора и свинцового или свинцового оловянного кека передаваемого на производство этих металлов;

- извлечение индия из раствора (при переработке цинковых кеков)

- электролиз цинксодержащего очищенного раствора с получением марочного цинка.

- электролитическое рафинирование индия с получением марочного индия.

Разработки запатентованы в РФ и за рубежом:

– процесс парооксилительного вельцевания полиметаллических отходов, обеспечивающих извлечение цинка на уровне 99 %, свинца -98 %, олова – 93 %, что на 4% выше известных аналогов;

– рециклинг тепла газов и твердых продуктов, с получением технологического пара, обеспечивающий одновременно двукратное снижение затрат на энергоносители в сравнении с лучшими зарубежными аналогами;

– конструкции вельц-печей, котла-утилизатора и фильтров, обеспечивающие снижение запыленности отходящих газов до 0,4-0,7 мг/м^3 (евростандарт - 5 мг/м^3);

– Внедрение альтернативных видов топлива (нефтекокс) и флюсов, на основе доломита [8].

– универсальность технологии, позволяющей перерабатывать пыли цветной и черной металлургии, отходы гальванических цехов, отработанные катализаторы, изгарь и т.д.;

– перевод вредных элементов (Cl^-, F^-) в малотоксичные соединения с последующим их использованием в промышленности (черная металлургия) и строительстве (дороги и т.д.);

– извлечение из отходов, кроме профилирующего металла –цинка, дополнительных металлов: индия, олова, свинца, кадмия;

– методы повышения качества товарной продукции и последовательность операций, обеспечивающих селективное разделение элементов поликомпонентных отходов;

– получения широкой гаммы порошков: индиевого порошка - методом диспропорционирования, цинкового порошка-электролизом (рисунок 5), оксида кадмия из кадмиевой губки.

Получение индиевого порошка высокой чистоты

Высокочистые порошки индия открывают новые возможности использования индия в технике, прежде всего для специальных целей, в производстве износостойких с хорошим контактом графитовых щеток, для изготовления диффузионно-твердеющих припоев в качестве добавки к смазочным маслам, увеличивающей срок службы подшипников, вкладышей двигателей внутреннего сгорания.

При получении высокочистых индиевых порошков необходимо решить две задачи, а именно: получение индия, очищенного от примесей, и получение порошка высокочистого индия. Эти задачи могут решаться последовательно, т. е. на первом этапе получения индия высокой чистоты, а на втором — получение из высокочистого индия порошка или совместно, т. е. в процессе получения порошка индия происходит его очистка.

В УГМК была разработана технология получения высокочистых индиевых порошков с использованием метода диспропорционирования монохлорида индия.

Получение монохлорида индия (t=250 ^oC)

$$In + NH_4Cl = InCl + NH_3\uparrow + 0{,}5H_2\uparrow$$

Диспропорционирование индия в виде

$$In^+ - 2e = In^{3+}$$

$$2In^+ + 2e = 2In_{мет}$$

Суммарно

$$3In^+ = In^{3+} + 2In_{мет}$$

$$3InCl = InCl_3 + 2In_{мет}$$

Так как реакции протекают в объеме при столкновении одновалентных ионов индия, имеет место большое число центров кристаллизации и образуется мелкий индиевый порошок, размеры которого зависят от условий диспропорционирования. Поскольку поверхность порошка весьма развита, чтобы избежать его загрязнения за счет цементации примесей из раствора, а в случае таллия, также за счет его диспропорционирования раствор должен быть по примесям достаточно чистым.

Исходя из того, что возможными хлоридами, загрязняющими монохлорид индия, являются хлориды алюминия, цинка, олова, кадмия, таллия и свинца, желательно удаление этих примесных металлов до стадии производства монохлорида индия.

Такое удаление может быть выполнено с использованием известных эффективных химических методов, таких как плавка под слоем глицерина с различными добавками, что позволяет снизить содержание таких примесей как Tl, Cd, Zn, Fe в индии до 1-6-10^{-4}%, а также Al, Pb, Sn, плавка под слоем щелочи, приводящая к очистке индия от примесей Al, Zn, Pb, Sn, обработка индийсодержащих растворов перед цементацией сульфитом бария, что позволяет очищать растворы от свинца и олова.

После цементации индий расплавляется, в реактор вводят порошок хлорида аммония. Расплав солей после охлаждения поступает на диспропорционирование в воду. Полученный порошок промывают и сушат. Трихлорид индия после выпаривания воды используется для получения монохлорида индия.

Получение цинкового порошка из пылесталеплавильного производства [9].

На рисунке 5 показана технологическая схема переработки цинксодержащих пылей черной металлургии с получением цинкового порошка.

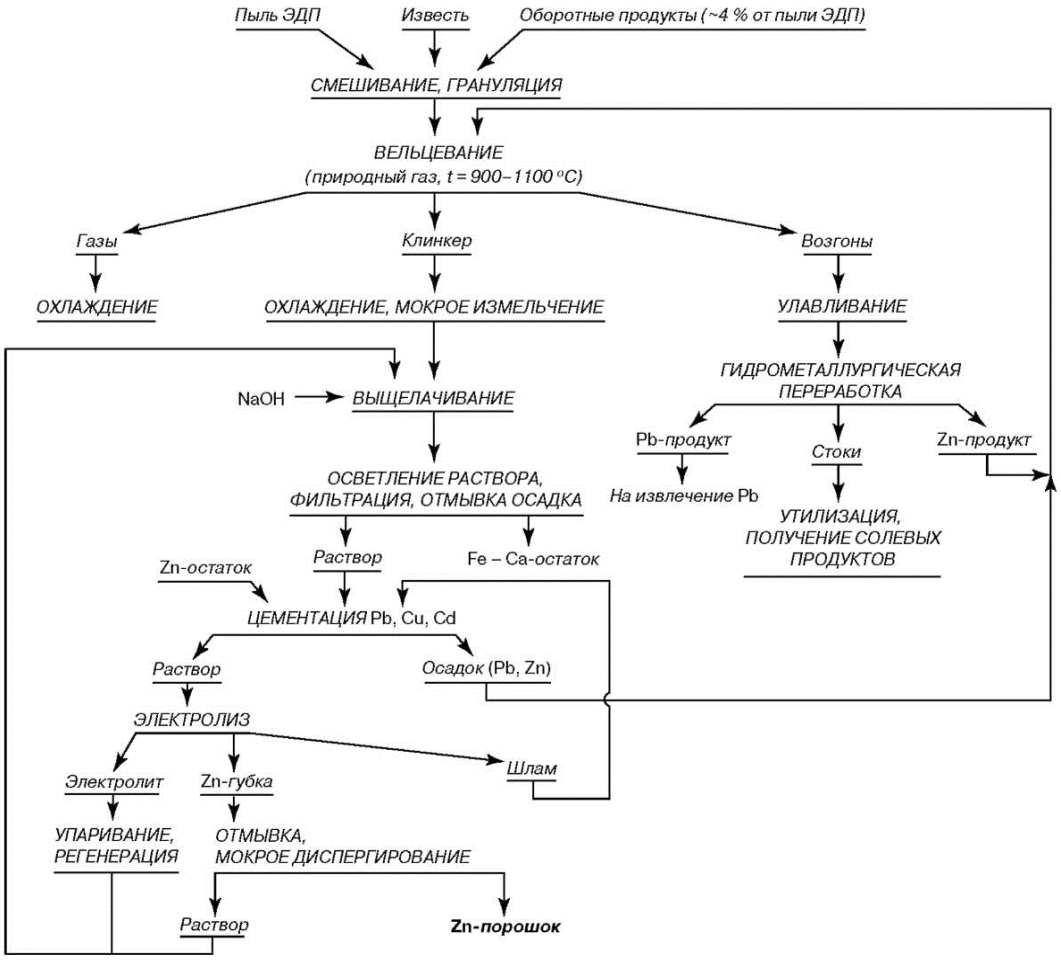


Рисунок 5 - Принципиальная технологическая схема переработки цинксодержащих пылей черной металлургии

Отличительной особенностью, обуславливающей преимущества предлагаемого метода переработки пыли ЭДП от существующего метода восстановительного вельцевания с отгонкой из пылей цинка являются:

- количество цинка в шихте практически не изменяется в течение всего процесса (цинк остается в клинкере);
- в печи протекает процесс, в ходе которого оксид цинка в ферритной структуре отделяется в виде ZnO посредством реакции с CaO и образованием стабильного $Ca_2Fe_2O_5$;
- практически не расходуется в качестве восстановителя кокс (в шихте содержится 1-3 % кокса);
- исключается вторая стадия вельцевания, необходимая для очистки от галогенидов оксида цинка, поступающего на выщелачивание;
- остатком выщелачивания является $Ca_2Fe_2O_5$ - эффективный компонент шлака для производства стали или для производства цемента;
- процесс протекает при более низкой температуре (1000°C) по сравнению с известной технологией (1250 °C);
- упрощается система очистки газов от пыли (выход возгонов сокращается в 6-8 раз);
- образующиеся возгоны имеют высокое содержание свинца и могут непосредственно направляться в свинцовое производство;
- удаление из пыли свинца увеличивает извлечение цинка при последующем щелочном выщелачивании (свинец извлекается в большей степени, чем цинк, его растворение будет конкурирующим процессом) и уменьшает расход цинковой пыли для цементации свинца из щелочного раствора.

Другим элементом технологии переработки пылей черной металлургии является использование вместо традиционного сернокислотного выщелачивания с получением раствора пригодного после минимальной очистки для прямого извлечения металлического цинка электроэкстракцией с получением цинковых порошков.

Использование щелочного выщелачивания возможно, как в мелкомасштабном, так и в крупномасштабном объеме переработки. При этом обеспечиваются минимальные капиталовложения и эксплуатационные затраты, минимальное воздействие на окружающую среду.

В отличие от кислотного выщелачивания, в щелочном не требуется удаление железа и некоторых других примесей из цинксодержащих растворов.

Выбор технологии щелочного выщелачивания клинкера основан на селективности извлечения в раствор цинка (содержащиеся в клинкере соединения железа, кальция, кремнезем остаются в твердом остатке), а также на изученных термодинамических и кинетических закономерностях процесса растворения оксида цинка.

Главная причина непопулярности метода - невозможность получения компактного металла при длительном электролизе: цинк может осаждаться на катоде в компактной форме только в течение первых нескольких минут электролиза, далее происходит образование рыхлых губчатых осадков вследствие выделения газообразного водорода на поверхности электрода. По этой причине щелочной электролиз рационально использовать для целенаправленного получения цинкового порошка с заданной крупностью определенными физико-химическими свойствами.

Полученный при переработке пылей ЭДП продукт — монодисперсный цинковый порошок с крупностью частиц менее 20 мкм, который может быть использован в основном цинковом производстве для очистки растворов сульфата цинка от примесей.

Практика цементационной очистки сульфатных растворов показывает, что на эти цели (в зависимости от содержания примесей в растворах) используется от 2 до 8 % получаемого на предприятии электролитического цинка. Для осаждения таких примесей, как кадмий, кобальт и никель, необходим значительный избыток порошка. Основную роль здесь играют его удельная поверхность и активность.

Наиболее распространены способы получения цинкового порошка из металлического цинка диспергацией его расплава воздушной или водной струей, испарением и конденсацией

паров. Струйная диспергация позволяет получать частицы шарообразной либо вытянутой каплевидной формы размерами от 10 до 200 мкм.

Получаемая в результате электролиза цинкатного щелочного раствора цинковая губка представляет собой частично сросшиеся и переплетенные кристаллы дендритной структуры с размерами элементов 0,1-10 мкм. За счет сложной формы частиц удельная поверхность порошка, полученного при электролизе, много больше, чем у распыленного с той же крупностью частиц, что позволяет вести процесс цементации с меньшим расходом реагента и при более низких температурах. Достоинством электролитического метода получения дендритных осадков цинка является возможность влиять на динамику роста и структуру частиц, изменяя состав раствора, величину тока или потенциала, режим поляризации. В работе были получены высокодисперсные дендритные осадки цинка.

На предприятии ЗАО НПХ «Высокодисперсные металлические порошки» были проведены сравнительные исследования свойств электролитического порошка цинка и порошка марки ПЦДВ-0, полученного методом испарения-конденсации, а также свойств цинкнаполненных лакокрасочных покрытий, приготовленных с применением этих порошков. Установлено, что маслоемкость порошка марки ПЦВД-0 в 5 раз меньше маслоемкости цинкового порошка, полученного электролизом, что свидетельствует о большой удельной поверхности последнего. Следствие этого использование в качестве пигмента электролитического порошка цинка приводит к существенному снижению критической объемной доли пигмента (КОКП)) в краске [10].

Разработка физико-химической основы и технических решений извлечения гаммы цветных (цинк, свинец, медь, олово, кобальт), редких (индия и кадмия) металлов, а также железа в форме металлов или порошков, солей и окислов из отходов промышленного и химического производства улучшает экологическую обстановку в районах расположения промышленных предприятий.

Начиная с 2010 г. ежегодно перерабатываются полностью все пыли медеплавильных УГМК (более 30 тыс. т/год), изгари предприятий черной металлургии (более 13 тыс. т/год).

Объемы использования технологии значительно расширяются за счет ввода в АО ЧЦЗ комплекса крупногабаритной вельц-печи 60х4м, в Нижнем Тагиле по разработанному технологическому регламенту в ТУ УГМК печи 60х3 м. Ведутся работы по реализации регламентов ТУ УГМК по созданию вельц-комплексов в г. Абинске, г. Невинномысске, г. Балаково. Это позволит перерабатывать практически все ежегодно образующиеся в стране цинксодержащие пыли от плавки меди и производстве электростали и перейти к переработке захороненных ранее отходов.

В рамках работы решаются две важные народнохозяйственные проблемы: обеспечение металлургической отрасли высококачественным сырьём и решение экологической проблемы, связанной с захоронением отходов 2-4 классов опасности, со снижением в процессе вельцевания содержания выбросов пыли с 10 мг/нм^3 до 0,4-0,7 мг/нм^3 (евростандарт требует 5 мг/нм^3), уменьшением ежегодных выбросов CO_2 на 2 млн м^3.

Выводы.

1. Переработка отходов черной и цветной металлургии позволяет восполнить сырьевую базу металлургических предприятий.
2. В качестве базовой технологии наиболее эффективно использование вельцевания.
3. Предложена блок-схема переработки промышленных отходов с извлечением цинка, свинца, олова, кадмия, индия с получением продукции в форме компактного металла, так и порошков (цинк, индий, оксид кадмия).
4. Технология переработки пылей медного производства внедрена в новом вельц-комплексе АО «ЧЦЗ».
5. Ведутся работы по созданию вельц-комплексов по технологическим регламентам ТУ УГМК на ряде предприятий РФ.

Библиографический список

1. Ламухин, А.Н. Нет дальнейшему накоплению отходов металлургии/ А.М. Ламу-

хин, Г.А. Зинягин, Ф.Л. Скуридин [и др.] // Экология и промышленность России. - 2013. - №1. - С.4-7.

2. Piret, N.L. Beurteilungskriterien der Verarbeitung von Reststoffen mit niedrigem Zinkgehalt aus der Eisen und Stahlproduction / N.L. Piret, D. Muller // ERZMETALL. – 1993. – Vol.46 (№ 6). – p. 364-368.

3. Kozlov, P.A. The Waelz Process / P.A. Kozlov. – Moscow: «Ore and Metals». - 2003 - p. 160. – ISBN 5-8216-0050-2.

4. Kozlov, P.A. Research, Development and Implementation of Processing Zinc Oxidized Raw Material for Zinc and Indium Recovery at Chelyabinsk Zinc Plant / P.A. Kozlov, A.M. Panshin, S.A. Yakornov // EMC 2017 (Leipzig, Germany, GDMB, June 25-28). - 2017. - Vol. 4. - p. 1669-1679.

5. Паньшин, А.М. Основные направления совершенствования производства цинка на ОАО «Челябинский цинковый завод/ А.М. Паньшин, Р.М Шакирзянов, П.А. Избрехт, А.В Затонский // Цветные металлы. - 2015. - №5. – С. 19-21.

6. Якорнов, С.А Разработка технологии грануляции шихты на основе пылей электродуговых печей для пирометаллургической переработки во вращающихся печах/ С.А. Якорнов, А.М. Паньшин, П.А. Козлов, Д.И. Ивакин // Металлург. - 2017. - №7. - С. 25-29.

7. Urkunderuber die Eintragung des Gebrauchsmusters № 202014008166.2 Einsatsgutzum Walzen vonzinkbleizinnhaltigen Materiallen. Tag der Almeldung 17.09.2014. Tag der Eintragung 03.11.2014

8. Козлов, П.А. Разработка технологии использования нефтекокса в вельц-процессе / П.А. Козлов, И.И. Ходыко, Е.А. Порошин, Д.А. Ивакин // Цветные металлы. – 2019. - №4. - С. 28-32.

9. Kozlov, P.A. Research and Development of Pyrohydrometallurgical Technology of Ferrous Dust Treatment with Zinc Powder Production / P.A Kozlov, A.M. Panshin, S.A. Yakornov, EMC 2019 (Dusseldorf, Germany, GDMB June 23-26). - 2019.

10. Патрушев, А.В. Выбор условий получения электролитических порошков цинка для металлонаполненных композиций / А.В. Патрушев, Т.Н. Останина., В.М. Рудой [и др.] //Материалы докладов конференции. Химия в Федеральных университетах. –Екатеринбург. - 2013. - С. 124-128.

УДК: 669

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ БЕДНЫХ КАРБОНАТНЫХ И ОКСИДНЫХ РУД В АГРЕГАТЕ СЭР

Рыбенко И.А. [1], Цымбал В.П. [1], Kongoli F.[2,3,4]

[1] Сибирский государственный индустриальный университет,
[1] Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru
[2]CEO, FLOGEN Technologies Inc. Montreal, QC, Canada, H3P 2T1
[3]Chairman, FLOGEN STAR OUTREACH, Montreal, QC, Canada, H3P 2T1
[4]CEO, FLOGEN Technologies Inc., Wilmington, DE, 19808, USA
www.flogen.com; www.flogen.org; fkongoli@flogen.org

Аннотация. *Рассмотрена экологически замкнутая технология получения марганцевых сплавов в агрегате СЭР из бедных мелкофракционных оксидных руд Селезеньского и карбонатных руд Усинского месторождений. Поставлена и решена задача оптимизации и определены оптимальные расходы материалов, обеспечивающие получение продукта заданного состава. Проведен сравнительный анализ технологии в агрегате СЭР и традиционных технологий получения марганцевых сплавов.*

Ключевые слова: *Агрегат СЭР, технология, предварительное восстановление, решение задачи оптимизации, оптимальные режимы, энергоемкость процесса.*

DETERMINATION OF OPTIMAL MODES OF TECHNOLOGY FOR OBTAINING MANGANESE ALLOYS FROM POOR CARBONATE AND OXIDE ORES IN THE UNIT SIR

Rybenko I.A.[1], Tsymbal V.P.[1], Kongoli F.[2,3,4]

1Siberian State Industrial University
1Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru
2CEO, FLOGEN Technologies Inc. Montreal, QC, Canada, H3P 2T1
3Chairman, FLOGEN STAR OUTREACH, Montreal, QC, Canada, H3P 2T1
4CEO, FLOGEN Technologies Inc., Wilmington, DE, 19808, USA
www.flogen.com; www.flogen.org; fkongoli@flogen.org

Annotation. *An ecologically closed technology for obtaining manganese alloys in the SIR aggregate from poor fine-grained oxide ores of the Selezenskoye and carbonate ores of the Usinsk deposits is considered. The optimization problem is set and solved, and the optimal material costs are determined to ensure the production of a product of a given composition. A comparative analysis of the technology in the SER unit and traditional technologies for obtaining manganese alloys is carried out.*

Keywords: *SIR unit, technology, preliminary recovery, solution of the optimization problem, optimal modes, energy intensity of the process.*

В настоящее время ферромарганец получают, в основном, в шахтных руднотермических печах. Эти технологии достаточно хорошо отработаны [1 − 3], однако они являются энергозатратными. Получить высокое извлечение марганца из относительно бедных руд достаточно сложно в связи со значительными затратами на их обогащения. Особенно высокозатратной является технология переработки карбонатных руд [4]. В связи с этим предлагается технология прямого получения ферромарганца и марганцевых сплавов из пылевидных и мелкофракционных материалов в агрегате СЭР, направленная, прежде всего, на переработку карбонатных руд и пылевидных окисленных концентратов [5, 6].

Технологическая схема переработки мелкофракционных марганцевых руд представлена на рисунке 1.

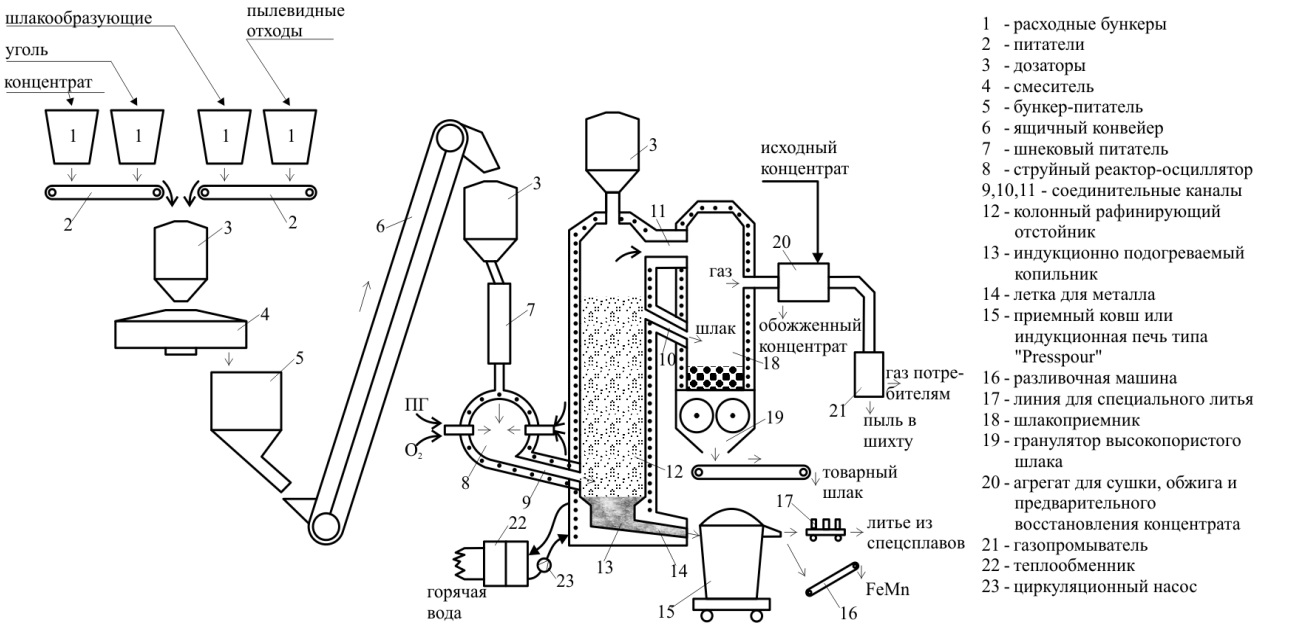


Рисунок 1 − Технологическая схема переработки мелкофракционных марганцевых концентратов

Шихтовые материалы (марганцевый концентрат, уголь, пылевидные отходы, шлакообразующие) из системы подготовки шихты подаются в расходные бункеры 1, из которых через питатели 2 и дозатор 3 попадают в смеситель 4, а затем, через бункер-питатель 5, ящичный конвейер 6 и шнековый питатель 7 подаются под давлением в реактор-осциллятор агрегата СЭР, где на встречных струях кислорода или воздуха осуществляется диспергация шихты и неполное сжигание топлива до *CO*. Приготовленная в этом реакторе газовзвесь через газодинамически запираемый канал подается в нижнюю часть колонного реактора 12 под высокий слой газошлаковой эмульсии, где происходит газификация и дожигание более крупных частиц твердого топлива и восстановление оксидов.

К нижней части колонного реактора пристыковывается индукционно подогреваемый копильник 13, в котором накапливаются восстановленные из оксидов железо, марганец и другие металлы, а обедненный, сильно вспененный шлак выталкивается под давлением из верхней части колонного реактора в шлакоприемник 18 с гранулятором 19 и может использоваться в качестве стройматериалов, адсорбентов и т.п.

Реакционный газ, состоящий преимущественно из оксида углерода и являющийся очень эффективным восстановителем, из верхней части шлакоприемника, который также играет роль сепаратора газа и шлака, подается под давлением в агрегат кипящего слоя 20 с марганцевым концентратом для предварительного восстановления до *MnO* оксидного концентрата или обжига карбонатного. Реализация этапа предварительной обработки марганцевого концентрата восстановительным газом из агрегата СЭР позволяет резко снизить энергоемкость производства ферромарганца.

Восстановленные в колонном реакторе 12 железо и марганец, собираются в индукционно подогреваемом копильнике 13 и через летку 14 выпускаются (непрерывно или периодически) в ковш или индукционную печь 15, где происходит усреднение металла, а в случае реализации технологии получения марганцовистых сталей – доводка металла до заданного состава, из которого можно получать специальное литье, например, износостойкие детали. Задача обеспечения стойкости элементов агрегата решается с помощью автоматизированной системы формирования и поддержания гарнисажа, включающей теплообменники высокого давления 22, средства контроля и управления.

Рассмотренная технология может быть применена для переработки марганцевых концентратов, например Селезеньского месторождения в Кемеровской области, особенно для переработки бедных пылевидных фракций (14 ÷ 24% *Mn*), которых в этих концентратах почти половина. Это позволит уменьшить количество хвостов, увеличить степень извлечения марганца и продлить срок эксплуатации месторождения.

Решение задачи оптимизации

Как было отмечено выше, для предварительного восстановления марганца 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 и подготовительный (второй) агрегаты. Схема материальных и энергетических потоков для предлагаемой технологии приведена на рисунке 1.

Основная задача расчета предлагаемой технологии заключалась в определении такого расхода сырой руды в агрегате кипящего слоя, чтобы получить заданный выход полупродукта (в расчете выход полупродукта принят 1 кг/с) и одновременно обеспечить возможность полного перевода высших оксидов или карбонатов сырой руды в низшие оксиды восстановительным газом, получаемым в основном агрегате. Для решения этой проблемы была поставлена и реализована задача оптимизации, состоящая из двух этапов. На первом этапе решалась задача подбора состава и расхода восстановительного газа, необходимого для полного восстановления высших оксидов марганца или разложения карбонатов, и определялся расход исходной марганцевой руды, обеспечивающий выход заданного количества полупродукта.

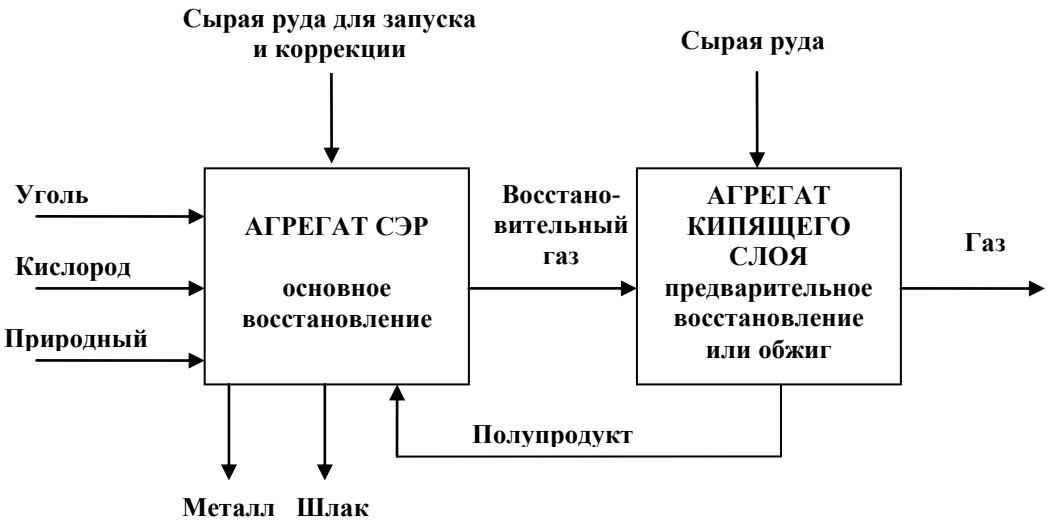


Рисунок 1 – Схема реализации технологии переработки марганцевых руд

При этой производительности осуществлялся расчет процесса в основном агрегате СЭР и определялся состав продуктов. При этом решалась задача оптимизации по выходу и составу газа, который должен обеспечивать процесс восстановления во втором агрегате. Определялись такие расходы угля и кислорода, при которых состав отходящего газа соответствовал необходимому, при выполнении ограничений на условия материального и теплового баланса при заданной температуре и условия реализации восстановительных процессов при заданной степени восстановления железа и марганца. Для рассматриваемой технологии переработки марганцевых руд в агрегате типа СЭР с использованием инструментальной системы был проведен расчет на примере оксидной селезеньской и карбонатной усинской марганцевых руд.

Расчет технологии переработки руды Селезеньского месторождения Мелкофракционная (фракции 2,5 ÷ 8 мм) марганцевая руда Селезеньского месторождения имеет химический состав, представленный в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав селезеньской марганцевой руды, %

MnO	MnO_2	SiO_2	CaO	$Fe_{общ}$	P	S	MgO	BaO	Cu	Zn	Pb	ППП
5,68	31,66	31,46	0,20	14,30	0,12	0,10	0,33	3,00	0,05	0,05	0,01	8,20

Поскольку большая часть марганца в руде находится в виде MnO_2, предлагается перевести его в низший оксид MnO в агрегате кипящего слоя путем использования восстановительного газа, который является продуктом реализации технологии восстановления марганца в основном агрегате СЭР, имеет следующий химический состав: 87,69 % CO; 0,62 % CO_2; 0,75 % N_2; 2,01 % H_2; 8,93 % H_2O и расход 1,074 кг/с.

Полученный в результате решения задачи оптимизации расход окисленной руды составил 1,26 кг для получения 1 кг полупродукта.

После предварительного восстановления исходной руды в агрегате кипящего слоя получается полупродукт, который подается в первый реактор основного агрегата СЭР, где осуществляется восстановление оксидов марганца и железа. Материальный и тепловой балансы процесса приведены в таблицах 2, 3. В результате реализации технологии получается марганцевый сплав следующего состава: 29,37 % *Fe*; 3,00 % *C*; 66,17 % *Mn*; 1,42 % *Si*.

Таблица 2 – Материальный баланс технологии переработки селезеньских руд

Входные потоки	кг/с	%	Выходные потоки	кг/с	%
Полупродукт	1,000	47,94	Металл	0,448	21,48
Уголь	0,477	22,85	Шлак	0,566	27,05
Силикомарганец (отходы)	0,050	2,40	Газ	1,071	51,47
Кислород	0,508	24,42			
Природный газ	0,050	2,40			
Расход материалов	2,085	100,00	Выход продуктов	2,085	100,00

Таблица 3 – Тепловой баланс технологии переработки селезеньских руд

Приход	кДж/с	ГДж/т	Расход	кДж/с	ГДж/т
1.Тепло экзотермических реакций	5540,6	12,364	1. Тепло металла	657,9	1,468
2. Тепло индуктора	1500,0	3,347	2. Тепло шлака	620,9	1,386
			3. Тепло газа	2645,4	5,904
			4. Тепло энд. реакций	2516,3	5,615
			5. Потери тепла	600,0	1,339
Итого:	7040,6	15.712	Итого	7040,6	15,712

Расчет технологии переработки руды Усинского месторождения

Специфической особенностью карбонатных марганцевых руд является многообразие минеральных форм марганца и гранулометрия от долей миллиметров до нескольких сантиметров. Главные рудные минералы – карбонаты марганца: родохрозит, манганокальцит и марганцовистый кальцит. Химический состав марганцевой руды Усинского месторождения представлен в таблице 4.

Таблица 4 – Химический состав карбонатной марганцевой руды Усинского месторождения, %

Mn	*P*	*Fe*	SiO_2	Al_2O_3	*CaO*	*MgO*	*S*	ППП
19,33	0,18	5,96	16,33	1,67	14,84	3,17	0,06	24,98

Результаты исследования процесса восстановления карбонатной марганцевой руды углем в инструментальной системе [7, 8] приведены на рисунке 2. Расчет реализован для 1 кг марганцевой руды. Из рисунка следует, что наилучшие условия для восстановления марганца соответствуют расходу угля от 0,40 до 0,45 кг. При этих условиях содержание восстановленного марганца составляет 60 %, его оксида от 8 до 12 %.

Газовая фаза состоит из 90 % *CO*, 6 % испарившегося марганца и 4 % водорода. Восстановление возможно при большом избытке углерода в системе (порядка 10 ÷ 12 %).

Технология получения марганцевого сплава из усинской руды аналогична предыдущей технологии переработки селезеньской руды. Отличие заключается в том, что в усинской руде большинство соединений находится в виде карбонатов. Для их разложения также предлагается использовать восстановительный газ, отходящий из основного агрегата СЭР. Химический состав газа следующий: 89,58 % *CO*; 0,63 % CO_2; 0,76 % N_2; 2,26 % H_2; 6,78 % H_2O. Расход газа составил 1,099 кг/с.

После предварительного восстановления получается полупродукт, который затем поступает для окончательной переработки в основной агрегат СЭР. Расход карбонатной руды для получения 1 кг полупродукта составил 1,406 кг/с. Материальный и тепловой балансы для этого процесса приведены в таблицах 5, 6. Конечный продукт имеет следующий состав: 18,33 % *Fe*; 3,00 % *C*; 77,47 % *Mn*; 1,16 % *Si*.

Таблица 5 – Материальный баланс технологии переработки усинских руд

Входные потоки	кг/с	%	Выходные потоки	кг/с	%
1. Полупродукт	1,000	43,37	1. Металл	0,365	15,83
2. Уголь	0,531	23,03	2. Шлак	0,770	33,39
3. Силикомарганец (отходы)	0,050	2,17	3. Газ	1,171	50,78
4. Известь	0,098	4,25			
5. Кислород	0,577	25,02			
6. Природный газ	0,050	2,17			
Расход материалов	2,306	100,00	Выход продуктов	2,306	100,00

Таблица 6 – Тепловой баланс технологии переработки усинских руд

Приход	кДж/с	ГДж/т	Расход	кДж/с	ГДж/т
1.Тепло экзотермических реакций	5412,4	14,823	1. Тепло металла	545,2	1,493
2. Тепло индуктора	1500,0	4,108	2. Тепло шлака	902,1	2,471
			3. Тепло газа	2728,3	7,472
			4. Тепло энд.реакций	2136,7	5,852
			5. Потери тепла	600,0	1,643
Итого:	6912,4	18,931	Итого	6912,4	18,931

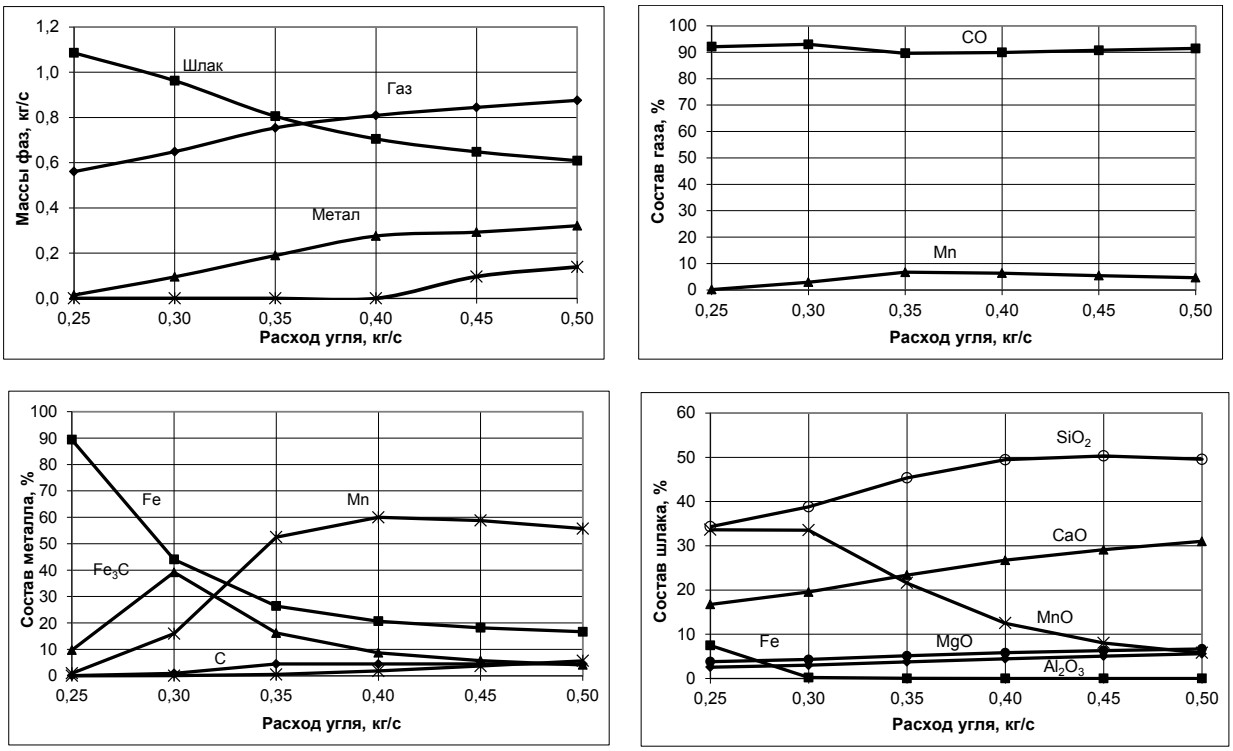


Рисунок 2 – Зависимости параметров процесса восстановления марганца из усинской марганцевой руды от расхода угля

Результаты расчета технологии с предварительным обжигом также показали значительное улучшение технико-экономических показателей по сравнению с безобжиговой технологией: увеличение производительности на 0,12 кг/с, снижение удельных расходов угля и кислорода в 2 раза, уменьшение энергоемкости процесса почти в 2 раза (таблица 7). Сравнительный анализ энергоемкости технологий переработки марганцевых руд в агрегате СЭР с традиционной технологий в руднотермической печи [3] представлен в таблице 8.

Таблица 7 – 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)				
1. Марганцевая руда	2811,12	2969,04	3850,7	4062,2
2. Уголь	1063,42	2917,22	1363,82	2488,8
3. Силикомарганец (отходы)	111,55	148,45	136,94	203,1
4. Кислород	793,8	2184,30	1035,1	2012,6
5. Природный газ	151,99	202,27	186,58	276,7
Показатели				
Производительность, кг/с	0,45	0,34	0,37	0,25
Энергоемкость, ГДж/т	43,1	97,6	54,6	94,1
Содержание марганца, %	66,17	66,00	77,47	72,15

Таблица 8 – Сравнительный анализ разработанной и традиционной технологий переработки марганцевых руд

Технологии	Энергозатраты, ГДж/т металла			
	Обжиг	Агломерация	Плавка	Итого
Традиционная технология				
Плавка в руднотермической печи (карбонатный концентрат 28,7 % *Mn)*	5,1	13,4	72,0	90,5
Технологии на основе агрегата типа СЭР				
Сырая усинская карбонатная руда (19 % *Mn*)	Энергия отх. газов	–	54,6	54,6
Мелкофракционная обогащенная селезеньская руда (24 % *Mn*)	Энергия отх. газов	–	43.1	43,1

Таким образом, предложенная технология переработки марганцевых руд в агрегате типа СЭР с замкнутым циклом позволяет значительно улучшить показатели: снизить удельные расходы материалов, повысить производительность и значительно уменьшить энергоемкость процесса по сравнению с технологий переработки бедных марганцевых руд без предварительного восстановления и обжига. Также из таблицы 8 можно видеть значительное преимущество по энергозатратам предложенной технологии переработки марганцевых руд в агрегате СЭР по сравнению с традиционной технологией выплавки ферромарганца в руднотермической печи.

Библиогарфический список

1. Смирнов, Л. А. Марганец в своем отечестве [текст] / Л. А. Смирнов, Л.П. Тигунов // Металлы Евразии. − 1999. - № 6. − С. 20 − 23.

2. Емлин, Б. И. Справочник по электротермическим процессам [текст] / Б. И. Емлин., М. И. Гасик. − М. : Металлургия, 1978. − 288 с.

3. Толстогузов, Н. В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов [текст] / Н. В. Толстогузов. – М. : Металлургия, 1992. – 239 с.

4. Дедов, П. И. Обогатительная фабрика карбонатных марганцевых руд [текст] / П. И. Дедов, В. С. Свитов. − Свердловск : Изд. Уралмеханобр, 2004. − 400 с.

5. Цымбал, В. П. Нетрадиционный подход к переработке титано-магнетитовых и железомарганецевых руд / В. П. Цымбал, И. А. Рыбенко, В. В. Павлов // Бюл. Черная метал-

лургия. − 2015. - № 10. − С. 90 − 94.
6. Рыбенко, И.А. Развитие теоретических основ и разработка ресурсосберегающих технологий прямого восстановления металлов с использованием метода и инструментальной системы моделирования и оптимизации [текст] : дис. докт. техн. наук : спец. 05.16.02 : защищена 24.12.18 : утв. 09.07.19 / И.А. Рыбенко. – Новокузнецк, 2018. – 327 с.
7. Рыбенко И.А. Инжиниринг-Металлургия / И.А. Рыбенко, А.А. Оленников // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2017617445; зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 04.07.2017.
8. Рыбенко, И. А. Решение задач оптимизации металлургических процессов с использованием инструментальной системы «Инжиниринг-Металлургия» / И. А. Рыбенко // Бюл. Черная металлургия. – 2018. - № 3. – С. 42 – 47.

УДК 669.184.135

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВСПЕНИВАНИЯ 350-ТОННОЙ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ ПРИ ПЕРЕРАБОТКЕ НИЗКОМАРГАНЦОВИСТЫХ ЧУГУНОВ АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Протопопов Е.В., Полях О.А., Чернышева Н.А., Козьминых Р.А.

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

Аннотация. *Рассмотрены особенности вспенивания и выбросов шлако-металлической эмульсии из конвертеров в различные периоды продувки.*

Ключевые слова: *конвертерная ванна, шлако-металлическая эмульсия, выбросы, шлак, корольки.*

INVESTIGATION OF THE FEATURES OF FOAMING A 350-TON CONVERTER BATH DURING PROCESSING LOW-MANGANESE CAST IRON OF JSC "EVRAZ ZSMK"

Protopopov E.V., Poljah O.A., Chernysheva N.A., Kozminykx R.A.

Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, Protopopov@sibsiu.ru

Abstract. *The features of foaming and emissions of slag-metal emulsion from converters during various periods of purging are considered.*

Keywords: *converter bath, slag-metal emulsion, emissions, slag, kings.*

По ходу практически каждой конвертерной плавки возникает ситуация, когда шлаковая фаза переходит в чрезмерно вспененное состояние, что в дальнейшем приводит к выбросам шлако-металлической эмульсии из агрегата и, соответственно, снижению производительности агрегатов и выхода жидкой стали. Интерес, проявляемый к вспениванию шлаков и эмульгированию металла в шлак, постоянно возрастает, поскольку кинетика этого процесса во многом определяется развитием участвующих в химических реакциях поверхностях раздела в конвертерной ванне. Распространена точка зрения, что идеальным вариантом предупреждения чрезмерного вспенивания и выбросов является оптимальная организация дутьевого режима плавки, под которым, как правило, понимается продувка при переменном положении фурмы и возможном варианте продувки при временном изменении расхода вдуваемого в ванну кислорода.

В качестве основных причин выбросов называют повышенное содержание оксидов железа в шлаке и взрывной характер обезуглероживания, одновременное увеличение скоро-

сти окисления углерода и склонности шлака к вспениванию, плохое перемешивание ванны и т. д. Очевидно, связь между скоростью обезуглероживания и изменением уровня ванны безусловно существует, однако процесс обезуглероживания расплава не является непосредственной причиной выбросов. Это подтверждается фактом, что «горячие» плавки или плавки со «свернутым» шлаком, которые характеризуются высокой скоростью обезуглероживания, проходят без выбросов, т. е. при пониженном уровне шлако-металлической эмульсии.

В соответствии с современными представлениями [1–3] и полученными ранее авторами данными, основной причиной чрезмерного вспенивания является продолжающееся в шлаке обезуглероживание корольков металла, при этом выделяющиеся мелкие пузыри монооксида углерода стабилизируют эмульсию и пену. В то же время совершенно очевидно, что интенсивность выделения пузырей газа в шлако-металлической эмульсии определяется не только количеством и размером корольков и концентрацией в них углерода, но и физико-химическими свойствами шлака.

С целью изучения особенностей вспенивания и поиска эффективных способов предотвращения выбросов шлако-металлической эмульсии из конвертеров исследовали физико-химические характеристики, фракционный состав продувочных шлаков и «шлаков выбросов» при выплавке низкоуглеродистых марок стали в 350-т конвертерах АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Продувку расплава кислородом осуществляли четырехсопловой фурмой с интенсивностью 900...1200 м^3/мин в соответствии с принятой в цехе технологической инструкцией.

Во время чрезмерного вспенивания шлака, т. е. при появлении выбросов или переливов через горловину конвертера специальным устройством отбирали пробы шлако-металлической эмульсии. После извлечения из них неусвоенной извести и металлических корольков и определения массовой доли последних, шлаки подвергали химическому анализу, определяли температуру их плавления $t_{п.ш.}$ и вязкость η. Выделенные корольки рассеивали по фракциям и подвергали химическому, металлографическому и рентгеноструктурному анализу. В качестве сравнительных анализировали плавки, проведенные по аналогичной технологии, в том числе с промежуточными повалками для отбора проб металла и шлака, на которых чрезмерное вспенивание не наблюдалось.

Изменение некоторых физико-химических характеристик шлаков, температуры металла и динамика обезуглероживания расплава в опытных и сравнительных плавках приведены на рисунке 1.

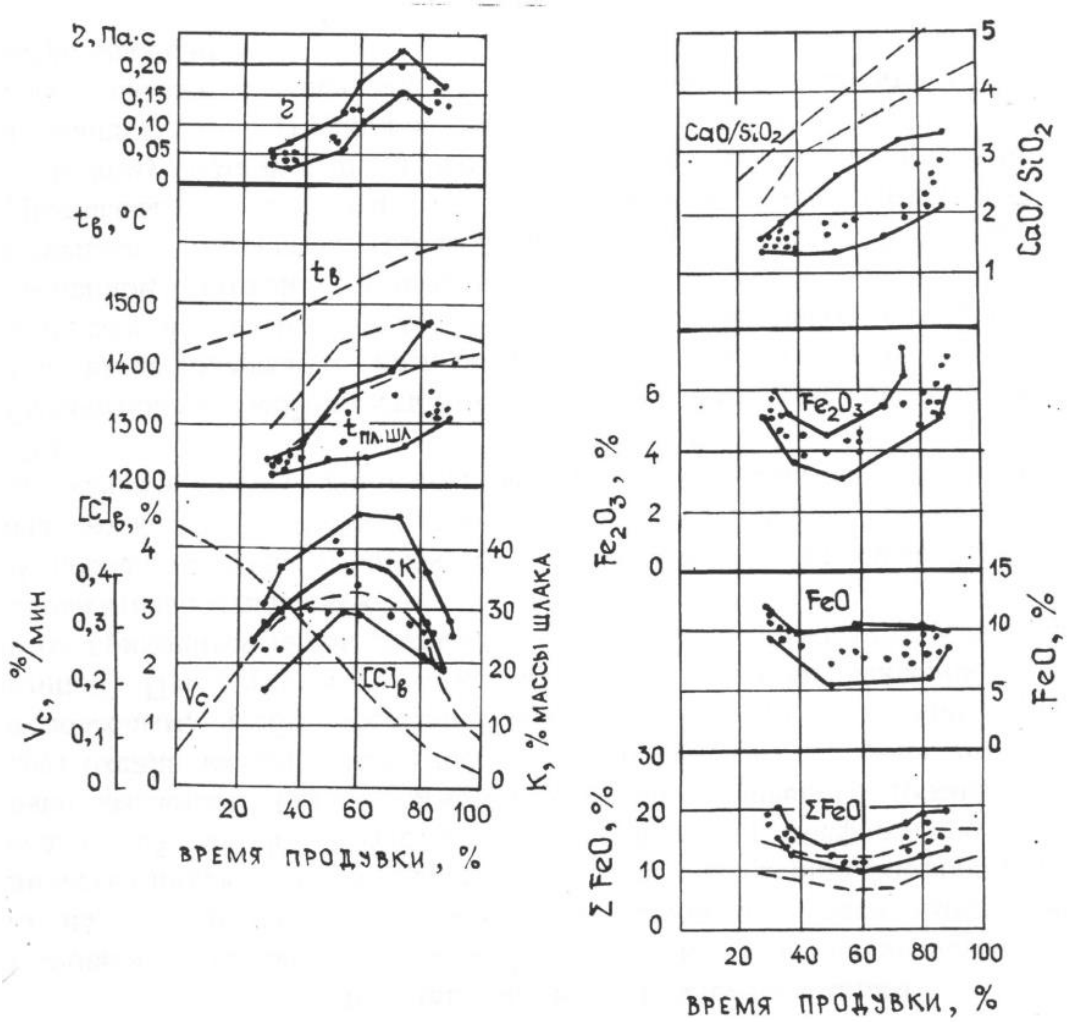
Установлено, что чрезмерное вспенивание шлака, сопровождающееся выбросами, наступало чаще всего в течение трех интервалов времени продувки: наиболее часто – непосредственно после наводки шлака и перевода фурмы в рабочее положение, т. е. в период, соответствующий 25...30 % времени продувки, значительно реже – в период интенсивного окисления углерода (50...60 % времени продувки) и на заключительном этапе операции (70...90 % времени продувки).

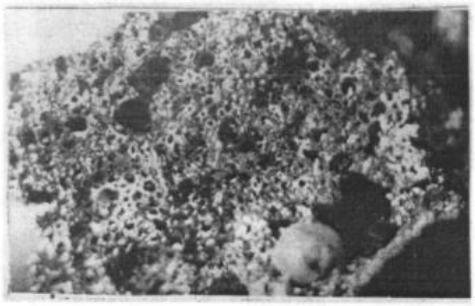
Таким образом, в целом изучался временной период операции, охватывающий фактическое изменение содержания углерода в ванне в пределах от 4,2 до 0,2 %.

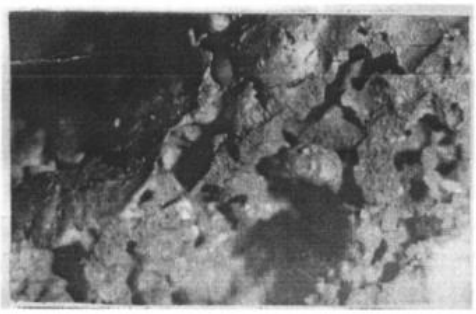
Шлаки, отобранные в первый из указанных интервалов времени, вспенены очень мелкими пузырьками монооксида углерода (до долей миллиметра), разделенными между собой тонкими шлаковыми прослойками (рисунок 1). Температура плавления таких шлаков колеблется в пределах 1200...1260 °С, а вязкость при температурах, соответствующих моменту выбросов шлако-металлической эмульсии из конвертера, составляет обычно 0,025...0,070 Па·с. Даже при относительно низких значениях вязкости, наряду с плохо укрупняющимися и медленно всплывающими мелкими пузырьками монооксида углерода, вспениванию шлака способствует его повышенная окисленность, в особенности на плавках с «холодным» началом операции. Гетерогенность первичных шлаков выбросов, вероятно, решающего влияния на их вспенивание не оказывала, в то же время относительно низкая основность шлака опытных плавок и наличие в нем неусвоенной извести также способствовали процессу образования вспененной шлако-металлической эмульсии.

Шлаки, отобранные в первый из указанных интервалов времени, вспенены очень мел-

кими пузырьками монооксида углерода (до долей миллиметра), разделенными между собой тонкими шлаковыми прослойками (рисунок 1). Температура плавления таких шлаков колеблется в пределах 1200...1260 °С, а вязкость при температурах, соответствующих моменту выбросов шлако-металлической эмульсии из конвертера, составляет обычно 0,025...0,070 Па·с. Даже при относительно низких значениях вязкости, наряду с плохо укрупняющимися и медленно всплывающими мелкими пузырьками монооксида углерода, вспениванию шлака способствует его повышенная окисленность, в особенности на плавках с «холодным» началом операции. Гетерогенность первичных шлаков выбросов, вероятно, решающего влияния на их вспенивание не оказывала, в то же время относительно низкая основность шлака опытных плавок и наличие в нем неусвоенной извести также способствовали процессу образования вспененной шлако-металлической эмульсии.







Начало продувки (30%τ) Середина продувки (50%τ)

Рисунок 1 – Диаграммы изменений характеристик плавок в 350-тонном конвертере: сплошные линии и точки – плавки с выбросами, пунктирные линии – плавки сравнительные

На фотографиях представлены шлаки выбросов в различные периоды плавки.

Для указанных характерных интервалов образования чрезмерно вспененных шлаков общим является значительное превышение температуры ванны ($t_в$) над температурой плавления шлаков и относительно более высокая доля гематита в суммарном содержании оксидов железа в шлаках, достигающая к концу некоторых плавок до 60 %. В шлаках плавок, проведенных без выбросов, отношение (Fe_2O_3) / (FeO) обычно не превышало 0,2...0,3.

В следующий из характерных периодов значительного вспенивания ванны, (50...60 % времени продувки), этому процессу наряду с отмеченными факторами способствует энергичное развитие реакции обезуглероживания. При этом шлаки выбросов в данный период продувки были вспенены относительно более крупными пузырями CO, а наличие в них кусочков неусвоенной извести свидетельствует о продолжающемся более замедленном шлакообразовании. Температура плавления шлака в данном случае составляет 1240...1360 ^oC и более, а вязкость достигает 0,15...0,18 Па·с.

К заключительному моменту операции (70...90 % времени продувки) температура плавления шлаков выбросов достигает 1310...1460 °С, а их вязкость колеблется в пределах 0,15...0,23 Па·с. Как правило, и в этом интервале времени продувки плавок, прошедших с выбросами, отмечалось наличие в шлаках неусвоенной извести, вспененность его крупными пузырями, больший интервал температур плавления шлаков, свидетельствующий об их неуваренности, высокая окисленность шлаков (на 5...8 % выше, чем в сравнительных плавках) и наибольшая доля гематита в оксидах железа.

Внешний вид шлаков свидетельствует о поверхностной пене в начале продувки (мелкие пузырьки, тонкие шлаковые прослойки с сильным расклинивающим эффектом) и об объемной пене (более крупные пузыри с толстыми шлаковыми прослойками) в последующие периоды плавки. На сравнительных плавках при более высокой основности шлаков, вязкость, как правило, была более низкой.

Рисунок 2 – Изменение в шлаках выбросов по ходу продувки массы корольков фракции: *1* – 3,0 – 2,1 мм; *2* – 2,0 – 1,1 мм; *3* – 1,0 – 0,45 мм; *4* – менее 0,45 мм

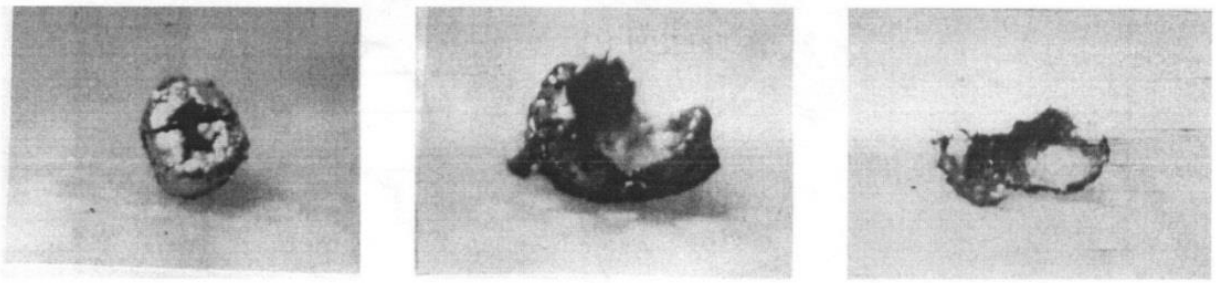


Рисунок 3 – Корольки, разрушенные выделяющимся в процессе обезуглероживания монооксида углерода. Увеличение х 12

В то же время, независимо от вязкости, склонность шлака к вспениванию возрастала

при увеличении содержания SiO_2 и, соответственно, уменьшении основности шлаков.

Представляет интерес характер изменения в шлаках выбросов на опытных плавках общего содержания металлических корольков и их фракционного состава. Как видно (рисунок 2), кривая изменения относительной массы металлических корольков (K) в шлаках практически однозначно соответствует характеру изменения скорости обезуглероживания металла (v_c) и свидетельствует о том, что основным источником корольков является вынос их из реакционной зоны потоком отходящих газов. При этом, однозначно, интенсивность образования корольков прежде всего определяется скоростью обезуглероживания расплава.

Изменяется и фракционный состав корольков (рисунок 2). В начальный период продувки на массу мелких фракций корольков (менее 1,0 мм), задерживающихся в шлаке, приходится до 50 % от общей их массы, чему способствует высокая окисленность шлака и его незначительная вязкость. Обезуглероживание таких корольков, очевидно, и приводит к образованию мелких газовых пузырей в шлаках, при этом осаждение в слое эмульсии относительно крупных корольков (1...3 мм и более) в этот период продувки происходит сравнительно быстро. В период интенсивного обезуглероживания (~50...60 % времени продувки) из реакционной зоны выносится наибольшее количество брызг металла в результате дробления в целом повышается доля мелких корольков (фракция менее 0,45 мм) и снижается количество крупных корольков (крупнее 2 мм). В заключительный период продувки, несмотря на продолжающийся рост основности и вязкости шлака, общее количество корольков в шлаке снижается в результате уменьшения их выноса из реакционной зоны, при этом значительно повышается доля в шлаке наиболее крупных корольков (1,0...2,0 мм и 2,0...3,0 мм), что отчасти может быть связано с развитием объемного обезуглероживания в металле и на поверхности футеровки агрегата с выносом пленок металла в шлак в зоне меньшего воздействия на расплав газовых струй. На заключительном этапе продувки в условиях незначительного ([C] ≤ 0,5...0,8 %) содержания углерода в ванне и каплях металла не создается дополнительных условий для энергичного дробления корольков вследствие продолжающегося обезуглероживания последних.

Подтверждением дробления капель металла выделяющимся монооксидом углерода могут служить и дефекты корольков, отобранных в различные периоды продувки (рисунок 3). При этом наибольшее количество корольков всех фракций с дефектами приходится также на период 50...60 % времени продувки, т.е. на период максимального обезуглероживания ванны и, соответственно, максимального газовыделения.

На наличие и распределение корольков по фракциям существенное влияние оказывает гетерогенность шлакового расплава, поскольку в данном случае облегчается выделение монооксида углерода при контакте корольков с твердыми частицами шлака. Именно поэтому на «горячо» идущих плавках с нормальным шлаковым режимом следует ожидать несколько отличного от приведенного на рис. 2 массового содержания корольков в шлаке.

Нахождение корольков металла в среде с высоким кислородным потенциалом и низким ферростатическим давлением обеспечивает более благоприятные условия рафинирования последних в сравнении с основной массой металла. Поэтому, очевидно, что химический анализ корольков показывает существенно меньшее содержание углерода в них, чем в объеме металлической ванны для всех трех групп шлаков выбросов. Наибольший перепад концентраций углерода между металлической ванной и корольками (до ~1,0 %) наблюдается для первой группы шлаков выбросов, соответствующих начальному периоду продувки, причем разница тем больше, чем меньше фракция корольков, что, очевидно, связано с большей удельной поверхностью последних.

Библиографический список

1. Лякишев Н.П. Сравнительная характеристика состояния кислородно-конвертерного производства стали в России и за рубежом / Н. П. Лякишев, А. Г. Шалимов. – Москва : Элиз, 2000. – 64 с.

2. Технология производства стали в современных конвертерных цехах / С. В. Колпа-

ков, Р. В. Старое, В. В. Смоктий [и др.]. – Москва : Машиностроение, 1991. – 464 с.
3. Афонин, С. 3. Современное состояние, перспективы и задачи стоящие перед металлургической промышленностью России / С. 3. Афонин. – Сталь, 1995. – № 7. – С. 1 – 4.
4. Баптизманский, В. И. Теория кислородно-конвертерного процесса / В. И. Баптизманский. – Москва : Металлургия, 1975. – 375 с.
5. Баптизманский В.И. Конвертерные процессы производства стали / В.И. Баптизманский, М. Я. Меджибожский, В. Б. Охотский. – Киев – Донецк : Вища школа, 1984. – 344 с.
6. Протопопов, Е. В. Исследование химических и температурных градиентов в конвертерной ванне с использованием высокотемпературного моделирования / Е. В. Протопопов, А.Г. Чернятевич, С.В. Юдин. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1997. – № 10. – С. 20 – 24.

УДК 669.11:681.5

КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ПРИ ПРОДУВКЕ НЕЙТРАЛЬНЫМ ГАЗОМ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОМ КОВШЕ

Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Полях О.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, Protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. *Представлена кинетическая модель рафинирования расплава нейтральным газом в сталеразливочном ковше. Полученные результаты расчетов хорошо согласуются с промышленными данными. Предложенная модель позволяет оперативно решать проблемы повышения эффективности обработки расплава в сталеразливочном ковше.*
Ключевые слова: *сталеразливочный ковш, продувка, расплав, нейтральный газ, кинетическая модель.*

KINETIC MODEL OF MELT REFINING WHEN PURGING WITH NEUTRAL GAS IN A STEEL FILLING LADLE

Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Zapolskaya E.M., Polyakov O.A.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, Protopopov@sibsiu.ru

Abstract. *A kinetic model of refining the melt with a neutral gas in a steel ladle is presented. The obtained calculation results are in good agreement with the industrial data. The proposed model allows us to quickly solve the problems of increasing the efficiency of melt processing in a steel ladle.*
Keywords: *steel filling ladle, purge, melt, neutral gas, kinetic model.*

В соответствии с современными представлениями продувка нейтральным газом в ковше оказывает общее рафинирующее действие и повышает качества металла, обеспечивает возможность продолжения обезуглероживания и снижает коррозионный износ ковшевых огнеупоров.

Для рационального использования указанных преимуществ и оптимизации параметров процесса целесообразно создание и использование адаптивных математических моделей, позволяющих повысить эффективность обработки расплава.

Разработанная модель основана на фундаментальных положениях и законах термодинамики, кинетики и гидродинамики металлургических расплавов. В основу модели положена гипотеза торможения гетерогенных реакций рафинирования расплава диффузией компонентов в шлаковой фазе.

Модель позволяет оценивать термодинамические отклонения системы от равновесия по основным компонентам, кинетические константы отдельных реакций и гидродинамические параметры взаимодействующих фаз. Как установлено, дополнительное перемешивание металла нейтральным газом в ковше проявляется в дополнительном окислении углерода, фосфора, перераспределении марганца и серы между металлом и шлаком, снижении окисления металла и шлака, а также раскислении и гомогенизации химического состава и температуры. При этом в результате продувки и практическом прекращении экзотермических реакций фиксируется общее охлаждение металла. Скорость и глубина протекания этих процессов зависят от интенсивности и длительности продувки, конструкции ковша и расположения в днище дутьевых устройств, геометрии ванны, количества, состава и температуры металла и шлака и т.д. Подобная многофакторность обусловливает неоднозначность данных о количественных закономерностях протекания рассматриваемых процессов.

В гидродинамической части задачи был использован принцип постоянства конвективного воздействия рассматриваемой фазы на массоперенос в расплаве [1, 2].

В соответствии с классификацией гетерогенных систем в сталеплавильной ванне для обсуждаемого варианта рафинирования металла можно выделить пять дисперсных и недисперсных подсистем: *I* – капли металла в шлаке (м/шл); *II* – контактирующие сплошные фазы металл – шлак (м – ш); *III* – пузырьки газа в металле (г/м); *IV* – пузырьки газа в шлаке (г/ш); *V* – контактирующие сплошности фазы газ – шлак (г – ш). На соответствующих поверхностях (S_I, S_{II}, S_{III}, S_{IV}, S_V, S_n) контакта фаз в выделенных подсистемах совершаются основные превращения:

$$[C] \Leftrightarrow \{CO\};\ [\mathrm{FeO}] \Leftrightarrow (\mathrm{FeO});\ [\mathrm{Mn}] \Leftrightarrow (\mathrm{MnO});\ [\mathrm{P}] \Leftrightarrow (\mathrm{P_2O_5});\ [\mathrm{FeS}] \Leftrightarrow (\mathrm{CaS}).$$

Этим химическим превращения соответствуют следующие независимые реакции:

$$[C] + (\mathrm{FeO}) = \{CO\} + [\mathrm{Fe}]; \tag{1}$$

$$(\mathrm{FeO}) = [\mathrm{Fe}] + [\mathrm{O}]; \tag{2}$$

$$[\mathrm{C}] + (\mathrm{MnO}) = \{\mathrm{CO}\} + [\mathrm{Mn}]; \tag{3}$$

$$5[\mathrm{C}] + (\mathrm{P_2O_5}) = 5\{\mathrm{CO}\} + 2[\mathrm{P}], \tag{4}$$

$$[\mathrm{FeS}] \Leftrightarrow (\mathrm{CaS}). \tag{5}$$

Тогда скорость реакций (1) – (5), выраженные в молях соответствующего элемента, будут определяться по следующим уравнениям:

$$W_{\mathrm{FeO}}^{[\mathrm{C}]} = \frac{dn_{\mathrm{FeO}}^{\mathrm{C}}}{d\tau} = \frac{D_{\mathrm{FeO}}}{\delta_{\mathrm{FeO}}} S_{\text{МШ}} \left(C_{\mathrm{FeO}} - C_{\mathrm{FeO}}^{[\mathrm{C}]} \right); \tag{6}$$

$$W_{\mathrm{FeO}}^{[\mathrm{O}]} = \frac{dn_{\mathrm{FeO}}^{\mathrm{O}}}{d\tau} = \frac{D_{\mathrm{FeO}}}{\delta_{\mathrm{FeO}}} S_{\text{МШ}} \left(C_{\mathrm{FeO}} - C_{\mathrm{FeO}}^{[\mathrm{C}]} \right); \tag{7}$$

$$W_{\mathrm{MnO}} = \frac{dn_{\mathrm{MnO}}}{d\tau} = \frac{D_{\mathrm{MnO}}}{\delta_{\mathrm{MnO}}} S_{\text{МШ}} \left(C_{\mathrm{MnO}} - C_{\mathrm{MnO}}^{[\mathrm{C}]} \right); \tag{8}$$

$$W_{\mathrm{P_2O_5}} = \frac{dn_{\mathrm{P_2O_5}}}{d\tau} = \frac{D_{\mathrm{P_2O_5}}}{\delta_{\mathrm{P_2O_5}}} S_{\text{МШ}} \left(C_{\mathrm{P_2O_5}} - C_{\mathrm{P_2O_5}}^{[\mathrm{C}]} \right); \tag{9}$$

$$W_{\mathrm{CaS}} = \frac{dn_{\mathrm{CaS}}}{d\tau} = \frac{D_{\mathrm{CaS}}}{\delta_{\mathrm{CaS}}} S_{\text{МШ}} \left(C_{\mathrm{FeS}} - C_{\mathrm{FeS}}^{[\mathrm{C}]} \right); \tag{10}$$

здесь n_i^j – количество молей *i*-ого компонента, расходующегося на *j*-ый компонент металла;

δ_i – приведенная толщина пограничного диффузионного слоя *i*-ого компонента;

$S_{МШ}$ – эквивалентная (по отношению к усредненной по всему объему шлака концентрации компонента) площадь контакта металла со шлаком в подсистемах *I* и *II*;

C_i и C_i^j – концентрация *j*-ого компонента в объеме шлаковой фазы и равновесная с *j*-ым компонентом металла.

Поскольку площади контакта фаз и их зависимости от управляющих воздействий в ковше определяются в лучшем случае с точностью до постоянного множителя, то поверхности раздела металла со шлаком S_I и S_{II} в подсистемах *I* и *II* объединили в одну с эквивалентной площадью $S_{МШ}$. При заданных конструкции донных фурм и геометрии ковша ее величина зависит только от объемной скорости продуваемого нейтрального газа ($q_{н.г}$) и образующегося монооксида углерода (q_{CO}):

$$S_{МШ} = a_{МШ}(q_{н.г} + q_{CO})^{n_{МШ}}. \tag{11}$$

Константу скорости массоотдачи $\beta_i = D_i/\delta_i$ можно представить как

$$\beta_i = \beta D_i^{0,5}, \tag{12}$$

где β – конвективная постоянная, одинаковая для всех компонентов шлака;

D_i – коэффициент молярной диффузии *i*-ого компонента, м^2/с.

Конвективная постоянная зависит также только от интенсивности перемешивания:

$$\beta = \beta_0(q_{н.г} + q_{CO})^{n_\beta^{Ш}}. \tag{13}$$

В уравнениях (11) и (13) $a_{МШ}$ и β_0 – коэффициент пропорциональности; $n_{МШ}$ и $n_\beta^{Ш}$ – показатели степени, отражающие влияние объемной скорости газа на площадь контакта со шлаком и константу скорости массоотдачи в шлаке. При этом $n_{МШ}$ меняется от 0 при струйном режиме течения газа до 2/3 – при пузырьковом; $n_\beta^{Ш}$ – от 2/3 при ламинарном течении газа до 3/4 – при турбулентном.

С учетом соотношений (11) – (13) после перехода к концентрациям в процентах по массе и скоростям реакций *V* (% *i*/мин) из уравнений (6) – (10) получаем:

$$V_{FeO}^{[C]} = \frac{d(FeO)^{[C]}}{d\tau} A_{МШ} D_{FeO}^{0,5}\left[(FeO) - (FeO)_{[C]}^{*}\right], \tag{14}$$

$$V_{FeO}^{[O]} = \frac{d(FeO)^{[O]}}{d\tau} A_{МШ} D_{FeO}^{0,5}\left[(FeO) - (FeO)_{[O]}^{*}\right], \tag{15}$$

$$V_{MnO}^{[C]} = \frac{d(MnO)^{[C]}}{d\tau} A_{МШ} D_{MnO}^{0,5}\left[(MnO) - (MnO)_{[C]}^{*}\right], \tag{16}$$

$$V_{P_2O_5}^{[C]} = \frac{d(P_2O_5)^{[C]}}{d\tau} A_{МШ} D_{P_2O_5}^{0,5}\left[(P_2O_5) - (P_2O_5)_{[C]}^{*}\right], \tag{17}$$

$$V_{CaS}^{[C]} = \frac{d(CaS)^{[C]}}{d\tau} A_{МШ} D_{CaS}^{0,5}\left[(FeS) - (CaS)_{[C]}^{*}\right], \tag{18}$$

где одинаковый для всех компонентов шлака коэффициент пропорциональности

$$A_{МШ} = a_{МШ}\,\beta_0 \frac{\rho_{Ш}}{m_{Ш}} (q_{н.г} + q_{CO})^{n_\beta^{Ш}}$$

зависит только от интенсивности перемешивания металла нейтральным газом и пропорционален произведению площади контакта соответствующих фаз на константу скорости массоотдачи на лимитирующей стадии; $\rho_{Ш}$ и $m_{Ш}$ – плотность и масса шлака в ковше, кг/м^3 и кг.

При этом существенное преимущество предложенной кинетической модели заключается в том, что величина $A_{МШ}$, определенная для одного компонента, может быть использо-

вана без всяких коррекций для описания динамики изменения содержания и других компонентов металла и шлака.

Равновесные концентрации компонентов шлака $(i)_j^*$ рассчитывали на основе закона действия масс и термодинамической теории растворов. Активности компонентов металла определяли по эмпирической методике параметров взаимодействия Вагнера, а компонентов шлака – по различным теориям ионных растворов, в том числе по теории регулярных растворов В. А. Кожеурова [3].

Наряду с кинетическими в математическую модель процесса включили уравнение материального и теплового балансов. Тепловой баланс отражен в «кинетическом» уравнении для скорости изменения температуры:

$$W_T = \frac{dT}{d\tau} = \frac{-\sum_{r=1}^{N} W_r \Delta H_r - 1,4 q_{\text{н.г}} (T - 298) - \dot{Q}_{\text{пот}}}{C_B},$$

в котором W_r и ΔH_r – скорость и изменение энтальпии при r-ой реакции; $\dot{Q}_{\text{пот}}$ – скорость тепловых потерь, Дж/С; $C_{\text{В}} = C_{\text{М}} + C_{\text{Ш}}$ – теплоемкость ванны.

Представленная система уравнений в дальнейшем решалась на основе опытных данных о фактических скоростях изменения параметров системы, полученных в промышленных экспериментах. Тогда при определении коэффициента пропорциональности $A_{\text{МШ}}$ для реакций (1) – (5) при следующих исходных данных: T = 1873 К; концентрациях компонентов металла и шлака – ≈ 20 % (FeO); ≈ 6 % (MnO); ≈ 2,0 % (P_2O_5); ≈ 0,25 % [C]; ≈ 0,02 % [O]; ≈ 0,15 % [Mn]; ≈ 0,025 % [P] и ≈ 0,25 % [S]. Тогда для реакций (1) – (5) получим следующие данные:

Реакция	1	2	3	4	5
Константа равновесия реакции	56,740	0,226	53,150	2870,000	7,410
Равновесные с металлом концентрации компонентов в шлаке, % (по массе)	$7,61(\text{FeO})_{\text{C}}^*$	$7,60(\text{FeO})_{\text{O}}^*$	$10,10(\text{MnO})_{\text{C}}^*$	$2,65(\text{P}_2\text{O}_5)_{\text{C}}^*$	0,05 $(\text{CaS})_{\text{C}}^*$
Скорости изменения концентраций компонентов в шлаке, %/мин	–0,015	–0,015	0,005	0,0005	0,0008
Коэффициент диффузии компонентов $Di \cdot 10^{10}$ м^2/с	2,5	2,5	2,5	1,0	,0
$A_{\text{МШ}}$	76,54	76,51	76,53	76,53	76,52

Анализ полученных промышленных данных и сопоставление рассчитанных по модели показывает достаточно хорошую сходимость результатов и удовлетворительное соответствие, что позволяет сделать вывод о правильности выбора расчетных формул. Таким образом, предложенная модель перемешивания металла нейтральным газом в ковше позволяет оперативно решать проблемы повышения эффективности обработки расплава в конкретных условиях.

Библиографический список

1. Шакиров К.М. Обобщенная схема взаимодействия фаз и математическая модель сталеплавильного процесса // Известия вузов. Черная металлургия. 1984. № 10. С. 11 – 15.

2. Шакиров К.М. Скорость образования и величина поверхности контакта фаз в ванне кислородного конвертера // Известия вузов. Черная металлургия. 1983. № 12. С. 6 – 10.

3. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1986. – 463 с.

УДК 004.942

ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАСЧЕТА КАЧЕСТВА И ПРОИЗВОДСТВА АГЛОМЕРАТА НА «ЕВРАЗ ЗСМК»

Леонтьев А.С[1]., Рыбенко И.А[2]

[1]ООО «ЕВРАЗХОЛДИНГ»
Новокузнецк, Россия, Aleksey.Leontiev@evraz.com
[2]Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru

Аннотация: *На ЕВРАЗ ЗСМК с 2017г. разрабатывается и эксплуатируется математическая модель, охватывающая все переделы от руды до конечной продукции. Для повышения точности предсказания объема производства агломерата и его качества в модель был интегрирован модуль машинного обучения, который дал неплохое повышение точности модели.*

Ключевые слова: *металлургия; моделирование; планирование; агломерат; качество агломерата*

EXPERIENCE IN IMPLEMENTING MACHINE LEARNING FOR QUALITY CALCULATION AND PRODUCTION OF AGLOMERATE AT EVRAZ ZSMK

Leontiev A.S.[1]., Rybenko I.A.[2]

[1]OOO "EVRAZHOLDING"
Novokuznetsk, Russia, Aleksey.Leontiev@evraz.com
[2]Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru

Abstract. *Since 2017, EVRAZ ZSMK has been developing and using a mathematical model covering all processes from ore to final products.*

To improve the accuracy of predicting the production of sinter and its quality was integrated machine learning module, and it gave a good increase in the accuracy of the model.

Keywords: *metallurgy; modeling; planning; sinter, sinter quality*

Введение.

Основными производителями стали в настоящее время являются предприятия полного цикла, функционирующие на основе аглодоменного процесса [1]. Самой распространенной схемой является восстановление железа из руды с получением чугуна в доменных печах и окисление примесей в сталеплавильных агрегатах − конвертерах и электропечах с последующей внепечной обработкой.

Известно, что в доменных печах используется агломерат и окатыши. Анализ рыночных цен за последние 5 лет показывает, что максимизация производства агломерата имеет первостепенное значение из-за более низкой цены агломерата. Из этого следует, что производство каждой дополнительной тонны агломерата приносит дополнительную прибыль производству в счет замещения окатышей. Максимизация производства агломерата возможна как за счет строительства новых мощностей, так и за счет применения технических улучшений, таких как [2]:

− применение извести и известкового молока: гидрат $Ca(OH)_2$, образующийся при взаимодействии CaO с водой, обладает хорошими вяжущими свойствами, благодаря чему существенно повышаются скорость грануляции шихты и прочность образующихся гранул. Все это, в конечном итоге, улучшает газопроницаемость слоя спекаемой шихты и повышает производительность агломашин;

− предварительный подогрев шихты: в условиях спекания тонкоизмельченных концентратов важнейшим вопросом технологии подготовки шихты к спеканию является ее подогрев для предотвращения разрушения гранул в процессе переувлажнения. Обычно применяется подогрев шихты горячим возвратом и паром;

− увеличение разрежения в газовом коллекторе: повышает скорость горения топлива и вертикальную скорость спекания

− снижение основности агломерата за счет снижения расхода флюсов (известь, доломит, известняк).

Известные факторы, влияющие на процесс агломерации в ЕВРАЗ ЗСМК, приведены в сводной таблице 1.

Как видно из таблицы 1 некоторые факторы противоречат друг другу. Например, увеличение содержания извести повышает производительность на 1,0 ÷ 3,5 %, но при этом повышенное содержание извести повышает основность агломерата, что негативно сказывается на производительности.

Таблица 1 – Факторы интенсификации производства агломерата на ЕВРАЗ ЗСМК

№	Фактор	Единица измерения	Пределы изменения	Величина изменения	
				Δ а	**Δ П**
1	Известь в шихту	%	0 – 1,5 1,5 – 2,0 2,0 – 3,0	1,0 % 1,0 % 1,0 %	+ 3,5 + 2,0 + 1,0
2	Кислород на зажигание	$мм^3/т$	4 - 10	1 $мм^3/т$	+ 0,2
3	Нагрев шихты	град. $^\circ C$	0 - 55	55$^\circ C$	+ 15,0
4	Увеличение содержания возврата в шихте	%	30 – 45	1,0 %	- 1,0
5	Увеличение содержания фракции +5 мм в возврате	%	0 - 10	1,0	- 0,4
6	Увеличение доли тонкозернистых концентратов	%	50	1,0 %	- 0,3
7	Увеличение разрежения в газовом коллекторе	мм вод. ст.	750	100 мм вод. ст.	+ 3,0
8	Увеличение высоты сло я шихты	мм	250 - 300	10 мм	- 0,6
9	Увеличение FeO в агломерате	%	14 - 18	1,0 %	- 0,5
10	Увеличение основности агломерата	доли ед.	0,90 - 1,20	0,05	- 1,0
11	Увеличение содержания железа в агломерате	%	55 - 58	1,0 %	- 1,5

В процессе работы на ЕВРАЗ ЗСМК было выявлено, что помимо указанных факторов еще и разные концентраты по-разному влиют на удельную производительность агломашин. Для повышения точности процесса планирования шихты были проведены опытные спекания различных концентратов с оценкой удельной производительности. Обезличенные (по коммерческим требованиям) результаты приведены на диаграмме 1.

Из диаграммы видно, что производительность существенно варьируется от концентрата к концентрату. По итогам испытаний была составлена модель расчета производительности по шихте, которая давала удовлетворительные результаты. Ввиду высокой стоимости процесса, а стоимость опытного спекания может достигать 1 млн. руб, в дальнейшем эти испытания не производились и коэффициенты не переоценивались более 10 лет. Для верификации модели был добавлен общий поправочный коэффициент производства.

Рисунок 1 - Удельная производительность различных концентратов на ЕВРАЗ ЗСМК

Известно, что на агломерационных фабриках в процессе эксплуатации изменяется не только компонентный состав концентратов, но и состав топлива, флюсов, основность шихты и хический состав получаемого агломерата. Из этого понятно, что для расчета производительности агломашин применение только удельной производительности концентратов недостаточно и простой переоценкой коэффициентов не достичь нужной точности модели.

Оценка влияния всех факторов на производительность агломашин и качество агломерата практически невозможно выполнить человеку, но данная задача может быть выполнена, например, с помощью машинного обучения на исторических данных.

В 2021 г. на ЕВРАЗ ЗСМК стартовал проект по построению математической модели оценки производительности агломашин по историческим данным.

Постановка задачи по использованию машинного обучения на ЕВРАЗ ЗСМК

Цель: на известных исторических данных по потреблению концентратов и производительности пользователь сможет переобучить модель под нужные периоды, что позволит:

- повысить точность системы математического моделирования;
- повысить доверие к системе (пользователь может посмотреть результаты верификации на исторических данных);
- позволит найти новые шихтовки для максимизации производства агломерата.

Прототип функционала системы указан ниже.

При нажатии на кнопку "Обучить модель" в системе она:

- загружает требуемый период исторических данных по агломерации;
- обучает модель по производительности на исторических данных;
- обучает модель по качеству на исторических данных;
- выводит таблицу/график с фактическими и предсказанными данными;
- выводит показатели качества модели (R^2);
- модель должна выдавать сообщение о том, что закончила работу;
- пользователь должен видеть информацию о последнем обучении модели: кто, когда и на каких периодах;
- отдельно пользователь должен иметь возможность переключать между графиками по следующим показателям для оценки точности модели (факт/предсказание):

a) качество агломерата x;
b) качество агломерата x1;
c) количество отсева;
e) бункерный агломерат
f) скиповый агломерат

В качестве входной информации были применены следующие показатели:

- потребленные номенклатуры концентратов;

– объем потребления концентратов в тоннах;
– потребление флюсов (известняк, доломит, известь, брусит) в тоннах;
– потребление топлива;
– прочность агломерата;
– химический состав агломерата (Fe, CaO, SiO2, основность);
– технологические параметры агломашин (высота слоя, разрежение в коллекторе);
– объем производства агломерата.

Результаты анализа

Первичный анализ показателей дал хорошую значимость всех указанных факторов кроме химического состава агломерата (Fe, CaO, SiO2, основность, который был исключен по следующим причинам:

– не оказывает значимого влияния на точность модели;
– при расчете процентного содержания элементов агломерата необходимо применять операцию деления, что негативно сказывается на скорости работы всей модели оптимизации из-за нелинейности;
– мизерная прибавка точности модели на исторических данных компенсируется снижением точности на прогнозируемых данных так как сама модель материального баланса состава агломерата обладает погрешностью в 1-2%.

Модель производительности аглофабрики была реализована с помощью регрессионной модели расчета объема бункерного агломерата вида:

$$y = b_0 + b_1 * x_1 + b_2 * x_2 + \cdots + b_n * x_n, \quad (1)$$

где y – прогнозируемый объем бункерного агломерата, т,

b_0 – свободный член;

$b_1, b_2, \ldots, b_n$ – коэффициенты регрессии при факторах;

$x_1, x_2, \ldots, x_n$ – факторы, оказывающие влияние на объем бункерного агломерата.

На рисунке 2 показано достигнутое качество модели оценки производительности аглофабрики, как видно из рисунка модель обладает минимальной погрешностью. Для этой модели применялась линейная регрессия, которая гораздо лучше подходит для систем оптимизации ввиду высокой скорости расчета лучше показателя. Коэффициент детерминации составил 97 %.

Рисунок 2 – Достигнутое качество модели по производительности

Для расчета качества агломерата был применен метод Random forest из-за более высокой точности предсказания, чем регрессия. Random forest (с англ. – «случайный лес») – алгоритм машинного обучения, предложенный Лео Брейманоми Адель Катлер, заключающийся в использовании комитета (ансамбля) решающих деревьев. Алгоритм сочетает в себе две основные идеи: метод бэггинга Бреймана, и метод случайных подпространств предложенный Тин Кам Хо. Алгоритм применяется для задач классификации, регрессии и кластеризации. Основная идея заключается в использовании большого ансамбля решающих деревьев, каждое из которых само по себе даёт очень невысокое качество классификации, но за счёт их большого количества результат получается хорошим. [3].На рисунке 3 показана диаграмма

фактического и предсказанного качества агломерата и разброс предсказания качества агломерата по линейной регрессии.

Рисунок 3 – Достигнутое качество модели по агломерату

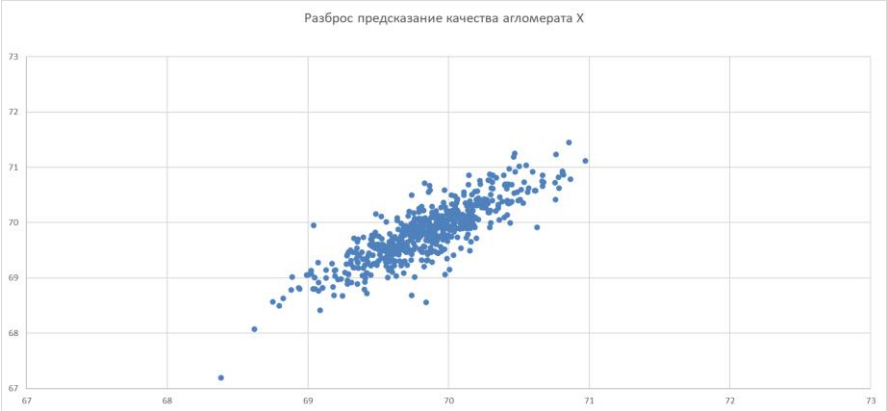


Рисунок 4 – Достигнутое качество модели по агломерату

Как видно из рисунка, было достигнуто неплохое качество модели, R^2 (коэффициент детерминации) составил 60 %, Для приемлемых моделей предполагается, что коэффициент детерминации должен быть хотя бы не меньше 50 % [4].

Выводы.

Основной задачей было построить модель предсказания производительности аглофабрики линейным методом для сохранения скорости работы системы математического моделирования ЕВРАЗ ЗСМК. Как видно из таблицы 2, в которой приведены сводные результаты моделей с оценкой, машинное обучение позволяет довольно точно предсказывать производствоство и качество агломерата.

Таблица 2 – Достигнутое качество

Наименование показателя	R2	MAE	MAE,%	Результат
Валовый агломерат	0,907369	34237,23	0,0374	Отлично
Бункерный агломерат	0,951864	18058,8	0,0274	Отлично
Скиповый агломерат	0,948718	17165,94	0,0284	Отлично
X	0,618572	0,24236	0,0035	Хорошо
X1	0,600096	0,053244	0,0124	Хорошо
-5	0,748789	0,545197	0,0179	Отлично
25	0,698742	2,388612	0,0455	Отлично

Библиографический список

1. Лисиенко, В. Г. Альтернативная металлургия: проблема легирования, модельные оценки эффективности [текст] / В. Г. Лисиенко, Н. В. Соловьева,О. Г. Трофимова. – М. : Изд. Теплотехник, 2007. – 440 с.
2. Фролов, Ю. А. Агломерация. Технология, теплотехника [текст] / Ю. А. Фролов – М.: Металлургия, 2006. − 600 с.
3. Случайный лес//Сайт интернет энциклопедии WIKIPEDIA [Электронный ресурс] URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/Random_forest (дата обращения 16.06.2021).
4. Коэффициент детерминации//Сайт интернет энциклопедии WIKIPEDIA [Электронный ресурс] URL: https://ru.wikipedia.org/wiki/ Коэффициент_детерминации (дата обращения 16.06.2021).

УДК 669.184

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО И ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ИЗВЕСТНЯКА НА ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ

Уманский А.А.[1], Козырев Н.А.[1], Жутов С.В.[2], Николаев В.К.[3], Гизатулин Р.А.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]ООО «Гурьевский рудник», Гурьевск, Россия
[3]АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru

Аннотация. *Аналитическими исследованиями, проведенными для условий АО «ЕВРАЗ ЗСМК», показана технико-экономическая нецелесообразность снижения требований к химическому и гранулометрическому составу флюсовых известняков, используемых для производства металлургической извести. Определено, что уменьшение содержания CaO+MgO в известняке на 1,5% обусловит значительное снижение технико-экономических показателей конвертерной плавки, а переход на известняк более мелкого фракционного состава (с фракции 40-80 мм на фракцию 0-40 м) при его неизменном химическом составе значительно ухудшит показатели работы шахтных печей, используемых для обжига извести.*

Ключевые слова: флюсовый известняк, металлургическая известь, химический со*став, гранулометрический состав, кислородно-конвертерная плавка*

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL AND THE GRANULOMETRIC COMPOSITION OF LIMESTONE ON THE TECHNICAL AND ECONOMIC INDICATORS OF CONVERTER MELTING ON THE EXAMPLE OF "EVRAZ ZSMK"

Umanskii A.A.[1], Kozyrev N.A.[1], Zhutov S.V.[2], Nikolaev V.K.[3], Gizatulin R.A.[1]

[1]«Siberian State Industrial University», Novokuznetsk, Russian Federation
[2]«Guryevsky rudnik», Guryevsk, Russia
[3]«EVRAZ United West Siberian Metallurgical Combine», Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru

Abstract. *Analytical studies conducted for the conditions «EVRAZ ZSMK» have shown the technical and economic inexpediency of reducing the requirements for the chemical and granulometric composition of flux limestones used for the production of metallurgical lime. It is determined that a decrease in the content of CaO+MgO in limestone by 1.5% will cause a significant decrease in the technical and economic indicators of converter melting, and the transition to limestone of a smaller fractional composition (from a fraction of 40-80 mm to a fraction of 0-40 m) with its unchanged*

chemical composition will significantly worsen the performance of mine furnaces used for lime firing.

Keywords: *flux limestone, metallurgical lime, chemical composition, granulometric composition, oxygen converter melting*

Известь является одним из наиболее распространенных материалов, используемых в качестве шлакообразующего компонента в плавильных печах черной металлургии различного типа. Основными потребителями кальциевой извести в черной металлургии являются конвертерные и электросталеплавильные цеха. Вследствие значительных объемов потребления и специфических требований к извести известковые производства, как правило, входят в структуру металлургических предприятий.

Качество металлургической извести обеспечивается выбором сырья, отвечающего установленным требованиям по химическому и гранулометрическому составу. При этом на текущий момент в России отсутствуют единые стандарты на известь для конкретных технологических процессов или для выпуска определенной продукции. По сути конкретные предприятия разрабатывают технические условия исходя из имеющих место технологических и конструкционных особенностей металлургических производств. При этом одни предприятия используют в качестве базы для разработки нормативной документации на известь отечественные стандарты, а другие – европейские стандарты. В результате требования отдельных заводов к извести и к исходному флюсовому известняку различаются и, в ряде случаев, противоречат друг другу.

Таким образом, исследования влияния химического и гранулометрического состава исходного флюсового известняка на качество получаемой извести и параметры металлургического процесса для условий конкретных предприятий являются актуальной задачей.

В данной работе представлено технико-экономическое обоснование целесообразности изменения требований к флюсовову известняку в сторону уменьшения допустимого содержания CaO+MgO (с 54,0 до 52,5 %) и снижения допустимых размеров его фракций (с фракции 40-80 мм до фракции 0-40 мм).

В имеющихся литературных данных [1] представлены диапазоны химических составов сырья, из которого может быть произведена металлургическая известь различных марок в шахтных печах (остаточное содержание CO_2 в извести равно 2 %) – таблица 1. Представленные значения получены обратным пересчетом, исходя из требуемых составов извести.

Следует отметить, что приведенные данные совпадают с требования к качеству флюсового известняка, установленными для производства металлургической извести на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (таблица 2).

Экстраполируя имеющиеся данные (таблица 1) можно утверждать, что при снижении содержания CaO+MgO в известняке до 52,5 % при прочих одинаковых условиях его содержание в извести составит в среднем 77,9 % (рисунок 1).

Таблица 1 – Расчетный химический состав флюсового известняка для производства извести в шахтных печах

Содержание CaO + MgO в известняке для производства различных видов извести, %		
Известь для выплавки стали, разливаемой в слитки (содержание CaO+MgO не менее 85,0%)	Известь для ТШС (содержание CaO+MgO не менее 88,0%)	Известь для АКП (содержание CaO+MgO не менее 90,0%)
54,0	54,6	55,1

Таблица 2 – Требования к химическому и гранулометрическому составу известняка марки И-1, используемого для производства извести на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Содержание фракций в известняке (менее 40 мм/более 80 мм), %	Химический состав, %			
	CaO не менее	SiO_2 не более	S не более	P не более
Не более 10 / не более 10	54,0 -0,5	1,5	0,06	0,06

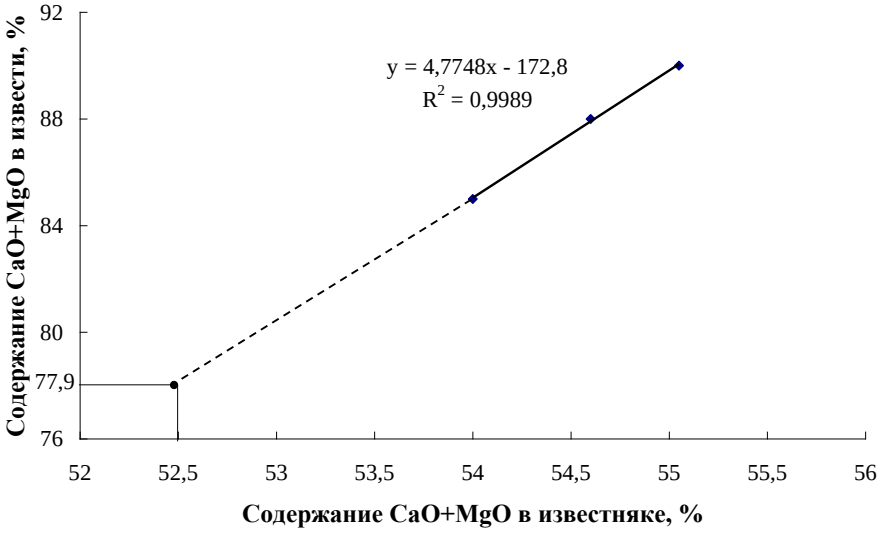


Рисунок 1 – Влияние содержания CaO+MgO в известняке на их содержание в извести

При этом на основании проведенного анализа паспортов плавок кислородно-конвертерного цеха №2 (50 паспортов плавок) установлено, что фактическое содержание CaO+MgO в извести для выплавки стали в изложницы находится в пределах 85,8-87,5 % и в среднем составляет 86,7 %. Таким образом, снижение содержание CaO+MgO в извести составит 8,8 %.

Для оценки влияния указанного изменения состава извести на технико-экономические показатели конвертерной плавки проведены расчеты материального и теплового баланса выплавки стали марки 3пс (наиболее распространенная марка стали при разливке в изложницы) для извести, содержащей 86,7 % и 77,9 % CaO+MgO соответственно (при прочих равных условиях).

По полученным данным (таблицы 3, 4) при снижении содержания CaO+MgO в извести с 86,7 % до до 77,9 %, используемой для стали разливаемой в изложницы, произойдет изменение следующих показателей:

- расход извести увеличится на 4,4 кг/т годной стали (с 32,7 до 37,1 кг/т);
- количество шлака увеличится на 0,086 кг/100 кг или 0,86 кг/т (с 6,238 кг/100 до 6,324 кг/100 кг).

Таблица 3 – Материальный баланс плавки (после раскисления) при использовании извести с содержанием CaO+MgO=86,7 %

Поступило	кг	Получено	кг
Чугун	77	Сталь	92,459
Скрап	23	Шлак	6,238
ФОМИ	0,11	Корольки в шлаке	0,5
Известь	2,977	Выбросы	1,0
Размыв футеровки	0,3	Газы	8,643
Технический O_2	6,916	Fe_2O_3 (в дым)	2,143
Раскислители и коксик	0,933	Угар раскислителей и коксика	0,168
Итого	111,2	Итого	111,2

Таблица 4 – Материальный баланс плавки (после раскисления) при использовании извести с содержанием CaO+MgO=77,9 %

Поступило	кг	Получено	кг
Чугун	78	Сталь	92,401
Скрап	22	Шлак	6,324
ФОМИ	0,11	Корольки в шлаке	0,5
Известь	3,369	Выбросы	1,0
Размыв футеровки	0,3	Газы	9,076
Технический O_2	6,900	Fe_2O_3 (в дым)	2,143
Раскислители и коксик	0,933	Угар раскислителей и коксика	0,168
Итого	111,6	Итого	111,6

При использовании извести с содержанием CaO+MgO на уровне 86,7 % расход металлошихты на 1 тонну годной стали составит:

$$(100{,}000 + 0{,}833) / (92{,}459 – 1{,}5) = 1{,}1086 \text{ т или } 1108{,}6 \text{ кг},$$

где 1,5 кг – потери при разливке.

При использовании извести с содержанием CaO+MgO на уровне 77,9% расход металлошихты на 1 тонну годной стали составит:

$$(100{,}000 + 0{,}833) / (92{,}401 – 1{,}5) = 1{,}1093 \text{ т или } 1109{,}3 \text{ кг}.$$

Таким образом, при рассматриваемом снижении содержания CaO+MgO в извести расход металлошихты увеличится на 0,7 кг/т годной стали.

При существующем годовом производстве стали, разливаемой в изложницы, в кислородно-конвертерном цехе №2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на уровне порядка 1 млн. т дополнительный расход извести составит 4,4 тыс. т/ год, снижение производства годной стали (при неизменном количестве плавок и неизменном весе исходной металлозавалки) составит 700 т/год. При этом дополнительно будет получено 860 т шлака. Аналогичное ухудшение технико-экономических показателей будет наблюдаться и применительно к стали, разливаемой в кислородно-конвертерном цехе №2 непрерывным способом на сортовой и слябовой МНЛЗ. С учетом производства непрерывнолитой стали на уровне 2,8 млн. т/год дополнительный расход извести составит 12,32 тыс. т/ год, снижение производства годной стали – 1960 т/год, дополнительно будет получено 2408 т шлака.

При цене извести 1400 руб/т дополнительные затраты от увеличения ее расхода в кислородно-конвертерном цехе №2 составят 23,4 млн. руб/год. Потери от снижения производства стали при ее себестоимости 25 000 руб/т составят 66,5 млн. руб/год. Кроме этого будет дополнительно получено 3268 т/год, что увеличит затраты на его утилизацию. В результате суммарные дополнительные затраты и потери в результате снижения содержания CaO+MgO в извести (обусловленное снижением их содержания с 54,0 % до 52,5 % в известняке) по кислородно-конвертерному цеху №2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» составят порядка 90 млн. руб/год.

Аналогичное ухудшение технико-экономических показателей при снижении содержания CaO+MgO в известняке и извести будет наблюдаться и в кислородно-конвертерном цехе №1 АО «ЕВРАЗ ЗСМК», где с учетом производства стали на уровне 3 млн. т/год, дополнительные потери и затраты составят порядка 70 млн. руб/год.

Таким образом, суммарные потери при снижении содержания в известняке CaO+MgO с 54,0 % до 52,5 % по конвертерному производству АО «ЕВРАЗ ЗСМК» составят порядка 160 млн. руб/год, то есть указанное снижение содержания CaO+MgO в исходном известняке является нецелесообразным.

Имеющиеся литературные и производственные данные [2-9] свидетельствуют, что оптимальным размер кусков для проведения эффективного процесса обжига известняка в печах шахтного типа составляет 40-80 мм. Использование более мелких фракций приводит к ухудшению газопроницаемости столба шихты, что затрудняет процесс обжига, а именно протекание реакции $CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2$ [2, 3]. Кроме указанного недостатка можно также отметить, что значительная часть мелкой фракции известняка выносится из рабочего пространства шахтной печи с отходящими газами, что ухудшает технико-экономические показатели производства извести (снижает выход годной извести) и приводит к ухудшению условии работы систем газоочистки (снижает их эффективность, увеличивает затраты на их ремонт и эксплуатацию) [4, 5]. Применение известняка с размера кусков более 80 мм ухудшает кинетику протекания реакций обжига – увеличивает время обжига, что, в свою очередь, снижает производство извести [6, 7].

При отклонении от оптимального гранулометрического состава исходного флюсового известняка повышается вероятность следующих нарушений работы шахтных печей [8, 9]:

- неровный сход материала;
- наличие в выгружаемой извести раскаленных до красна кусков и недопала;
- канальный ход печи, когда большая часть печных газов проходит по узкому каналу (или нескольким каналам), занимающему незначительную часть сечения печи, а через всю остальную площадь сечения печи проходит незначительное количество дымовых газов.

В целом можно сделать вывод, что отклонение от рекомендуемого гранулометрического состава в меньшую сторону (использование известняка фракции 0-40 мм) при неизменном химическом составе известняка (содержание CaO+MgO=54 %) приведет к снижению выхода годной извести и увеличит простои печей на ремонт систем газоочистки, то есть уменьшит производительность печей. При этом по причине отсутствия в литературных источниках данных о количественном влиянии изменения гранулометрического состава известняка на выход годной извести и вероятностном характере нарушений в работе печей при использовании мелких фракций известняка оценить количественное влияние использования флюсового известняка фракции 0-40 мм с содержанием CaO+MgO=54 % на показатели производства извести в шахтных печах не представляется возможным.

Заключение.

На основании аналитических исследований, проведенных для условий АО «ЕВРАЗ ЗСМК», определено, что снижение требований к химическому и гранулометрическому составу флюсовых известняков, используемых для производства металлургической извести, является нецелесообразным. Уменьшение содержания CaO+MgO в известняке на 1,5% обусловит снижение содержания данных оксидов в извести на 8,8 % и приведет к значительному ухудшению технико-экономических показателей конвертерной плавки: повышение расхода металлошихты на 0,7 кг/т, увеличение расхода извести на 4,4 кг/т, повышение выхода шлака на 0,86 кг/т. Переход на известняк более мелкого фракционного состава (с фракции 40-80 мм на фракцию 0-40 м) при его неизменном химическом составе ухудшит показатели работы шахтных печей, используемых для обжига извести: приведет к снижению выхода годной извести и увеличит простои печей на ремонт систем газоочистки, то есть уменьшит производительность печей.

Библиографический список

1. Белоглазов И.Н., Голубев В.О., Никольский В.Е., Абезгауз Б.С. Изучение условий производства марочной металлургической извести для черной металлургии // http://mathdesigner.ru/publications Условия%20производства% 20металлургической% 20и звести.pdf.

2. Голубев В.О., Никольский В.Е., Абезгауз Б.С., Шклярский Я.Э., Загривный Э.А., Белоглазов И.Н. Контроль и выбор оптимальных параметров технологии производства марочной металлургической извести для черной металлургии // Металлург. 2008. № 10. С. 52-58.

3. Maerz and RCE lime kilns. RCE calcining and sintering technology. Zurich: Maerz. – 2004. – 16 p.

4. Boynton, R.S. Chemistry and technology of lime and limestone / R.S. Boynton. – New York: John Wiley & Sons, 1966.

5. Голубев В.О. Математическая модель диссоциации одиночной гранулы карбоната кальция / В.О. Голубев, И.Н. Белоглазов // Записки горного института. – 2006. – Т. 169. – С. 104-107.

6. Moffat W. Understanding lime calcinations kinetics for energy cost reduction / W. Moffat, M.R.W. Walmsley // 59th Appita Conference. – Auckland, 2006.

7. Adanez J. Modelling for the High-Temperature Sulphation of Calcium-Based Sorbents with Cylindrical and Platelike Pore Geometries / J. Adanez, F. Garcia-Labiano, V. Fierro // Chemical Engineering Science, 2002. – Vol. 57. – Issue 13.

8. Hu N. Calcination of Pulverized Limestone Particles Under Furnace Injection Conditions / N. Hu, A.W. Scaroni // Chem. Eng., 1996. – Vol.75. – 2. –P. 177-186.

9. Khinas, J. Decomposition of Limestone: The Influence of CO2 and Particle Size on the Reaction Rate / J. Khinast [et al] // Chem. Eng., 1996. – Vol. 51. – №4. – P. 623-634.

УДК 669.187

ПОВЕДЕНИЕ МАРГАНЦА В ОКИСЛИТЕЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ

Гизатулин Р.А., Дмитриенко В.И., Дмитриенко А.В., Носов Ю.Н., Ноздрин И.В.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк

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., Gizatulin R.A., Dmitrienko A.V., Nosov U.N., Nozdrin I.V.

Siberian state industrial university, s. Novokuznezk

Abstrsct. *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 consumption of manganese ferroalloys.*

Keywords: manganese, carbon, oxidation, *converter, electric furnace.*

С ростом объемов производства сталей и повышением требований к их качеству происходит и повышение расхода ферросплавов. Для России серьёзную проблему представляет снабжение марганцевыми ферросплавами, так как 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 серьёзные инновации. Поэтому необходимость дальнейшего изучения данного вопроса применительно к современным металлургическим процессам является актуальной.

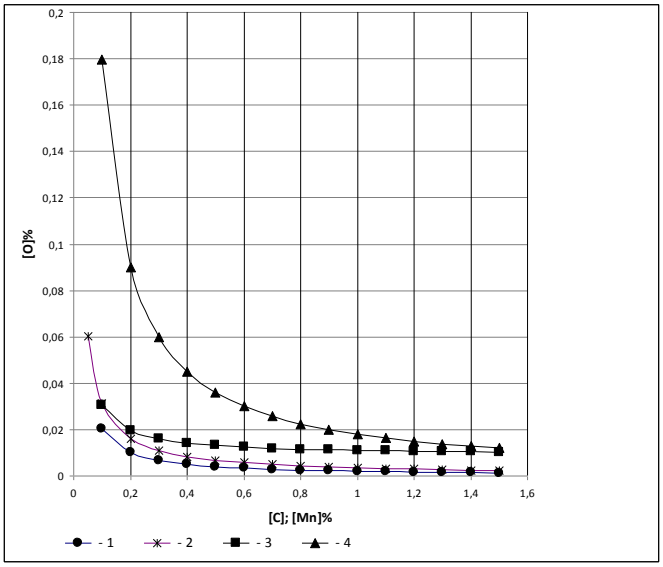
Термодинамический анализ применительно к Mn был проведен исходя из условий стремления к равновесию системы C – Mn – O.

Обычно при рассмотрении окисления марганца используют реакцию:

[Mn] + (FeO) = (Mno) + [Fe] (lgK = (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:

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

Полученные результаты представлены на рисунке 1.



1- [C] – [O] по реакции [C] + [O] = {CO} при Pco = 1атм.[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 ~ 1,0 %. Только при снижении содержания углерода ме-

нее 0,1 % должно снижаться и содержание марганца.

Равновесное содержание углерода и марганца представлено на рисунке 2.

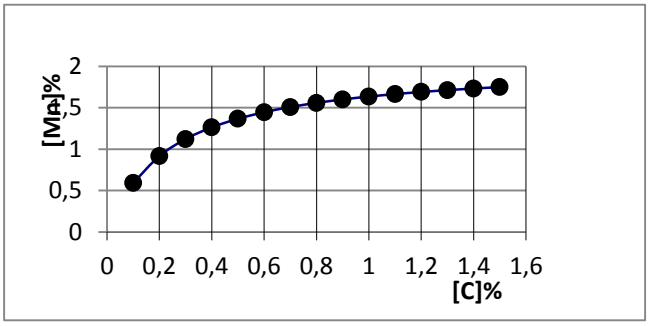


Рисунок 2 - Равновесное соотношение [C] – [Mn] в окислительных условиях

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.

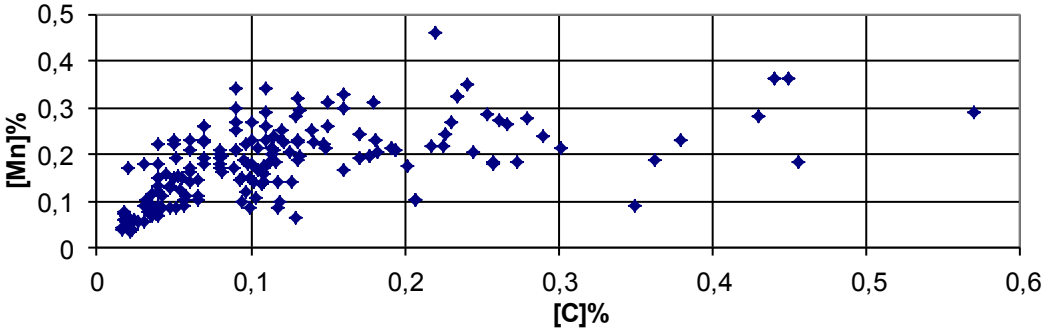


Рисунок 3 Соотношение [C] – [Mn] в конверторной плавки

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

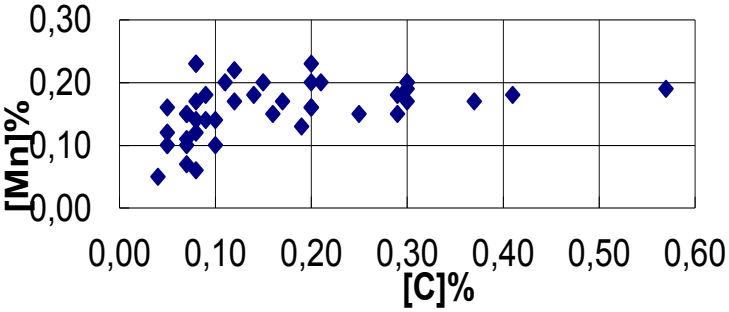


Рисунок 4 - Соотношение [C] – [Mn] на плавки в дуговой электросталеплавильной печи (100т).

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 достижения 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.

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 содержания углерода по ходу окислительного периода 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. Электрометаллургия 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 669.184.14

РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ МНОГОСОПЛОВЫХ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМ С ЦЕНТРАЛЬНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ДЛЯ 350-ТОННЫХ КОНВЕРТЕРОВ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Протопопов Е.В., Щипанов С.С., Чернышева Н.А., Сафонов С.О.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, Protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. *Предложены технические решения по упрощению конструкции и технологии изготовления сварной многосопловой головки фурмы с центральным подводом охлаждающей воды.*

Ключевые слова: *дутьевые устройства, фурма, сопло.*

DEVELOPMENT AND OPTIMIZATION OF THE DESIGN OF MULTI-LAYER OXYGEN TUYERES WITH CENTRAL COOLING FOR 350-TON CONVERTERS OF JSC EVRAZ ZSMK

Protopopov E.V., Shipanov S.S., Chernysheva N.A.

Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, Protopopov@sibsiu.ru

Abstract. *Technical solutions are proposed to simplify the design and manufacturing technology of a welded multi-layer tuyere head with a central cooling water supply.*

Keywords: *blowing devices, tuyere, nozzle.*

Кислородно-конвертерный цех № 2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» является единственным цехом отрасли, где в большегрузных конвертерах для продувки ванны используются 4-х сопловые кис-

лородные фурмы. Применение такой конструкции фурмы и накопленный технологический опыт производства, низкоуглеродистого металла позволяет обеспечить работу агрегатов в условиях «передува» с получением удовлетворительных технико-экономических показателей.

Характерной особенностью работы конвертерных цехов ЗСМК является переработка чугунов с пониженным содержанием марганца, что создает известные сложности в организации дутьевого и шлакового режима плавки [1–3].

Ранее полученная информация [4, 5] и практика передела низкомарганцовистых чугунов в 350-т конвертерах ЗСМК свидетельствует в пользу дополнительного рассредоточения дутья и использования кислородных фурм с 6 – 11 соплами расположенных в сварных головках фурмы. Однако такие фурмы, обычно с однорядным расположением сопел, отличаются низкой стойкостью головок из-за неудовлетворительной системы периферийного охлаждения (образование застойных зон в межсопловом пространстве) и большого числа сварных швов, в том числе на торце головки, подвергающейся воздействию высоких температур реакционной зоны и выбрасываемых из нее брызг металла и шлака.

С учетом опыта эксплуатации многосопловых фурм в ЗСМК и необходимостью повышения стойкости сварных головок фурм были предложены следующие технические решения.

Упрощение конструкции и технологии изготовления сварной многосопловой головки фурмы, повышение эффективности охлаждения последней, можно достичь при центральном подводе охлаждающей воды к межсопловому пространству и блочном варианте расположения сопел в головке фурмы. Расчет параметров сопел 5-, 6- и 12-канальных фурм вели с использованием известных методик [4 – 6] с учетом изменения расхода кислорода в пределах 600 – 1200 м^3/мин при отводе конвертерных газов в режиме без или с частичным дожиганием. Размещение сопел в блоке и самих сопловых блоков в головке фурмы производили с условием обеспечения в ходе продувки раздельного существования первичных реакционных зон в объеме расплава, образуемых при внедрении в ванну рассредоточенных кислородных струй. Размеры первичных реакционных зон при выбранных режимах дутья определяли по данным высокотемпературного моделирования с использованием полученных зависимостей.

В процессе исследования были спроектированы и выполнены рабочие чертежи дутьевых устройств (рисунки 1–6) с обеспечением компенсации термических напряжений в фурме путем установки сальниковых или металлошланговых соединений. Использование новых фурм потребует модернизации системы установки и крепления дутьевого устройства в продувочном стенде. В качестве базовой конструкции при переводе кислородных фурм на центральное охлаждение спроектирована 5-сопловая головка фурмы (рисунок 1) на расход кислорода 600 – 900 м^3/мин с соплами Лаваля критическим диаметром ($d_{кр}$) 41 мм, расположенными равномерно по окружности под углом 17° к вертикальной оси фурмы.

В разработанных вариантах конструкции 6- и 12-сопловых головок фурмы (рисунки 2–6) между верхней и нижней чашами равномерно по окружности под углом 15° к вертикальной оси фурмы посредством сварки закрепляются сопловые блоки (рисунки 3, 5, 6), в каждом из которых выполняется два или предпочтительно три сопла различного профиля.

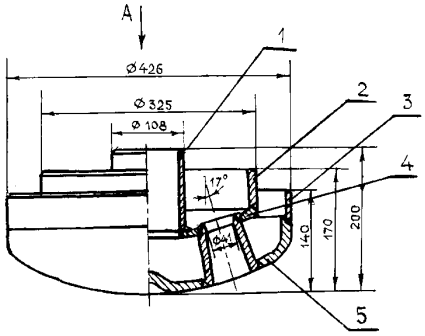
Модификация 6-сопловой трехблочной фурмы (рисунок 2) обеспечивает продувку с оптимальным расходом кислорода 900 – 1200 м^3/мин, при возможности расширения диапазона регулирования расхода до 600 – 1200 м^3/мин за счет изменения общей длины сопла без снижения эффективности продувки и стойкости головки фурмы, что в максимальной степени соответствует условиям работы ККЦ № 2. При этом в каждом из сопловых блоков (рисунок 3) размещается по два сопла Лаваля с критическим диаметром ($d_{кр}$) равным 38 мм и выходным диаметром ($d_{вых}$) – 43 мм, при расположении сопла в плане между собой под углом (γ) 9° к оси блока. В межсопловом пространстве блока для дополнительного охлаждения выполнены проточки – сверления диаметром 12 мм (рисунок 3).

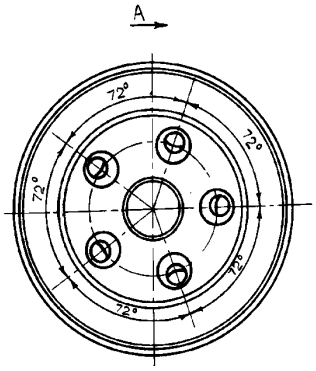
Отличие модификации 12-сопловой головки фурмы (рисунок 4) заключается в двухрядном расположении сопел на торцевой части головки с размещением во внутреннем ряду четырех сопел Лаваля ($d_{кр}$ = 46 мм, $d_{вых}$ = 60 мм) и внешнем – восьми цилиндрических сопел

диаметром 20 мм. Диаметр комбинированных радиальных проточек для циркуляции охлаждающей воды в межсопловом пространстве блоков составляет 10-20 мм (рисунки 5, 6). В данном случае сопло Лаваля, обеспечивает организацию «жесткой» продувки и окисление примесей металла, а два цилиндрических сопла в блоке – дожигание в «свищевом» отходящем из реакционной зоны потоке газов. При этом в соответствии с полученными рекомендациями 30 % от общего расхода кислорода на продувку ($I_{общ}$ = 1200 м^3/мин) для дожигания отходящих газов подается через цилиндрические сопла и 70 % расход через сопла Лаваля для общей продувки соответственно.

Оптимальный расчетный расход воды на охлаждение разработанных конструкций фурм составляет 350 – 380 м^3/ч, при этом разность температур (Δt) воды на входе и выходе из фурмы будет колебаться в пределах 25 – 30 °С в зависимости от периода продувки, а скорость движения охлаждающей воды в межсопловом пространстве головки – 5 – 7 м/с.

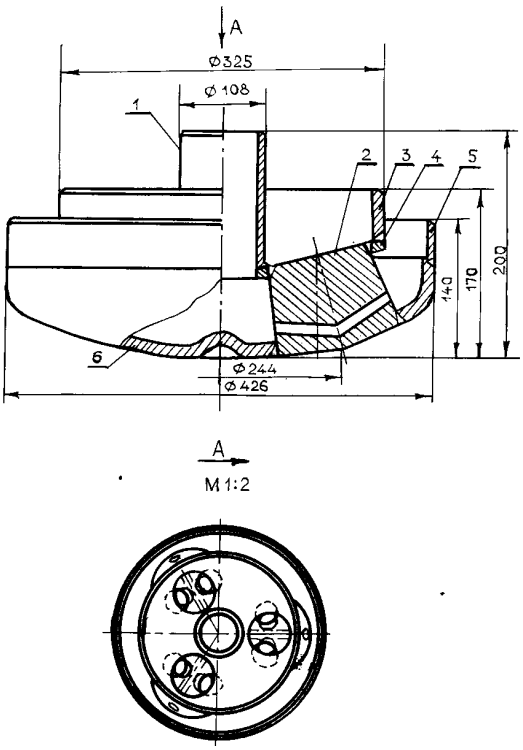
Выполненная в цехе реконструкция подвода технологических газов к продувочной фурме позволит при использовании разработанных конструкций кислородных фурм (рисунки 1, 2, 4) обеспечить повышение эффективности продувки с дожиганием отходящих газов, в том числе при замещении технологических газов в различные периоды операции, повышении стойкости дутьевых устройств и возможности реализации горячих ремонтов футеровки конвертеров при нанесении шлакового гарнисажа.





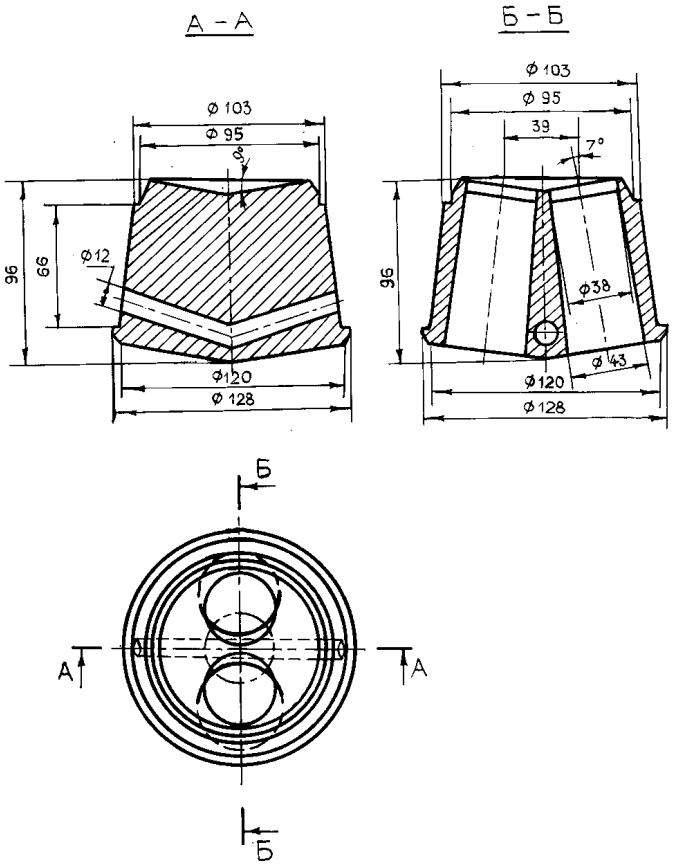
1 – труба для подвода охлаждающе воды; *2* – разделительная труба;
3 – внешняя труба; *4* – обойма; *5* – сопло; *6* – чаша

Рисунок 1 – Конструкция пятисопловой фурмы с центральным подводом воды (*а*) и внешний вид наконечника (*б*)



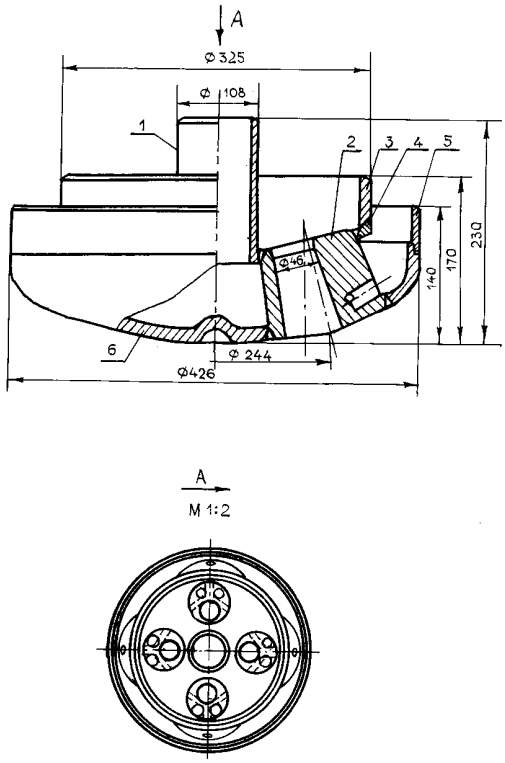
1 – труба для подвода охлаждающей воды; 2 – сопловой блок;
3 – разделительная труба; 4 – обойма; 5 – внешняя труба; 6 – чаша

Рисунок 2 - Конструкция шестисопловой головки кислородной фурмы с блочным расположением сопел



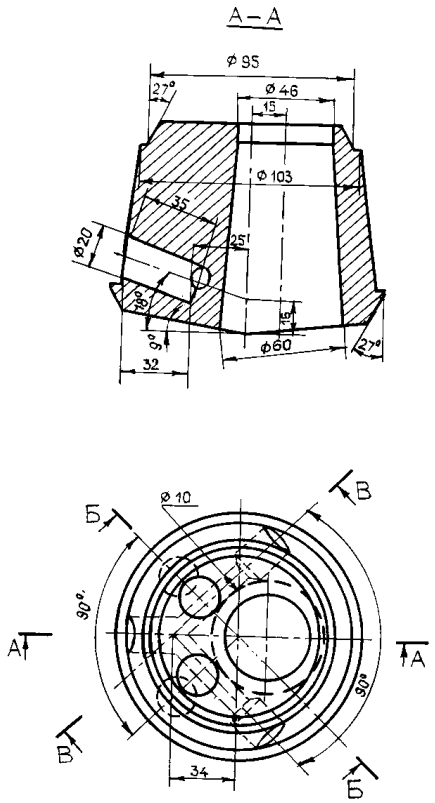
1 – сопло Лаваля; 2 – проточки для охлаждающей воды; 3 – сопловой

Рисунок 3 - Сопловой блок шестисопловой фурмы. Компоновка разрезов и сечений



1 – труба для подвода охлаждающей воды; *2* – сопловой блок;
3 – разделительная труба; *4* – обойма; *5* – внешняя труба; *6* – чаша

Рисцнок 4 - Конструкция двенадцатисопловой головки кислородной фурмы с блочным расположением сопел



1 – сопло Лаваля; 2 – цилиндрические сопла; 3 – комбинированные проточки для охлаждающей воды

Рисунок 5 - Сопловой блок двенадцатисопловой фурмы. Компоновка разрезов и сечений

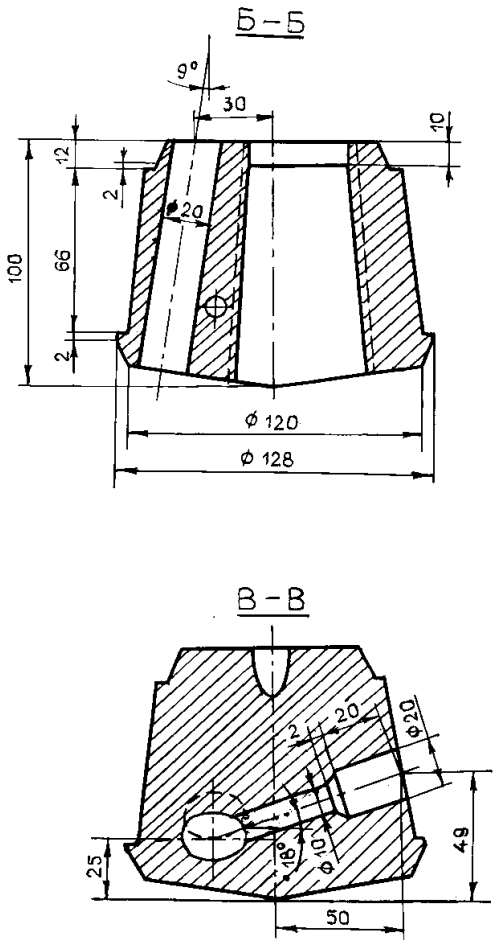


Рисунок 6 - Сопловой блок двенадцатисопловой фурмы

Библиографический список

1. Глазов, А. Н. Передел чугунов с пониженным содержанием марганца кислородно-конвертерным процессом / А. Н. Глазов, Л. А. Смирнов, Б. Н. Катенин. – Черная металлургия. Бюл. НТИ, 1977 – С.8 – 21.

2. Югов, П. И. Шлакообразование при низких концентрациях марганца в конвертерной ванне / П. И. Югов Сталеплавильное производство : Тематич. отраслев. сборник МЧМ СССР. – М. : Металлургия, 1974. – № 2. – С. 33 – 39.

3. Зарвин, Е. Я. О некоторых особенностях дутьевого режима выплавки стали в 350-т конвертерах / Е. Я. Зарвин, А. Г. Чернятевич, Ю. Н. Борисов. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1976. – № 12. – С.47 – 52.

4. Баптизманский, В. И. Конвертерные процессы производства стали / В. И. Баптизманский, М. Я. Меджибожский, В. Б. Охотский. – Киев – Донецк : Вища школа, 1984. – 344 с.

5. Баптизманский, В. И. Расчет кислородно-конвертерных фурм / В. И. Баптизманский, Г. А. Щедрин. – Сталь, 1973. – № 1. – С. 20 – 23.

6. Явойский, В. И. Теория продувки сталеплавильной ванны / В. И. Явойский, Г. А. Дорофеев, И. JI. Повх. – Москва : Металлургия, 1974. – 495 с.

УДК 669.184.122

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ МНОГОЦЕЛЕВЫХ ДУТЬЕВЫХ УСТРОЙСТВ И КОНСТРУКЦИИ ДВУХЪЯРУСНОЙ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ ДЛЯ 350-ТОННЫХ КОНВЕРТЕРОВ АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Протопопов Е.В., Щипанов С.С., Чернышева Н.А., Сафонов С.О.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, Protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. *Разработана и обоснована методика проектирования наконечников двухпоточных кислородных фурм применительно к способам верхней продувки и дожиганием отходящих газов без снижения стойкости футеровки.*

Ключевые слова*: фурма, сопла Лаваля, наконечник, конвертер.*

DEVELOPMENT OF A METHODOLOGY FOR DESIGNING MULTI-PURPOSE BLAST DEVICES AND THE DESIGN OF A TWO-TIER OXYGEN TUYERE FOR 350-TON CONVERTERS OF JSC "EVRAZ ZSMK"

Protopopov E.V., Shipanov S.S., Chernysheva N.A.

Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, Protopopov@sibsiu.ru

Abstract. *The method of designing the tips of two-flow oxygen tuyeres is developed and justified in relation to the methods of upper purging and afterburning of exhaust gases without reducing the resistance of the lining.*

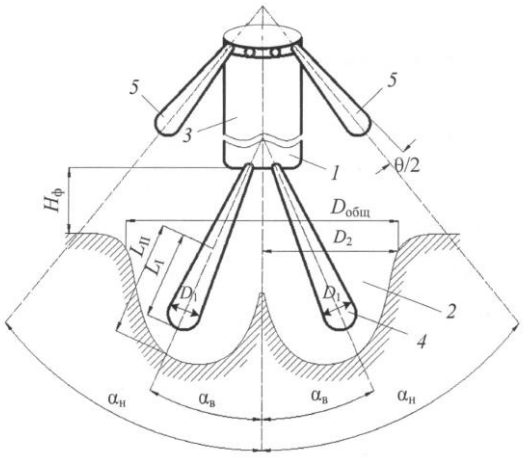
Keywords: *tuyere, laval nozzles, tip, converter.*

Многолетняя эксплуатация конвертеров с верхней и комбинированной продувкой [1, 2] убедительно показала возможности решения различных технологических задач в конвертере при повышении эффективности дожигания отходящих газов в полости агрегата без снижения стойкости футеровки. В данных условиях целесообразно подачу кислорода сверху осуществлять через двухпоточные газо-кислородные фурмы, при этом в соответствии с развиваемыми положениями [3 – 5] продувку следует вести независимо регулируемыми концентричными группами сверхзвуковых и дозвуковых кислородных струй с возможностью полного или частичного замещения дозвукового кислородного дутья на нейтральный газ.

На основании проведенного комплекса высокотемпературных исследований структуры и параметров реакционной зоны и особенностей поведения конвертерной ванны [3 – 6] разработана и обоснована следующая методика проектирования наконечников двухпоточных кислородных фурм применительно к разрабатываемым способам верхней продувки с дожиганием отходящих газов (рисунок 1).

При такой постановке определяемыми конструктивными параметрами наконечника является рациональное количество сопел во внутреннем *($n_в$)* и наружном *(верхнем) ($n_н$)* ярусах, их профиль, размеры и особенности их компановки; целесообразные углы наклона сопел к вертикали *($\alpha_в$,$\alpha_н$)* и в плане *($\varphi_в$, $\varphi_н$)* между осями соседних сопел в каждом из контуров.

Для определения заданных конструктивных параметров головки двухпоточной фурмы, необходимо задаться определенными характеристиками дутьевого режима плавки, а именно общей интенсивностью подачи кислородного дутья (Q_{O2},*м^3/мин)*, перераспределением расходов кислорода между внутренней *($Q^в_{O2}$)* и наружной *($Q^н_{O2}$)* группой сопел, а также целесообразной организации формы реакционной зоны.



1 – головка нижнего яруса фурмы; *2* – обособленные реакционные зоны;
3 – ствол фурмы; *4* – сверхзвуковые кислородные струи

Рисунок 1 – Схема параметров зоны продувки при использовании двухъярусных газо-кислородных фурм

При реализации продувки с дожиганием отходящих газов по схеме (рис. 1) с созданием внутренней группой сверхзвуковых кислородных струй обособленных реакционных зон интенсивного выделения монооксида углерода на поверхность ванны с дожиганием последнего дозвуковыми струями верхнего яруса сопел, при этом максимальное число сопел Лаваля в наконечнике можно определить по известной формуле [7]:

$$n_B^{max} = \frac{Q_{O_2}^B}{\left(\frac{H'}{0,85}\right)^{2,34}}, \qquad (1)$$

где H' – высота рабочего пространства от уровня спокойной ванны, м. В случае работы конвертеров с передувом плавки ([C] ≤ 0,06 %) расчетное количество сопел ($n_в^{max}$) следует уменьшить, как показывает производственный опыт, на два (при Q^B_{O2} = 700-1200 м^3/мин), для обеспечения более «жесткого» характера продувки на окончательной стадии операции с целью снижения окисленности металла и шкала. Расчет профиля сопла Лаваля в данном случае ведется с условием истечения кислородных струй в режиме недорасширения в заданном диапазоне расхода основного кислорода, чтобы избежать износа кромок сопел, прогара последних и выхода наконечника из работы.

Разведение реакционных зон интенсивного выхода *CO* на поверхность ванны достигается путем предотвращения слияния в глубине расплава струйных участков первичных реакционных зон максимального диаметра ($D_{I\,max}$), что обеспечивается при выполнении соотношения:

$$tg\ \varphi_{\frac{B}{2}} = \frac{D_{I_{max}} - a_в}{2(H_ф^{раб} + l)}, \qquad (2)$$

где l = 0,5$L_{I\ max}$ – длина струйного участка первичной реакционной зоны, на которой последний достигает максимального диаметра, м;

$a_в$ – минимальное расстояние между осями сопел внутреннего контура на срезе наконечника, м.

При определенном расходе кислорода (Q^B_{O2}) значения рабочей высоты фурмы над уровнем ванны ($H^{раб}_ф$), минимальной длины ($L_{I\ min}$) и максимального диаметра ($D_{I\ max}$) первичной реакционной зоны определяются из полученных выражений:

$$\frac{H_ф^{раб}}{d_{вых}} = 37,2\left(\frac{\sum i}{m \cdot g}\right)^{0,092}; \qquad (3)$$

$$L_{\mathrm{Im}\,in}(H_{ф}^{раб}+L_{\mathrm{Im}\,in})^2=75{,}1\frac{i}{\rho_M\cdot g};\qquad(4)$$

$$D_{\mathrm{Im}\,in}=3{,}09\left(\frac{i}{\rho_M\cdot g\cdot L_{\mathrm{Im}\,in}}\right)^{0,5},\qquad(5)$$

где i, $\sum i$ – импульс одиночной и суммарный импульс кислородных струй соответственно, кг·м/с^2;

$\rho_м$ – плотность металла, кг/м^3;

g – ускорение силы тяжести, м/с^2;

$d_{вых}$ – выходной диаметр сопла Лаваля, м;

m – масса жидкого металла, кг.

При рассчитанном значении φ_B величина α_B определяется из известного выражения:

$$\sin\alpha_B=\frac{\sin\varphi_{B/2}}{\sin 180/n_B},\qquad(6)$$

В случае создания внутренней группой основных кислородных струй объединенной реакционной зоны со «свищевым» интенсивным выходом CO на поверхность ванны необходимые значения углов φ_B и α_B находятся из вышеприведенных выражений с учетом соприкосновения в глубине расплава струйных участков первичных реакционных зон с минимальным диаметром $D_{I\,min}$, определяемым из уравнений

$$D_{\mathrm{Im}\,in}=2{,}68\left(\frac{i}{\rho_M\cdot g\cdot L_{\mathrm{Im}\,in}}\right)^{0,5},\qquad(7)$$

$$L_{\mathrm{Im}\,in}(H_{ф}^{раб}+L_{\mathrm{Im}\,in})^2=133{,}3\frac{i}{\rho_M\cdot g}\ .\qquad(8)$$

Рациональное количество сопел в верхнем ярусе головки, их профиль и размеры, углы наклона в плане (φ_H) и к вертикальной оси фурмы (α_H) зависят от расхода дополнительного кислорода для дожигания отходящих газов и структуры формирования потока в области выхода монооксида углерода из пределов реакционной зоны на поверхность ванны.

В данном случае при подаче дополнительного кислорода целесообразно формировать для более эффективного дожигания конвертерных газов дозвуковые кислородные потоки со скоростью, сопоставимой со скоростью перемещения фронта пламени в смеси монооксид углерода-кислород. Формирование своеобразной газовой завесы над зоной продувки позволяет обеспечить возможность подавления выноса мелких капель металла из реакционной зоны на ствол фурмы и за пределы конвертера.

Перечисленные условия выполняются при организации продувки конвертерной ванны с дожиганием монооксида углерода до диоксида. При этом угол наклона к вертикали (α_H) равномерно расположенных по кругу цилиндрических или щелевых сопел верхнего яруса определяется из выражения

$$tg\alpha_н=\frac{D_{общ}^{B}}{2H_{ф}^{раб}}-tg\left(\frac{\theta_{дзв}}{2}\right),\qquad(9)$$

где $\theta_{дзв}$ – угол раскрытия дозвуковой кислородной струи, град.

В свою очередь параметры реакционной зоны можно определить как:

$$D_{общ}^{B}=11{,}3\cdot H_{ф}^{раб}\left[\frac{i}{\rho_M\cdot g\cdot(H_{ф}^{раб})^3}\right]^{0,65}\cdot(1+L_{I\,\mathrm{Im}\,in}\cdot tg\alpha_B)+d_O^B+2(H_{ф}^{раб}+L_{I\,\mathrm{Im}\,in})\cdot tg\alpha_B;\qquad(10)$$

$$L_{I\,\mathrm{Im}\,in}=8{,}9H_{ф}^{раб}\left[\frac{i}{\rho_M\cdot g\cdot(H_{ф}^{раб})^3}\right]^{0,584}cos\alpha_B;\qquad(11)$$

$$tg\left(\frac{\theta_{дзв}}{2}\right) = 0{,}234 \cdot \overline{\rho}^{-0{,}141}, \qquad (12)$$

где $\overline{\rho}$ – отношение плотностей среды и струи;

d^{B}_{O} – диаметр окружности расположения осей выходных сечений внутреннего контура, м.

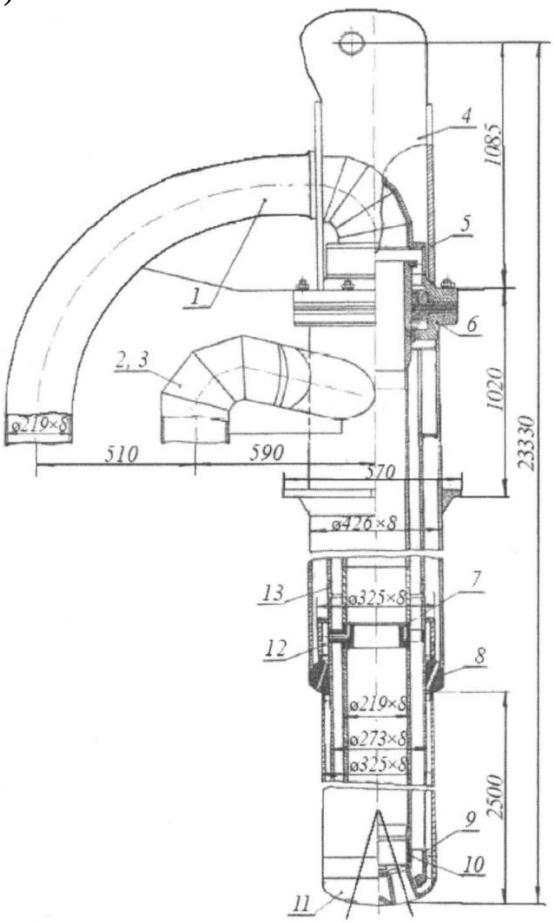
С учетом определенных значений φ_H и α_H, исходя из заданных размеров наконечника можно, определить рациональное количество сопел (n_H) в верхнем ярусе по выражению:

$$n_н \le \frac{180}{\arcsin\left[\dfrac{D_{\min in} \cdot \cos d_н - 2(H_ф^{раб} + l) \cdot tg\dfrac{\varphi_н}{2}}{d_н \cdot \cos\alpha_н}\right]} \qquad (13)$$

где $d_н$ – минимальное расстояние между осями сопел наружного контура на срезе наконечника, м.

Как правило, размеры цилиндрических сопел верхнего яруса находятся расчетным путем исходя из расхода дополнительного кислорода, обычно рекомендуемого в пределах 10 – 30 % от общего.

На основании разработанной методики проектирования и накопленного опыта эксплуатации двухконтурных и двухъярусных кислородных фурм [8–10] применительно к условиям работы 350-т конвертеров АО «ЕВРАЗ ЗСМК» разработана конструкция двухъярусной фурмы (рисунок 2).



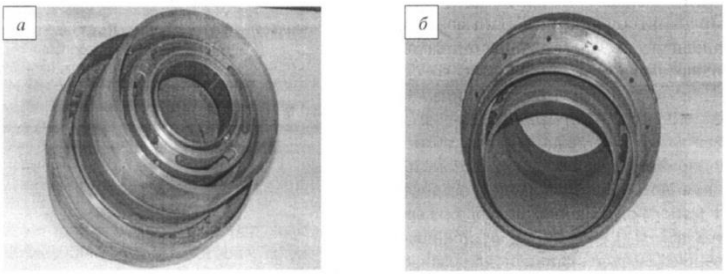
1-3 – патрубки подвода кислорода, подвода и отвода воды соответственно; *4* – щека; *5* – серьга; *6* – узел верхнего компенсатора; 7 – распределитель; *8* – верхний сопловой блок; *9* – нижнее разъемное соединение; *10* – кольцевое скользящее уплотнение; *11* – наконечник; *12* – предсопловая камера; *13* – верхнее разъемное соединение

Рисунок 2 – Конструкция двухъярусной фурмы с разделенным кислородным потоком

Фурма разработанной конструкции представляет собой дутьевое устройство с разделенным кислородным потоком (рисунок 2). Основными элементами фурмы такой конструкции являются патрубки подвода кислорода, подвода и отвода охлаждающей воды, ствол фурмы, верхний сопловой блок и нижний наконечник.

Для облегчения конструкции и повышения ремонтопригодности ствол фурмы предлагается выполнять составным из двух частей. Верхняя часть ствола включает три коаксиально расположенные цельнотянутые стальные трубы: центральную для подвода технологического кислорода (диам. 219х8 мм), промежуточную (диам. 273х6 мм) и наружную (диам. 426х8 мм) для подвода и отвода охлаждающей воды соответственно. В нижней части ствола после верхнего соплового блока по ходу потока осуществлена замена наружной трубы диам. 426х8 мм на трубу диам. 325х8 мм, длина данного участка ствола составляет 2500 мм.

В верхнем медном сопловом блоке (рисунок 3), размещенном на расстоянии 2500 мм от торца наконечника, расположены 12 цилиндрических сопел под углом 25° к вертикальной оси фурмы для подачи в рабочее пространство конвертера дополнительного низкоскоростного потока кислорода. Для прохождения охлаждающей воды (расход 350 м^3/ч) в межсопловом пространстве блока выполнены 24 цилиндрические проточки.



Рисунки 3 – Распределитель *(а)* и сопловый блок *(б)* к двухъярусной фурме

С верхним сопловым блоком герметично соединен стальной распределитель (рисунок 3), в котором расположены четыре цилиндрических канала для прохождения дополнительного кислорода в предсопловую камеру блока. При этом прохождение охлаждающей воды через распределитель обеспечивается посредством четырех щелевых проточек.

С помощью распределителя осуществляется разделение поступающего по центральной трубе общего потока кислорода (1300 – 700 м^3/мин) на основной поток (1200 – 650 м^3/мин), подаваемый на продувку конвертерной ванны через нижний наконечник (рисунок 2), и дополнительный поток (100 – 50 м^3/мин), подаваемый через верхний сопловой блок в рабочее пространство конвертера (рисунок 3) с целью создания газовой завесы и обеспечения оптимального дожигания отходящих газов для улучшения теплового баланса плавки и предотвращения заметалливания ствола фурмы.

Предусмотрено использование цельноточенного наконечника (рисунок 4) с измененной системой подвода воды в межсопловое пространство головки между четырьмя соплами Лаваля, расположенными под углом 15° к вертикальной оси фурмы. Крепление нижнего наконечника к фурме осуществляется посредством скользящего уплотнения с резиновыми кольцами на штуцере, входящем герметично в муфту, размещенную на конце центральной трубы для подвода кислорода.

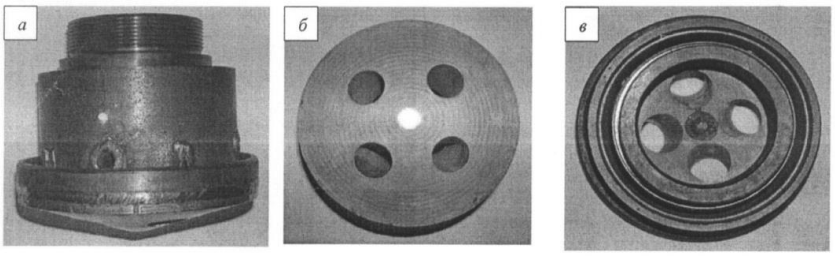


Рисунок 4 – Цельноточенный четырехсопловый наконечник к двухъярусной фурме

Двухъярусная фурма предложенной конструкции работает следующим образом. Кислород от подводящего патрубка (общий расход 1300 – 700 м^3/мин) поступает по центральной трубе (диам. 219х8 мм) к распределителю верхней головки (рисунок 3). При этом газовый поток кислорода (100 – 50 м^3/мин) подается через 12 цилиндрических сопел верхней головки, что приводит к формированию своеобразной газовой завесы из дозвуковых кислородных струй на пути встречного потока отходящих конвертерных газов, несущего во взвешенном состоянии мелкодисперсную пыль, капли металла и шлака. Таким образом снижается интенсивность выноса частиц и покрытия металлошлаковыми настылями ствола фурмы и горловины конвертера. При этом дожигание оксида углерода отходящих газов происходит без высокотемпературного воздействия образующихся факелов дожигания на футеровку верхней части конвертера. Основной поток кислорода по центральной трубе (диам. 219х8 мм) направляется к нижней четырехсопловой головке (рисунок 4), которая обеспечивает формирование сверхзвуковых кислородных струй и продувку в режиме глубокого проникновения дутья в расплав при рабочей высоте фурмы, интенсивное перемешивание и обезуглероживание ванны.

Охлаждающая вода от подводящего патрубка (расход 350 м^3/час) подается через кольцевой зазор между центральной (диам. 219х8 мм) и промежуточной (диам. 273х6 мм) трубами, проходит через четыре щелевые проточки распределителя и через кольцевые зазоры между трубами (диам. 219х8 мм и диам. 273х6 мм) поступает к нижнему наконечнику (рисунок 3). Обратный поток воды между промежуточной (диам. 273х6 мм) и наружной (диам. 325х8 мм) трубами направляется к верхнему сопловому блоку, проходит через 24 цилиндрические проточки последнего в кольцевой зазор, образованный последовательно трубами диам. 325х8 мм и диам. 426х8 мм, а затем диам. 273х6 мм и 426х8 мм с выходом из отводящего патрубка.

Компенсация теплового расширения ствола фурмы в процессе продувки обеспечивается узлом верхнего компенсатора (рисунок 2, поз. *6*), герметично фиксирующего центральную трубу фурмы (диам. 219х8 мм), а также кольцевыми скользящими уплотнениями на центральной трубе (рисунок 2, поз. *10*) перед наконечником нижнего (рисунок 2, поз. *9*) и верхнего (рисунок 2, поз. *13*) разъемных соединений промежуточной трубы (диам. 273х6 мм), которые разделяют тракты подвода и отвода охлаждающей воды.

Выводы. С использованием предложенной методики расчета двухпоточных фурм разработана новая конструкция двухъярусной кислородной фурмы для продувки металлического расплава в 350-т конвертерах АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Библиографический список

1. Смоктий В. В. Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В.В. Смоктий, В. В. Лапицкий, Э. С. Белокуров. – Киев : Техника, 1992. – 163 с.

2. Афонин С. 3. Современное состояние, перспективы и задачи стоящие перед металлургической промышленностью России / С. 3. Афонин. – Сталь, 1995. – № 7. – С. 1 – 4.

3. Протопопов Е. В. О повышении эффективности продувки конвертерной ванны с дожиганием отходящих газов в полости конвертера / Е. В. Протопопов, А. Г. Чернятевич. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1996. – № 2. – С. 1 – 5.

4. Протопопов Е. В. Повышение эффективности дожигания отходящих газов в конвертерах с жидкофазным восстановлением / Е.В. Протопопов, Д. А. Лаврик, А. Г. Чернятевич. – Изв. Вузов. Черная металлургия, 2001. – № 6. – С. 13 – 17.

5. Чернятевич А. Г. Экспериментальное изучение параметров реакционной зоны конвертерной ванны в условиях комбинированной продувки / А. Г. Чернятевич, Е. В. Протопопов. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1991. – № 6. – С. 17 – 24.

6. Чернятевич А. Г. Разработка наконечников двухконтурных фурм для кислородных конвертеров / А. Г. Чернятевич, Е. В. Протопопов. – Изв. вуз. Черная металлургия, 1995. – № 12. – С. 13 – 17.

7. Баптизманский В. И. Физико-химические основы кислородно- конвертерного процесса / В. И. Баптизманский, В. Б. Охотский. – Киев – Донецк : Вища школа, 1981. – 183 с.

8. Комбинированная продувка в конвертерах с использованием двухконтурной фурмы / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Е. В. Протопопов [и др.]. – Черная металлургия. Бюл. НТИ, 1998. – № 7. – С. 48 – 50.

9. Мокринский А. В. Численное моделирование и промышленная отработка конструкций цельноточенных наконечников кислородно-конвертерных фурм / А. В. Мокринский, Е. В. Протопопов, А.Г. Чернятевич / Изв. вуз. Черная металлургия, 2005. – № 12. – С. 16 – 20.

10. Смоктий В. В. Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В. В. Смоктий, В. В. Лапицкий, Э. С. Белокуров. – Киев : Техника, – 163 с.

УДК 004.94

РАСЧЕТ НА ИМИТАЦИОННОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССОВ В КОЛОННОМ СТРУЙНО-ЭМУЛЬСИОННОМ РЕАКТОРЕ

Сеченов П.А.[1], Рыбенко И.А.[1], Roos K.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, pavesa89@mail.ru
[2] Technische Universität Dresden,
Dresden, Deutschland

Аннотация. *В статье приведены принципы разработки имитационной модели для расчета процессов в струйно-эмульсионном реакторе. Представлен интерфейс программы и результаты исследования. Получены зависимости скоростей конденсированных частиц, как эпюр, так и распределения по высоте. Имитационная модель и заложенные в неё механизмы являются инструментом для изучения внутреннего поведения закрытой системы.*

Ключевые слова: *имитационная модель, струйно-эмульсионный реактор, агентное моделирование, ActionScript, Adobe Animate.*

CALCULATION BASED ON A SIMULATION MODEL OF PROCESSESIN A COLUMN JET-EMULSION REACTOR

Sechenov P.A. [1], Rybenko I.A. [1], Roos K.[2]

[1]Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, pavesa89@mail.ru
[2] Technische Universität Dresden,
[2] Dresden, Deutschland

Abstract. *The article describes the principles of developing a simulation model for calculating processes in a jet-emulsion reactor. The program interface and research results are presented. The dependences of the velocities of condensed particles, both diagrams and distribution over height, are obtained. The simulation model and the mechanisms embedded in it are a tool for studying the internal behavior of a closed system.*

Keywords: *simulation model, jet-emulsion reactor, agent modeling, ActionScript, Adobe Animate.*

В работе представлены принципы разработки имитационной модели гравитационного сепаратора и результаты исследования процессов в колонном струйно-эмульсионном реакторе агрегата СЭР. В основу непрерывного металлургического процесса струйно-эмульсионного типа СЭР созданного творческим коллективом научной школы, возглавляемой заслуженным деятелем науки РФ, профессором В.П. Цымбалом, положена идея реализации принципов синергетики и неравновесной термодинамики, которая позволила создать теоретические основы процесса и универсальную конструкцию агрегата, в котором возмож-

но осуществление различных процессов и технологий [1].

Имитационная модель гравитационного сепаратора в колонном струйно-эмульсионном реакторе [2, 3] отображает физико-химических процессы, происходящие в нем. В качестве математического метода моделирования использовалось имитационное моделирование «от частиц».

Согласно классификации д.т.н., профессора из СПбГПУ Карпова Ю.Г., разработавшего систему имитационного моделирования AnyLogic, выделяют следующие методы имитационного моделирования: дискретно-событийное, системную динамику и агентное моделирование. Агентнное моделирование – это метод имитационного моделирования, исследующий поведение децентрализованных агентов и то, как это поведение определяет поведение всей системы в целом. В отличие от системной динамики аналитик определяет поведение агентов на индивидуальном уровне, а глобальное поведение возникает как результат деятельности множества агентов (моделирование «снизу вверх») [4].

В данном случае выбрано агентное моделирование, в качестве агентов выступают частицы шихтовых материалов. Для частиц разработан класс с функциями создания, передвижения и удаления частиц (рисунок 1).

Рисунок 1 – Основные функции класса частиц

Как видно из рисунка каждой конденсированной частице задаются индивидуальные свойства: размер, плотность и состав веществ, входящих в частицу. Согласно книге автора Сато А. [5], такой метод имитационного моделирования получил название динамики диссипативных частиц, т.к. шлак в колонном реакторе представляется в виде отдельных частиц, а не моделируется сплошной средой.

На основе взаимодействия сил подъёмной тяжести и Архимеда отдельно взятая частица поднимается, опускается или витает на определенном уровне. Учитываются физические соударения отдельных агентов – частиц между собой и со стенками колонного реактора. Одновременно с этим происходят химические реакции: выгорание, плавление, образование газов и веществ. Совокупность заложенных в каждую частицу моделей и взаимодействий между агентами позволяет узнать поведение всей системы в целом.

При разработке модели в качестве объектно-ориентированного языка программирования выбран язык сценариев ActionScript 3, позволяющий анимировать объекты [6], визуали-

зировать процессы в реакторе для лучшего понимания изучаемого процесса [7]. Программа написана в среде программирования Adobe Animate 2021.

На рисунке 2 представлены элементы интерфейса разработанной программы. В интерфейсе программы (рисунок 2) реализованы:

1. Поля ввода данных, к которым относятся: масштаб частиц, количество входящих частиц железной руды и углеродосодержащих материалов, время растворения частицы железной руды и начальная скорость потока.

2. Поля отображения данных: общее количество частиц; количество частиц и массы: железной руды, углеродосодержащих материалов, шлака, железа, CO, CO_2, находящихся в реакторе; время работы программы с момента запуска; среднее содержание углерода в копильнике; объем и время заполнения копильника; соотношение масс частиц, пришедших и ушедших из реактора; среднее время пребывания частиц железа и шлака в реакторе; таблица состава шлака.

3. График распределения массовых компонент частиц по высоте реактора.

4. Мнемосхема колонного струйно-эмульсионного реактора, в которой отображаются частицы в реальном времени.

5. Графики: секундных массовых составов железной руды, шлака и железа, CO, CO_2; средних плотностей и скоростей частиц по высоте реактора, а также эпюры скоростей в заданных по высоте слоях.

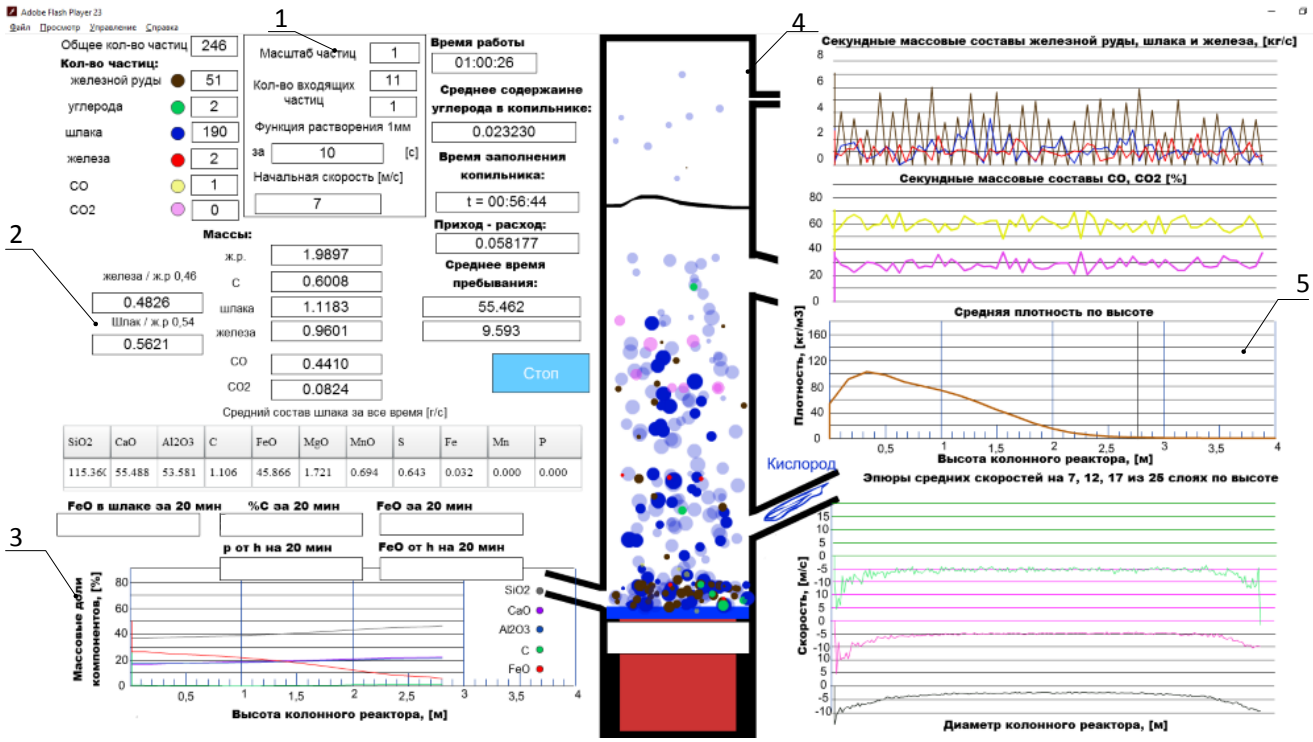


Рисунок 2 – Интерфейс программы

Предусмотрена возможность изменения гранулометрического состава и крупности частиц, количества подаваемых частиц железной руды и углеродосодержащих материалов, времени растворения средней частицы и скорости потока газа.

Имитационная модель позволяет рассматривать и изучать поведение системы на основе агентов (частиц). Так графики эпюр средних скоростей в поперечном сечении реактора показывают, что со временем идет заполнение колонного струйно-эмульсионного реактора частицами шихты и продуктов реакций, данных об агентах становится больше и графики постепенно сглаживаются (рисунок 3).

На рисунке 3 показаны эпюры средних скоростей частиц в колонном реакторе на различных высотах. Всего в реакторе выделено 25 слоев, слои начинаются снизу. Поэтому,

7-ой ряд (рисунок 3б) соответствует нижней части реактора, 12-ый ряд (рисунок 3а) – середине реактора. На первой минуте процесс ещё не стабилизировался, количество частиц в ректоре ещё будет нарастать. Тем не менее, в нижней части ректора (рисунок 3б) находится большая часть частиц, и по всей эпюре заметны отклонения частиц от нулевого значения. Чуть выше, в середине реактора, частиц меньше, и поэтому наблюдаются нулевые значения скорости, особенно по краям ректора (0,0 ÷ 0,1 и 0,9 ÷ 1,0 м).

На рисунках 3в и 3г показаны эпюры средних скоростей в 7-ом и 12-ом рядах соответственно, но уже на 25-ой минуте. К этому моменту графики усреднились, и на них нет таких выбросов, как на 1-ой минуте, так как в нижней части ректора (рисунок 3г) частиц, скатывающихся в низ, больше, а по краям ректора наблюдаются максимально отрицательные скорости (т.е. частицы там падают).

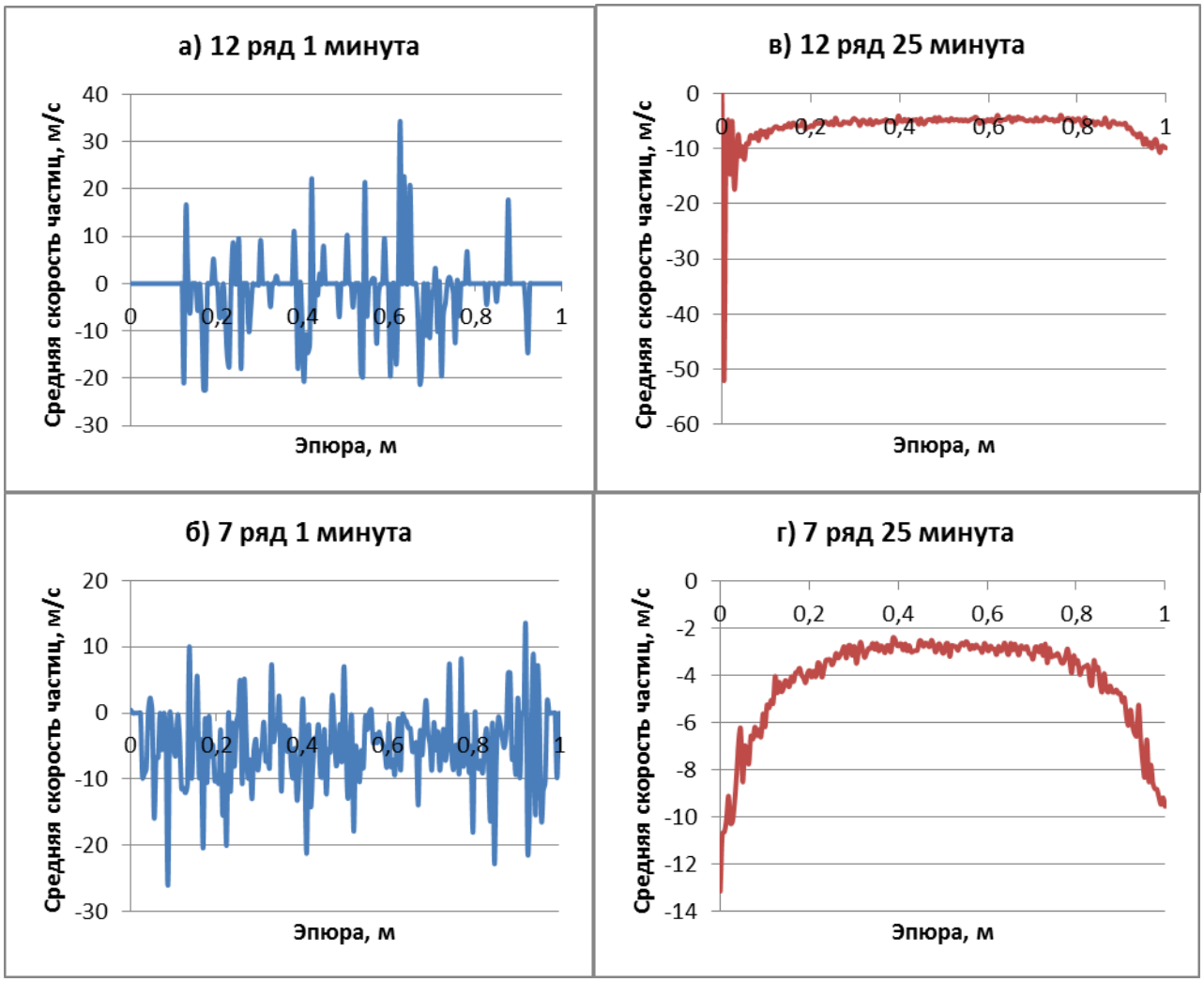


Рисунок 3 – Эпюры средних скоростей по высоте колонного реактора на 1-ой минуте (а, б) и на 25 минуте (в, г)

В середине реактора (рисунок 3в) частицы также падают, но их меньше чем в нижней части. На рисунках 3в и 3г наблюдается следующая зависимость: в левой части ректора скорости осаждения больше, чем в правой. Эта закономерность связана с тем, что в правой части есть выходное отверстие, куда и вылетает часть частиц.

Выявлена интересная закономерность, проявляющаяся в наличии минимальной средней скорости, а, следовательно, максимальной скорости осаждения, конденсированных частиц посередине высоты колонного реактора (рисунок 4), которая объясняется влиянием эффекта сепарации и изменением вероятностей столкновения конденсированных частиц, поскольку этот момент совпадает с перегибом графика средней плотности двухфазного потока.

Таким образом, созданная имитационная модель, являющаяся в определенной степени заместителем объекта, позволяет наглядно изучать механизм процессов в гравитационном сепараторе при разном гранулометрическом составе шихтовых материалов, оценивать среднее время пребывания частиц, определять средний расход частиц железа и шлака при различном заданном количестве частиц углеродосодержащих материалов, проводить разного рода статистические исследования по проверке гипотез о внутреннем механизме протекания процессов, то есть получить представление о системной динамике частиц во времени и в пространстве. По существу, мы получаем внутреннюю виртуальную реальность, не поддающуюся прямому измерению.

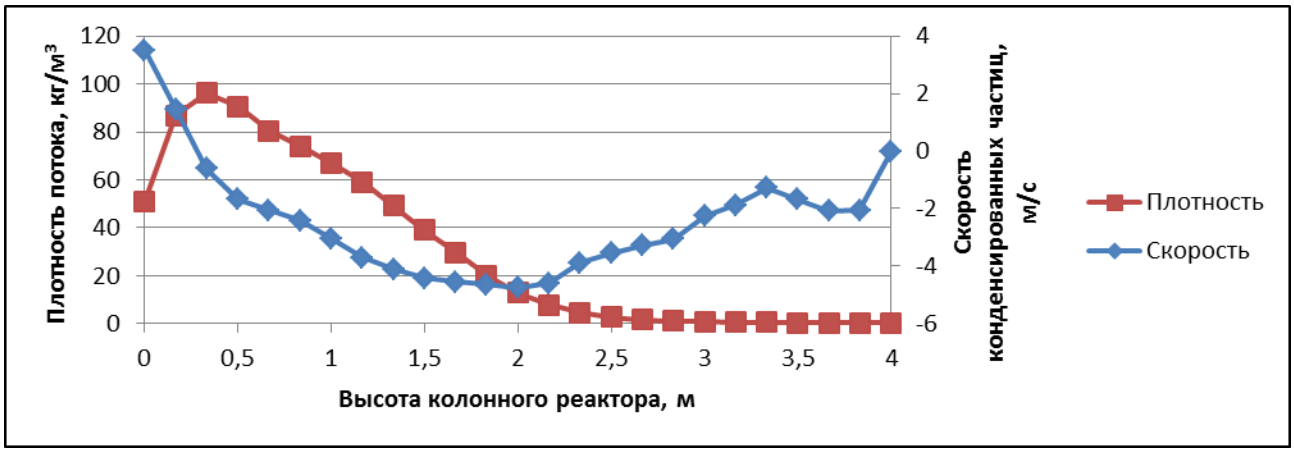


Рисунок 4 – Средняя плотность потока и скорость конденсированных частиц по высоте колонного реактора

Библиографический список

1. Процесс СЭР – металлургический струйно-эмульсионный реактор : монография / В. П. Цымбал, С. П. Мочалов, И. А. Рыбенко [и др.]. – М. : Металлургиздат, 2014. – 488 с.

2. Tsymbal V.P., Sechenov P.A., Rybenko I.A., Olennikov A.A. Nonequilibrium dissipative structures and control over the carbon content in the spray-emulsion unit // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 411(1), 012087.

3. Tsymbal V.P., Rybenko I.A., Kozhemyachenko V.I., Sechenov P.A., Rybushkin A.A., Olennikov A.A. Melting gasifier for nonwaste processing technology of dust fractions of coal and mine refuse // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2019, 377(1), 012057

4. Карпов Ю. Г. Имитационное моделирование систем. Введение в моделирование с AnyLogic 5. – СПб.: БХВ-Петербург, 2005. – 400 с.

5. Satoh A. Introduction to Practice of Molecular Simulation: Molecular Dynamics, Monte Carlo, Brownian Dynamics, Lattice Boltzmann and Dissipative. – Elsevier, 2011. – 333 p.

6. Routledge G., Aminaei A., Benachour P. Developing Understanding of Programming Principles using Flash Actionscript // ITALICS Innovations in Teaching and Learning in Information and Computer Sciences in October, 2007. Vol 6. № 4, pp. 51-71.

7. Samsudin S., Irawan M.D., Harahap A.H. Mobile app education gangguan pencernaan manusia berbasis multimedia menggunakan Adobe Animate CC // Jurnal Iqra’, 2015. Vol. 9 No. 01, pp 126-144.

УДК 669.168

ИЗУЧЕНИЕ ВРЕМЕНИ ПЛАВЛЕНИЯ КОМПЛЕКСНЫХ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОМ РАСПЛАВЕ

Заякин О.В., Ренёв Д.С., Жучков В.И.

Институт металлургии УрО РАН,
Екатеринбург, Россия, sense199@mail.ru

Аннотация. *Исследован процесс плавления комплексных сплавов, содержащих %: ~10 Ni; 0,5-55,0 Cr; ~0,2 C; ~0,2 Si в железоуглеродистом расплаве в статических условиях методом математического моделирования. Установлено, что все рассматриваемые сплавы относятся к группе легкоплавких ферросплавов и процесс плавления протекает в три периода. Выявлено, что небольшие добавки Cr до 37 % в состав комплексного сплава фракцией 50 мм приводят к снижению времени плавления, а при дальнейшем увеличении содержания Cr до 55 % в сплаве происходит увеличение времени плавления.*

Ключевые слова: *физико-химические свойства, время плавления, ферросплав, хром, никель, плавление, растворение, математическое моделирование*

STUDY OF THE TIME OF MELTING OF COMPLEX NICKEL-CONTAINING ALLOYS IN IRON CARBON MELT

Zayakin O.V., Renev D.S., Zhuchkov V.I.

Institute of Metallurgy of Ural Branch of the Russian Academy of Science,
Ekaterinburg, Russia, sense199@mail.ru

Abstract. *The process of melting of complex alloys containing %: ~ 10 Ni; 0.5-55.0 Cr; ~ 0.2 C; ~ 0.2 Si in an iron-carbon melt under static conditions by the method of mathematical modeling. It was found that all the alloys under consideration belong to the group of low-melting ferroalloys and the melting process takes place in three periods. It was revealed that small additions of Cr up to 37% to the composition of a complex alloy with a fraction of 50 mm lead to a decrease in the melting time, and with a further increase in the Cr content to 55% in the alloy, an increase in the melting time occurs.*

Keywords: *physical and chemical properties, melting time, ferroalloy, chromium, nickel, melting, dissolution, mathematical modeling*

В последние годы в мире значительно возросло производство коррозионностойких хромоникелевых сталей [1, 2]. Согласно данным [3] мировой объем производства продукции из нержавеющей стали в 2020 г. составил 50 млн. т. Основными легирующими элементами нержавеющей стали являются хром- и никельсодержащие ферросплавы [4]. В нашей стране ощущается дефицит относительно дешевых комплексных ферросплавов [5]. Перспективным направлением является получение новых составов комплексных ферросплавов для разработки и применения которых необходимо знание их физико-химических характеристик [6]. Одной из наиболее важных характеристик сплава, предназначенного для легирования стали, является время его плавления и растворения в железоуглеродистом расплаве, от которого зависит как усвоение, так и распределение ведущих элементов ферросплава в объеме металла [7]. Механизм плавления сплавов является основополагающим фактором, определяющим время его плавления в железоуглеродистом расплаве. В этой области проведены исследования как отечественными [8], так и зарубежными [9] металлургами.

В данной работе была использована математическая модель расчета времени плавле-

ния, разработанная учеными УрФУ и ИМЕТ УрО РАН. Модель включает гидродинамическую и тепловую части. Тепловая часть модели основана на классификации ферросплавов в зависимости от соотношения их температур ликвидус ($T_л$), температур ванны ($T_в$) и кристаллизации железоуглеродистого расплава ($T_{км}$) на легкоплавкие ($T_л \leq T_{км}$); тугоплавкие ($T_{км} < T_л < T_в$) и сверхтугоплавкие ($T_л \geq T_в$). Ход процесса определяется соотношением температур $T_л$, $T_в$, $T_{км}$.

Таблица – Химический состав ферросплавов

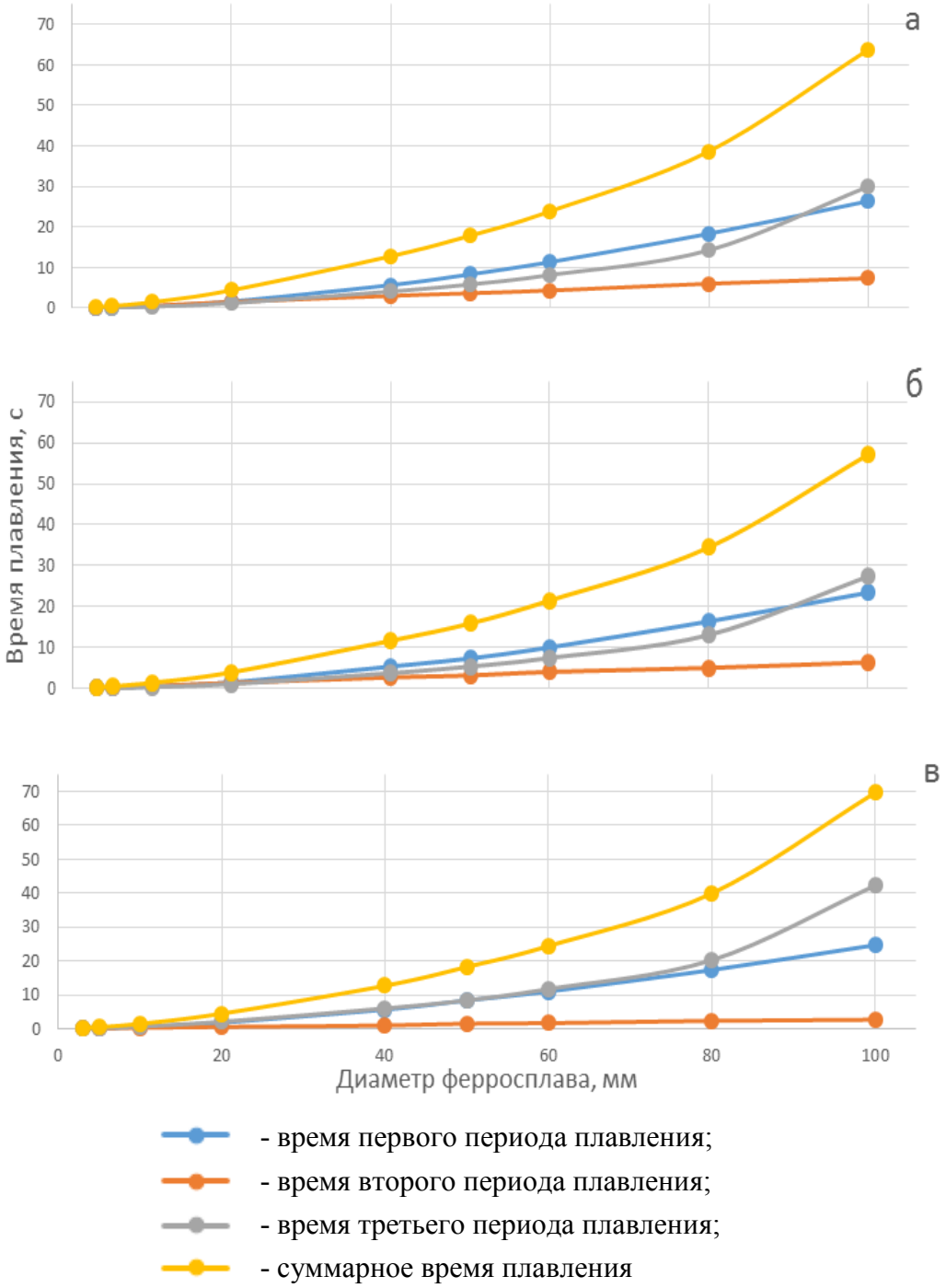
№ п.п.	Содержание*, %		
	Si	Ni	Cr
1	0,2	11,2	0,5
2	0,2	11,0	27,4
3	0,3	10,8	36,7
4	0,4	9,5	45,5
5	0,2	10,0	55,0
* ~0,2 % C, Fe – остальное.			

Для исследования выбраны образцы комплексных сплавов, содержащие %: ~10 Ni; 0,5-55,0 Cr; ~0,2 C; ~0,2 Si; Fe – остальное. Химический состав исследуемых образцов представлен в таблице. Результаты моделирования представлены на рис. 1, 2. В расчетах принимали, что начальная температура ферросплава 25 ^{o}C, температура кристаллизации железоуглеродистого расплава 1530 ^{o}C, температура ванны железоуглеродистого расплава 1600 ^{o}C.

Физико-химические характеристики ферросплавов принимали по расчетным [10] и ранее полученным экспериментальным данным [11]. В реальных условиях начальная температура куска ферросплава всегда меньше температуры кристаллизации стали, в связи с чем сначала на его поверхности образуется корка твердой стали. Тепловая часть модели включает дифференциальное уравнение теплопроводности Фурье для каждой из фаз (корки, твердого ядра, жидкого слоя ферросплава), количество которых зависит от периода плавления, типа ферросплава и граничные условия, определяемые конвективным теплообменом и процессом плавления.

Все рассматриваемые сплавы относятся к группе легкоплавких ферросплавов, у которых Тл≤Ткм. Процесс их плавления в железоуглеродистом расплаве проходит в три периода. В течение первого периода на ферросплаве образуется стальная корочка, он прогревается и при достижении поверхностью величины температуры плавления начинает плавиться. Ферросплав при этом находится в оболочке твердой стали, толщина которой увеличивается в начале периода и уменьшается к концу. Во второй период ферросплав плавится под коркой твердой стали за счет тепла, поступающего от железоуглеродистого расплава. Он заканчивается полным расплавлением твердой оболочки и контактированием прогретой части куска ферросплава с жидкой сталью. Чем продолжительнее первый период, тем сильнее успевает прогреться и частично расплавиться корочка намерзаемой стали, за счет чего сокращается доля второго периода. Для всех изучаемых сплавов второй период является самым коротким (не более 5 % суммарного времени плавления для фракции 100 мм). В третий период твердый кусок ферросплава плавится, непосредственно контактируя с жидкой сталью.

Как видно из рисунка 1, крупность кусков ферросплава оказывает основное влияние на изменение времени их плавления. При увеличении размера куска возрастает масса сплавов, что приводит к увеличению толщины намерзаемой стальной корки и его теплосодержанию. С увеличением диаметра куска общее время плавления увеличивается. Так, с увеличением крупности ферросплава от 3 до 100 мм (в 30 раз), общее время плавления увеличится в 250-300 раз.



а – сплав 1; б – сплав 3; в – сплав 5 (табл.)

Рисунок 1 – Зависимость времени плавления по периодам плавления хромоникелевых ферросплавов от фракционного состава

На рисунке 2 показано, что увеличение содержания Cr от 0,5 до 36,7 % в рассматриваемых сплавах при диаметре ферросплава 50 мм приводит к снижению суммарного времени плавления с 17,8 до 15,8 с., а при дальнейшем увеличении содержания Cr до 55,0 % приводит к увеличению суммарного времени плавления до 18,2 с. Такая зависимость может объясняться поведением линии ликвидус на диаграмме равновесного состояния двухкомпонентной системы Fe-Cr [12]. Согласно данной диаграммы увеличение содержания хрома до 21 % сопровождается снижением температуры ликвидус на 25 ^{o}C, а дальнейшее повышение концентрации хрома приводит к росту температуры ликвидус двухкомпонентной системы. В целом, рассматриваемые сплавы характеризуются значительно более быстрым протеканием процесса плавления в стали по сравнению со стандартным феррохромом и ферроникелем [7].

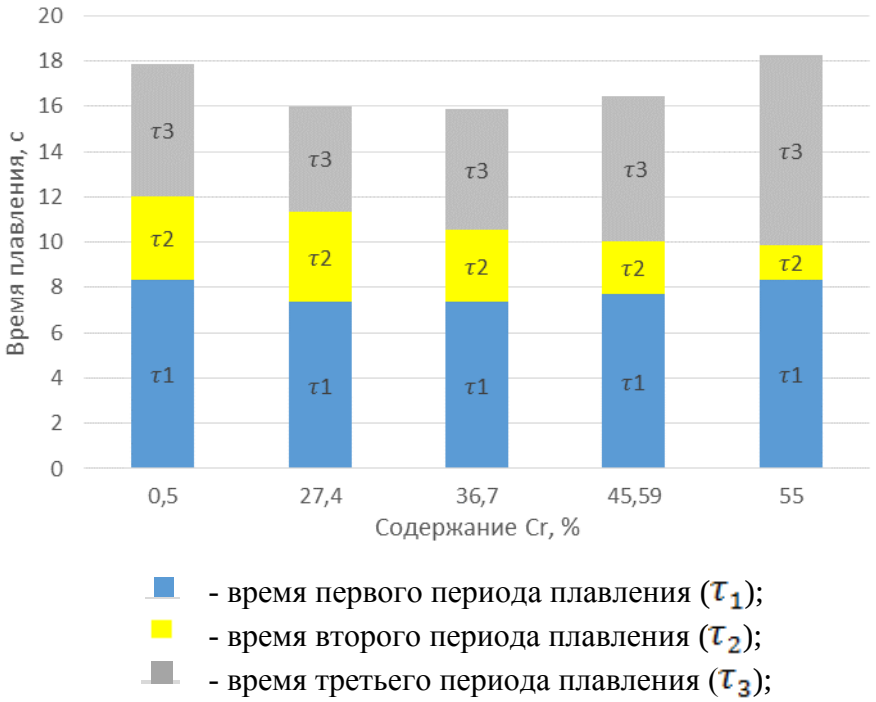


Рисунок 2 – Зависимость времени плавления по периодам плавления хромоникелевых ферросплавов от содержания Cr при диаметре ферросплава 50 мм

Заключение

Методом математического моделирования изучено время плавления комплексных сплавов, содержащих %: ~10 Ni; 0,5-55,0 Cr; ~0,2 C; ~0,2 Si, в железоуглеродистом расплаве в статических условиях. Установлено, что все рассматриваемые сплавы относятся к группе легкоплавких ферросплавов и процесс их плавления протекает в три периода. С увеличением диаметра куска в 30 раз время плавления увеличивается в 250-300 раз. Показано, что увеличение содержания Cr до 37 % в составе комплексного сплава приводит к снижению времени плавления, а при дальнейшем увеличении содержания Cr до 55,0 % происходит повышение времени плавления. В целом, комплексные хромоникелевые сплавы характеризуются значительно более быстрым протеканием процесса плавления в жидкой стали по сравнению со стандартным феррохромом и ферроникелем.

Работа выполнена по государственному заданию ИМЕТ УрО РАН при поддержке гранта РФФИ 19-03-00451.

Библиографический список

11. Pariser, H.H. Changing nickel and chromium stainless steel markets - a review / H.H. Pariser, N.R. Backeberg, O.C.M. Masson, J.C.M. Bedder // J. S. Afr. Inst. Min. Metall. 2018. Vol.118. No. 6. P. 563-568.

12. Лукин, А.С. Анализ технологии производства коррозионностойкой стали марки 08Х18Н10Т / А.С. Лукин, О.А. Комолова, К.В. Григорович // Тр. конгресса с межд. участием и конф. молодых ученых «Фундаментальные исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований»: «ТЕХНОГЕН-2019». - Екатеринбург: УрО РАН, 2019. - С. 99-102.

13. International Stainless Steel Forum (ISSF) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://ussa.su/news/2076 (Дата обращения 29.09.2021 г.).

14. Токовой О.К. Аргонокислородное рафинирование нержавеющей стали. – Челябинск: Издат. центр ЮУрГУ, 2015. — 250 с.

15. Халезов, Б.Д. Гидро-, пирометаллургический способ получения сплавов системы Fe-Ni-Cr-Mn-Si / Б.Д. Халезов, О.В. Заякин, А.С. Гаврилов, В.И. Жучков // Бутлеровские сообщения. - 2017. - Т. 52. -№ 10. - С. 111-117.

16. Spanov S.S., Zhunusov A.K., Tolymbekova L.B. Steel pilot melting at LLP “KSP STEEL” using Ferro-Silica-Aluminum // Mettallurgist. – New York: Spinger US. – 2017. – Vol.60. Issue 11-12. – P.1149-1154.
17. Zayakin, O.V. Melting Time of Nickel-Bearing Ferroalloys in Steel / O. V. Zayakin, V. I. Zhuchkov, E. Yu. Lozovaya // Steel in Translation. - 2007. - Vol. 37. - No. 5. - P. 416–418.
18. Zhuchkov, V.I. Physicochemical Characteristics, Production and Application of Boron-bearing Complex Ferroalloys / V.I. Zhuchkov, O.V. Zayakin, L.I. Leont’evb, A.V. Sychev, I.N. Kel’ // Steel in Translation. - 2017. - Vol. 47. - No. 5. - P. 291–295.
19. Agryropoulos S.A.. Dissolution characteristics of ferroalloys in liquid steel // Iron and Steelmaker, 1984. № 11. P. 48-57.
20. Шурыгин, П.М. О кинетике растворения легирующих металлов в жидком железе / П.М. Шурыгин, В.Д. Шантарин // Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело. -1964. -№ 2. - С. 38–40.
21. Zayakin O.V., Renev D.S. Density of Chrome–Nickel Ferroalloys // Theoretical and practical conference with international participation and School for young scientists «FERROALLOYS»: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development». Knowledge E Materials Science. 2019. С. 297-303.
22. Ферросплавы: справ. изд. / В.Г. Мизин, Н.А. Чирков, В.С. Игнатьев и др. – М.: Металлургия, 1998. – 415с.

УДК 669.2/8.05

ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА, ВАНАДИЯ И ТИТАНА ПРИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОМ ОБЖИГЕ ТИТАНОМАГНЕТИТА

Агамирова А.С.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, г. Москва, Россия, alexandra_0492@mail.ru

Аннотация. *Данная работа посвящена изучению распределения железа, ванадия и титана при восстановлении титаномагнетитового концентрата месторождения Гремяха-Вырмес на угольной подложке. Изучено влияние температуры и количество добавок твердого восстановителя.*
Ключевые слова: *титаномагнетит, восстановительный обжиг, угольная подложка, титан, ванадий, железо.*

THE STUDY OF THE DISTRIBUTION OF IRON, VANADIUM AND TITANIUM DURING THE REDUCTION ROASTING OF TITANOMAGNETITE

Agamirova A.S.

A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia, alexandra_0492@mail.ru

Abstract. *This work is devoted to the study of the distribution of iron, vanadium and titanium during the reduction of titanomagnetite concentrate of the Gremyakha-Vyrmes deposit on a coal substrate. The effect of temperature and the amount of solid reductant additives have been studied.*
Keywords: *titanomagnetite, reduction roasting, coal bed, titanium, vanadium, iron*

Титаномагнетит представляет собой структуру срастания магнетита и ильменита или твердого раствора по типу ульвошпинели в магнетите. Образование структуры срастания (титаномагнетита) происходит в результате распада высокотемпературного твердого раство-

ра ильменита в магнитите по механизму замещения катионов железа с образованием нестехиометрического твердого раствора по типу шпинели [1,2].

В промышленности используют два способа переработки титаномагнетитов – гидрометаллургический и пирометаллургический. Гидрометаллургический способ применяется в большей части в ЮАР и Бразилии. Данный способ предусматривает окислительно-натрирующий обжиг, выщелачивание обожженной шихты водой и осаждение V_2O_5 из полученных растворов [5].

Пирометаллургическую переработку титаномагнетитов осуществляют по двум технологиям: доменной плавки и электроплавки. Процесс доменной плавки применим для концентратов, содержащих менее 4 % TiO_2. Конечными продуктами в этом случае являются доменный шлак и ванадиевый чугун, который далее отправляется на конвертирование с получением стального продукта и ванадиевого шлака. При использовании концентратов, содержащих более 4 % диоксида титана применяют метод электроплавки. Конечными продуктами являются ванадиевый чугун и титанистый шлак. Ванадиевый чугун аналогично доменному процессу отправляется на конвертирование. Что примечательно в обоих этих технологиях титан безвозвратно теряется с отвальными титанистыми и доменными шлаками [6].

В последнее время большое внимание уделяется технологиям с прямым получением железа, например технология ITMK3.Ее главная уникальность состоит в том, что восстановление и плавление углеродосодержащих окатышей осуществляется при относительно низкой температуре 1350 °С, а горячий металл легко отделяется от шлака. Плавка происходит после процесса восстановления, а остаточное содержание закиси железа (FeO) составляет менее 2 %, т.е. она не оказывает разрушительного воздействия на огнеупоры печи [7]. Данная технология пока в промышленности не применяется и только готовится к промышленному использованию.

Пирометаллургический и гидрометаллургический методы переработки титаномагнетитов связаны с рядом недостатков. По пирометаллургической технологии происходят значительные потери ванадия. Общее извлечение его составляет лишь 45-65 % и зависит от используемой технологии содержания ванадия в исходном концентрате. Также следует отметить, что переработка титаномагнетитовых концентратов с содержанием диоксида титана более 4 % имеет значительные трудности. По причине малого выхода титансодержащего шлака, имеют место быть высокие энергетические расходы. В связи с этим использование метода электроплавки, даже несмотря на предварительную металлизацию титаномагнетитового концентрата не рекомендуется. Гидрометаллургический метод может быть успешным в случае, если содержание ванадия в концентрате составляет более 1 % и при сравнительно небольших объемах производства, а кроме того при осуществлении железосодержащего остатка в качестве сырья для черной металлургии. Поэтому в последние десятилетия прошлого век, как и в России, так и в иностранных государствах, проводились исследования по разработке новых результативных методов переработки титаномагнетитов с получением железа и извлечением ванадия.

Данная работа посвящена изучению распределения железа, ванадия и титана между титанованадиевым шлаком и металлическим продуктов при восстановительном обжиге титаномагнетитового концентрата месторождения Гремяха-Вырмес.

В работе был использован титаномагнетитовый концентрат, следующего состава,%: 53,26 $Fe_{общ}$, 10,94 TiO_2, 3,87 SiO_2, 3,91 Al_2O_3, 2,01 MgO, 1,14 CaO, 0,61 V_2O_5, 0,08 Cr_2O_3, 0,05 P_2O_5, 0,17 MnO, 0,35 $(K,Na)_2O$ В качестве восстановителя кокс, зольностью 11.7 %. Обжиг с твердым восстановителем проводился в печи Таммана. Титаномагнетитовый концентрат измельчали и смешивали с коксом (от 2 до 22 %) и $CaCO_3$ (3 %). Полученную шихту запрессовывали в виде таблеток на лабораторном прессе. Таблетки загружали в графитовый тигель и проводили восстановительный обжиг в печи Таммана при температурах 1400 − 1500 °С, в течение 5 минут. После обжига, полученную массу вынимали из тигля, измельчали и отделяли корольки металла от шлака

На рисунке 1 представлен график влияния температуры на степень извлечения железа

в металлический продукт, при восстановительном обжиге титаномагнетитового концентрата (кокс 12 %, $CaCO_3$ 3 %).

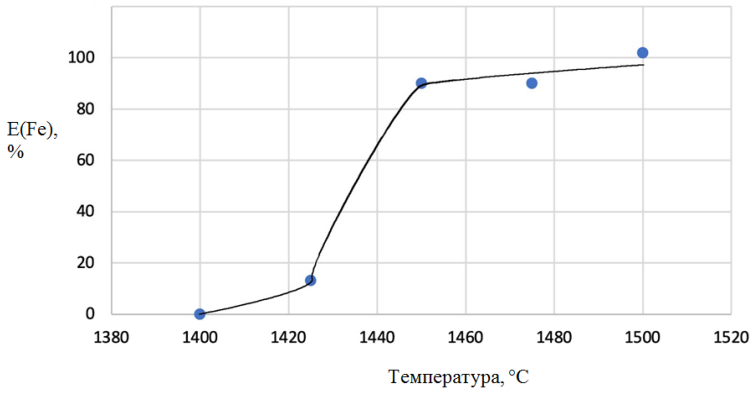


Рисунок 1 – Влияние температуры на степень извлечения железа в металлический продукт, при восстановительном обжиге титаномагнетитового концентрата (кокс 12 %, $CaCO_3$ 3%).

Показано, что при 1400 °С градусов извлечения металла не происходит. На рисунке 2*а* представлена фотография охлажденной реакционной массы, полученной при восстановлении титаномагнетитового концентрата при 1400°С. Видно, что формирования металлической фазы не произошло, реакционная масса однородна. С увеличением температуры до 1450 С степень извлечения железа в металлический продукт увеличивается до 90 %. При этом не происходит хорошего разделение металла и шлака (рисунки 2 *б, в*), королек металла не сформирован окончательно. Увеличение температуры до 1475 °С градусах приводит к полному извлечению железа в металлический продукт при это происходит формирование хорошо отделяющийся крупной гранулы металла.

Таким образом при добавке кокса 12 % оптимальной температурой является 1475 − 1500°С. Все дальнейшие исследования по восстановлению титаномагнетитового концентрата проводили при температуре 1475 °С.

Рисунок 2 – Шлак и гранулы металла, полученные при температурах *а* – 1400 °С (шлак), *б* – 1425 °С (шлак), *в* – 1450 °С (шлак), *г* – 1475 °С (шлак и королек металла)

В процессе твердофазного восстановления происходит коагуляция металла. Как видно из рисунка 3*а* в результате обжига с содержанием кокса 2 % разделение металла хорошее, однако степень извлечения железа менее 50 %. Увеличение содержания кокса до 18 − 20 % приводит к увеличению степени извлечения железа в металлический продукт до 98 – 100 % при одновременном хорошем разделении металла и шлака (рисунки 4*ж-з*). При увеличении

содержания кокса до 22 % происходит снижение степени извлечения железа в металлический продукт, отделение его от фазы шлака происходит значительно хуже (рисунки 3 *з-и*). Это связано с тем, что происходит перевосстановление шлака и образование тугоплавких фаз. Следовательно, оптимальная добавка кокса при восстановлении титаномагнетитового концентрата 18 - 20 %.

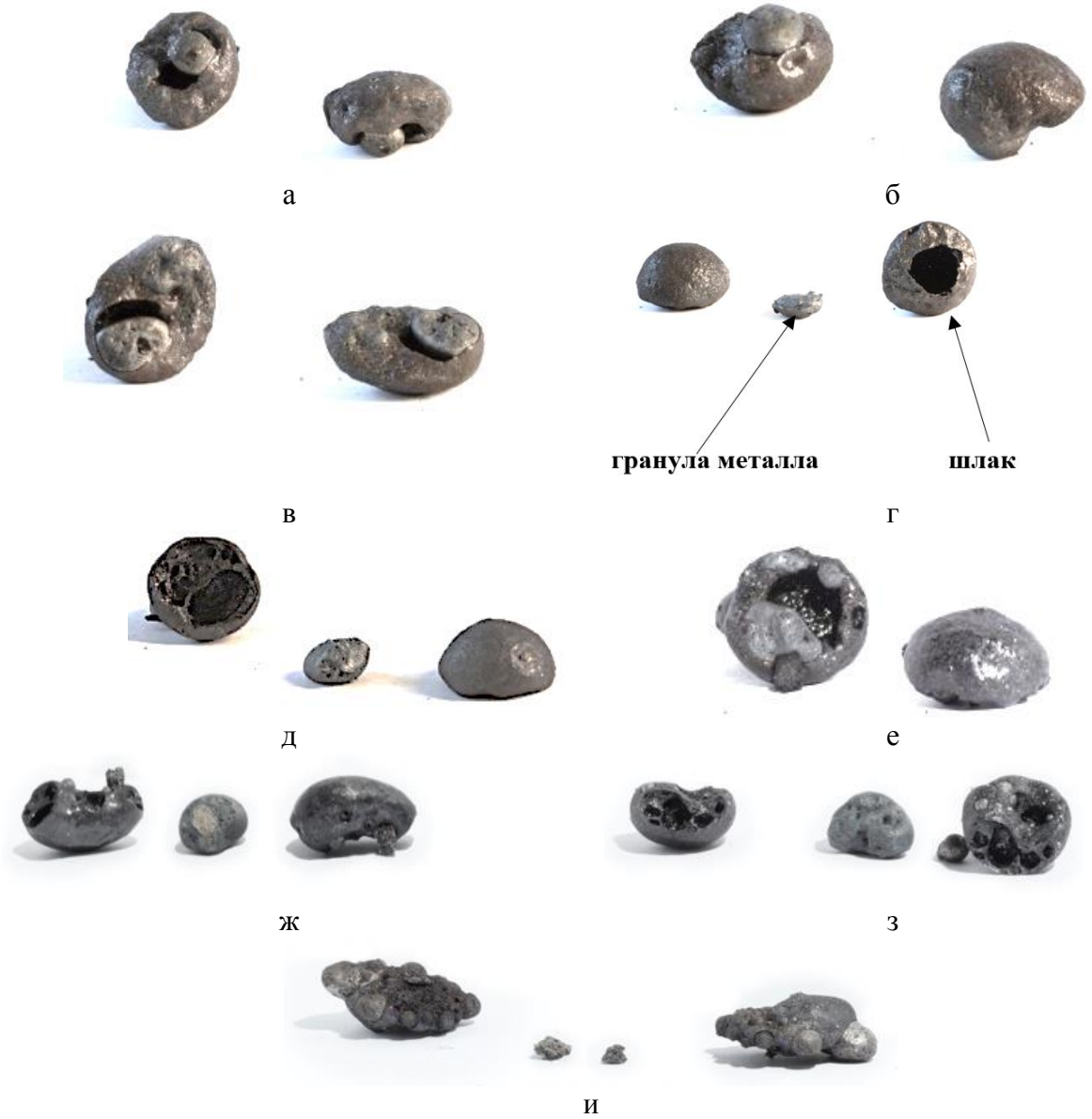


Рисунок 3 – Гранулы металла, полученные при температуре 1475 °С с содержанием кокса: *а* – 2 %, *б* – 6 %, *в* – 8 %, *г* – 10 %, *д* – 12 %, *е* – 16 %,*ж* – 18 %, *з* – 20 %, *и*– 22 %

Степень извлечения ванадия в металлический продукт не превышает 25 % при содержании кокса в шихте 18 – 20 % кокса. Таким образом 75 % ванадия и более будет оставаться в шлаке, то есть в шлаке будет около 2 % V_2O_5, что делает его пригодным для дальнейшей переработки с последующим извлечением ванадия.

Как видно из рисунка 4, шлак полученный с 16 % добавкой кокса состоит из шпинели, ульвошпинели, аносовита и стекла. Наличие ульвошпинели (Fe_2TiO_4) говорит о неполном восстановлении шлака. При этом металлических корольком практически нет, что говорит о хорошей коагуляции железа. С увеличением содержания восстановителя до 18 − 20 % наблюдается формирование шлака из аносовита, шпинели и стекла, причем с увеличением восстановителя доля шпинели снижается, а стекло начинает раскристаллизовываться с образованием силикатных фаз. Корольков металлического железа также мало. При добавке 20 − 22 % кокса заметно

значительное ухудшение условий коагуляции металла из-за перевостановления шлаковой фазы. Наличие большого количества корольков железа и мелкокристаллическая структура шлака, состоящего в основном из аносовита и раскристаллизованного стекла позволяет сделать вывод, что такие условия восстановления не являются приемлемыми.

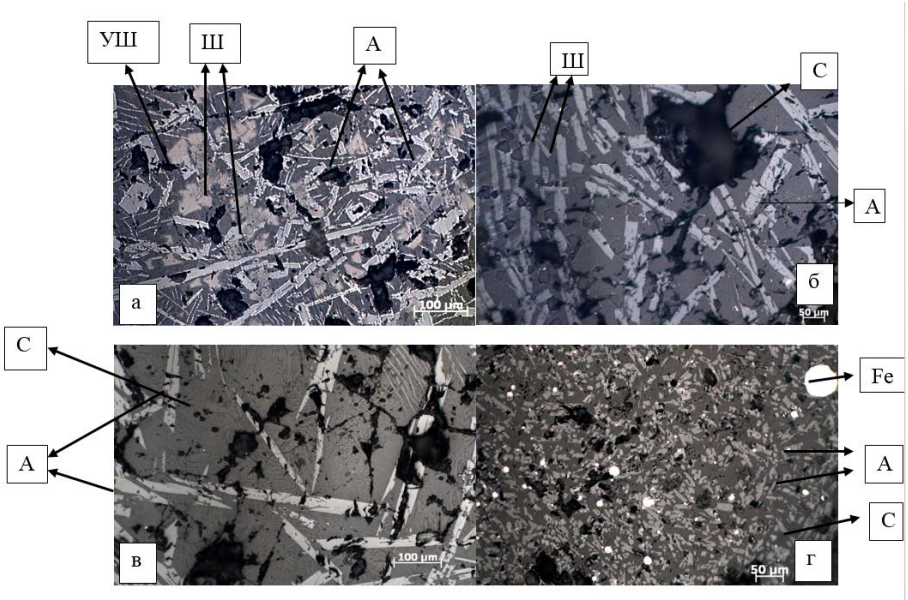


Рисунок 4 – Микрофотографии шлаков, полученных при восстановлении при 1475 ^{o}C и добавках 16 % (а), 18 % (б), 20 % (в) и 22 % (г) кокса, где Ш- шпинель, УШ – ульвошпинель, А – аносовит, С – стекло,Fe – металлическое железо

Таким образом, оптимальными условиями получения пригодного для дальнейшей переработки шлака являются следующие: температура восстановления 1475 ºС, добавка кокса 18 − 20 %, добавка карбоната кальция 3 %. Состав полученного шлака приведен в таблице 1

Таблица 1 — Состав шлака (Т = 1475 °С, $CaCO_3$ 3%, кокс - 18%)

FeO	TiO_2	Al_2O_3	V_2O_5	SiO_2	Cr_2O_3	MgO	MnO	CaO	$(K,Na)_2O$	Всего:
2,00	40,61	16,42	1,87	17,87	0,30	7,72	0,63	11,04	1,52	99,99

Данный шлак в основном состоит из аносовита и силикатов, содержит 1.87 % V_2O_5 и 40,61 % TiO_2, и пригоден для дальнейшей переработки с извлечением титана и ванадия. По предварительным данным полученные в оптимальных условиях железные гранулы содержат 1 – 2 % C, 0.008 – 0.016 % S, до 0.01 % P, от 0.12 % до 0.2 % V.

Библиографический список

1. Резниченко В.А., Шабалин Л.И. Титаномагнетиты, месторождения, металлургия, химическая технология. – М.: Наука, 1986 г. – 291 с.

2. Резниченко В.А., Аверин В.В., Олюнина Т.В. Титанаты: научные основы, технология, производство. – М.: Наука, 2010. – 267 с.

3.Борисенко Л.Д., Дельцын Л.М., Полубабкин В.А., Усков Е.Д. Комплексное использование титаномагнетитовых руд. – М., 1997. Обзор / ЗАО «Геоинформмарк». – 65 с.

4. месторождение ГВ

5. Дерябин Ю. А., Смирнов Л. А., Дерябин А. А., Перспективы переработки чинейский титаномагнетитов - Екатеринбург : Сред.-Ур. кн. изд-во, 1999. 42-47 с.

6. Леонтьев Л.И. и др. Пирометаллургическая переработка комплексных руд. – М.: Металлургия. 1997. – 432 с.

7. Японский заменитель – технология прямого восстановления железа ITmk3 [Электронный ресурс] – Режим доступа: https://readmetal.com/?p=12615 (дата обращения 01.08.2021).

УДК 669.184.15

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДОЖИГАНИЯ ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ В ПОЛОСТИ 160-ТОННОГО КОНВЕРТЕРА АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Протопопов Е.В., Солоненко В.В., Темлянцев М.В., Якушевич Н.Ф., Полях О.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, Protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. *Выполнены термодинамические расчеты, позволяющие оценить эффективность развития процесса дожигания отходящих газов при использовании двухъярусных фурм.*

Ключевые слова: *кислород, конвертер, газ, монооксид углерода, сопло.*

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE PARAMETERS OF AFTERBURNING OF EXHAUST GASES IN THE CAVITY OF A 160-TON CONVERTER OF JSC "EVRAZ ZSMK"

Protopopov E.V., Solonenko V.V., Temlyantsev M.V., Yakushevich N.F., Poljah O.A.

Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, e-mail: Protopopov@sibsiu.ru

Abstract. *Thermodynamic calculations were performed to assess the efficiency of the development of the process of afterburning of exhaust gases when using two-tier tuyeres.*

Keywords: *oxygen, converter, gas, carbon monoxide, nozzle.*

В соответствии с полученной информацией [1] при продувке конвертерной ванны эффективность развития процесса дожигания CO до CO_2 при высокотемпературном моделировании, как правило, определяется косвенно по результатам расчетов показателя степени дожигания:

$$K = \frac{CO_2}{CO + CO_2} \cdot 100\%, \quad (1)$$

где CO и CO_2 – содержание оксида и диоксида углерода в отходящих газах, %.

Для условий эксплуатации 160-т конвертеров АО «ЕВРАЗ ЗСМК» выполнены расчеты, позволяющие оценить эффективность развития процесса дожигания при использовании разработанных ранее конструкций двухъярусных фурм и схем подачи технологических газов. Установлено, что для данных условий степень дожигания зависит от количества кислорода, подаваемого через сопла верхнего яруса, диаметра и угла наклона их к вертикальной оси фурмы, степени и скорости смешения низкоскоростных струй кислорода с газовой фазой в полости конвертера, количества и скорости поступления CO в зону дожигания. Полнота протекания реакции дожигания, в свою очередь будет определяться временем пребывания реагентов в реакционной зоне, постоянно изменяющейся по составу и положению в объеме ванны, и непосредственно скорости обезуглероживания, зависящей от термодинамических параметров (температура, состав газовой фазы и т. д.).

При глубине металлической ванны ~1,5 м, диаметре агрегата 5,4 м, толщине слоя вспененного шлака ~2 м, плотности шлака 0,54 т/м^3, объем газов, заполняющих полость конвертера до среза горловины составляет ~50 – 60 м^3 . Время заполнения отходящим газом полости конвертера изменяется от 3-х секунд в период максимального образования монооксида углерода (8 – 15 минуты продувки) до 20 секунд в начале и конце операции. При неполном дожигании {CO}, а также при значительном избытке кислорода в полости агрегата, количество газов и линейная скорость отходящего газового потока, проходящего через сечение

конвертера, существенно возрастают ($\vartheta \approx (0{,}1 \div 1)$ м/с). Основной процесс дожигания CO описывается реакцией:

$$CO + ½\, O_2 = CO \qquad (2)$$

$$\Delta G^0_{(1)} = -556000 + 169T, \frac{Дж}{моль} O_2; lgK_{(2)} = \frac{29000}{T} - 8{,}84;\ K_{(2)} = \frac{P^2_{CO_2}}{P^2_{CO} \cdot P_{O_2}}, \frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = K^{½}_{(2)} \cdot P^{½}_{O_2}$$

При $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 1, P_{O_2} = \frac{1}{K_{(2)}}$. При 1873 К $lgK_{(2)} = 6{,}68, P_{O_2} = 2{,}1 \cdot 10^{-7}$, при 2073 К $lgK_{(2)} = 5{,}16, P_{O_2} = 6{,}02 \cdot 10^{-6}$.

Изменения значений $\Delta G^0_{(2)} = f(T)$ при $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 1$, рассчитанные по результатам работы [2], значения $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}}$ для соотношений $\frac{Q^{доп}_{O_2}}{Q^{общ}_{O_2}}$=10% и 20% представлены в таблице 1 и на рисунке 1.

Таблица 1 - Изменение температуры горения и состава газовой фазы в зависимости от расхода кислорода для дожигания

Параметр	Расход кислорода для дожигания									
	$\frac{Q_{O_2\ доп.} \cdot 100}{Q_{O_2\ общ.}}$ =10%					$\frac{Q_{O_2\ доп.} \cdot 100}{Q_{O_2\ общ.}}$ =20%				
	O_2 доп., %					O_2 доп., %				
	20	40	60	80	100	20	40	60	80	100
t, °C	1560	1750	1900	1950	2100	1570	1940	2070	2300	2550
$\frac{CO_2}{CO + CO_2}$, %		13	16	18	20		16	19,5	21,5	23,2
$\frac{CO_2}{CO}$		0,17	0,19	0,22	0,25		0,19	0,25	0,285	0,31
P_{O_2}		$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$		$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-9}$

Как видно, при $\frac{Q^{доп}_{O_2}}{Q^{общ}_{O_2}} = 10\%$ в интервале температур 1750 – 2100 °C $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 0{,}17 \div 0{,}25$; при температурах 1940 – 2550 °C $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 0{,}19 \div 0{,}31$; то есть значительно меньше, чем равновесное, соответствующее для стехиометрического соотношения по реакции (2) $\left(\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 1\right)$. При 1750 °C равновесное значение $P_{O_2} \approx 5 \cdot 10^{-9}$, при 1940 °C $P_{O_2} \approx 6 \cdot 10^{-7}$ и далее возрастает по мере повышения температур.

Использование новых конструктивных и технологических решений по конструкции фурмы оптимальная высота расположения сопел второго яруса, использование разноимпульсных струй кислорода, подаваемых для дожигания CO, изменение угла наклона сопел, расхода газа на дожигание и т. д.) позволяет довести показатель дожигания (1) до 0,44 ÷ 0,5, что практически соответствует стехиометрическому соотношению реакции (2) – $\left(\frac{CO_2}{CO} = 1\right)$; $P_{O_2} = (1600 \div 1800\ °C) \approx 1 \cdot 10^{-7} \div 1 \cdot 10^{-5}$.

Как уже отмечалось, более полное дожигание CO до CO_2 с получением сверхравновесных концентраций CO_2 по отношению к реакции (2) (CO_2/CO = 1) возможно в присутствии в газовой фазе достаточно высоких концентраций свободного кислорода, например при $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 10\ (\sim 90\%\ CO)$, т. е. при $P_{O_2} = 0{,}001$.

Для экзотермической реакции (2) изменение энтальпии $\Delta H_{(2)} = 2\Delta H_{CO2} - 2\Delta H_{CO} + (H_т - H_{298})O_2$ при температурах 1600 – 1800 °C составляет ~500 кДж/моль O_2, при этом доля тепла на нагрев кислорода, подаваемого для дожигания, составляет 12 – 14 % (разница значений изменения энтальпий $\Delta H(2)$ и $\Delta H_{(2CO_2 - 2CO)}$ на рисунке 1.

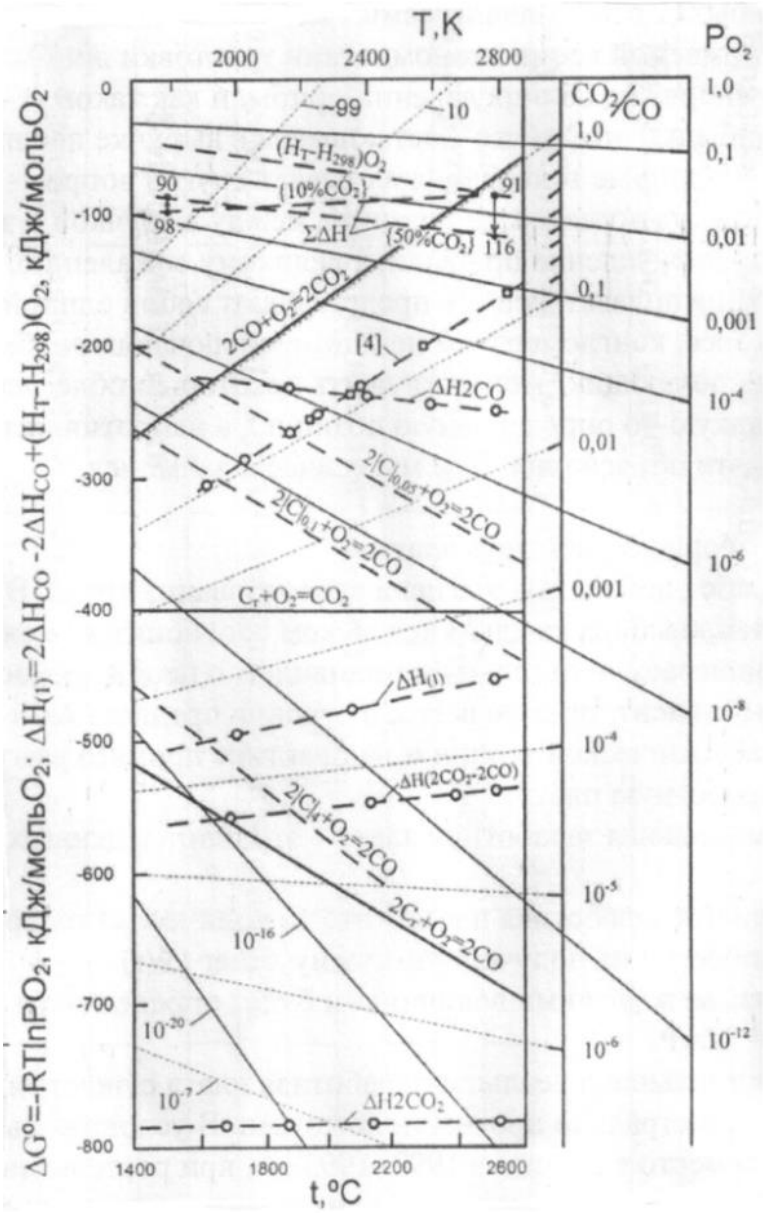


Рисунок 1 – Равновесные составы, энергия Гиббса, тепловые эффекты реакций в системе С – О. В соответствии с [2] – расчет дожигания СО до CO_2 при $\frac{Q_{O_2}^{доп}}{Q_{O_2}^{общ}}$ =10% (- о -) и 20% (- о -); нижний индекс при содержании углерода [С] ($|C|_4$; $|C|_{0,1}$) – содержание углерода в металле, % масс.

Совершенно очевидно, что значительный избыток кислорода по отношению к равновесным концентрациям нежелателен и его подача должна соответствовать объему образующегося монооксида углерода, поступающего в полость конвертера из объема ванны.

Результаты расчета количества кислорода, необходимого для дожигания СО приведены в таблице 2 и на рисунке 2.

Всего за плавку образуется монооксида углерода 59000 м^3 (в среднем за 20 мин продувки V_{CO} = 2360 м^3/мин), тогда необходимо подать кислорода для дожигания монооксида углерода 37700 м^3 (в среднем за 20 мин продувки V_{O_2}= 1508 м^3/мин).

Как видно, в процессе продувки окисление углерода и, соответственно, скорость образования монооксида углерода и количество кислорода, необходимое для окисления, значительно меньше, чем при постоянной интенсивности подачи кислорода для дожигания, что обуславливает неравновесные условия протекания реакции (2).

Таблица 2 - Параметры продувки ванны 160-т конвертера

Время продувки, мин	Содержание углерода в металле, $\frac{\%\ масс.}{кг}$	Угар углерода за 5 мин, кг	Скорость окисления углерода		Образуется монооксида углерода		Необходимое количество кислорода для дожигания монооксида углерода, $\frac{м^3}{мин}$	Избыток кислорода при расходе 500, $\frac{м^3}{мин}$, $\frac{м^3}{мин}$	Выделение тепла от дожигания CO до CO_2 на 160 т стали, $\frac{кДж}{мин} \cdot 10^6$	
			$\frac{кг}{мин}$	$\frac{\%\ C}{мин}$	$\frac{кг}{мин}$	$\frac{м^3}{мин}$			1879 К	2073 К
0	$\frac{4}{6400}$	800	160	0,1	373,3	298,6	170,6	330	3,33	3,32
5	$\frac{3,5}{5600}$	2080	416	0,24	970,7	776,5	443,7	56	8,67	8,407
10	$\frac{2,3}{3520}$	1600	320	0,22	746,6	597,3	341,3	159	6,67	6,47
15	$\frac{1,2}{1920}$	1280	256	0,16	597,3	477,8	273	227	5,34	5,176
20	$\frac{0,4}{640}$	480	96	0,06	224,0	179,2	102,4	400	2,0	1,94
25	$\frac{0,1}{160}$	80	16	0,02	37,3	29,8	17,0	> 400	0,4	~ 0,4

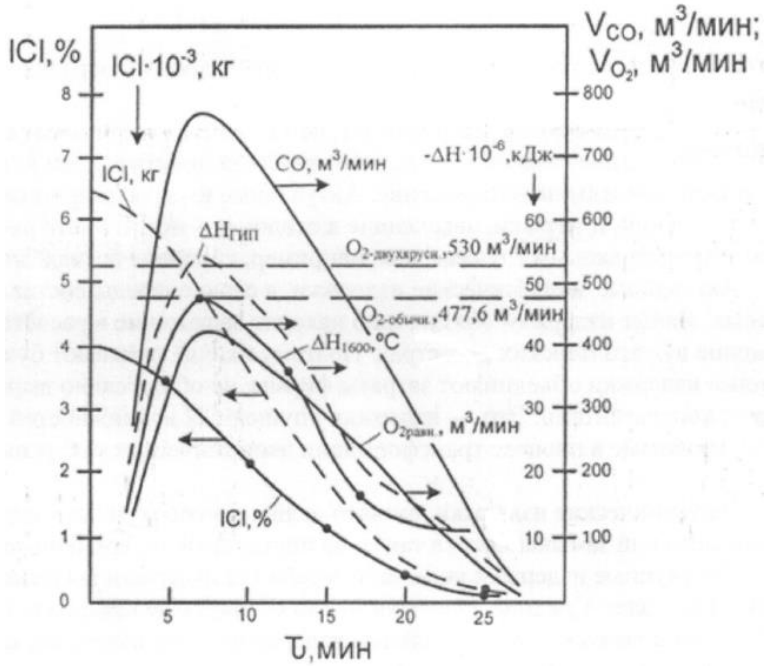


Рисунок 2 – Изменение концентрации углерода в металле |C|, % |C|-10^{-3}, кг по ходу продувки; скорости образования монооксида углерода – V_{CO}, $м^3$/мин и необходимое для дожигания CO кислорода, $м^3$/мин; теплового эффекта от реакции (2) дожигания CO до CO_2 ($-\Delta H_{1873K} \cdot 10^{-6}$ кДж на 160 т стали) и гипотетического (($\Delta H_{гип}$) – с учетом предварительного нагрева кислорода

Только при высокой скорости обезуглероживания в период продувки с 5 по 15 минуту кислорода для дожигания CO обычно подается в 1,5 ÷ 2 раза больше расчетного (~ 533 $м^3$/мин) при необходимых и достаточных для реакции (2) 300 ÷ 400 $м^3$/мин. Причем при дальнейшей продувке на заключительном этапе операции кислорода вводится еще больше – в 3–5 раз больше необходимого.

Такое избыточное количество кислорода, подаваемое для дожигания отходящих газов, будет приводить к повышенному износу верхних горизонтов футеровки агрегата, что зафиксировано ранее [3]. Необходимо также учитывать, что плотность потока монооксида углерода, выходящего из реакционных зон и заполняющего полость конвертера (ПК), составляет ≈ 100 $м^3$ и изменяется от 3,0 ÷ 4,0 $м^3$ CO/$м^3$ (ПК) в начале продувки до 7 ÷ 8 $м^3$ CO/$м^3$ (ПК) на 7 ÷ 8 минутах, т. е. при интенсивном обезуглероживании, и далее снижается до 0,3 ÷ 4 $м^3$ CO/$м^3$ (ПК) на заключительном этапе.

Очевидно, такая динамика взаимодействия низкоскоростных кислородных струй для дожигания с изменяющимся по плотности потоком отходящих газов должна быть обязательно учтена в дутьевом режиме плавки в течение всей операции, поскольку механизм их смешения может значительно отличаться в более плотном потоке и таковом для разреженных газов.

Линейная скорость прохождения отходящих газов в рабочем пространстве конвертера изменяется в пределах от 0,17 м/с (пятая минута продувки) до 0,43 м/с (восьмая минута), понижаясь далее до ~0,1 м/с в конце плавки. То есть время пребывания образующихся газов в полости конвертера на участке движения газов составляет от 0,2 ÷ 0,3 до 0,8 ÷1,3 секунды. При таких скоростях движения отходящих газов обеспечить хорошее перемешивание компонентов газовой фазы и эффективное дожигание монооксида углерода достаточно сложно, что предопределяет необходимость использования дополнительных технических решений по ходу операции.

Таким образом, рациональный вариант организации продувки конвертерной ванны с дожиганием монооксида углерода в полости конвертера заключается в регулируемой подаче кислорода через сопла верхнего яруса и создании специальных условий для протекания реакции (2) с максимально возможными скоростями. Например, к таким условиям можно отнести технические решения, обеспечивающие низкую скорость истечения газовых струй для дожигания, сопоставимую со скоростью движения факелов горения, в том числе использование различных профилей сопел для дожигания, варьирование углов их наклона к вертикальной оси вплоть до направления вверх и вниз по стволу фурмы для увеличения пути и времени прохождения смешивающихся потоков газа.

Таблица 3 - Изменение энтальпии компонентов газовой фазы и реакции (2)

ΔH, кДж/моль	T, K				$H_{2800} - H_{1800}$
	1800	2000	2400	2800	
$\Delta H_{(2)}$	-505	-496	-476	-456	
$H_{(T)}$- $H_{(298)}$:					
O_2	51,7	59,2	74,5	90,1	
N_2	49	56	70,7	81,7	
CO	50,2	56,5	70,7	83,7	33,5
CO_2	49,5	92	118	146,4	66,9

В таблице 3 приведены дополнительно справочные данные по изменению энтальпии реакции (2) и компонентов газовой фазы при температурах 1800 – 2800 К. Как видно (табл. 3), значения ($H_т - H_{298}$) для O_2, N_2 и CO отличаются незначительно: при 1800 К соответственно 51,7; 48,95 и 50,2 кДж/моль; при 2800 К – 90,1; 81,7 и 83,68 кДж/моль; независимо от изменения состава газовой фазы можно принимать одинаковые усредненные значения: для 1800 К $H_{1800} - H_{298}$ ≈ 50 кДж/моль, для 2800 К $H_T - H_{298}$ ≈ 86 кДж/моль.

Несколько большие значения изменения энтальпии для CO_2. Так, при 1800 К это значения ($H_{1800} - H_{298}$) co_2 ≈ 79,5 кДж/моль; при 2800 К – 146,4 кДж/моль, поэтому чем больше сте-

пень дожигания CO до CO_2 и, соответственно, чем выше концентрация CO_2 в газовой фазе, тем больше затраты тепла на нагрев газовой фазы. При изменении содержания CO_2 в газовой фазе от 10 до 50 % составляет 1 – 1,3 % от ΔH_{1800} реакции (2), что соответствует возможному повышению температуры от $T_{нач}$ = 1800 до 2000 К и от $T_{нач}$ = 2000 до 2170 К (таблица 3).

Выполнен термодинамический анализ процесса дожигания монооксида углерода в полости 160-т конвертера. Показано, что при вдувании кислорода через сопла второго яруса в количестве от 10 до 20 % от общего расхода кислорода не обеспечивает достаточно полное дожигание и окисление монооксида углерода. Лимитирующими факторами являются резкое снижение количества CO, в отдельные периоды продувки металла, избыточный расход кислорода, подаваемого для дожигания CO, приводящий к образованию жестких высокоскоростных струй, плохо перемешивающихся с газовым отходящим потоком; высоких скоростей прохождения отходящего газа через полость конвертера, обуславливающих недостаточное смешение компонентов газовой фазы и низкие скорости реакций. Показано, что при обеспечении условий для дожигания монооксида углерода до соотношения концентраций в газовой фазе $\frac{P_{CO_2}}{P_{CO}} = 1$ температура отходящего газа в полости конвертера может возрастать с 1800 до 2000 К.

Библиографический список

1. Протопопов, Е. В. Исследование химических и температурных градиентов в конвертерной ванне с использованием высокотемпературного моделирования / Е. В. Протопопов, А. Г. Чернятевич, С. В. Юдин. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1997. – № 10. – С. 20 – 24.

2. Жульковский, О. А. Численное исследование процесса дожигания отходящих газов в конвертере / О. А. Жульковский, А. Г. Чернятевич, А. В. Гресс. – Изв. вузов. Черная металлругия, 1993. – № 1. – С. 19 – 22.

3. Смоктий, В. В. Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В. В. Смоктий, В. В. Лапицкий, Э. С. Белокуров. – Киев : Техника. – 163 с.

УДК 669.187.28.539.55

МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЦЕРИЯ МЕЖДУ ШЛАКОМ СИСТЕМЫ CAO-SIO2-CE2O3-15%AL2O3-8%MGO И НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫМ МЕТАЛЛОМ

Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Уполовникова А.Г.

Институт металлургии УрО РАН
г. Екатеринбург, Россия, upol.ru@mail.ru

Аннотация. *Представлены результаты термодинамического моделирования межфазного распределения церия между шлаком системы CaO–SiO2–Ce2O3, содержащего 15%Al2O3 и 8%MgO и низкоуглеродистым металлом при температурах 1550 и 1650°С. Теоритическими и экспериментальными исследованиями подтверждена возможность прямого микролегирования стали церием из шлаков, содержащих оксид церия. Показано, что при 4% Ce2O3 в шлаке при выдержке 10 минут в металл переходит до 16 ppm церия.*

Ключевые слова: *сталь, церий, шлак, термодинамическое моделирование, диаграммы состав-свойство.*

INTERPHASE DISTRIBUTION OF CERIUM BETWEEN CAO-SIO2-CE2O3-15%AL2O3- 8%MGO SLAG SYSTEM AND LOW-CARBON METAL

Babenko A.A., Smirnov L.A., Upolovnikova A.G.

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

Abstract. *The results of thermodynamic modeling of cerium interphase distribution between CaO – SiO2 – Ce2O3 slag system containing 15% Al2O3 and 8% MgO and a low-carbon metal at temperatures of 1550 and 1650oC are presented. Theoretical and experimental studies have confirmed the possibility of direct microalloying of steel by cerium from the slag containing Ce2O3. It is shown that up to 16 ppm of cerium passes into the metal at 4% Ce2O3 in the slag and at 10 minutes exposure.*

Key words: *steel, cerium, slag, thermodynamic modeling, composition-property diagrams.*

Введение. В связи с увеличением в России строительства протяженных магистральных газопроводов все более актуальными для отечественной металлургии становятся исследования и разработка состава высокопрочных трубных сталей и инновационных технологических решений их производства. Перспективным направлением решения проблемы является микролегирование стали. Микролегирование низкоуглеродистой стали применяется для увеличения комплекса механических, технологических и эксплуатационных свойств при экономнолегированном химическом составе. Однако условия, в которых прокладывают и эксплуатируются трубопроводы характеризуются, как правило, холодным климатом и высокой сейсмической активностью, поэтому наряду с высокой прочностью к трубным сталям предъявляют высокие требования к ударной вязкости при низких температурах и деформационной способности. Однако пластичность низкоуглеродистых сталей связана с пределом прочности, увеличение которой сопровождается снижением, как относительного удлинения, так и сужения. Одним из направлений решения проблемы обеспечения высокой прочности и пластичности низкоуглеродистой стали является организация процесса микролегирования металла РЗМ. Положительное влияние РЗМ на прочность, пластичность, ударную вязкость и стойкость к циклическому растрескиванию трубной стали неоднократно подтверждалась исследованиями [1].

Как известно, для микролегирования стали РЗМ используют ферросплавов, что приводит к увеличению себестоимости стали. Одним из направлений решения проблемы может быть микролегирование стали РЗМ путем их восстановления из оксидных систем. Известно, что введение в рафинирующий шлак Ce2O3 способствует снижению активности вредных включений Al2O3 в металле, температуры плавления и вязкость шлака, а также увеличению степени десульфурации [2-4]. Кроме того, отмечают возможность восстановления церия из шлаков изучаемой оксидной системы и растворение его в стали в количестве до 4 ppm, обеспечивая тем самым эффект микролегирования стали, причем микроструктура выплавленного металла лучше измельчается и состоит из феррита и небольшого количества перлита [5-6].

Нами представлены теоретические и экспериментальные исследования межфазного распределения церия между шлаком системы $CaO–SiO_2–Ce_2O_3–15\%Al_2O_3–8\%MgO$ и низкоуглеродистым металлом при температурах 1550 и 1650^oC.

Экспериментальная часть. Термодинамическое моделирование межфазного распределения церия между шлаком системы $CaO–SiO_2–Ce_2O_3$, содержащих $15\%Al_2O_3$ и 8%MgO и низкоуглеродистым металлом при температурах 1550 и 1650^oC выполнено с использованием программного комплекса HSC 6.1 Chemistry (Outokumpu), основанном на минимизации энергии Гиббса и вариационных принципах термодинамики [7-8] с применением метода симплексных решеток планирования [9]. Сущность метода симплексных решеток планирования, заключается в построении матрицы планирования, где изменяются основность шлака и содержание Ce_2O_3 в шлаке (табл.1) и последующим получением на основании термодинамических расчетов математической модели, описывающей зависимость равновесного содержания церия в металле от состава шлака, представленную в виде диаграмм химический состав шлаков системы $CaO-SiO_2-Ce_2O_3$, содержащих $15\%Al_2O_3$ и 8%MgO - равновесное содержание церия в металле при температурах 1550^0C и 1650^0C (рисунки 1 и 2). На диаграммах синими линиями обозначены изолинии равновесного содержания церия. Тонкими черными линиями нанесены основность шлака ($B=CaO/SiO_2$), цифрами – их значения.

Таблица 1 - Состав шлака и результаты термодинамического моделирования равновесного содержания церия в металле

№	Индекс шлака	Состав шлака, масс.%					[Ce], ppm		B=CaO/SiO_2
		CaO	SiO_2	Ce_2O_3	Al_2O_3	MgO	1550°C	1650°C	
1	Y_1	50,7	25,3	1	15	8	0,055	0,085	2
2	Y_2	63,3	12,7	1	15	8	1,89	2,68	5
3	Y_3	58,3	11,7	7	15	8	11,7	16,1	5
4	Y_4	46,7	23,3	7	15	8	0,42	0,64	2
5	Y_{13}	59,1	16,9	1	15	8	0,72	1,03	3,5
6	Y_{132}	56	16	5	15	8	3,47	4,94	3,5
7	Y_{22}	60	12	5	15	8	8.77	12.2	5
8	Y_{12}	54,9	21,1	1	15	8	0.23	0.34	2,6
9	Y_{121}	53,2	20,8	3	15	8	0,65	0,95	2,6
10	Y_{21}	61,6	12,4	3	15	8	5,43	7,61	5
11	Y_{131}	57,5	16,5	3	15	8	2,09	3,00	3,5
12	Y_{41}	48	24	5	15	8	0,29	0,44	2
13	Y_{31}	54,5	15,5	7	15	8	4,85	6,87	3,5
14	Y_{42}	49,4	24,6	3	15	8	0,17	0,26	2
15	Y_{32}	50,5	19,5	7	15	8	1,62	2,36	2,6
16	Y_{122}	51,9	20,1	5	15	8	1,13	1,66	2,6

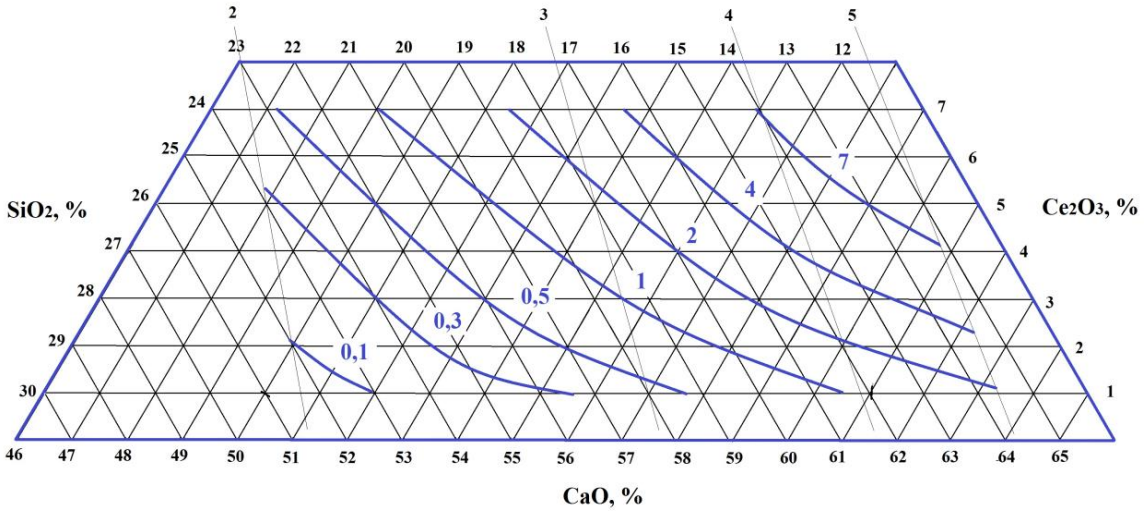


Рисунок 1 – Диаграмма равновесного содержания церия в металле, выдержанном под шлаком системы CaO–SiO_2–Ce_2O_3, содержащей 15%Al_2O_3 и 8%MgO при температуре 1550^{0}C

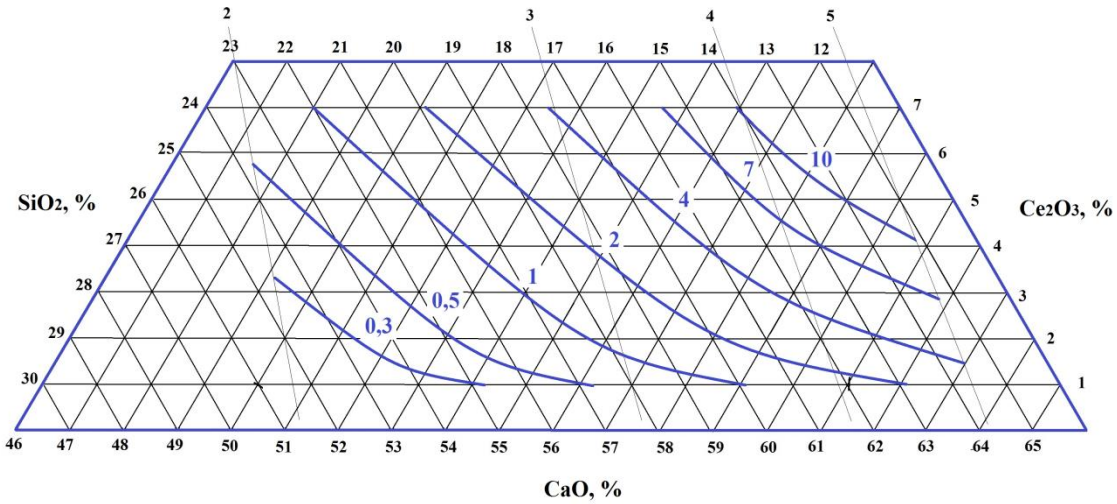


Рисунок 2 – Диаграмма равновесного содержания церия в металле, выдержанном под шлаком системы $CaO–SiO_2–Ce_2O_3$, содержащей 15%Al_2O_3 и 8%MgO при температуре 1650^{0}C

Экспериментальные исследования по восстановлению церия из шлака проводили на высокотемпературной установке, выполненной на базе печи сопротивления Таммана. В качестве экспериментального шлака использовали шлак системы 58 % CaO–12%SiO_2–4%Ce_2O_3–15%Al_2O_3–8%MgO. В качестве металла использовали сталь, содержащую 0,06 % углерода, 0,25 % кремния и 0,05 % алюминия. Образец металла массой 90г и шлак в количестве 9г (10 % от массы металла) загружали в корундовый тигель и устанавливали в печь, нагревали и расплавляли. Расплавленные металл и шлак нагревали до температуры 1650 ^{0}C и выдерживали в тигле в течении 10 мин. Было проведено 4 опыта с выдержкой металла и шлака в тигле в течение 10 мин.

Результаты и их обсуждение. В зависимости от температуры металла, основности шлака и содержания оксида церия за счет химических реакций, приведенных в таблице 2, в металл переходит от 0,055 до 16 ppm церия. При этом выдержка металла, содержащего 0,06 % C, 0,25% Si и 0,05 % Al, под шлаком основностью 2,0, содержащим 1,0 % оксида церия, в металл при температуре 1550°C переходит до 0,055 ppm церия. Повышение температуры системы до 1650°C сопровождается незначительным увеличением концентрации церия, достигающей не более 0,085 ppm. При увеличении до 7,0 % концентрации оксида церия в шлаке основностью 2,0 наблюдается более существенный прирост содержания церия в металле, достигающий в диапазоне температур 1550 – 1650 ^{0}C, соответственно 0,4 – 0,6 ppm.

Рост основности шлака благоприятно сказывается на развитии процесса восстановления церия. Повышение, например, основности шлака с 2 до 5 приводит при температуре 1550 ^{0}C к повышению равновесного содержания церия в металле с 0,1 до 7 ppm (рисунок 1). При этом с ростом температуры до 1650 ^{0}C равновесное содержание церия в металле увеличивается и изменяется в рассматриваемом диапазоне основности шлака среднем с 0,3 до 10 ppm (рисунок 2).

Таблица 2 - Изменение энергии Гиббса химических реакций восстановления церия

№	Химические реакции	ΔG,кДж/моль	
		1550 ^{o}C	1650 ^{o}C
1	2Ce2O3 + 6Al = Ce2O3*Al2O3 + 2CeAl2	-173	-164
2	Ce2O3*Al2O3 + 2Al + 3CaO = *3CaO*Al2O3 + 2CeAl2	-83	-84
3	CeAl2 + 1.5SiO2 = Al2O3 + Ce + 1.5Si	-93	-91
4	3CeO2 + 4Al + 6CaO = 3Ce + 2*3CaO*Al2O3	-226	-233

Согласно приведенным в таблице 2 данным алюминий, растворенный в металле, взаимодействует с оксидами церия Ce2O3, CeO2 и алюминатом церия Ce2O3*Al2O3 по реакциям 1, 2 и 5 с образованием алюминида церия CeAl2, трехкальциевого алюмината и металлического церия. Алюминид церия CeAl2, взаимодействуя с оксидом кремния SiO2 по реакции 3, обеспечивает образование оксида алюминия Al2O3 в шлаке церия и кремния в металле. Однако низкие концентрации свободных оксидов церия Ce2O3, CeO2, не превышающие 0,009 и 0,005 %, и свободного оксида кальция CaO, не превышающего 2,5 %, в шлаках, формируемых в области пониженной до 2,0 основности и содержащих не более 1,0 % оксида церия, не обеспечивают должного развития приведенных в таблице 2 реакций и, как следствие не высоких концентраций церия в металле (таблица 1). Наблюдаемое незначительное повышение концентрации церия в металле с повышением температуры металла и концентрации свободных оксидов церия Ce2O3, CeO2, достигающих 0,05 и 0,007%, обусловлено, по-видимому, развитием реакций 2 и 5. Повышение основности формируемых шлаков до 5,0 сопровождается увеличением концентрации свободного оксида кальция CaO до 24% и, как следствие, повышением равновесной концентрации церия в металле (таблица 1) за счет развития реакций 2 и 5.

Выдержка металла, содержащего 0,06 % углерода, 0,25 % кремния и 0,05% алюминия под шлаком, содержащим 58% CaO, 12% SiO2, 15% Al2O3, 8% MgO и 4% Ce2O3, сопровождается восстановлением церия, концентрация которого уже через 10 мин. выдержки приближается к 16 ppm церия. При этом экспериментальные данные практически подтверждают результаты термодинамического моделирования.

Заключение. Установлено, что в зависимости от температуры металла, основности шлака и содержания оксида церия в сталь, содержащую 0,06% углерода, 0,25% кремния и 0,05% алюминия, переходит от 0,055 до 16 ppm церия. Термодинамическое моделирование в совокупности с методом симплексных решеток планирования позволили с минимальными временными и материальными затратами получить новые данные о равновесном содержании церия в металле, содержащим 0,06% C, 0,25% Si, 0,05% Al, выдержанном под шлаком системы CaO–SiO2–Ce2O3–15%Al2O3–8%MgO в широком диапазоне химического состава при температурах 1550оС и 1650оС. При этом подтверждены результаты термодинамического моделирования экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-08-00825.

Библиографический список

1. Гольдштейн Я.Г., Ефимова Л.Б. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. М: Металлургия. 1986. 271с.

2. Xiaohong Y., Hu L., Guoguang C., Chengchuan W., Bin W. Effect of refining slag containing Ce2O3 on steel cleanliness. Journal of rare earths. 2011. Vol. 29. № 11. pp.1079 -1083.

3. Wu C., Cheng G., Long H. and Yang X. A thermodynamic model for evaluation of mass action concentrations of Ce2O3 -contained slag systems based on the ion and molecule coexistence theory high temp. Mater. Proc. 2013. 32(3). pp. 207–214.

4. Wu C., Cheng G.and Long H. Effect of Ce2O3 and CaO/Al2O3 on the Phase, Melting Temperature and Viscosity of CaO-Al2O3-10 Mass% SiO2 Based Slags. High Temp. Mater. Proc. 2014. 33(1). pp.77–84.

5. Guo M.X., Suito H. Effect of dissolved cerium on austenite grain growth in an Fe-0.20 mass%C-0.02mas%P alloy. ISIJ International. 1999. 39(11). pp.1169.

6. Feifei H., Bo L., Da L., Ligang L., Ting D., Xuejun R., Qingxiang Y. Effects of rare earth oxide on hardfacing metal microstructure of medium carbon steel and its refinement mechanism. Journal of rare earths. 2011. Vol. 29. № 6. pp. 609-613.

7. Уполовникова А.Г., Бабенко А.А., Смирнов Л.А. Равновесное содержание лантана в металле под шлаком системы CaO-SiO2-La2O3-15%Al2O3-8%MgO // Известия ВУЗов. Черная металлургия». 2020. № 11-12. С. 946-951.

8. Уполовникова А.Г., Бабенко А.А., Сметанников А.Н. Термодинамическое модели-

рование восстановления церия из шлаков системы CaO–SiO2–Ce2O3–15%Al2O3–8%MgO присадками карбида кальция// Металлург. 2020. №11. С. 90-95.

9. Планирование эксперимента при исследовании физико – химических свойств металлургических шлаков. Методическое пособие / Ким В. А., Николай Э. И., Акбердин А. А., Куликов И. С. Алма–Ата: Наука. 1989. 116 с.

УДК669.046

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ СМЕННОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Лубяной Д.А.[2], Юрьев А.Б.[1], Кузнецов И.С.[1] , Маркидонов А.В.[3], Лубяной Д.Д.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Филиал Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева, Прокопьевск, Россия, lubjanoy@yandex.ru
[3]Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, Новокузнецк Россия

Аннотация. *В статье обобщен двадцатилетний опыт производства сменного сталеразливочного оборудования. Представлен опыт производства изложниц из доменного чугуна, поддонов ,изложниц, крышек промежуточных ковшей из чугуна индукционной плавки. В статье рассмотрено применение резонансно-пульсирующего рафинирования при продувке чугуна азотом. Представлено обобщение по применению термовременной обработки при рафинировании чугуна.*

Ключевые слова : *индукционная печь, чугун, продувка аргоном.*

RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES FOR INCREASING DURABILITY REPLACEABLE METALLURGICAL EQUIPMENT

Lubyanoi D.A.[2],Yuriev A.B. [1], Kuznetsov I.S.[1] , Markidonov A.V.[3], Lubyanoi D.D.[1]

[1]Siberian state industrial University, Novokuznetsk, Russia
[2]the Branch of Kuzbass State Technical University. T.F. Gorbachev, Prokopyevsk, Russia, lubjanoy@yandex.ru
[3]Kuzbass Humanitarian Pedagogical Institute of Kemerovo State University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. *The article summarizes twenty years of experience in the production of replaceable steel filling equipment. The experience of production of ladles made of blast-furnace cast iron, pallets, ladles, covers of intermediate ladles made of induction melting cast iron is presented. The article discusses the use of resonant pulsating refining when purging cast iron with nitrogen. A generalization on the use of thermal treatment in the refining of cast iron is presented.*

Keywords : *Induction furnace, cast iron, argon purge.*

Повышение эффективности производства термостойких отливок немыслимо без применения новых, перспективных ресурсосберегающих технологий. В настоящее время в России отливается до 5,7 млн. т кузнечных и прокатных слитков [1]. Сменное оборудование, значительное количество крышек промежуточных ковшей МНЛЗ отливается также из чугуна. Из чугуна отливаются шлаковни, мульды (изложницы) для разливки цветных металлов, и другие термостойкие отливки. В период с 1991 по 2010 год в Сибирском регионе накоплен значительный опыт по получению термостойких изделий [2-20] . Перспективные ресурсосберегающие технологии разрабатывались по следующим направлениям:

1. Совершенствование технологии выплавки чугуна в индукционных печах с термовременной обработкой

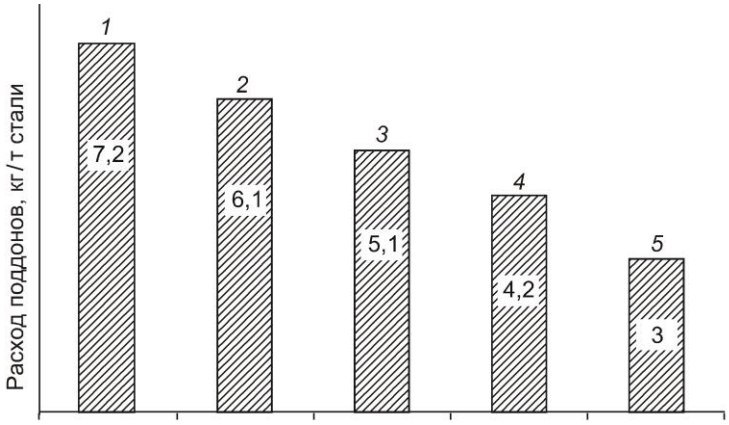
2. Совершенствование технологии выплавки чугуна с заданным содержанием ванадия в доменных печах

3. Внепечная технология чугуна методом резонансно- пульсирующего рафинирования.

4. Десульфурация чугуна в индукционных печах

5. Оптимизация химического состава чугуна доменной и индукционной плавки

Так, например, была разработана технология выплавки [2,3,5,6,8,9] термостойкого чугуна в индукционных печах промышленной частоты. Внедрение этой технологии позволило значительно повысить стойкость изделий из чугуна индукционной плавки и снизить их расход (рисунок 1). Существенное повышение стойкости изделий стало возможным благодаря применению термовременной обработки расплава (ТВО) [3,6,7,9,18,19,21]. Совместно с УПИ была разработана методика определения оптимальных параметров термовременной обработки. [6] промышленных расплавов**,** значительно повышающая качество крупных отливок для сменного металлургического оборудования без интенсивного разрушение футеровки печи. С помощью данной методики определены параметры термовременной обработки для серого чугуна для термостойких отливок, серого чугуна конструкционных марок СЧ10 – СЧ30, высокопрочного чугуна и других марок чугуна. Определено влияние основных показателей плавки на ее технико-экономические показатели. [10]Данная технология позволила существенно повысить прочностные свойства, улучшить микроструктуру чугуна [9,19] и снизить расход поддонов.



1- Расход поддонов из чугуна вагранoчной плавки (ферритный чугун);
2-Переплав литейного и передельного чугуна без ТВО(феррито-перлитный чугун);
3- Выплавка чугуна с ТВО (перлито-ферритный чугун); 4 - Плавка чугуна в индукционных печах и продувка аргоном (низкомарганцовистый чугун); 5 - Плавка чугуна с ТВО (экономнолегированный чугун).

Рисунок 1 – Технология выплавки термостойкого чугуна в индукционных печах промышленной частоты

Последующие работы была направлены на оптимизацию химического состава чугуна и разработку экономнолегированного чугуна для термостойких отливок[2-4,21-23]. После развала СССР в СНГ фактически исчезли подразделения в НИИ, которые занимались разработкой технологий по производству сменного сталеразливочного оборудования. По предложению Б.А. Кустова, на ОАО «ЗСМК» была создана литейная лаборатория, состоящая из металлургической группы и группы технологий, в составе 10 человек. [2,24]. В период с 1989 по 2010 год этой лабораторией была выполнена: Разработка технологии выплавки металла с термовременной обработкой расплава. [3,6,7,9,18,19] В этой, начальной части работы, была освоена технология выплавки металла для отливки сменного сталеразливочного оборудования. Совместно с Сибирским металлургических институтом (СМИ) были отработаны оптимальные режимы термовременной обработки расплава [3,6] с саморегулированием [7], дан-

ные технологии позволили стабилизировать науглероживание расплава, получить благоприятную микроструктуру [9], стабилизировать содержание азота в расплаве в благоприятных пределах [6]. На начальном этапе термостойкие изделия отливались из чугуна СЧ-15. Повышенное содержание кремния (более 2 %) в этом чугуне приводило к короблению поддона, получению в чугуне грубых, спелистых форм графита, что вело к преждевременному выходу из строя изделий по размыву и к перерасходу ферросилиция при выплавке чугуна. Отработанная технология позволяла успешно использовать вместо дорогих литейных чугунов более дешевый бой изложниц, стальной лом с отсевами кокса и передельный чугун. Оптимальные режимы термовременной обработки расплава обеспечивали повышение прочностных свойств чугуна и термостойкость изделий из него (рисунок 1). Была разработана технология внепечной обработки чугуна индукционной плавки [2,15].При отработке режимов внепечной обработки отрабатывались дутьевые устройства и режимы продувки, которые обеспечивали эффективное рафинирование чугуна от газов, удаление спелистых форм графита и получение чугуна с благоприятной формой графита, было выявлено, что продувка инертным газом (аргоном) позволяет существенно повысить прочность изделий и, как следствие, снизить содержание марганца в чугуне. Была выполнена разработка оптимального химического состава экономнолегированного чугуна [2,13,19,22]. Разработанная технология, обеспечивающая получение прочностных свойств без излишнего легирования позволила производить отливки из экономнолегированного чугуна. Этот чугун отличается пониженным содержанием марганца и кремния. При этом содержание марганца в чугуне выбирается, исходя из содержания ванадия в чугуне [22]. Была разработана технология десульфурации основными шлаками в кислых индукционных печах[17,18,20,25,28].. Выявлены механизмы деазотации и десульфурации чугуна в кислых индукционных печах промышленной частоты и средней частоты. При наполнении тигля (60…70) % и менее значительно изменяется скорость десульфурации чугуна. Это вызвано изменением механизма удаления серы, при переходе от классического к экстракционному рафинированию металла. Скорость удаления серы при этом значительно увеличивается и достигает при наполнении тигля 50 % – 0,00072 %/мин, а при 30 % – 0,0015 %/мин.Значение константы скорости десульфурации чугуна в печах с кислой футеровкой в индукционных печах промышленной частоты колеблется от $0{,}96\cdot10^{-3}$ до $2{,}1\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$, а в индукционных печах средней частоты при полном наполнении тигля составляет$2{,}53\cdot10^{-3}$ $с^{-1,}$ что сопоставимо с константой десульфурации, получаемой в вакуумных индукционных печах с основной футеровкой. При заполнении тигля (90…95)% этот показатель возрастает до ($6{,}87\cdot10^{-3}$…$8{,}50\cdot10^{-3}$) $с^{-1,}$ что почти в 2 раза превышает константу десульфурации, получаемую в вакуумных индукционных печах с основной футеровкой. Показано, что по экстракционному механизму удаляется от 16 до 80 % серы, при этом большему значению десульфурации по данному механизму соответствует меньшее заполнение тигля. Шлак в таких условиях является не аккумулятором удаленной серы, а промежуточной фазой, через которую сера транспортируется в газовую фазу. Были разработаны технологии получения оптимального содержания титана и ванадия в доменном чугуне для отливки сменного металлургического оборудования[4,11,12,13,14,15,16,23,29]. Ванадий, как известно, положительно влияет на термостойкость чугунных изделий. Была разработана технология, обеспечивающая получение требуемого содержания ванадия в доменном передельном чугуне, применяемом для отливки изложниц [29]. Для повышения термостойкости чугуна изложниц и шлаковых чаш, устранение безвозвратных его потерь при продувке азотом содержание ванадия в чугуне должно быть (0,06…0,12)%, а отношение ванадия к фосфору V/P должно быть 0,3-1. Требуемое содержание ванадия в чугуне доменной плавки достигается присадкой в шихту качканарских окатышей в количестве (8…15)% либо другой ванадийсодержащей шихты. При этом ванадийсодержащие компоненты металлошихты вводятся в доменную печь либо постоянно, либо состав шихты изменяется за (9…10) ч до предполагаемого выпуска и заданное содержание ванадийсодержащих компонентов при этом выдерживается в течение (2…3) ч [29]. Была также разработана на основе данных математического, физического моделирования и промышленных экспериментов конструкция фурмы и технология резонасно-пульсирующего

рафинирования (РПР), совмещающая технологию внепечной обработки чугуна азотом с вибрационной обработкой в низкочастотной и высокочастотной областях, позволяющая подготавливать чугун для отливки крупнотоннажных отливок, массой до 30-40 тонн [13-15,23,30]. Выявлено, что резонансно-пульсирующее рафинирование значительно влияет на газосодержание, физические свойства, механические свойства, микроструктуру чугуна и эксплуатационные показатели изделий. Было показано, что для удаления спели и получения чугуна с благоприятной микроструктурой без плавильных агрегатов необходимо осуществлять продувку данным способом не менее 15 минут. [19,23]. В последнее время наметилась тенденция переработки руд с повышенным содержанием фосфора. Были разработаны технология нейтрализации вредного влияния фосфора, совмещающая оптимальное легирование чугуна фосфором и внепечной обработкой РПР. Была разработана и реализована методика определения и внедрен оптимальный химический состав экономнолегированных чугунов для сменного оборудования (крышки промежуточных ковшей МНЛЗ, поддоны и изложницы для производства ферросплавов, чугунные чаши шлаковозов. Было оценено влияние структурных составляющих на эксплуатационные свойства изделий из чугуна. Эксплуатационная стойкость изделий для ферросплавной промышленности повысилась на 10 % по сравнению с другими поставщиками. Расход изложниц на ОАО ЗСМК составил 11,8 - 12кг на т стали. Стойкость крышек промежуточных ковшей МНЛЗ возросла и достигла 294 плавки. Стойкость шлаковых чаш из чугуна достигла 700…1500 наливов. Стойкость кузнечных изложниц составляет (40…60) наливов, стойкость сквозных изложниц – (90…100) наливов, поддонов – 140 наливов [30-33]. Это соответствует лучшим мировым показателям. [34,35].Были разработаны составы фосфористых и природнолегированных чугунов индукционной и доменной плавки. Применение ресурсосберегающей технологии внепечной обработки и перевод отливки шлаковых чаш с литейного на экономнолегированный доменный передельный чугун позволило снизить расход ферросилиция с 25,6 кг до 12,9 кг, а ферросиликомарганца с 7,4 кг до 4,27 кг на тонну чугуна соответственно. Количество ферросилиция при внедрении экономнолегированных чугунов при переплаве боя изложниц в индукционных печах снижено с 34,28 кг на тонну чугуна до 18 кг на тонну чугуна соответственно. Было также установлено положительное влияние выдержки после отливки изделий на их эксплуатационную стойкость, выявлено повышение на 27 %. Проведение процесса естественного старения (вылеживания) поддонов рекомендовано продолжительностью не менее двух месяцев(70-80 суток) .

Выводы: Представленный в работе обзор позволяет оценить состояние производства сменного сталеразливочного оборудования, ознакомиться с современными прогрессивными технологиями. Эта статья и ее библиография позволяют хотя бы частично компенсировать недостаток монографий по данной теме или изданных небольшим тиражом [35].

Библиографический список

1.Тенденции и изменения производственных и экономических показателей металлургических и трубных предприятий России / Юзов О.В.,Седых А.М. ПетраковаТ.М. // 15 –й Международный конгресс сталеплавильщиков и производителей металла. Москва-Тула 2018г., с.60-72.

2.Повышение стойкости поддонов из чугуна индукционной плавки / Кустов Б. А., Чичков В. И., Лубяной Д. А. [и др.]. // Сталь. – 1989. –№6. – С. 28-30.

3.Поведение азота при плавке чугуна в индукционных печах с кислой футеровкой / Лубяной Д. А., Нейгебауэр Г. О., Цымбал В. П. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. – №2. – С. 76-80.

4.Повышение стойкости изложниц из чугуна, легированного титаном / Дробышев А. Н., Лубяной Д. А., Артемова Г. В. [и др.]. // Сталь. – 1993. – №5. – С. 24-25.

5.Повышение эффективности производства сталеразливочного оборудования из чугуна/ Лубяной Д. А., Дробышев А. Н., Самсонов Ю. Н. [и др.].// Сталь. – 1994. – №6. – С. 40-41.

6.Термовременная обработка расплава чугуна / Цепелев В. С., Селянин И. Ф., Лубяной Д. А., Баум Б. А. [и др.]. // Сталь. – 1995. – №5. – С. 42-45.

7.Калашников, С. Н. Оптимизация технологии выплавки чугуна в индукционных печах в условиях неравновесных режимов / Калашников С.Н., Лубяной Д.А., Цымбал В.П. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1995. – №12. – С. 62-63.

8.Использование устройства контроля окисленности для экспрессного определения содержания кремния в чугуне индукционной и доменной плавок / Дробышев А. Н., Лубяной Д. А., Самсонов Ю. Н. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1996. – №4. – С. 41-42.

9.О режимах выплавки чугуна в индукционной печи / Лубяной Д. А., Селянин И. Ф., Брылова Т. Б. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. – №8. – С. 75-77.

10.Влияние состава шихты на технико-экономические показатели электроплавки чугуна / Лубяной Д. А., Селянин И. Ф., Зайнутдинов Г. Ф. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1999. – № 3. – С. 14-16.

11.Софрошенков, А. Ф. Микротвердость фосфидной эвтектики в природнолегированных чугунах / Софрошенков А. Ф., Синявский И. А., Лубяной Д. А. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1999. – № 6 – С. 77.

12.Технология нейтрализации вредного влияния фосфора в чугуне термостойких отливок / Лубяной Д. А., Софрошенков А. Ф., Синявский И. А. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1999. – № 10. – С. 47-50.

13.Синявский, И. А., Софрошенков А.Ф., Лубяной Д.А. Изучение структуры и некоторых свойств высокофосфористых природнолегированных доменных чугунов в процессе термоциклирования / Синявский И. А., Софрошенков А. Ф., Лубяной Д. А. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 6. – С. 44-46.

14.Механизм нейтрализации вредного влияния фосфора в термостойких чугунных отливках / Лубяной Д. А., Софрошенков А. Ф., Синявский И. А. др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – №12. – С. 29-31.

15.Влияние режимов внепечной обработки на структуру, литейные и механические свойства фосфористых доменных чугунов / Лубяной Д. А., Синявский И. А., Селянин И. Ф. [и др.]. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2001. – № 6. – С. 53-55.

16.Фосфористые чугуны для термостойких отливок / Лубяной Д.А., Горкавенко В.В., Макаров Э.С. [и др.]. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 10. – С. 37-38.

17.Лубяной Д. А. Анализ механизма и кинетики десульфурации чугуна в кислых индукционных печах промышленной и средней частоты / Лубяной Д. А. // Литейщик России. – 2006. – № 12. – С. 22-25.

18.Лубяной Д. А. Металлургические возможности индукционных печей промышленной и средней частоты / Лубяной [и др.]. // Литейщик России. – 2007. – № 3. – С. 30-32.

19. Лубяной Д. А. Эффективность применения термовременной обработки и пульсирующей продувки для рафинирования железоуглеродистых расплавов / Лубяной Д. А., Лубяная С.В., Саблина О.И.Обработка металлов (технология,оборудование ,инструменты) //– 2012. – № 4. – С. 103-107.

20. Лубяной Д. А. Анализ металлургических возможностей индукционных печей промышленной и средней частоты / Лубяной Д. А., Лубяная С.В. Проблемы черной металлургии и материаловедения //– 2013. – № 4. – С. 36-39.

21. Совершенствование непрерывной разливки стали на сортовой мнлз / Лубяной Д.А., Фойгт Д.Б., Иванов А.Н., Вячкин В.Г., Требинская В.В., Лубяная С.В. // Сталь. 2014. № 7. С. 26-30.

22.Разработка и внедрение экономнолегированных чугунов доменной и индукционной плавки для термостойких отливок /Лубяной Д.А., Требинская В.В., Лубяная С.В., Чинокалов Е.В., Чуднова Н.Т. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2014. № 6 (1374). С. 59-63.

23.Разработка технологии внепечной обработки доменного чугуна для изготовления сменного металлургического оборудования с повышенной эксплуатационной стойкостью / Андреев В.В., Лубяной Д.А., Самсонов Ю.Н., Каминская И.А., Лубяная С.В. // Металлург.

2014. № 6. С. 86-88.

24.Самсонов Ю.Н. Становление литейной лаборатории как связующего звена науки и производства на ОАО «ЗСМК» / Самсонов Ю.Н. // Литейщик России. – 2006. – № 2.С. 16 17.

25.О технологии удаления серы в кислых индукционных печах / Лубяной Д.А., Фомкин С.А., Кухаренко А.В., Лубяной Д.Д., Маркидонов А.В., Соина-Кутищева Ю.Н. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2019. Т. 75. № 6. С. 689-695.

26. Применение резонансно-пульсирующего рафинирования для повышения качества изделий из чугуна и стали / Лубяной Д.А., Мамедов Р.О., Переходов В.Г., Черепанов А.Г., Фойгт Д.Б., Толстикова Ю.А. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2018. № 2. С. 13-18.

27. Научные и технологические основы внепечной обработки методом резонансно-пульсирующего рафинирования / Лубяной Д.А., Толстикова Ю.А., Маркидонов А.В., Кузин Е.Г., Буймов Д.В.Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63.№ 3-4. С. 218-224.

28.Лубяной Д.А. Влияние титана и ванадия и технологии подготовки доменного чугуна на образование трещин в чугуне изложниц и шлаковых чаш / Лубяной Д.А. // Тяжелое машиностроение. – 2009. – № 9. – С. 26-28 .

29.Лубяной Д.А. Внепечная обработка расплава методом резонансно-пульсирующего рафинирования / Лубяной Д. А. // Сталь. – 2006 . – № 5. – С. 21.

30.Крышки промежуточных ковшей МНЛЗ из экономнолегированного чугуна / Лубяной Д. А., Требинская В. В., Каминская И. А. [и др.]. // Сталь. – 2006. – № 5. – С. 40-41.

31.Влияние внепечной обработки на микроструктуру и свойства доменного чугуна, применяемого для литья изложниц и шлаковых чаш / Лубяной Д. А., Требинская В. В., Чубейко В. Л. [и др.]. // Литейщик России. – 2006. – № 6. – С. 25-29.

32.Оптимизация содержания кремния и микроструктуры в экономнолегированном чугуне индукционной плавки / Лубяной Д. А., Требинская В. В., Старченко В. Г. [и др.]. // Литейщик России. – 2006. – № 6. – С. 33-35.

33.Производство сменного оборудования из передельного чугуна / Лубяной Д. А., Переходов В. Г., Самсонов Ю. Н. [и др.]. // Сталь. – 2007. – № 10. – С. 66 - 67.

34.Опыт применения резонансно-пульсирующего рафинирования в ао "евраз зсмк" Лубяной Д.А., Переходов В.Г., Фойгт Д.Б., Буимов Д.В. Черные металлы. 2019. № 6. С. 9-14.

35. Эффективность современных способов повышения качества изделий из чугуна и развитие металлургических и машиностроительных предприятий в условиях конкуренции монография / [Д.А. Лубяной и др.] ; под ред. Д.А. Лубяного и Н.И. Новикова ; ин-т экономики и орг. пром. пр-ва со ран, рос. акад. наук, сиб. отд-ние. Новосибирск, 2004.

УДК 669:536

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ЧУГУНА В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ С ПРЯМЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ МАРГАНЦЕМ

Лубяной Д.Д.[1], Юрьев А.Б.[1], Маркидонов А.В.[3], Кузнецов И.С.[1],Лубяной Д.А.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
[2]Филиал Кузбасского Государственного Технического университета им. Т.Ф. Горбачева, Прокопьевск, Россия lubjanoy@yandex.ru
[3]Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, Новокузнецк Россия

Аннотация. *В настоящее время широко применяется технология индукционной*

плавки металла. В работе рассматривается технология плавки чугуна с термовременной обработкой и вопрос применения прямого легирования чугуна марганцем в индукционных печах. Для отработки технологии сначала выполнили термодинамические расчеты, что позволило значительно сократить трудоемкость ее отработки. Применение прямого легирования позволяет значительно сократить расход марганецсодержащих ферросплавов.

Ключевые слова: *индукционная печь, чугун, марганец*

TESTING OF RESOURCE-SAVING TECHNOLOGY OF IRON SMELTING IN INDUCTION FURNACES WITH DIRECT ALLOYING WITH MANGANESE

Lubyanoi D.D.[1],Yuriev A.B.[1], Markidonov A.V.[3], Kuznetsov I.S.[1], Lubyanoi D.A.[2]

[1]Siberian state industrial University, Novokuznetsk, Russia,
[2]Branch of Kuzbass State Technical University T.F. Gorbachev, Prokopyevsk , Russia lubjanoy@yandex.ru
[3]Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute of Kemerovo State University, Novokuznetsk, Russia

Annotation. *Currently, the technology of induction melting of metal is widely used. The paper considers the technology of melting cast iron with thermal treatment and the issue of using direct alloying of cast iron with manganese in induction furnaces. To work out the technology, thermodynamic calculations were first performed, which made it possible to significantly reduce the complexity of its development. The use of direct alloying can significantly reduce the consumption of manganese-containing ferroalloys.*

Keywords: *induction furnace, cast iron, manganese.*

В настоящее время широко применяется технология индукционной плавки металла. Однако основные работы по обработке и совершенствованию технологии металла посвящены большегрузным индукционным печам садкой 6-10т [1-4]. Технология выплавки в этих печах уже сравнительно хорошо отработана и почти повсеместно заменяет и вытесняет вагранoчный процесс выплавки чугуна. Базовым процессом технологии является технология науглероживания стального лома отсевами кокса, отработка которой подробно изложена в работе[1]. Эта технология выплавки чугуна включает в себя следующие основные технологические операции:

1. Оставление в индукционной печи остатка предыдущей плавки в количестве 15-25% процентов от массы садки.
2. Завалка стального лома в количестве 40-60% от массы плавки и коксика из расчета получения в чугуне углерода в количестве 3,5-4% от массы садки.
3. Науглероживание расплава, с соблюдением одноконтурной циркуляцией металла
4. Скачивание шлака науглероживания (при необходимости), присадка марганецсодержащего материала (таблица1).
5. Проведение технологии восстановления окислов металла в науглероживаемом расплаве, термовременная обработка расплава при температуре 1485-1520°С.
6. Скачивание шлака.
7. Изотермическая выдержка в течение 8-10 минут.
8. Присадка кремнийсодержащих ферросплавов.
1. Присадка чугуносодержащей шихты, расплавление.
9. Отбор проб на экспресс анализ.
10. Корректировка химического состава металла.
11. Выпуск металла из печи.

Оптимальные режимы термовременной обработки расплава определены использованием отработанных методик школы Баума Б.А. [4].

Многолетний опыт работы ,согласно отработанным приемам, позволяет получить

наилучшие качественные показатели термостойких отливок в отрасли [2-3]. В работе [5] при изучении технологии десульфурации металла было установлено , что на скорость десульфурации металла значительное влияние оказывает удельная мощность перемешивания металла , наибольшую перспективу, как отмечено в этой работе, имеют небольшие печи средней и повышенной частоты. При выплавке металла в крупнотоннажных печах в качестве легирующих добавок используют в основном стандартные ферросплавы (например ферросиликомарганец и ферромарганец).

Опробование прямого легирования металла марганцем присадками марганцевой руды, агломератом, концентратом. показала возможность реализации данного процесса даже в большегрузных индукционных печах. Однако вследствие больше массы металла и шлака и малой удельной мощности перемешивания наблюдается нестабильность усвоения марганца металлом, а также несколько увеличивается время выплавки чугуна, т.к требуется продолжительное время на протекание процесса восстановления даже окислов железа[1].

В индукционных печах малой емкости повышенной и средней частоты, процессы лимитированные скоростью массопереноса происходят более интенсивно[5], вследствие чего недостатки технологии прямого легирования будут нивелированы. Химический состав марганцевого концентрата, а также результаты проведения промышленных плавок представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1-Химический состав марганцевого концентрата

Наименование	SiO2 %	Al2O3 %	CaO %	FeO %	MgO %	MnO%
Марганцевый концентрат	31.06	2.74	0.96	1.95	1.24	33.66

Индукционная печь промышленной частоты ИЧТ-10М обладает удельной мощностью при полном наполнении тигля (200…300) кВт/т, при неполном наполнении тигля (400…700) кВт/т. Печь средней частоты MFTGe6.000 обладает удельной мощностью (800…900) кВт/т.

Поэтому представляет интерес оценить влияние мощности перемешивания на кинетические параметры металлургических реакций, в частности десульфурации.

Совместные результаты, полученные на индукционных печах ИЧТ-10М и MFTGe6.000 представлены на (рисунок 1).

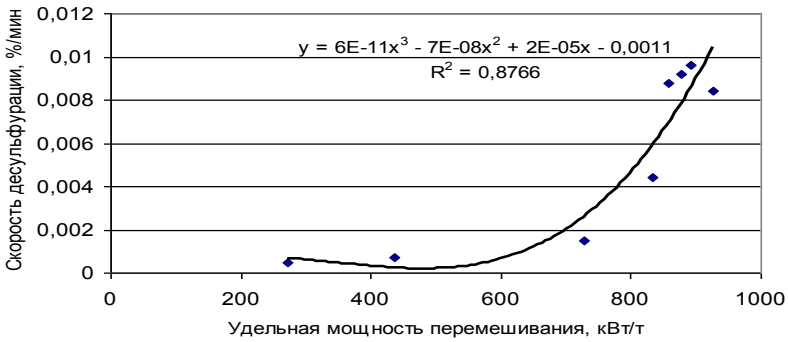


Рисунок 1 – Влияние удельной мощности перемешивания на скорость десульфурации[5]

Анализ этих результатов показал, что скорость десульфурации чугуна при увеличении мощности перемешивания с (200…300) кВт/т до (850…900) кВт/т возрастает на порядок с (0,0005…0,00072) %/мин. до (0,0084…0,0096) %/мин.

При этом отмечено значительное различие изменения скорости удаления серы при различном наполнении тигля в индукционных печах промышленной и средней частоты. Так, в индукционных печах промышленной частоты при полном наполнении тигля удаления серы практически не происходит, так как инертный холодный шлак плавает на поверхности тигля и не вступает в реакцию с металлом.

Рисунок 2 - Отливка чушек из рафинированного чугуна

Данная технология позволила получать рафинированный чугун с низким содержанием серы (рисунок 2) и термостойкие отливки с высокой эксплуатационной стойкостью (рисунок 3)

Для отработки технологии прямого легирования из марганецсодержащего концентрата (таблица 1) первоначально выполнили термодинамические расчеты [6] . Они позволило значительно сократить трудоемкость отработки технологии.

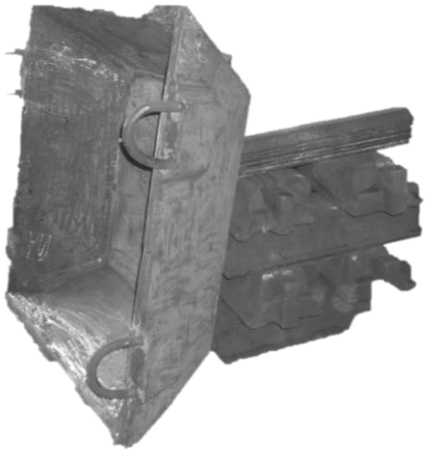


Рисунок 3 - Отливки из термостойкого чугуна

Анализ влияния расхода концентрата на увеличение массы шлака в печи показал, содержание шлака в печи незначительно возрастает. Но его некоторое увеличение на трудоемкость процесса сказывается незначительно. Таким образом, технология прямого легирования чугуна марганецсодержащими рудами и концентратами позволяет снизить расход марганецсодержащих ферросплавов.

При этом температуры металла и шлака равны. Резко возрастает восстановительный потенциал в печи. Температура начала восстановления марганца из MnO была рассчитана по методике[6]. Активность Mn в металле определялась с использованием параметров взаимодействия, а активность Mn в шлаке – с использованием теории регулярных ионных растворов.

Расчеты показали возможность восстановления марганца из MnO в условиях плавки чугуна в индукционной печи. Так при содержании (MnO) в шлаке 10%, температура начала его восстановления составит 1461 ^{o}C, в то время как в индукционной печи существует возможность перегрева металла до 1520 ^{o}C (и выше). Сквозное извлечение Mn при прямом легировании может достигать 93 % (таблица 2). Теоретические расчеты показали целесообразность опробования предлагаемой технологии в промышленных условиях.

В зоне высоких температур содержание Mn в металле растет, а в шлаке, соответственно, снижается. Содержание углерода в чугуне продолжает снижаться, но теперь он расходуется на восстановление оксидов марганца. Плавки №3,5-8 (таблица 2) проводились с науглероживанием металла в процессе легирования.

Микроструктурный анализ чугуна, выплавленного по предлагаемой технологии, показал, что структура чугуна в этом случае не хуже структуры чугуна, выплавленного по традиционной технологии. Термодинамические оценки позволяют снизить время и материальные затраты на отработку технологии.

Таблица 2 - Результаты промышленных плавок

Номер плавки	Кол-во присаживаемого марганцевого концентрата, кг	Химический состав чугуна						Усвоение марганца из марганцевого концентрата , %
		До присадки руды			После обработки			
		C	Si	Mn	C	Si	Mn	
1	51	3,80	0,45	0,55	3, 64	0,44	0,68	84,9
2	31	3,28	2,56	0,79	3, 28	2,62	0,89	80,6
3	48	3,07	2,50	0,66	3,46	2,62	0,81	78,1
4	63	4,84	0,56	0,70	3,84	1,00	0,90	79,4
5	33	3,24	2,50	0,69	3,40	2,49	0,80	83,3
6	35	3,22	2,59	0,79	3,45	2,59	0,90	78,6
7	27	3,84	1,43	0,65	3,85	1,90	0,73	74,1
8	43	3,63	2,03	0,59	3,62	1,92	0,75	93,0

Технология выплавки металла с десульфурацией чугуна и с использованием прямого легирования марганцем в индукционных печах позволяет повысить качество продукции и получить высокие эксплуатационные показатели изделий [6-10].

Библиографический список

1. Поведение азота при плавке чугуна в индукционных печах с кислой футеровкой / Лубяной Д.А., Нейгебауэр Г.О., Цымбал В.П. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. - 1991. - No 2. - С. 76-80.

2. Крышки промежуточных ковшей МНЛЗ из экономно легированного чугуна / Д.А. Лубяной, В.В. Требинская, И.А. Каминская и др. // Сталь. – 2006. – № 5. – С. 40–41.

3. Лубяной Д.А. Результаты внедрения термовременной обработки на предприятиях Кузбасса // Литейщик России. – 2004. – № 7. – С. 22 – 23.

4. Термовременная обработка расплава чугуна / В.С. Цепелев, И.Ф. Селянин, Д.А. Лубяной, Б.А. Баум и др. // Сталь. – 1995. – No 5. – С. 42-45.

5. О технологии удаления серы в кислых индукционных печах / Лубяной Д.А., Фомкин С.А., Кухаренко А.В., Лубяной Д.Д. и др.// Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации – 2019. Т. 75. № 6. С. 689-695.

6. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов/ Учебное пособие для вузов − М. : Металлургия, 1988. − 288 с.

7. Результаты внедрения ресурсосберегающей технологии в литейном цехе ОАО «ЗСМК» / В.И. Чичков, Д.А. Лубяной, Ю.Н. Самсонов и др. // Литейщик России. – 2004. – № 7. – С.27 – 29.

8. . Эффективность применения термовременной обработки и пульсирующей продувки для рафинирования железоуглеродистых расплавов/ Лубяной Д.А., Лубяная С.В., Саблина О.И. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2012. № 4 (57). С. 103-107.

9. Lubyanoi D A, Shevchenko S Yu, Lubyanoi D D, Markidonov A V and Zvarych E B 2020 IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 848 012049

10. Lubyanoi D A, Markidonov A V, Nevolin V M, Lubyanoi D D and Kambalin I O 2020 IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 848 012048.

УДК 669.782

РАЗРАБОТКА В PASCALABC.NET ПРОГРАММЫ РАСЧЕТА СОСТАВА ШИХТЫ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАКОВ КРЕМНИЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА

Хоанг В.В., Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Плакущий А.В.

Иркутский национальный исследовательский технический университет, Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru

Аннотация. *Производство металлургического (технического) кремния осуществляется в руднотермических печах. Незначительное количество печного шлака образуется при плавке, а также после окислительного рафинирования кремниевого расплава, осуществляемого в ковше продувкой воздухом, образуется рафинировочный шлак. Печной шлак формируется из недовосстановленных кремнезема и оксидов примесей, поступающих в печь с шихтой. При отклонениях работы печи от нормального хода печной шлак опускается на подину печи, образуя тугоплавкую подовую настыль . При выпуске кремния из печи частицы данного шлака частично захватываются и переходят в расплав, поступающий на рафинирование. Плотность шлаков, образующихся при рафинировании кристаллического кремния (2,4-2,6 г/см^3) близка по плотности к кремнию (~2,34 г/см^3), что затрудняет отделение металлической фазы кремния от шлака и, соответственно, ведет к потерям кремния. Описаны различные способы доизвлечения кремния из шлака путем его переплавки. Нами разработана программа в редакторе PascalABC.NET, позволяющая рассчитать состав шихты (в %) для переплавки шлака, состоящей из рафинировочного кремниевого шлака и флюсов.*

Ключевые слова*: металлургия кремния, рафинирование кремния, шлаки, извлечение кремния, компьютерная программа*

DEVELOPMENT IN PASCALABC.NET CALCULATION PROGRAM CHARGE COMPOSITION FOR SILICON SLAG PROCESSING PRODUCTION

Hoang V.V., Nemchinova N.V., Tyutrin A.A., Plakushchy A.V.

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia, ninavn@yandex.ru

Abstract. *The production of metallurgical (technical) silicon is carried out in ore-thermal furnaces. An insignificant amount of furnace slag is formed during smelting, and after oxidative refining of silicon melt, carried out in a ladle by blowing air, refining slag is formed. Furnace slag is formed from underreduced silica and oxides of impurities entering the furnace with a charge. When the furnace operation deviates from the normal course, the furnace slag sinks to the bottom of the furnace, forming a refractory bottom crust. When silicon is discharged from the furnace, the particles of this slag are partially captured and transferred to the melt for refining. The density of the slags formed during the refining of crystalline silicon (2.4-2.6 g / cm3) is close in density to silicon (~ 2.34 g / cm3), which makes it difficult to separate the metallic phase of silicon from the slag and, accordingly, leads to to the loss of silicon. Various methods of additional extraction of silicon from slag by remelting it are described. We have developed a program in the PascalABC.NET editor, which allows us to calculate the composition of the charge (in%) for remelting the slag, consisting of refining silicon slag and fluxes.*

Keywords: *silicon metallurgy, silicon refining, slags, silicon extraction, computer program*

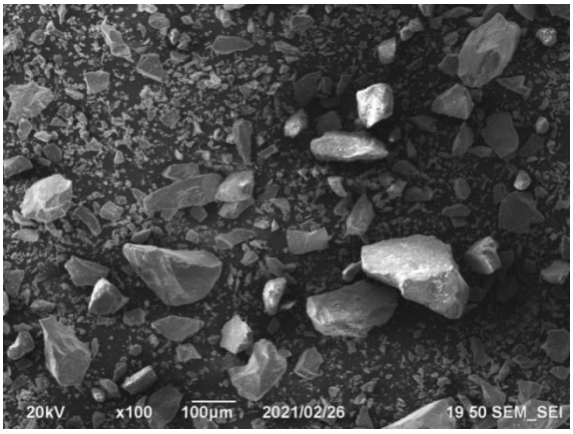
Металлургический (технический) кремний находит широкое распространение в различных областях: в производстве сплавов, в качестве сырья для получения поликристалличе-

ского кремния, кремнийорганических материалов и силанов, для раскисления стали и др. [1-3]. Производство кремния осуществляется в руднотермических печах (РТП) при температуре выше 2000 °С. Сырьем для получения кремний служат высококачественные кварциты, в качестве восстановителя используют материалы с различными реакционной способностью и зольностью (древесный уголь, каменный уголь разных поставщиков (Казахстан, Колумбия, Россия), нефтяной кокс) [4].

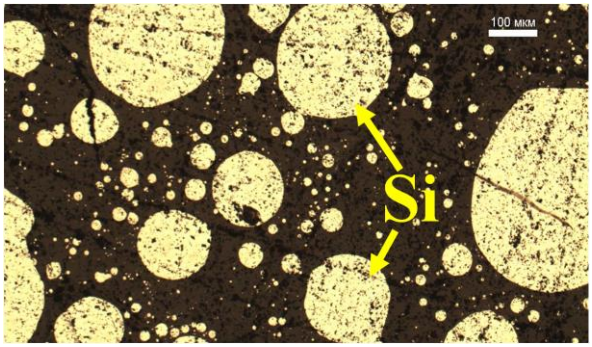
По объемам производства Китай занимает 1 место в мире [5]. В России крупнейшим предприятием по производству металлургического кремния является АО «Кремний» (г. Шелехов, Иркутская область), входящий в ОК «РУСАЛ».

Производство кремния относится к бесшлаковым процессам. Однако в зависимости от мощности РТП он образуется в количестве от 2 до 5 %. Кремниевый шлак является попутным продуктом производства (печной шлак) и рафинирования технического кремния (рафинировочный шлак) (рисунок 1).

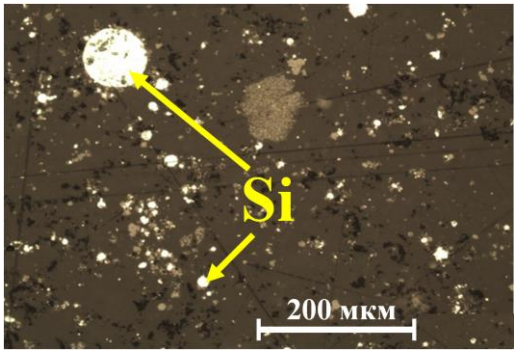
а



б



в



г

а – общий вид; б – проба измельченного шлака (микроскопическое исследование, увеличение x100);
в – поверхность микрошлифа (металлографическое исследование, увеличение x100);
г – поверхность микрошлифа (металлографическое исследование, увеличение x200)

Рисунок 1 – Образцы рафинировочного шлака АО «Кремний»

Шлак кремниевого производства значительно отличается от обычных металлургических шлаков. Одной из особенностей является бóльшая его плотность (2,84-2,9 г/см^3) в зависимости от вида его шлакообразующих компонентов по сравнению с плотностью технического кремния (~2,34 г/см^3). При отклонениях работы РТП от нормального хода печной шлак опускается на подину печи, образуя подовую настыль, температура которой может достигать 1600 °С; шлаки подовой настыли являются тугоплавкими и обладают значительной вязкостью (порядка 3-5 Па·с), а по степени кислотности (равной в среднем 2,8) данный шлак относится к так называемым «длинным шлакам», которые являются особо вязкими [6-8].

В промышленных условиях печной шлак образуется при недовосстановлении кремнезема и оксидов примесей, поступающих в РПТ с шихтой. Печной шлак при выпуске

кремния частично захватывается и переходит в расплав, который впоследствии рафинируют в ковше продувкой воздухом или кислородом с добавкой активного окислительно-адсорбирующего флюса.

Плотность шлаков, образующихся при рафинировании кристаллического кремния (2,4-2,6 г/см^3) близка по плотности к кремнию [10], что затрудняет отделение металлической фазы кремния от шлака и, соответственно, ведет к потерям кремния. В рафинировочном шлаке содержится, в среднем, % масс., соответственно: Si – 42,1-65,3; SiC – 3,1-12,1; C – 0-1,1; SiO_2 (кварцит) – 0-2,9; SiO_2 (кристобалит) – 2,2-4,6; $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ (анортит) – 0-26; SiO_2 (аморфная фаза) – 21,5-42,3 [11]. Рентгенофазовый анализ исследуемых образцов рафинировочного шлака был выполнен с помощью рентгеновского дифрактометра XRD-7000 («Shimadzu», Япония) с вертикальным θ-θ гониометром. При изучении химического состава образцов шлака в наших исследованиях использовали сканирующую электронную микроскопию (рисунок 1,б) с помощью микроскопа JIB-Z4500 («JEOL», Япония), металлографический метод анализа (рисунок 1 ,в и г) на микроскопе «Olympus GX-51» («Olympus», Япония), оснащенного цифровой камерой Altra20.

Снизить потери кремния возможно изменением состава шлаков, путем получения шлаков определенного химического состава для снижения вязкости и температуры плавления шлаковой системы [10]. Также предложены пути переработки шлаков с целью доизвлечения ценного компонента или получения соединений, востребованных в различных областях.

Так, авторы патента [12] предлагают способ извлечения кремния из рафинировочных шлаков. Шлак как составляющий шихты – это продукт, полученный при рафинировании кремния. В шихту добавляли шлакообразующие компоненты (оксиды алюминия и кальция) и растворитель (железо в виде стружки). Данную шихту после расплавления выдерживали при температуре не ниже 1600°С, а затем охлаждали с отделением металлической фазы, представляющей собой сплав кремния и железа, от вторичного шлака следующего состава, % масс.: SiO_2 – 46,4-52,2; Al_2O_3 – 13,3-19,4; CaO – 30,2-34,54.

Авторы изобретения [13] разработали способ сортировки шлаков кремниевого производства, который основан на сепарации составляющих шлаков. В результате доизвлекается дополнительное количество целевого продукта. Сепарацию осуществляют рентгенорадиометрическим методом по характеристическому излучению Sr или Ca. Предложенный способ имеет ряд преимуществ: утилизация отвальных шлаков с извлечением дополнительного количества ценного компонента – кремния, повышение экологичности технологии получения кремния в РТП, снижение себестоимости конечной продукции. Недостатком данного изобретения является использование процессов дробления и сортировки, требующих больших временных и финансовых затрат.

Авторы [14, 15] предложили получать высококремнистые силумины из алюмоматричных композиций, полученных с использованием вторичного сырья, кварцевого песка и отходов производства кристаллического (технического) кремния. Для синтеза высококремнистых силуминов авторы использовали отходы на основе алюминия, а также наполнители (формовочный кварцевый песок марки 2К2О203 и порошкообразные отходы кремния с частицами фракции 0,3–1,0 мм в количестве 10–15% от массы вводимого алюминия). В результате авторы получили литейные заэвтектические сплавы и алюмокремниевые лигатур с содержанием кремния до 25–26 %.

Известен способ очистки кремниевого шлака раскрывает тип обработки кремниевого шлака, который содержит следующие компоненты: кремний, оксид железа, оксид кальция, оксид алюминия, магний и кремнезем в кремниевом шлаке [16]. Этот метод состоит из первого измельчения кремниевого шлака для получения первого измельченного материала с диаметром частиц 70-100 мм. Из данного материала получают первичный черновой кремний. Данный кремний измельчают с получением частиц диаметром не выше 20 мм. Второй измельченный материал повергается классификации с получением 8 классов: 0.1~0.5 мм, 0.6~1.0 мм, 1.1~4.0 мм, 4.1~8.0 мм, 8.1~12.0 мм, 12.1~15.0 мм, 15.1~17.0 мм, 17.1~. Гравитационным обогащением получают второй металлический кремний с содержанием от 15 до 50% Si,

хвосты – с содержанием Si менее 15%. Кремний после второй сортировки можно вводить в переплавку для получения кремния. Шлак после переплавки может вновь быть подвергнут разделению, и хвосты могут быть использованы в производстве цемента. Данный метод позволяет утилизировать металлический кремний, содержащийся в кремниевом шлаке. Недостаток – многоэтапность сортировки, которые приводят к общей низкой производительности переработки кремниевого шлака.

Таким образом, шлаки кремниевого производства возможно перерабатывать с целью извлечения из них кремния.

Нами проведены экспериментальные работы по доизвлечению кремния из рафинировочных шлаков. В качестве флюсов использовали известные соединения, используемые во вторичной металлургии (хлориды натрия и калия, криолит, фторид кальция и др.) [17]. В ходе проведения опытов при определении содержания состава шихты перед загрузкой в печи нередко возникает проблема, связанная с обработкой значительного объема вводимых и получаемых данных. В связи с этим возрастает необходимость обращения к программному обеспечению, имеющемуся на большинстве современных ЭВМ и позволяющему решать различные задачи. Одной из таких программ является программный комплекс PascalABC.NET, который позволяет сократить трудовые и временные затраты при расчете шихты.

Исходя из этого, нами был предложен алгоритм программы для расчета состава шихты для переплавки шлака, полученного после окислительного рафинирования, в редакторе PascalABC.NET. Данная программа позволяет рассчитать содержание компонентов в шихте (в %), состав шихты по количеству вводимого кремнийсодержащего шлака. Программа имеет возможность обнаружения ошибок ввода данных пользователями.

Алгоритм расчета в программе заключается в следующем: вначале вводятся исходные данные по требуемому содержанию кремния в конечном продукте и по исходному содержанию кремния в шлаке, согласно ранее выполненным аналитическим исследованиям; также вносятся данные по содержанию вводимых флюсов в различных соотношениях (рисунок 2).

```
Пожалуйста, введите конечное содержание кремния в силумине, %: Si = 10

Пожалуйста, введите содержание кремния в кремниевом шлаке, %: Si_шлак = 45

Пожалуйста, введите содержание KCl в шихте, %: KCl = 4

Пожалуйста, введите содержание NaCl в шихте, %: NaCl = 3.5

Пожалуйста, введите содержание Na3AlF6 в шихте, %: Na3AlF6 = 1

Пожалуйста, введите содержание NaF в шихте, %: NaF = 0

Пожалуйста, введите содержание CaO в шихте, %: CaO = 0

Пожалуйста, введите содержание CaF2 в шихте, %: CaF2 = 1.5
```

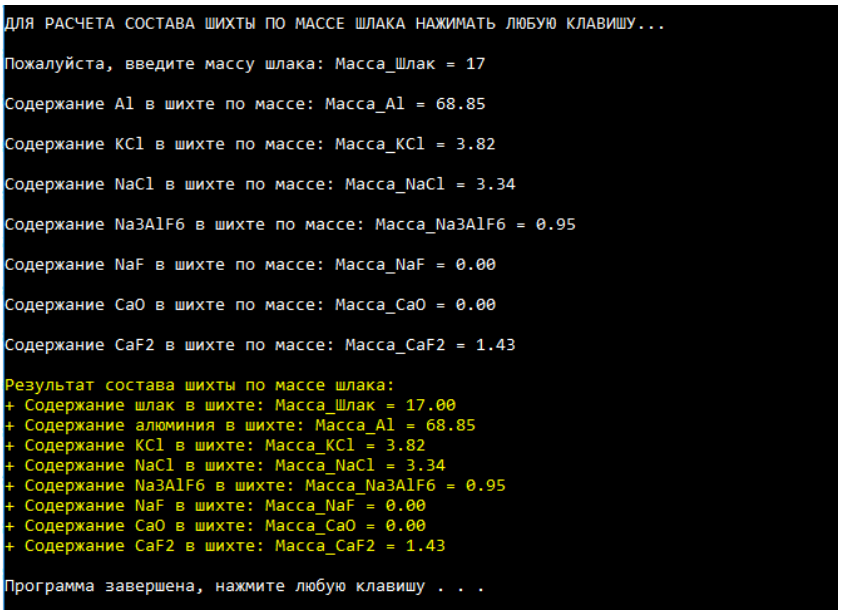
Рисунок 2 – Фрагмент рабочего окна PascalABC.NET

На основе введения исходных данных производится расчет состава шихты (в %) (рисунок 3).

```
Содержание кремниевого шлака, %: Шлак = 22.22

Содержание алюминия в шихте, %: Al = 72.18

Содержание шлака в шихте, %: Шлак_шихты = 17.82

Результат состава шихты:
+ Содержание алюминия в шихте, %: Al = 72.18
+ Содержание шлака в шихте, %: Шлак_шихты = 17.82
+ Содержание KCl в шихте, %: KCl = 4.00
+ Содержание NaCl в шихте, %: NaCl = 3.50
+ Содержание Na3AlF6 в шихте, %: Na3AlF6 = 1.00
+ Содержание NaF в шихте, %: NaF = 0.00
+ Содержание CaO в шихте, %: CaO = 0.00
+ Содержание CaF2 в шихте, %: CaF2 = 1.50
```

Рисунок 3 – Фрагмент рабочего окна PascalABC.NET

На основе введенных исходных данных производится расчет состава шихты по содержанию кремниевого шлака (рисунок 4).



```
ДЛЯ РАСЧЕТА СОСТАВА ШИХТЫ ПО МАССЕ ШЛАКА НАЖИМАТЬ ЛЮБУЮ КЛАВИШУ...

Пожалуйста, введите массу шлака: Масса_Шлак = 17

Содержание Al в шихте по массе: Масса_Al = 68.85

Содержание KCl в шихте по массе: Масса_KCl = 3.82

Содержание NaCl в шихте по массе: Масса_NaCl = 3.34

Содержание Na3AlF6 в шихте по массе: Масса_Na3AlF6 = 0.95

Содержание NaF в шихте по массе: Масса_NaF = 0.00

Содержание CaO в шихте по массе: Масса_CaO = 0.00

Содержание CaF2 в шихте по массе: Масса_CaF2 = 1.43

Результат состава шихты по массе шлака:
+ Содержание шлак в шихте: Масса_Шлак = 17.00
+ Содержание алюминия в шихте: Масса_Al = 68.85
+ Содержание KCl в шихте: Масса_KCl = 3.82
+ Содержание NaCl в шихте: Масса_NaCl = 3.34
+ Содержание Na3AlF6 в шихте: Масса_Na3AlF6 = 0.95
+ Содержание NaF в шихте: Масса_NaF = 0.00
+ Содержание CaO в шихте: Масса_CaO = 0.00
+ Содержание CaF2 в шихте: Масса_CaF2 = 1.43

Программа завершена, нажмите любую клавишу . . .
```

Рисунок 4 – Фрагмент рабочего окна PascalABC.NET

Использование указанной программы позволит оптимизировать процесс расчета состава шихты при переработке рафинировочных шлаков с целью извлечения кремния. На данную разработанную программу подана заявка на выдачу свидетельства о государственной программе для ЭВМ.

Библиографический список

1. Holappa L. Toward sustainability in ferroalloys production // Proceeding of the Twelfth Intern. Ferroalloys Congress (Helsinki, 6–9 June 2010). – Helsinki, 2010. – P. 1–10.

2. Гасик М.И., Гасик М.М. Электротермия кремния. – Днепропетровск: Национальная металлургическая академия Украины, 2011. – 487 р.

3. Schei A., Tuset J.Kr., Tveit H. Production of High Silicon Alloys. – Trondheim: Tapir, 1998. – 363 p.

4. Архипов С.В., Катков О.М., Руш Е.А. [и др.]. Технология выплавки технического кремния / под ред. О.М. Каткова. – Иркутск: ЗАО «Кремний», 1999. – 245 с.

5. Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Ёлкин К.С., Голодова М.А. Ферросплавное производство: состояние и тенденции развития в мире и России // Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия - 2019»: труды XXI Междунар. науч.-практ. конф. В 2-х ч. (23–24 окт. 2019 г., г. Новокузнецк) /под ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2019. – Ч. 1. – С. 20-32.

7. Минеев Г.Г., Минеева Т.С., Жучков И.А., Зелинская Е.В. Теория металлургических процессов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2010. – 522 с.

8. Зобнин Н.Н., Байсанов С.О., Байсанов А.С., Мусин А.М. Влияние операционных аспектов процесса восстановления оксида кремния на соотношение материального и теплового потоков в рудно-термической печи // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2020. – Т. 24, № 2(151). – С. 444–459.

9. Немчинова Н.В., Бузикова Т.А. Исследование фазово-химического состава печных шлаков кремниевого производства // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2017. – № 1. – С. 31–39.

10. Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Ходосов И.Е., Ёлкин К.С. Исследование основных характеристик шлаков рафинирования кристаллического кремния // Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия - 2019»: труды XXI Междунар. науч.-практ. конф. В 2-х ч. (23–24 окт. 2019 г., г. Новокузнецк) /под ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк:

Изд. центр СибГИУ, 2019. –Ч. 1. – С. 66-72.

11. Немчинова Н.В., Хоанг В.В., Апончук И.И. Изучение химического состава рафинировочных шлаков кремниевого производства для поиска путей их рациональной переработки // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2021. – Т. 25, № 2. – С. 252–263.

12. Пат. № 2690877, Российская Федерация, C22B 7/04, C01B 33/06. Способ выделения металлического кремния из шлака технического кремния / И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина, И.Е. Ходосов, А.В. Проровский, А.И. Карлина, К.С. Ёлкин; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». Заявл. 27.09.2018; опубл. 06.06.2019. Бюл. № 16.

13. Пат. № 2209683, Российская Федерация, B03B 13/06. Способ сортировки шлаков производства кремния / П.Н. Антонов, В.А. Федосенко, Ю.О. Федоров, И.У. Кацер; заявитель и патентообладатель Закрытое акционерное общество «Кремний». Заявл. 29.08.2001; опубл. 10.08.2003. Бюл. № 22.

14. Арабей А.В., Рафальский И.В. Синтез алюминиево-кремниевых сплавов методом прямого восстановления кремния с использованием алюмоматричных композиционных лигатур // Литье и металлургия. – 2011. – № 3. – С. 19–25.

15. Рафальский И.В., Арабей А.В., Немененок Б.М. Физико-химические основы синтеза силуминов с использованием кварцсодержащих материалов: монография. – Минск: БНТУ, 2015. – 140 с.

16. Bi Hongxing, Wang Jikun, Wang Jianbo, He Xia, Zhang Hongyao, Lu Guohong, Zhao Xingfan, Guo Mingshan, Yang Mingyao, Wang Guowei, Luo Wenbo, Zhang Zhongyi, Yang Guiming, Wang Zhengyong, Fan Fengwei, Zhang Shukang, He Kaiwei, Yang Guoping, Yang Jundong, Li Qiao, Zhang Li. The method for handling siliceous white residue. Patent China, no. CN107055542B; 2019.

17. Фомин Б.А., Москвитин В.И., Махов С.В. Металлургия вторичного алюминия. – М.: ЭКОМЕТ, 2004. – 240 с.

СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 669.715:620.187:538.9

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

АбатуроваА.А.[1], Загуляев Д.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Леонов А.А.[2], Аксенова К.В.[1]

[1] Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, abaturova372412@gmail.com
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Аннотация. *В работе выполнено модифицирование поверхности эвтектического силумина АК10М2Н электронным пучком, в режимах, различающихся плотностью энергии пучка электронов (10 - 50) Дж/см^2 и длительностью импульсов (50, 150 и 200) мкс. В ходе проведения исследования влияния электронно-пучковой обработки на микротвердость поверхностных слоев силумина установлено, что оптимальными параметрами обработки, приводящими к максимальному увеличению микротвердости, являются режимы 40 Дж/см^2 (50 и 200 мкс) и 30 Дж/см^2 (150 мкс).*

Ключевые слова: *силумин эвтектический, импульсный электронный пучок, облучение, микротвердость.*

MICROHARDNESS CHANGES OF EUTECTIC SILUMIN IRRADIATED BY A PULSED ELECTRON BEAM

Abaturova[1] A.A., Zaguliaev[1] D.V., Ivanov[2] Y.F., Leonov[2] A.A., Aksenova[1] K.V.

Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, abaturova372412@gmail.com
Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru

Annotation. *In this work, the surface of the eutectic silumin AK10M2N is modified by an electron beam, in modes differing in the energy density of the electron beam (10 - 50) J/cm^2 and pulse durations (50, 150 and 200) microseconds. During the study of the effect of electron beam processing on the microhardness of the surface layers of silumin, it was found that the optimal processing parameters leading to a maximum increase in microhardness are the modes 40 J/cm^2 (50 and 200 microseconds) and 30 J/cm^2 (150 microseconds).*

Keywords: *eutectic silumin, pulsed electron beam, irradiation, microhardness.*

Ограниченность природных ресурсов, повлияла на то, что энергосбережение стало важнейшей целью современности. Сокращение потерь уже имеющихся энергетических ре-

сурсов является составляющей энергосбережения, наряду с сокращением использования электроэнергии.

Ведущая роль по потреблению энергии принадлежит автомобильной промышленности, исходя из этого, перспективным направлением исследований является улучшение служебных характеристик существующих материалов [1-2].

Одним из самых распространенным в промышленности материалом является алюминий и сплавы на его основе, по объему производства и масштабам применения он уступает только черным металлам, а по распространению в природе алюминий занимает первое место среди всех металлов.

Алюминиевые сплавы – наиболее широко используемые металлические конструкционные материалы, после железа и стали. Данные сплавы имеют достаточно хороший потенциал для применения ввиду их высокой прочности, хорошей обрабатываемости, отличной литейной способности, хорошей теплопроводности и коррозионной стойкость [3-5].

В качестве отдельной группы алюминиевых сплавов стоит выделить силумины. Силуминами называют сплавы, химический состав которых включает в себя алюминии и кремний. Они не подвергаются термообработке, а могут быть упрочнены твердым раствором и процессами механической деформации.

Эвтектические силумины содержат от 10 до 13 % кремния, имеют умеренные прочностные свойства, но довольно высокое для литейных сплавов удлинение и являются самыми распространенными литейными сплавами на основе алюминия. Главным преимуществом перед другими литейными алюминиевыми сплавами, в том числе и другими типами силуминов, являются очень хорошие литейные свойства, в первую очередь высокая жидкотекучесть. Эти литейные сплавы очень хорошо подходят для литья тонкостенных, сложных по форме, герметичных, стойких к вибрации и ударным нагрузкам изделий [6-9].

Добавление легирующих элементов в процессе литья и поверхностная обработка являются основными методами модификации свойств материалов. В первом случае происходит изменение свойств всего объема материала, второй метод изменяет свойства только поверхностных слоев.

Наибольшую популяризацию получает упрочнения тонкого поверхностного слоя, ввиду того, что разрушение деталей в процессе эксплуатации испытывает именно их поверхность.

Электронно-пучковая обработка считается одной из наиболее перспективных технологий обработки поверхности изделии для придания повышенных физико-технических характеристик, а также формирования уникальной структуры алюминиевых сплавов.

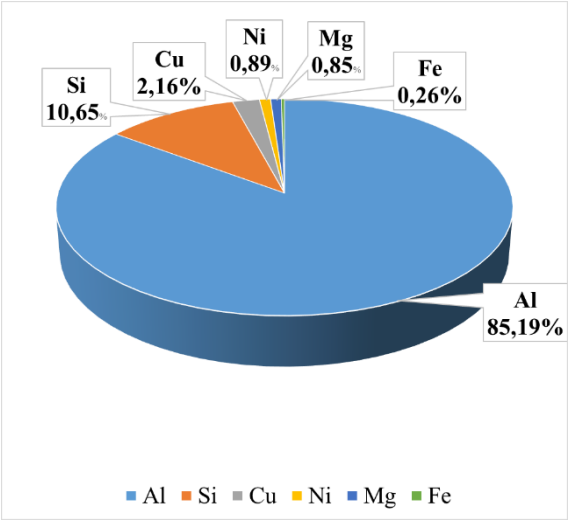
Целью настоящей работы являлся анализ изменений микротвердости поверхностного слоя образцов эвтектического силумина, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком в различных режимах.

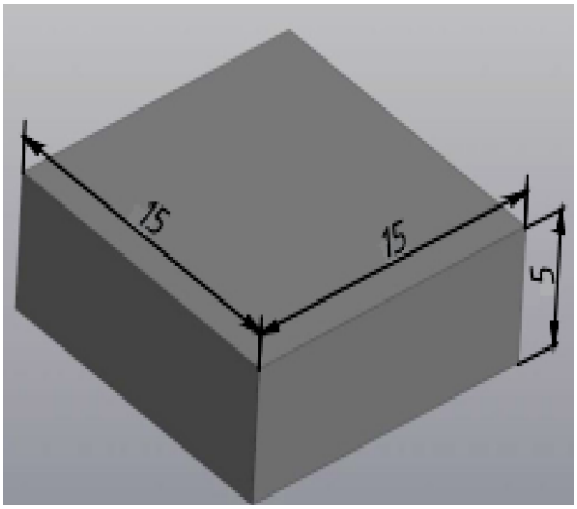
В качестве одного из наиболее распространенных литейных алюминиевых сплавов, содержащего дополнительные легирующие элементы Cu, Mg и Ni, и применяющегося в автомобильной промышленности для изготовления поршней, является эвтектический сплав АК10М2Н, который и был выбран в качестве материала исследований.

Распределение химических элементов исследуемого материала, установленное по результатам рентгеноспектрального анализа, показано на рисунке 1а. Образцы имели форму квадрата с размерами 15х15х5 мм (рисунок 1б).

Электронный пучок ориентировался по нормали к плоскости образца с размерами 15х15 мм^2, а диаметр пучка выбирался из условий охватывания всей площади поверхности образца.

В ходе проведения исследований образцы силумина АК10М2Н облучались интенсивным импульсным электронным пучком по 16 режимам различающихся плотностью энергии пучка электронов и временем импульса (таблица 1). Остальные параметры пучка электронов были одинаковы: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с$^{-1}$, давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па.





а) б)

Рисунок 1 – Результаты рентгеноспектрального анализа исследуемого материала (а), геометрические размеры образцов (б)

Таблица 1 – Режимы облучения образцов силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком

	Плотность энергии пучка электронов Дж/см^2						
Длительность импульса	50 мкс	10	20	30	40	50	-
	150 мкс	10	15	20	25	30	35
	200 мкс	10	20	30	40	50	-

Микротвердость измеряли методом восстановленного отпечатка (Виккерса), непосредственно на поверхности подвергнутой облучения, в соответствии с международным стандартом ISO 6507: 2005, нагрузка на индентор составляла 1Н (микротвердомеры HVS-1000 и Shimadzu DUH-211S). Время нагружения составило 10 с, а время снятия нагрузки - 5 с (средние значение микротвердости определяли не менее чем по 10 отпечаткам). Помимо измерения микротвердости поверхности облученного образца, также было проведено измерение микротвердости поперечного шлифа. Для приготовления поперечного шлифа образец разрезали перпендикулярно поверхности облучения,плоскость среза подвергали шлифовке и полировке.

Выявление микроструктурных составляющих методом металлографического анализа было выполнено с использованием оптического микроскопа Olympus GX-51. Для того чтобы исследовать материал с помощью металлографии, образцы подготавливались следующим образом: образец вырезался, шлифовался, полировался, протравливался. Для создания оптического контраста образцы химически травились раствором, содержащим 72% H_2O, 21% HF и 7 % HCl. Далее образцы помещались в поле зрения микроскопа, и выполнялось фотографирование полученных микроструктур при различных увеличениях. Следующим шагом было сравнение полученных микроструктур с известными (используя различные атласы микроструктур) и выявление структурных элементов входящих в состав сплава.

Характерные изображения структуры травленого шлифа, полученные методами оптической микроскопии, представлено на рисунке 2. Видно, что рассматриваемый материал преимущественно состоит из зерен алюминия и эвтектики.

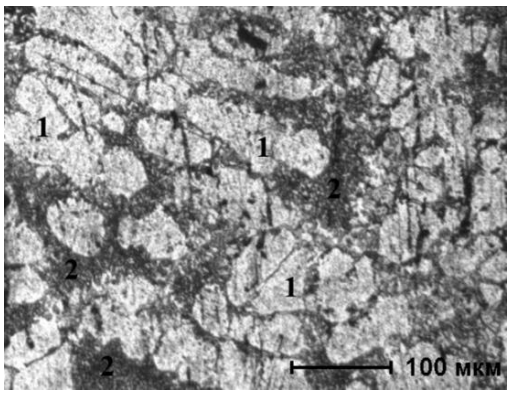


Рисунок 2 – Структура силумина, выявленная методами оптической микроскопии (1 – зерна алюминия, 2 – эвтектика)

Облучение силумина электронным пучком независимо от плотности пучка электронов (длительность импульса 150 мкс.) сопровождается плавлением и гомогенизацией поверхностного слоя материала, на что указывает меньший контраст микрофотографии в указанной области и невозможность получения четкой выраженной структуры методами химического травления (рисунок 3).

В ходе проведения исследований, выявлено, что толщина, проплавленного в глубь материала, слоя увеличивается с увеличением плотности пучка электронов и составляет: 24 мкм – для плотности энергии 10 Дж/см^2, 38 мкм – для 15 Дж/см^2, 42 мкм – для 20 Дж/см^2, 61 мкм – для 25 Дж/см^2, 66 мкм – для 30 Дж/см^2 и 100 мкм – для 35 Дж/см^2.На рисунке 3 приведены микрофотографии структуры поперечного шлифа силумина, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком (длительность импульса 150 мкс.) с разной плотностью энергии Дж/см^2 (а – 10, б – 20, в – 30)/

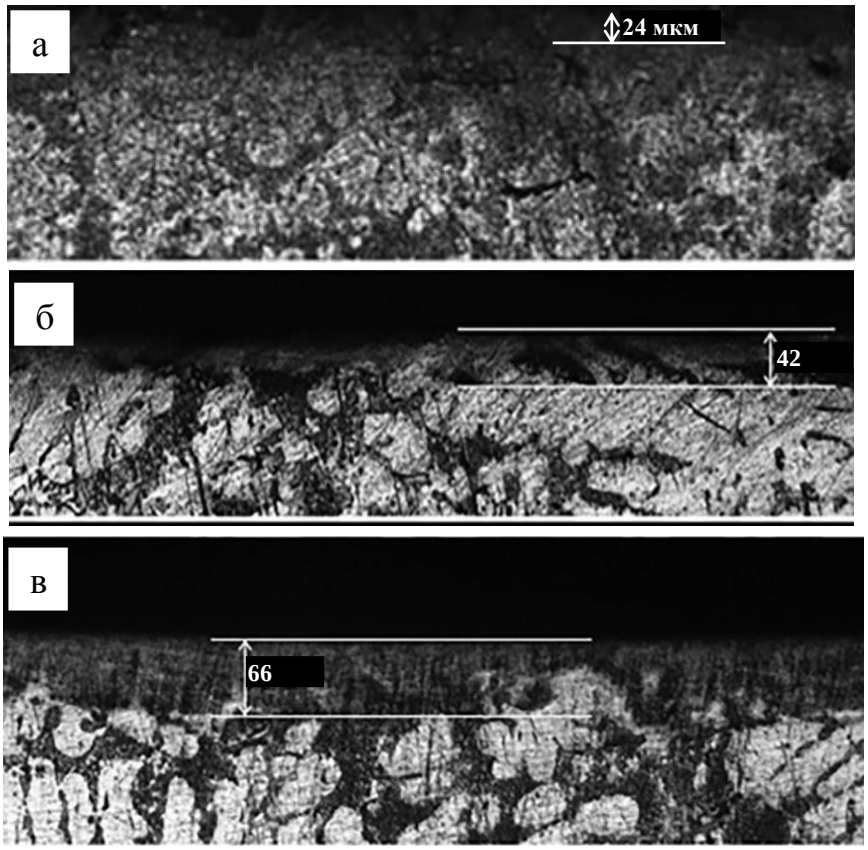


Рисунок 3 – Микрофотографии структуры поперечного шлифа силумина, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком (длительность импульса 150 мкс.) с разной плотностью энергии Дж/см^2 (а – 10, б – 20, в – 30)

Измерение микротвердости проводили на сплаве находящемся в литом состоянии и после воздействия на его поверхность электронным пучком, в режимах, представленных в таблице 1. Значение микротвердости определяли непосредственно на поверхности образца подвергнутой модифицированию.

Данные полученные в результате измерений представлены на рисунках 4 и 5.

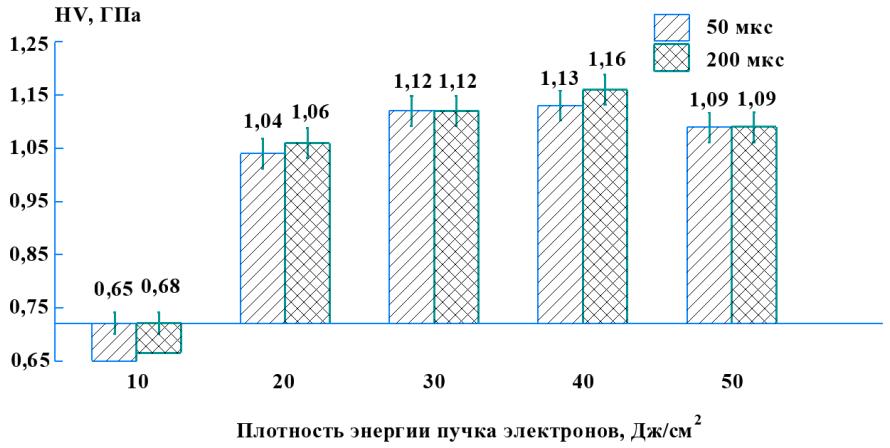


Рисунок 4 – Изменение микротвердости поверхностных слоев силумина, облученного импульсным электронным пучком различной величины плотности энергии и длительности пучка электронов (50 и 200 мкс). Пересечение оси абсцисс с осью ординат характеризует значение микротвердости сплава в литом состоянии

Анализ гистограммы представленной на рисунке 4 показывает, что воздействие импульсного электронного пучка с плотностью энергии 10 Дж/см^2 и временем импульса 50 и 200 мкс приводит к незначительному снижению микротвердости. Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к увеличению микротвердости с достижением максимального значения при плотности энергии пучка электронов равной 40 Дж/см^2, которое составляет 1,13 ГПа для длительности импульса 50 мкс и 1,16 ГПа для длительности 200 мкс. Полученные значения микротвердости превышают микротвердость литого силумина (0,72 ГПа) на 57 % и 61 % соответственно. В интервале значений плотности энергии пучка электронов 20-50 Дж/см^2, в среднем наблюдается увеличение микротвердости до 1,1 ГПа. Стоит констатировать, что изменение длительности импульса с 50 до 200 мкс несущественно сказывается на микротвердости, чего нельзя сказать о длительности импульса 150 мкс (рисунок 5).

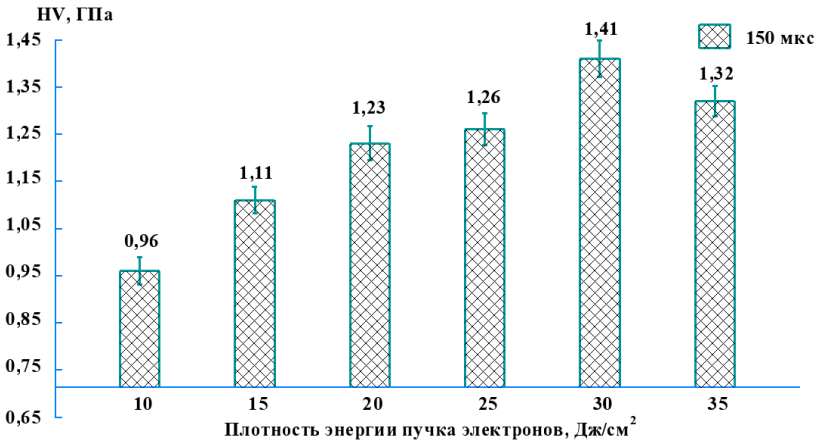


Рисунок 5 – Изменение микротвердости поверхностных слоев силумина, облученного импульсным электронным пучком различной величины плотности энергии при его длительности 150 мкс. Пересечение оси абсцисс с осью ординат характеризует значение микротвердости сплава в литом состоянии

Зависимость микротвердости от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса 150 мкс. представлена на рисунке 5. Можно увидеть, что увеличение плотности энергии приводит к монотонному возрастанию значения микротвердости на поверхности облучения. Максимальное увеличение значения микротвердости (1,41 ГПа) наблюдается при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см^2, что составляет 195% от исходного значения (0,72 ГПа). Дальнейшее увеличение плотности энергии до 35 Дж/см^2 приводит к незначительному снижению значения микротвердости.

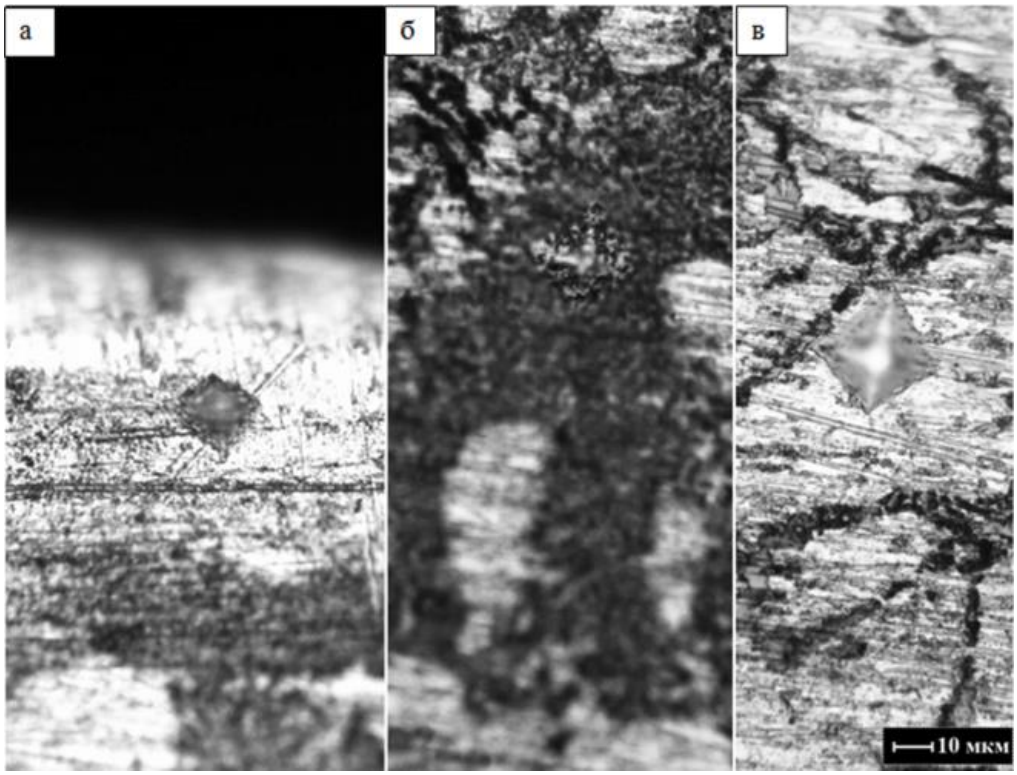


Рисунок 6 – Микроструктура поперечного шлифа силумина облученного интенсивным импульсным электронным пучком с отпечатками индентора (оптическая микроскопия); а – структура силумина у поверхности облучения; б – эвтектика на расстоянии 70 мкм от поверхности; в – отпечаток в зерне алюминия на расстоянии 70 мкм

Поскольку максимальные значения микротвердости поверхности наблюдаются для значений 25, 30 и 35 Дж/см^2 были выполнены исследования распределения профиля микротвердости в зависимости от расстояния до поверхности облучения с использованием поперечных шлифов. Так как материал содержит в себе зерна алюминия и эвтектику, то измерения микротвердости проводили отдельно в зерне (рисунок 6в) и в эвтектике (рисунок 6б).

Определено, что значения микротвердости (рисунок 7), как в зернах, так и в эвтектике модифицированных образцов, увеличиваются по мере приближения к облученному слою.

Обнаружено, что независимо от режимов обработки микротвердость образцов, в зоне подвергнутой облучению больше, чем на расстояниях 90 и 70 мкм от края образца. Анализ зависимостей дает основание сделать вывод, что микротвердость силумина в эвтектике больше, чем в зернах.

Из рисунка 7г видно, что значение микротвердости снижается по мере продвижения в объем материала и на глубине 90 мкм (0,93±0,052 ГПа – для 25 Дж/см^2, 0,97±0,071 ГПа – для 30 Дж/см^2, 0,96±0,103 ГПа – для 35 Дж/см^2) почти достигает значений исходного материала (0,86±0,04 ГПа). Характер зависимости, также не зависит от режима обработки.

По результатам исследования влияния электронно-пучковой обработки на микротвердость поверхностных слоев силумина можно сделать вывод, что оптимальными параметрами обработки, приводящими к максимальному увеличению микротвердости, являются режимы 40 Дж/см^2 (50 и 200 мкс) и 30 Дж/см^2 (150 мкс).

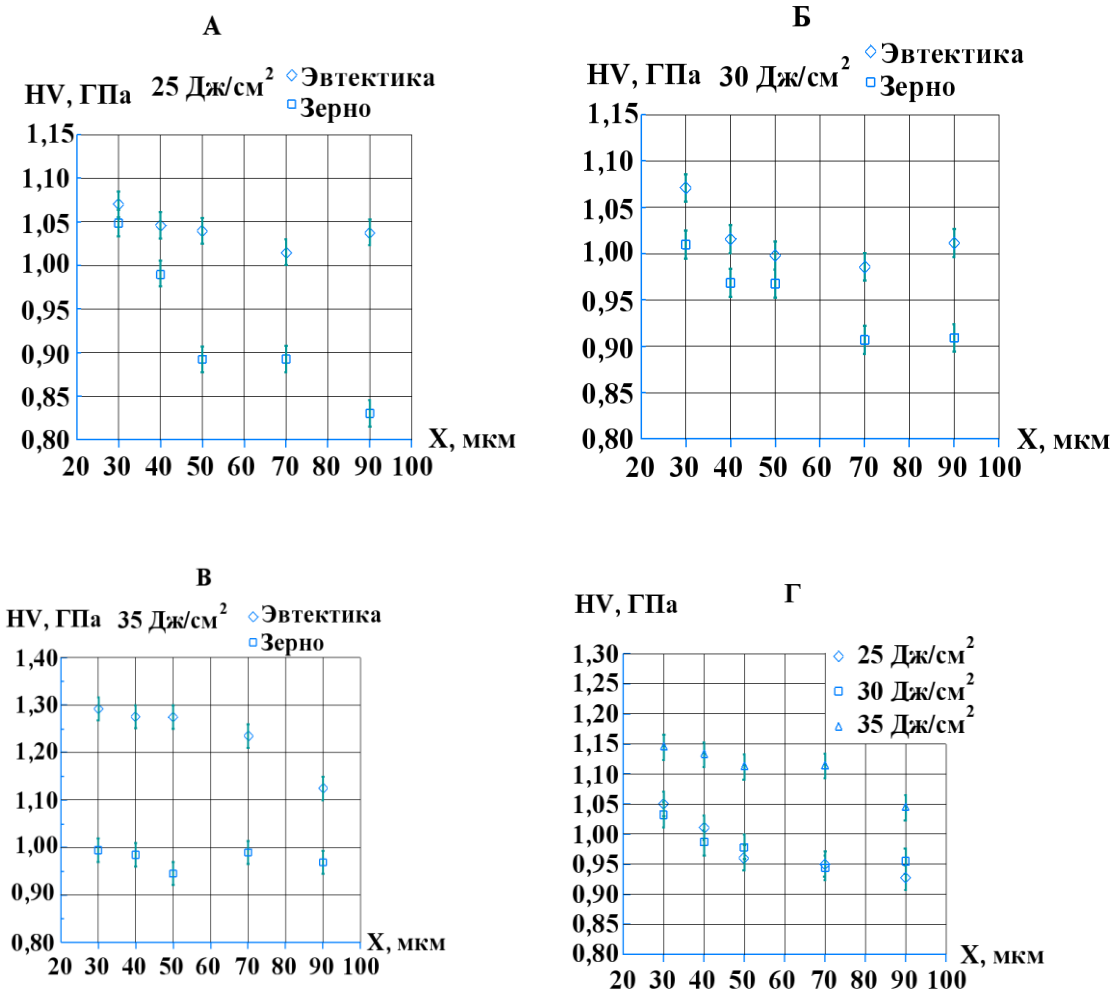


Рисунок 7 – Зависимости распределения значений микротвердости в зернах и эвтектике силумина на различных расстояниях от модифицированной поверхности (а – 25 Дж/см^2, б – 30 Дж/см^2, в – 35 Дж/см^2, г – в среднем по материалу, длительность импульса 150 мкс)

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ, проект №19-79-10059

Библиографический список

1. Singh N., Mir I.U.H., Raina A., Anand A., Kumar V., Sharma S. M. Synthesis and Tribological Investigation of Al-SiC Based Nano Hybrid Composite // Alexandria Eng. J. – 2018. – V. 53(7). – P. 1323-1330.

2. Dwivedi D. K. ―Adhesive Wear Behaviour of Cast Aluminium-Silicon Alloys: Overview // Materials & Design. – 2010. – V. 31(5). – P. 2517–2531.

3. James C.W. Progress in structural materials for aerospace systems/ C.W. James, A.S.Jr. Edgar // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 5775–5799.

4. A. Heinz Recent development in aluminium alloys for aerospace applications/ A. Heinz, A. Haszler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus, W.S. Miller // Materials Science and Engineering A280. – 2000. – P. 102–107.

5. Xu W. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate/ W. Xu, Y. Luo, W. Zhang, M. Fu // Journal of Materials Science & Technology. – 2018. – Vol. 34(1). – P. 173-184.

6. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В.С. Золоторевский, Н.А. Белов // Москва: МИСиС, 2005. - 376 с.

7. Белов, Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов / Н.А. Белов // – Москва: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 392 с.

8. Лунев, Ф.А. Силумин / Ф.А. Лунев // М.: Ленинград ОНТИ, – 1937. – 50 с.
9. Ласковнев, А.П. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др. // под ред. А.П. Ласковнева. – Минск: Беларус. Наука, – 2013. – 287 с.

УДК 669.71.017

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГКИХ ИНВАРОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Si-Cu

Афанасьев В.К., Попова М.В., Малюх М.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, starostina_ma1976@ mail.ru

Аннотация: *Исследованы закономерности изменения структуры и теплового расширения тройных высоколегированных сплавов Al–Si–Cu с высоким содержанием кремния. Установлена возможность получения низких значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) сплава 50% Si – 20 % Cu – Al во всем интервале испытания. Методом растровой электронной микроскопии исследован характер распределения легирующих элементов в исследуемых высоколегированных сплавах. Результаты рентгенофазового анализа и рентгеноспектрального микроанализа показали, что между пластинчатыми кристаллами кремнистой фазы располагаются частицы фазы* $CuAl_2$.

На базе сплава 50 % Si – 40 % Cu – Al получен литой легкий инвар, который имеет неизменные значения $\alpha = 3{,}0 \div 4{,}0 \cdot 10^{-6}$ *град*$^{-1}$ *во всем температурном интервале испытаний. Разработаны составы новых высоколегированных легких сплавов системы Si–Cu–Al, обеспечивающие наименьшие значения ТКЛР при температурах 50 – 450 °С.*

Ключевые слова: *высоколегированные сплавы, легирование, микроструктура, температурный коэффициент линейного расширения.*

ABOUT THE POSSIBILITY OF OBTAINING LIGHT INVARS BASED ON THE Al-Si-Cu SYSTEM

Afanasyev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, starostina_ma1976@ mail.ru

Abstract. *The regularities of changes in the structure and thermal expansion of triple high–alloyed Al–Si-Cu alloys with a high silicon content are investigated. The possibility of obtaining low values of the temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of the alloy 50% Si – 20% Cu – Al in the entire test interval is established. The nature of the distribution of alloying elements in the studied high-alloyed alloys is studied by scanning electron microscopy. The results of X-ray phase analysis and X-ray spectral microanalysis showed that* $CuAl_2$ *phase particles are located between the plate crystals of the siliceous phase.*

On the basis of the alloy 50% Si – 40% Cu – Al, a cast light invar was obtained, which has constant values $\alpha = 3{,}0 \div 4{,}0 \cdot 10^{-6}$ *deg*$^{-1}$ *in the entire temperature range of tests. Compositions of new high–alloyed light alloys of the Si–Cu-Al system have been developed, providing the lowest values of TCLE at temperatures of 50-450 °C.*

Keywords: *high-alloy alloys, alloying, microstructure, temperature coefficient of linear expansion.*

Новые материалы специального назначения с регламентированным уровнем теплофизических свойств необходимы современным наукоемким отраслям промышленности. Специальное назначение алюминиевых сплавов определяется требованиями 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 [1].

В качестве материалов с минимальными значениями ТКЛР в настоящее время используются сплавы на основе системы Fe-Ni – инвары и на основе системы Fe-Ni-Co – суперинвары. Данные сплавы являются высоколегированными, обладают высокой плотностью, что утяжеляет конструкции и приборы. В области легких сплавов лучшим достижением на сегодняшний день являются спеченные алюминиевые сплавы (САС) на основе системы Al-Si, получаемые методами порошковой металлургии. Технологический процесс изготовления спеченных алюминиевых сплавов с низким ТКЛР достаточно сложен и включает следующие основные операции: получение порошка сплава, горячее брикетирование порошка, прессование полуфабрикатов. При удовлетворительных механических свойствах ТКЛР сплавов типа САС не меньше $13{,}5\cdot10^{-6}$ град$^{-1}$ [2].

Создание легких сплавов специального назначения предполагает легирование кремнием, поскольку он имеет малую плотность и низкий ТКЛР по сравнению с алюминием [3]. Проведенные ранее исследования показали, что ТКЛР алюминия снижается при растворении в нем меди, никеля, железа, хрома и бериллия, то есть элементов с меньшим ТКЛР, чем у металла-основы [4, 5]. Следует отметить, что количество легирующих добавок, вводимых для уменьшения теплового расширения, значительно превышает предельную растворимость этих элементов в алюминии, что отрицательно сказывается на структуре и общем комплексе свойств алюминиевых сплавов. Традиционно считается, что растворимость алюминия в кремнии весьма мала. Однако использование более точных методов исследования позволило установить [6], что кремний имеет несколько полиморфных модификаций, на базе которых образуются твердые растворы большей концентрации, чем это принято считать.

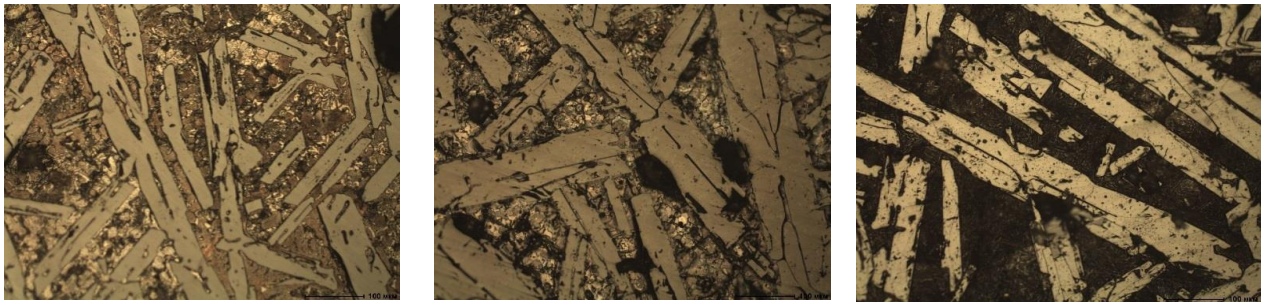
Наряду с кремнием, важнейшим легирующим элементом сплавов на основе алюминия является медь. Система Al–Cu с содержанием меди до 60 % относится к эвтектическому типу. В отличие от системы Al-Si, в ней образуется целый ряд интерметаллидов, самым значимым из которых является фаза $CuAl_2$. Промышленные алюминиево-медные сплавы содержат от 4,5 до 10 % Cu, поэтому представляет интерес исследование тройных сплавов с содержанием меди, многократно превышающим предел ее растворимости в алюминии. Результаты ранее проведенных исследований позволили установить, что совместное легирование кремнием и медью в суммарном количестве до 30–40 % позволяет снизить ТКЛР сплавов на основе алюминия до значений $12{,}5\div12{,}0\cdot10^{-6}$ град$^{-1}$ [7–10].

В данной работе в качестве объекта исследования были выбраны тройные сплавы системы Al – 40÷50% Si – Cu при различном соотношении Si и Cu. Сплавы выплавляли в лабораторных условиях в печах с силитовыми нагревателями, с соблюдением всех правил подготовки шихты и ведения плавки. Шихтовый алюминий расплавляли, вводили в него кремний в количестве 40, 50 % и медь в количестве 15, 20, 40, 50 %. Сплавы заливали в алюминиевый кокиль ($t_к$=20 ^oC). Температура заливки составляла 1100 – 1200 ^oC. Из полученных слитков изготавливали образцы для дилатометрического и металлографического исследований. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего дилатометра системы Шевенара, погрешность определения составляла $\pm\ 0{,}1\ \cdot\ 10^{-6}$ град $^{-1}$. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе *OLYMPUS GX-5*, при увеличениях 200 – 1000. Рентгеноспектральный микроанализ был проведен с помощью растрового электронного микроскопа *Zeiss EVO 50 XVP*[1].

Металлографический анализ тройных сплавов Al – 40% Si – Cu показал, что высоколе-

[1] *Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ*

гированные сплавы содержат в своей структуре крупные пластинчатые кристаллы первичного кремния (рисунок 1, *а, б, в*).

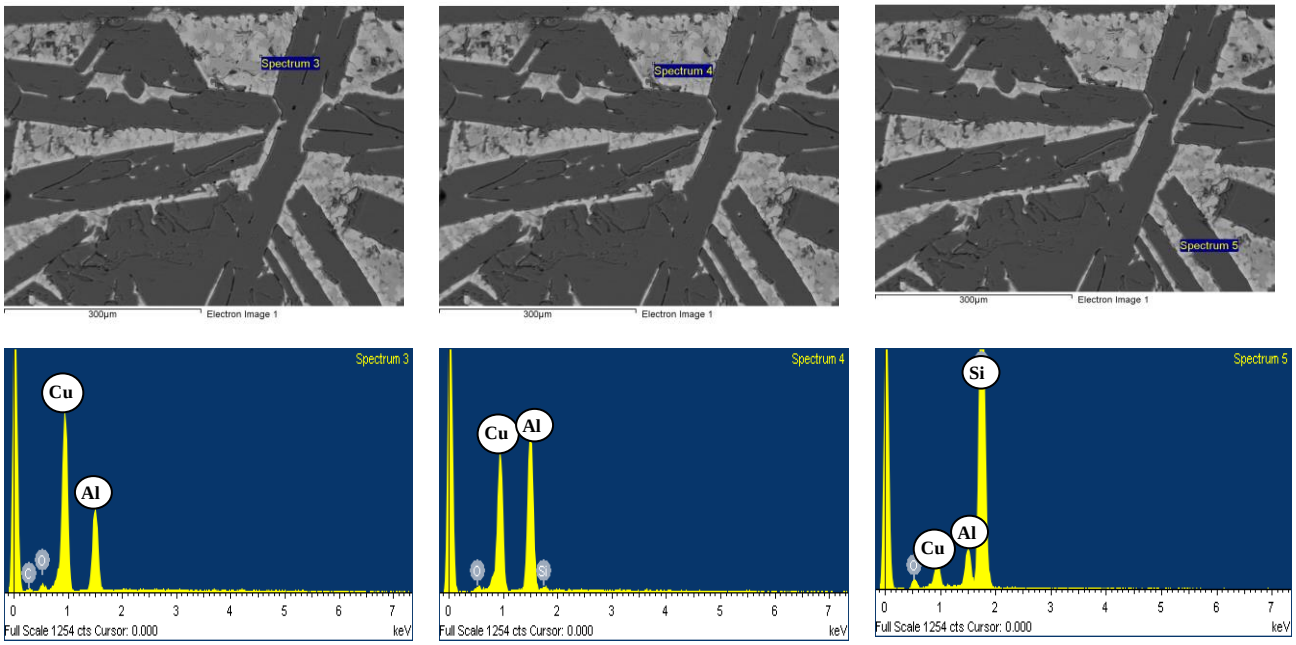


а *б* *в*

Рисунок 1 – Микроструктура сплавов на основе Al – 40 % Si – Cu:
а – 15 % Cu, *б* – 40 % Cu, *в* – 50% Cu

Установлено, что с увеличением содержания меди до 50 %, уменьшается объемная доля эвтектики. Это позволяет сделать заключение о том, что при больших содержаниях меди снижается предел растворимости кремния в алюминии. Другими словами, меняются условия структурообразования сплавов [11].

Кроме того, по результатам микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализа установлено, что в составе эвтектики присутствует не только интерметаллид $CuAl_2$, но и Cu_9Al_4 (рисунок 2).



а *б* *в*

Рисунок 2 – Микроструктура и элементный состав сплава Al – 40 % Si – 40 % Cu
в характерных участках образцов: *а, б* – фаза $CuAl_2$; *в* – твердый раствор переменной растворимости легирующих элементов

Изучено влияние меди на тепловое расширение сплавов Al-40% Si-Cu и Al-50% Si-Cu. Установлено, что легирование высококремнистых сплавов медью в количестве 20% позволяет получить тройные сплавы со слабо изменяющимся ТКЛР во всем температурном интервале испытаний (таблица 1).

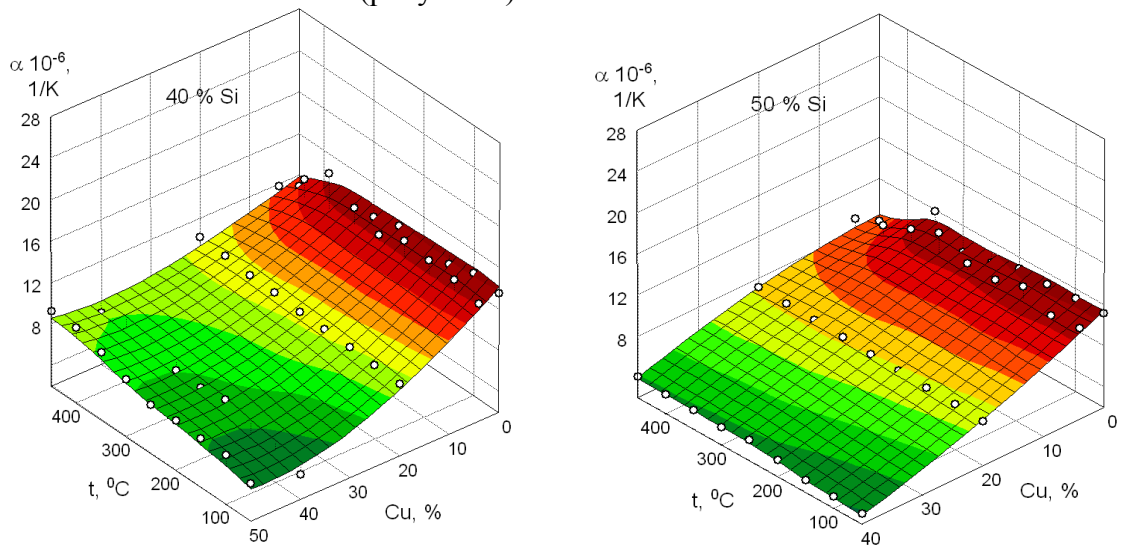
У высококремнистых сплавов (40÷50 %) Si легирование медью в больших количествах снижает ТКЛР сплавов во всем температурном интервале испытаний. Видно, что сплав Al – 50% Si – 40 % Cu, который, по сути, уже является сплавом на основе кремния, имеет значения $\alpha = 3{,}0 \div 4{,}0 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$.

Таблица 1 – Тепловое расширение высоколегированных сплавов Al – Si – Cu

Основа сплава	Содержание меди, %	Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$ град $^{-1}$ при температуре нагрева, °С								
		50	100	150	200	250	300	350	400	450
Al-40 % Si	-	12,5	13,3	13,5	13,9	14,5	12,8	11,9	11,7	10,9
	20	8,9	9,1	9,2	9,3	9,4	9,6	9,7	9,9	10,1
	40	4,4	4,5	4,5	6,7	6,2	6,3	6,3	6,7	7,0
Al-50 % Si	-	11,1	11,0	10,9	10,9	9,9	9,4	11,9	7,9	7,9
	20	6,3	6,4	6,5	6,6	6,7	6,8	6,8	7,0	7,1
	40	3,0	3,1	3,2	3,6	4,0	3,7	3,8	3,8	4,0

Обобщение результатов дилатометрического и рентгенофазового анализов позволяет утверждать, что ТКЛР тройных сплавов системы Al–Si–Cu значительно уменьшается, если в их составе присутствует не только большое количество кремнистой фазы, но и интерметаллиды, такие как $CuAl_2$, Cu_9Al_4, CuAl.

Закономерности изменения величины ТКЛР сплавов Al – 40÷50% Si – Cu в зависимости от содержания меди и от температуры испытания получены на графиках уравнений регрессии, представленных в виде трехмерной поверхности. Графики построены с помощью программы StatSoft Statistica 6.0 (рисунок 3).



а *б*

а – сплав Al – 40% Si – Cu; *б* – сплав Al – 50% Si – Cu

Рисунок 3 – Влияние содержания меди на ТКЛР сплавов Al – Si – Cu

С помощью полученных графиков можно прогнозировать величину ТКЛР сплавов Al – 40÷50% Si – Cu в зависимости от содержания меди и температуры испытания.

Полученные экспериментальные данные, демонстрируют постоянство значений ТКЛР исследуемых высоколегированных сплавов во всем температурном интервале испытаний от 50 до 450 °С. Таким образом, полученные легкие сплавы могут стать альтернативой тяжелым железоникелевым сплавам с регламентированным ТКЛР, таким как Н47Х, Н47Х3, Н47БХ, Н47Д5, Н33К17, Х18ТФМ [12]. Разработанные сплавы системы Al – Si – Cu могут работать в паре с керамикой и различными стеклами.

Выводы.

Результаты дилатометрических исследований высоколегированных сплавов демонстрируют возможность применения меди для получения легких сплавов системы Al-Si с низкими и стабильными значениями ТКЛР (α = 9,0÷4,0·10^{-6} град$^{-1}$) во всем интервале температур эксплуатации.

Обобщение результатов определения ТКЛР и рентгенофазового анализа позволяет утверждать, что совместное введение в алюминий кремния и меди способно существенным образом уменьшить тепловое расширение тройных сплавов системы Al–Si–Cu в том случае, когда в их составе присутствует не только большое количество кремнистой фазы, но и образуются интерметаллиды CuAl, $CuAl_2$, Cu_9Al_4.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года / Е.Н. Каблов // Юбилейный науч.-технич. сб. «Авиационные материалы и технологии». – Москва: ВИАМ. – 2012. – С. 7-17.
2. Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Г.А. Меркулова. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2008. – 312 с.
3. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия А7 / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.А. Старостина (М.А. Малюх) // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 23-26.
4. Afanasyev V.K. Effect of alloying on the thermal expansion of aluminum / V.K. Afanasyev, M.V. Popova, A.A. Ruzhilo, V.F. Frolov. – Russian metallurgy (Metally). – 2002. – № 6. – P. 539-544.
5. Popova, M.V. On linear expansion of alloyed aluminum alloys with silicon / M.V. Popova, V.F. Frolov, A.N. Lyubushkina. – Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2003. – № 2.– P. 38–40.
6. Таран, Ю. В. Фазовые переходы в кремнии и сплавах Al–Si / Ю.В. Таран, В.З. Куцова // Современные проблемы металлургии : научные труды. Вып. 1. – Днепропетровск, 1999. – С. 223–246.
7. Афанасьев В.К. Влияние меди на линейное расширение алюминиевых и кремниевых сплавов / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, Н.Б. Лаврова, Г.Г. Мажитова, М.В. Попова, В.А. Самонь // Металлургия машиностроения. – 2013. – № 4. – С. 16-19.
8. Афанасьев В.К. Тепловое расширение сплавов Al-Cu после обработки расплава и термообработки / В.К. Афанасьев, М.А. Малюх, М.В. Попова, В.А. Лейс, С.В. Долгова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 2 (71). – С. 87-94.
9. Afanasyev V. K. Features of structure formation and thermal expansion of high alloys of the Al–Si–Cu system / V. K. Afanasyev, M. V. Popova, M. A. Malyukh and A. N. Prudnikov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 866 (2020) 012035. – doi:10.1088/1757-899X/866/1/012035. – P. 1–7 (012035).
10. Afanasyev V.K. Features of thermal expansion of special-purpose aluminum alloys after treatment of melt and heat treatment / V.K. Afanasyev, M.V. Popova, M.A. Malyukh, A.N. Prudnikov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 411. – P. 1-7 (012010).
11. Попова М.В. Структура и тепловое расширение высоколегированных сплавов системы Al-Si-Cu специального назначения / М.В. Попова, М.А. Малюх // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2020. – Т. 7. – № 1-2. – С. 105-112.
12. Афанасьев В.К. Инвары: Учебное пособие / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.А. Гладышев, В.В. Герцен, Г.В. Обухов, А.В. Горшенин. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – 126 с.

УДК 621.745.4

ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИИ

Князев С. В., Куценко А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Соколов Б.М., Ознобихина Н.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru

Аннотация. *Получение и использование лигатур, модификаторов и раскислителей для получения конструкционных сплавов заданного состава и свойств в металлургии и литейном производстве является сложной и затратной производственной задачей. Предлагаемые технологии, основанные на вакуумной пропитке (всасывании) матричного сплава через пористый наполнитель, позволяют получить новые функциональные металломатричные композиционные материалы заданного состава для использования в качестве недорогих лигатур, модификаторов и раскислителей в металлургических процессах, а также упростить и сделать безопасным их использование.*

Ключевые слова:*литье, легирование и модифицирование, композиционные функциональные материалы, пористость, вакуумная пропитка, металлургия.*

TEHNOLOGY OF THE PRODUCTION OF THE WORLD COMPOSITE FUNCTIONAL MATERIALS FOR METALLURGY

Knyazev S.V., Kutsenko A.I., Usoltsev A.A., Kozyrev N.A., Sokolov B.M., Oznobihina N.V.

Siberian State Industrial University Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru

Abstract. *Obtaining and using ligatures, modifiers and deoxidizers to obtain structural alloys of a given composition and properties in metallurgy and foundry production is a complex and costly production task. The proposed technologies, based on vacuum impregnation (suction) of the matrix alloy through a porous filler, make it possible to obtain new functional metal matrix composite materials of a given composition for use as inexpensive ligatures, modifiers and deoxidizers in metallurgical processes, as well as to simplify and make their use safe.*

Keywords: *casting, doping and modification, composite functional materials, porosity, vacuum impregnation, metallurgy.*

Развитие техники невозможно без разработки новых конструкционных и функциональных материалов с заранее заданным составом и, как следствие, свойствами, среди которых больший интерес представляют металломатричные композиционные сплавы (МКС), состоящие обычно из литой основы - металломатрицы и наполнителя – формообразованных гранул, дроби, стружки, а также пористой преформы, с возможным добавлением частиц малого размера, в том числе и наноразмерных [1-5].

В МКС основой являются литейные сплавы, а функциональным наполнителем — легирующие и модифицирующие элементы, дисперсные частицы, искусственно внедренные в металломатрицу. При этом, как правило, в качестве функциональных добавок (элементов) используются алюминий в качестве раскислителя, магний в качестве модификатора, а также добавки тугоплавких частиц оксидов, карбидов, боридов, нитридов.

Одним из методов получения МКС являются жидкофазные технологические схемы. В основном используют три схемы производства МКС:

1. введение частиц в расплав при интенсивном перемешивании с помощью импеллера или магнитогидродинамического (МГД) перемешивателя;

2. пропитка формообразованных дисперсных частиц или пористых преформ матричным расплавом;

3. порошковая технология.

Для реализации технологий получения функциональных МКС для металлургии было выбрано второе направление, где процесс пропитки осуществляется путем просасывания вакуумом матричного расплава сквозь пористую преформу. Технология пропитки расплавом пористого наполнителя в настоящее время единственная позволяет получать широкий спектр изделий из МКС любых размеров и конфигурации, сочетающих в одном изделии многокомпозитную структуру, рисунки 1 и 2.

Рисунок 1 - МКС с алюминием (матричный материал) и графитом (формообразованный пористый наполнитель)

Рисунок 2 - Пористая заготовка - преформа из матричного алюминиевого сплава для ввода в поры частиц малого размера, в том числе и наноразмерных

В качестве основного технологического оборудования для получения изделий из МКС рекомендована индукционная вакуумная машина для литья металлического сплава INDUTHERMVC3000V обладающая улучшенными в сравнении с аналогами и предшественниками характеристиками. Ключевыми преимуществами данного устройства являются комплектация виброприводом, пневматическим замком камеры плавления и функция избыточного давления. При относительно небольшом внешнем габарите и весе данная установка может одновременно обрабатывать до 9 кг металла, в частности, она считается одной из лучших для изготовления изделий из алюминия и магния, что позволяет использовать ее в оснащении производства изделий из МКС. В сравнении с другими моделями INDUTHERMVC3000V обладает увеличенным до 3400 куб.см. тиглем и преформой с максимальным размером 450x600 мм, что позволяет использовать ее в промышленных целях.

Для получения пористых преформ и формирования пористых наполнителей исполь-

зуются следующие принципиальные технологические схемы:

- Получения пористых преформ из пористого алюминия или магния: наполнитель (NaCl) – сушка и очистка – рассев по фракциям – засыпка наполнителя в оболочку и формообразование – нагрев наполнителя – заливка расплава под вакуумом (просасывание через наполнитель) – кристаллизация и охлаждение в форме – удаление отливки (литой заготовки) из формы – механическая обработка отливки – вымывка наполнителя в отливке водой (растворение соли) – сушка готового изделия;

- Получения пористых преформ из пористого чугуна или стали: наполнитель (бой керамических корочек от ЛВМ) – сушка и очистка – рассев по фракциям – засыпка наполнителя в оболочку и формообразование – нагрев наполнителя – заливка расплава под вакуумом (просасывание через наполнитель) – кристаллизация и охлаждение в форме – удаление отливки (литой заготовки) из формы – механическая обработка отливки – вымывка наполнителя в отливке щелочным раствором NaOH (выщелачивание) – промывка в воде и сушка готового изделия;

- Из сыпучего материала наполнителя (дробь, стружка, гранулы, порошки и пр.) формируют пористую заготовку в виде любой целесообразной геометрической объемной фигуры, например цилиндра. Заготовку можно формировать любым известным образом, наиболее оптимально уплотнение встряхиванием в оболочках, например трубе, брикетирование материала наполнителя прессованием или с помощью промежуточного пассивного связующего, в качестве которого может быть использовано жидкое стекло. На стадии формирования заготовки обеспечивают определенный технологический суммарный объем ее пор, задавая таким образом соответствующий объем матричного материала в готовом изделии, соответственно и его массу, и долевое участие в рецептуре. Если заготовку формируют брикетированием материала наполнителя с пассивным связующим (жидким стеклом), то объем пор обеспечивают соотношением исходных объемов наполнителя и жидкого стекла - в этом случае материал наполнителя смешивают е жидким стеклом в заданном соотношении, полученную смесь формируют и подсушивают до состояния сохранения формы, иногда совмещая эту операцию с нагревом заготовки под пропитку. При формировании заготовки прессованием объем обеспечивают достигаемой при прессовании степенью плотности заготовки [6].

Готовую пористую заготовку нагревают в печи в среде инертного газа (аргона или азота) до температуры, соответствующей температуре ликвидуса металла, выбранного в качестве матричного материала.

Материал твердого наполнителя, являющийся основой для приготовления раскислителя или лигатуры в виде МКС с требуемыми функциональными свойствами, выбирают из группы, включающей Fe, Ti, Ni, Mn, Si, B и используют в виде порошка, гранул, стружки или в другой какой - либо технологически целесообразной форме с размером фракций от 0,25 до 10 мм.

Матричный материал, также в зависимости от служебных свойств изготавливаемого изделия, выбирают из группы металлов, содержащей Al, Mg, Cu, Pb, Zn, Su, используя их в чистом виде или в виде сплавов на основе любого из них.

Получение МКС может быть использовано при создании эффективных лигатур и модификаторов для алюминиевых сплавов. Технология заключается в том, что тугоплавкие частицы легирующего материала размером не менее 0,25 мм, засыпают в форму (трубу диаметром 50-100 мм) при комнатной температуре в воздушной среде, форму нагревают до температуры около 500 °С, помещают в вакуумную камеру для дегазации, после чего заливают ее расплавом алюминия с обеспечением просасывания расплава алюминия в поры между тугоплавкими частицами легирующего материала.

МКС с функциями ферросплавов и лигатур для раскисления и легирования сталей изготавливается следующим образом. Раскислитель выполнен в виде композита, в котором алюминий содержится в качестве легкоплавкого матричного компонента, а сплав на основе железа - в качестве тугоплавкого пористого компонента при отношении массовых долей матричного и пористого компонентов в пределах 25/75 - 50/50. В качестве пористого компонента из сплава на основе железа используют сталь и/или чугун в виде частиц размером 0,25-10,0 мм, что обеспечивает увеличение усвояемости алюминия жидкой сталью на

20-40 % и улучшение качества стали за счет повышения стабильности процесса ее раскисления [7,8].

Выводы: Исследованию и разработке металломатричных композиционных материалов уделяется значительное внимание практически во всех экономически развитых странах благодаря комплексу технологических свойств, в том числе, как «носителя» состава, спланированных комплексов лигатур и модификаторов, при разработке новых конструкционных материалов, которые могут быть получены в этом классе функциональных материалов и которые труднодостижимы в материалах, получаемых с использованием традиционных технологий [9,10].

Библиографический список

1. Small-scale production of cast porous and composite materials / S. V. Knyazev, A. A. Usoltsev, A. I. Kutsenko [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering : 21, Technologies, Innovation, Quality, Novokuznetsk, 23–24 октября 2019 года. – Novokuznetsk, 2020. – P. 012013. – DOI 10.1088/1757-899X/866/1/012013.

2. Князев, С. В. Новая технология ввода наноматериалов в расплав на основе использования пористых литых материалов / С. В. Князев, А. А. Усольцев, А. И. Куценко // Инновационные технологии в литейном производстве : Сборник трудов Международной научно-технической конференции, посвящённой 150-летию факультета "Машиностроительные технологии" и кафедры "Технологии обработки материалов! МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, 22–23 апреля 2019 года / Под общей редакцией К.А. Батышева, К.Г. Семенова. – Москва: Московский государственный областной университет, 2019. – С. 61-65.

3. Князев, С. В. Наноматериалы на основе пористых литых металлов и способ их ввода в расплав / С. В. Князев, А. А. Усольцев, А. И. Куценко // Литейное производство. – 2019. – № 9. – С. 5-7.

4. Технология получения отливок из сплава 30ХГСЛ / Р. О. Мамедов, А. Е. Долгополов, А. В. Дмитриенко [и др.] // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 13–15 июня 2018 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2018. – С. 184-187.

5. Разработка лабораторного оборудования для исследования процессов литья и сварки в вакууме / Б. М. Соколов, Н. В. Ознобихина, А. Е. Долгополов [и др.] // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 13–15 июня 2018 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2018. – С. 190-192.

6. Использование симплекс-метода Нелдера-Мида для оптимизации состава смесей при литье и сварке / А. Е. Долгополов, Р. О. Мамедов, Р. А. Шевченко [и др.] // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 13–15 июня 2018 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2018. – С. 193-198.

7. Князев, С. В. Плавка стали в малой дуговой печи / С. В. Князев, Д. А. Лубяной, Р. О. Мамедов // Металлургия машиностроения. – 2021. – № 3. – С. 18-20.

8. Resource and energy saving technology for producing high-quality steel castings with heat-time treatment / D. A. Lubyanoy, R. O. Mamedov, B. M. Sokolov [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering : 21, Technologies, Innovation, Quality, Novokuznetsk, 23–24 октября 2019 года. – Novokuznetsk, 2020. – P. 012044. – DOI 10.1088/1757-899X/866/1/012044.

9. Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgopolov A.E.Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

10. Antipenko, V.I., Knyazev, S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of LiteinoeProizvodstvo), 1987. no. 7, p. 34.

УДК 621.74:681.3

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АЛГОРИТМЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРИГОТОВЛЕНИЕМ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Князев С.В., Козырев Н.А., Усольцев А.А.

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

Аннотация. *Перспективным путем решения задачи минимизации дефектности отливок является постоянное адаптирование технологического процесса к внешним возмущениям. Группа технологических алгоритмов оптимизационного управления смесеприготовлением предназначена для учета и обобщенья данных о дефектности и браке отливок, для диагностики и прогнозирования их дефектности, а также для выработки рекомендаций технологического и организационного характера на процесс смесеприготовления, минимизирующих уровень дефектности отливок. Алгоритм адаптивной оптимизации реализуется программно через промкомпьютер и обеспечивает вычисление обобщенного параметра оптимизации по значениям основных физико-механических свойств и технологических свойств, последовательный анализ и поиск оптимума симплекс-методом Нелдера - Мида с ограничениями на диапазон изменения ряда параметров.*

Ключевые слова: *дефектность отливок, смесеприготовление, алгоритм, состав-свойства формовочной смеси, управление, диагностика, автоматизация.*

TECHNOLOGICAL ALGORITHMS FOR MANAGING THE PREPARATION OF MOLD MIXTURES

Knyazev S.V., Kozyrev N.A., Usoltsev A.A.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru

Abstract. *A promising way to minimize the defection of castings is the constant adaptation of the process to external disturbances. The group of technological algorithms of optimization control of mixing is designed to account for and generalize data on defects and marriage of castings, to diagnose and predict their defectiveity, as well as to develop recommendations of a technological and organizational nature on the process of mixing preparation, minimizing the level of defection castings. The adaptive optimization algorithm is implemented programmatically through the promcomputer and provides a generalized optimization parameter by the values of the main physical and mechanical properties and technological properties, sequential analysis and search for the optimum of the Neder-Mid simplex method with limitations on the range of changes in a number of parameters.*

Keywords: *defective castings, mixing, algorithm, compound-properties of molding mixture, management, diagnostics, automation.*

Растущие требования к качеству литых изделий отражаются на состоянии технологических процессов получения отливок, в том числе существенномповышении качества литейной формы, как одного из ответственных аспектов, влияющих на образование литейно-технологических дефектов в отливках. При этом решаются, в частности, задачи увеличения уровня уплотнения, прочности, газопроницаемости и податливости литейной формы, снижения ее газотворности и т. п., которые определяются в большинстве случаев правильным подходом к составу и свойствам формовочной смеси.

Современная система смесеприготовления для автоматизированных формовочных линий должна обеспечить снижение влажности смеси до 3 % при одновременном повыше-

нии прочности ее на сжатие в сыром состоянии, заданную гранулометрию и температуру смеси, а также возможность получения требуемой комбинации физико-механических и технологических свойств смеси в рабочем диапазоне [1,2].

Для целей автоматизации и оптимизации управления технологическими процессами при решении перечисленных выше задач разработаны алгоритмы функционирования АСУ ТП смесеприготовления в условиях функционирования АФЛ.

Контуром АСУ ТП охвачен блок из смесителя периодического действия, оснащенного дозаторами компонент смеси, предназначенный для приготовления единой песчано-бентонитовой формовочной смеси. С целью повышения надежности функционирования смесеприготовительного отделения в системе предусмотрено три способа управления: ручное управление исполнительными механизмами, осуществляемое оператором с пульта управления; управление по жесткой программе с использованием принципа регулирования качества смеси на основе информации, поступающей от системы автоматизированного регулирования уплотняемости смеси (САРУС); адаптивное управление, включающее в себя оптимизационный поиск заданий дозаторам и датчику уплотняемости смеси. Алгоритм адаптивной оптимизации реализуется программно через промкомпьютер и обеспечивает вычисление обобщенного параметра оптимизации по значениям основных физико-механических свойств и технологических свойств, последовательный анализ и поиск оптимума симплекс-методом Нелдера -Мида с ограничениями на диапазон изменения ряда параметров [3,4].

Оптимизируемым параметром выступает обобщенная функция качества смеси, определяемая как безразмерная величина Y, полученная в результате нормирования (относительно оптимального) текущего значения параметра качества смеси: $Y_u=\sum_{i=1}^{m} a_i \left(\frac{y_{iu}-y_{io}}{y_{io}}\right)^2$, причем $\sum_{i=1}^{m} a_i = 1$, $a_i > 0$, где y_{iu} - значение индивидуального параметра iкачества в u-ом цикле; y_{i0} - оптимальное значение параметра i качества -значение, к которому следует стремиться; a_i - показатель значимости частных параметров i качества, m – количество параметров качества смеси (физико-механические и технологические параметры смеси).

Величина значимостиa_i определяется из опыта и задач эксплуатации системы смесеприготовления с использованием методики экспертных оценок или математико-статистических вычислений. Оптимальные параметры качества смеси, т, е. значения физико-механических и технологических свойств единой формовочной смеси, определяющих высокое качество литейной формы и, как следствие, минимизирующих дефектность отливок, задаются автоматизированной системой диагностики и прогнозирования дефектности отливок или технологом. АСУ качеством отливок, позволяющая оперативно изменять технологию по критерию минимума дефектности, состоит из нескольких подсистем. Основная подсистема предназначена для учета и обобщенья данных о дефектности и браке отливок, для диагностики и прогнозирования их дефектности, а также для выработки рекомендаций технологического и организационного характера, минимизирующих уровень дефектности отливок. Для диагностики и прогнозирования дефектности отливок экспериментально-статистическими методами теории распознавания образов разработана методика сбора статистической информации, обеспечивающая тщательное слежение за процессом изготовления отливок от выплавки металла, изготовления форм и до контроля их дефектности [5,6].

Алгоритм вычисления значений обобщенного критерия качества смеси включает в себя математическую модель состав – свойства смеси, связывающую содержание компонент формовочной смеси (отработанная смесь, кварцевый песок, лигносульфоната, бентонитовая суспензия, вода) со значениями физико-механических и технологических свойств (прочность на сжатие в сыром состоянии, уплотняемость, формуемость, газопроницаемость, содержание связующего, текучесть, влажность и осыпаемость). Текущие значения параметров качества смеси определяются в результате экспресс-анализа в цеховой лаборатории и автоматическими датчиками [7].

Выбор режима работы системы управления осуществляется оператором-технологом дистанционно или непосредственно с пульта, расположенного возле смесителя. В центре

оперативного управления находится промкомпьютер, связанный с пультом оператора-технолога, мнемосхемы смесеприготовительного отделения, основных технологических схем и оборудования, с индикацией типа «работает — не работает», «исправен — не исправен». Через промкомпьютер и пульт управления выдаются задания на выполнение режимов работы смесителя и дозаторов компонент формовочной смеси.

Основными критериями воздействия адаптивной системы автоматического управления на процесс смесеприготовления являются изменения доз компонент формовочной смеси, вносимых в освежение и изменение задания датчику уплотняемости смеси.

Полный цикл приготовления формовочной смеси можно условно разделить на следующие операции: включение, дозирование компонент смеси и загрузка смесителя, автоматическое определение и контроль параметров смеси, подготовка к выпуску, выпуск смеси и возврат в начало цикла.

Загрузка смесителя осуществляется по величине потребляемого тока смесителем после его включения. Если ток не превосходит контрольного значения холостого хода, то осуществляется загрузка смесителя оборотной смесью и освежающей дозой песка и лигносульфонатном. В противном случае оператор обязан выпустить формовочную смесь из не полностью разгруженного смесителя.

После проверки выгрузки сухих компонент из дозаторов и завершения цикла сухого перемешивания (примерно 3 мин) включается в работу автоматический датчик уплотняемости смеси и проводится дозирование расчетной дозы бентонитовой суспензии. По завершении дозирования суспензии снимается блокировка с вентилей подачи воды САРУС, в состав которой входит датчик уплотняемости. В результате работы САРУС происходит доувлажнение смеси до заданного уровня и определяется окончание цикла перемешивания по достижении смеси технологической готовности — установленного значения уплотняемости.

При получении годного замеса выполняются операции подготовки его к выпуску, к которым относятся введение термокомпенсирующей дозы воды и аэрация смеси. Термокомпенсация необходима для восполнения влаги, которую она теряет при транспортировании смеси. Количество испарившейся влаги будет зависеть от температуры смеси. Следовательно, устройство термокомпенсации вводит дополнительное количество воды, пропорциональное температуре смеси.

После завершения подготовки смеси к выпуску она выдается на сборный транспортер. Затем в случае отсутствия команды на выключение смесителей по завершении выпуска смеси формируется сигнал возврата на количество цикла.

Получение качественной формовочной смеси с заданными физико-механическими свойствамипрактически невозможно без стабилизации ее гранулометрических характеристик. С этой цельюсистема управления процессом смесеприготовления предусматривает расчет и задание зерновогосостава смеси. Решение поставленной задачиосуществляется в комплексе путем расчета составапесков, вводимых в освежение, и баланса компонент формовочной смеси в процессе ее рециркуляции.

Задачу шихтовки смеси заданного гранулометрического состава можно представить как задачулинейного программирования. Для того чтобыпри смешивании песков получить смесь определенной марки, необходимо обеспечить выполнение неравенств: $d_{min} \leq d \leq d_{max}$;$M_{min} \leq M \leq M_{max}$,где d - медианный средний размер зерна; M - модуль мелкости [8, 9].

В случае критерия оптимизации по стоимостиили расходу дефицитных песков система соотношений для решения задачи линейного программирования шихтовки песков имеет вид (1):

$$c = \sum_{j=1}^{k} c_j x_j; \quad d = \sum_{j=1}^{k} d_j x_j;$$

$$M = \sum_{j=1}^{k} M_j x_j; \quad 1 = \sum_{j=1}^{k} x_j, \qquad (1)$$

где c_j - стоимость или индекс дефицитности компонента j (более дефицитный компонент

имеет значение меньше, чем менее дефицитный);

c - то же, для их смеси; x_j - доля компонента j в смеси ($x_j>0$, j= 1,2,…k);

k - индекс отработанной смеси.

Зная данные рассева песков и оборотной смеси, можно всегда определить их модуль мелкости и медианный средний размер, что будет являться требуемой информацией для решения задачи шихтовки методом линейного программирования. Дополнительно при решении задачи задается ограничение для отработанной смеси типа: $x_{mink} \leq x_k \leq x_{maxk}$.

Как известно, формовочные материалы в процессе рециркуляции смеси претерпевают значительные изменения при взаимодействии с горячим металлом и последующим охлаждением, а смесь изменяет свой компонентный состав вследствие потерь при транспортировке, аэрации, выбивке и т. п., а также попадания в нее стержней и ввода освежающей добавки. Для решения задачи расчета объема смеси, направляемого на регенерацию и в отвал, система реализует алгоритм расчета баланса компонент смеси в процессе ее рециркуляции.

Выводы:

1. Предложенный алгоритм оптимизационного управления приготовлением единой формовочной смеси позволяет вырабатывать рекомендации технологического и организационного характера и задавать рецептуры единой формовочной смеси, минимизирующих уровень дефектности отливок. По сутион является универсальным и его адаптированная версия была апробирована для использования при приготовлении стержневых смесей, а также, в сварочном производстве при производстве флюсов, порошковой проволоки с целью повышения качества сварных швов и повышения эффективности процесса сварки.

2. Комплекс технологических алгоритмов автоматизированной системы приготовления единой песчано-бентонитовой смеси позволит в значительной мере добиться повышения ее качества и снизить уровень дефектности отливок по вине смесеприготовления более чем вдвое, повысить эффективность производства за счет снижения брака и трудоемкости при последующей обработке отливок, а также расхода формовочных материалов [10].

Библиографический список

1.Литейные формовочные материалы. Формовочные и стержневые смеси и покрытия: справ. / А.Н. Болдин и др. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.

2.Технология литейного производства. Формовочные материалы: учебное пособие/ В.К. Дубровин, И.Н. Ердаков, А.В. Карпинский. - Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2005. - 139 с.

3. Sacco W. F., Filho H. A., Henderson N., de Oliveira C. R. E. A Metropolis algorithm combined with Nelder-Mead Simplex applied to nuclear reactor core design // Annals of Nuclear Energy, 2008. Vol. 35, no. 5. Pp. 861-867.

4. McKinnon K. I. M. Convergence of the Nelder-Mead simplex method to a nonstationary point // SIAM Journal of Control and Optimization, 1999. Vol. 9, no. 2. Pp. 148-158.

5.Ключевые показатели качества стали литых изделий для железнодорожного транспорта / С. В. Князев, Д. В. Скопич, Е. А. Фатьянова, А. А. Усольцев, А. И. Куценко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60, № 2. - С. 128-132.

6. Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgopolov A.E. Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

7.Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgopolov A.E., Mamedov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012026).

8.Antipenko, V.I., Knyazev, S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo), 1987. no. 7, p. 34.

9.Разработка технологических алгоритмов АСУ ТП смесеприготовления для автоматизированных формовочных линий / С. В. Князев, Г. Л. Хазан, В. И. Антипенко, В. А. Марчуков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1992. – № 2. - С. 64-66..

10.Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством/Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А.//Литейное производство. -1992. -№ 4. -с.26-27.

УДК 621.7+621.9

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЧУГУНОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГАЗОСБОРНОГО КОЛОКОЛА

Усольцев А.А., Князев С.В., Куценко А.И., Козырев Н.А., Дмитриенко В.И.

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

Аннотация. *Коррозионная стойкость чугунов, работающих в условиях агрессивной парогазовой и высоких температурах. Проведен сравнительный анализ коррозионной стойкости серого чугуна с пластинчатым графитом, чугуна с шаровидным графитом ВЧ 50 и хромистого чугуна ЧХ3.*

Ключевые слова: коррозионная стойкость, форма графита, микроструктура, литье, чугун, дефекты.

CORROSION RESISTANCE OF CAST IRON USED FOR PRODUCTION OF GAS-COLLECTING BELL

Usoltsev A.A., Knyazev S.V., Kutsenko A.I., Kozyrev N.A., Dmitrienko V.I.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru

Abstract. *Corrosion resistance of cast iron operating in conditions of aggressive steam-gas and high temperatures. Comparative analysis of corrosion resistance of gray cast iron with plate graphite, cast iron with ball-shaped graphite VH 50 and chrome cast iron was carried out CH3.*

Keywords: *corrosion resistance, graphite shape, microstructure, casting, cast iron, defects.*

Агрессивная парогазовая среда в электролизере Содерберга формируется вследствие протекания реакции газификации углерода; испарения серы, содержащейся в анодной массе, и образования сернистых газов;испарения фторидов металлов и их взаимодействия с имеющейся в системе влагой с образованием фтороводорода. Основным процессом, приводящими к разрушению газосборного колокола (ГСК), изготовленного из серого чугуна, является окисление железа кислородом, газом SO2 и парами серы с образованием магнетита, гематита и пирротина. Одновременное образование оксидов и сульфидов железа не препятствует дальнейшей коррозии, так как формируется окалина с рыхлой структурой, не обладающая защитными свойствами [1-2].

Уменьшение протяженности межфазных границ внутри материала отливкипозволяет уменьшить скорость коррозионного разрушения, то есть необходимо исключить наличие пластинчатых выделений графита.

Этого можно достичь путем модифицирования чугуна для изменения формы графитовых включений, т.е. получение высокопрочного чугуна с шаровидной формой графитовых включений. Опыт эксплуатации чугуна ВЧ50 в качестве материала для изготовления ГСК показал следующее. Графит представлен в виде сфер (рисунок 1), преимущественный средний размер по всему сечению образца – 46-60 мкм. Микроструктура – феррит + перлит + графит (высокопрочный графит на феррито-перлитной основе), также по всему сечению образца (рисунок 1).

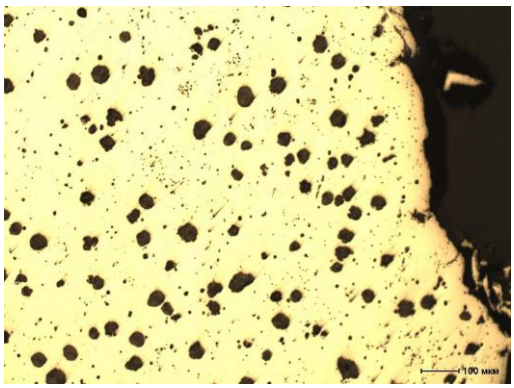
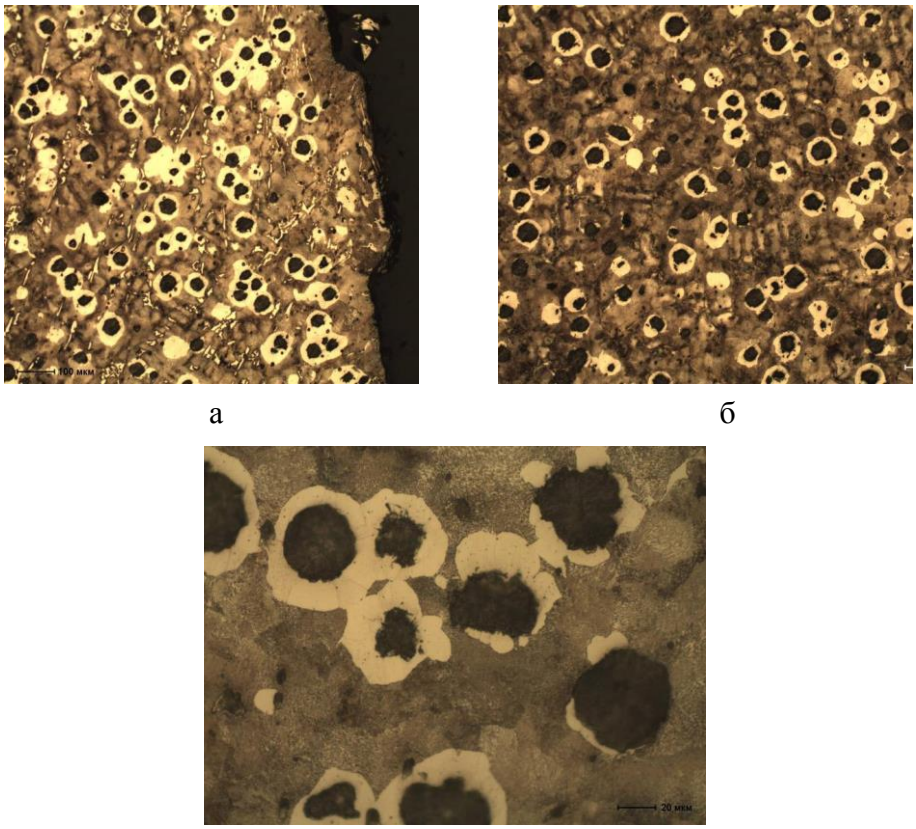


Рисунок 1 – Внешний вид сфероидального графита в образце, вырезанного из ГСК

Форма графитовых включений в исследуемом образце соответствует форме графитовых включений (шаровидной), характерной для высокопрочного чугуна ВЧ50 (рисунок 2).



а – край, х100; б – сердцевина, х100; в – х500

Рисунок 2 – Микроструктура образца, вырезанного из ГСК

Получение в чугуне шаровидного графита с использованием модифицирования магнием не исключает доступ агрессивных газов к поверхности изделий и возможность их диффузии по границам зерен.

Альтернативой этому является легирование, приводящее не только к исключению пластинчатых выделений графита в структуре чугуна, но и к образованию поверхностных оксидных слоев на основе легирующего элемента, препятствующих коррозии. Легирование хромом придает чугунам высокую абразивную стойкость благодаря присутствию в структуре карбидной составляющей, а также коррозионную стойкость за счет легирования металлической основы, жаростойкость вследствие повышения электрохимического потенциала металлической основы и создания на поверхности отливок прочной нейтральной оксидной пленки, жаропрочность и т.п. Хром - это элемент, способствующий сильному отбеливанию

чугуна. Он уменьшает растворимость углерода в α- и γ-железе, увеличивает степень устойчивости твердого раствора и количество эвтектической составляющей. В чугунах даже при небольшом содержании хрома образуется карбидная фаза цементитного типа, обогащенная хромом. Структура белых чугунов с высоким содержанием хрома состоит из разобщенных тригональных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$, поэтому чугуны такого типа обладают значительно большей вязкостью, чем низколегированные с карбидами $(Fe, Cr)_3C$, образующими непрерывную карбидную фазу.

Из результатов исследований различных авторов [3-6] для хромистых и белых чугунов следует, что снижение содержание Si в чугуне до минимума (2,8 %) приводит к повышению коррозионной стойкости чугуна. Снижение содержания углерода способствует получению качественных отливок из белого чугуна, в которых отсутствует углерод в свободном виде. Однако слишком сильно снижать углерод не рекомендуется, так как при этом ухудшаются и без того невысокие литейные свойства белого чугуна, что ведет к повышенному браку литья по усадке и недоливам. Оптимальным является содержанием углерода на нижней границе по ГОСТ, т.е. близким к 3,0 %. Содержание Mn в чугуне более 0,9 % является нецелесообразным, т.к. не приводит к улучшению необходимых свойств литого изделия. С другой стороны, надо учитывать, что свободныйMn, необходимый для связывания серы в MnS, препятствует графитизации белого чугуна, как и свободная сера. Содержание Cr целесообразно повышать и держать ближе к верхнему пределу для данной марки чугуна – это повышает его коррозионную стойкость и позволяет получать более качественную литую структуру отливки.

Использование в качестве материала для изготовления ГСК показали следующие результаты.

Макроструктура сплава ЧХ3 изучалась на изломах забракованных секций ГСК в литом состоянии (рисунок 3).

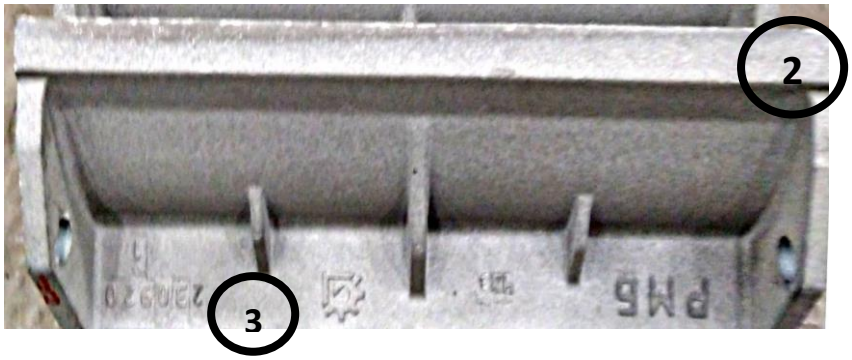


Рисунок 3 – Места отбора образцов из секции ГСК для проведения макроанализа структуры сплава ЧХ3

При кристаллизации сплава ЧХ3 в литейной форме формируется крупнозернистая структура с грубой дендритной кристаллизацией. Поверхность излома чистая, плотная, имеет белый серебристый цвет, что соответствует структуре белого или половинчатого чугуна (рисунок 4-6).

Макроструктура нижней части отливки имеет однородную крупнозернистую структуру (рисунок 4), технологических или литейных дефектов в изученных образцах не обнаружено. В направлении оси отливки в сторону утолщения наблюдается зона металла с более грубой дендритной структурой, по которой произошел разлом тела отливки. На образце четко видна граница разделения зон кристаллизации в полости отливки.

Верхняя часть отливки так же имеет однородную крупнозернистую структуру, поверхность излома имеет белый серебристый цвет. В теле отливки имеются внутренние дефекты в виде темных пятен различного размера – от 12 до 26 мм (рисунок 5). Причиной образования данного дефекта, по всей видимости, являются неметаллические включения, закрытые в полости отливки в процессе кристаллизации расплава в литейной форме или выделение свободного графита в газовых полостях.

Анализ макроструктуры излома в узлах сопряжения в секции ГСК показал, что в дан-

ных частях отливки сосредотачиваются несколько видов дефектов.

Рисунок 4 – Макроструктура излома нижней части секции ГСК
(место отбора пробы №3)

Рисунок 5 – Внутренние дефекты в верхней части секции ГСК
(место отбора пробы №2)

На рисунке 6 хорошо видны графитовые включения в месте сопряжения двух стенок отливки, наличие межкристаллитных пустот различной величины. В верхней части излома наблюдается химическая неоднородность металла. Неоднородность является следствием двух одновременно протекающих процессов – избирательной кристаллизации и разделения частиц жидкого сплава по плотности с последующим всплыванием более легких составляющих.

Макроструктура сплава секции ГСК не должна иметь расслоений, трещин, пустот, металлических и не металлических включений, видимых невооруженным глазом. Дефекты макроструктуры являются концентраторами напряжений и очагами зарождения усталостных трещин в процессе эксплуатации литого изделия.

Для проведения микроструктурного материала анализа секций ГСК было отобрано 6 образцов.

Рисунок 6 – Дефекты в узлах сопряжения в секции ГСК *(место отбора пробы №1)*

Образцы №1 и №2 являются образцами ковшевой пробы, полученные путем заливки жидкого чугуна в металлическую пробу. Места отбора остальных четырех образцов показаны на рисунке 7.

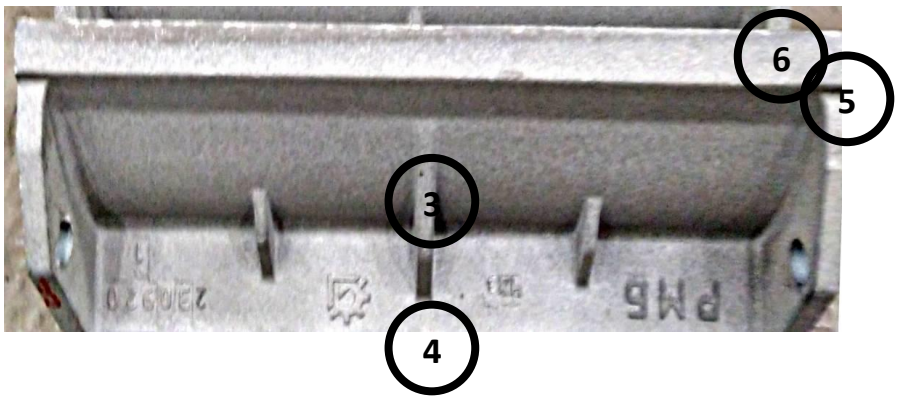


Рисунок 7 – Места отбора образцов из секции ГСК для проведения химического анализа и анализа макроструктуры сплава ЧХ3

Выбор образцов для проведения химического анализа и анализа макроструктуры сплава ЧХ3 обосновывается следующим. Образцы ковшевой пробы имеют высокую скорость охлаждения и в них высока вероятность получения белого чугуна без свободного углерода. Дополнительно образцы №1 и №2 использовались в исследованиях для оценки газонасыщенности чугуна марки ЧХ3.

Образцы №3 и №4 выбраны из центральной части отливки в местах контакта ребра жесткости с боковыми поверхностями ГСК, которые являются термическими узлами для тонких частей отливки. Появление сетки трещин и литейных дефектов наиболее вероятно именно в этих местах отливки.

Образцы №5 и №6 выбраны из верхней части отливки ГСК, т.к. эта область является верхней и самой толстой частью отливки. Данное место отливки имеет самую высокую вероятность образования чугуна с половинчатой структурой и местом возникновения газовых дефектов и засоров.

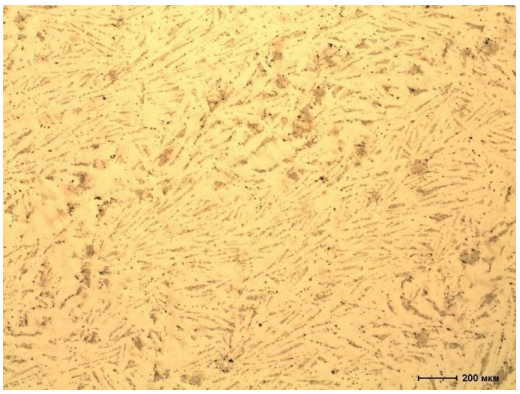
Химический состав металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 (Shimadzu, Япония). Металлографическое исследование микрошлифов проводилось с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 с программным обеспечением SiamsPhotolab 700 в светлом поле при различных увеличениях.

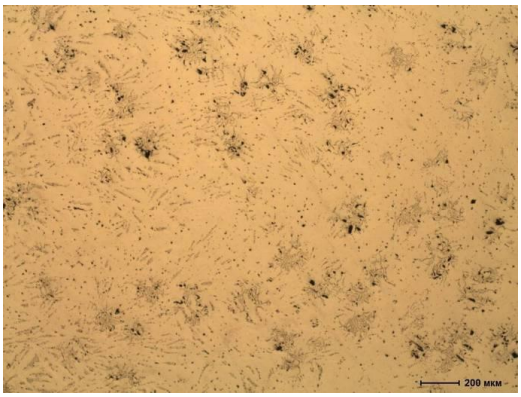
Микроструктура образца №1 представлена доэвтектическим белым чугуном, состоящим из перлита + ледебурит + цементит вторичный (рисунок 8). Твердость находится в интервале 51-55 HRC (505-550 HB).

а *б*

Рисунок 8– Микроструктура образца №1*: а – х200; б – х500*

При исследовании образца № 2 без травления в центральной части наблюдается графит (рисунок 9, б). Графит представляет собой вырожденную хлопьевидную форму, имеет вид россыпи мелких и мельчайших изолированных обломков со средним радиусом пятна 140-160 мкм. Данную форму графита еще называют пластинчатый графит колониями большой степени изолированности.

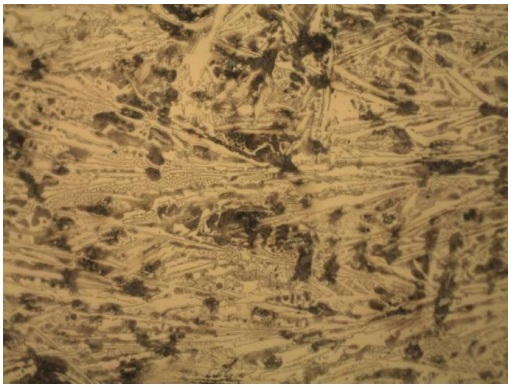




а *б*

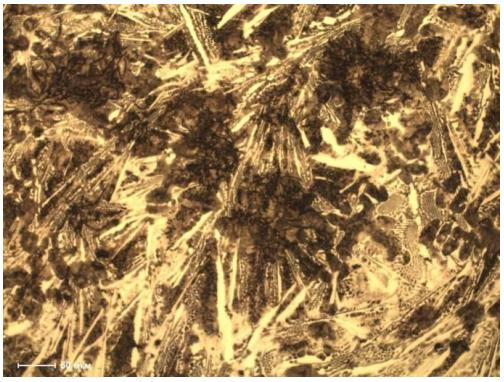
Рисунок 9 – Внешний вид образца №2 без травления: *а – ближе к поверхности; б – центральная часть*

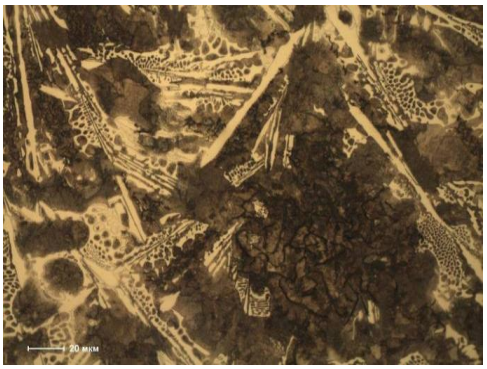
После травления поверхность и центральная часть отличаются по структуре. Ближе к поверхности структура представлена доэвтектическим белым чугуном, состоящим из перлита + ледебурит + цементит вторичный (рисунок 10). Твердость образца 49-52 HRC (477-514 HB). Центральная часть – половинчатый чугун, т.е. на фоне доэвтектического белого чугуна (перлит + ледебурит + цементит вторичный) наблюдается графит в свободном состоянии на перлитной основе (рисунок 11). Твердость образца 43-47 HRC (409-450 HB).



а *б*

Рисунок 10 – Микроструктура поверхностной части образца №2: *а – х200; б – х500*





а *б*

Рисунок 11 – Микроструктура центральной части образца №2: *а – х200; б – х500*

При подготовке микрошлифа из образца №3 на поверхности наблюдается пора длиной 14,8 мм и максимальной толщиной 3,6 мм (рисунок 12). Так как образец вырезан из верхней части ГСК, то причиной образования газо-усадочной раковины являются такие фак-

торы, как влажность и газопроницаемость формы, конструктивные особенности отливки и условия заливки жидкого металла в литейную форму.

Рисунок 12 – Внешний вид микрошлифа образца №3

Твердость образца №3 составила 40-45 HRC (375-429 HB). На поверхности микрошлифа наблюдаются участки скопления графита в свободном состоянии (рисунок 13). Графит имеет округлые и завихренные формы, в некоторых местах образца сформировался в виде небольших колоний.

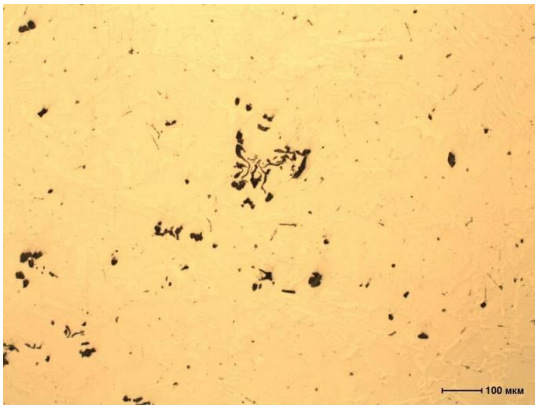
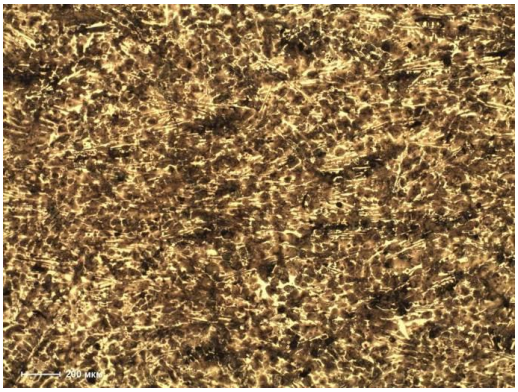
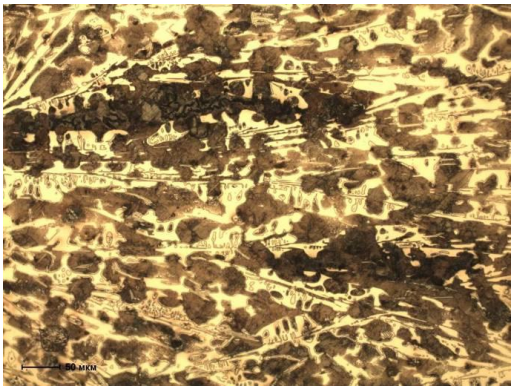


Рисунок 13 – Графит на поверхности образца №3

Микроструктура образца представлена доэвтектическим белым чугуном (перлит + ледебурит + цементит вторичный), а также графит в свободном состоянии на перлитной основе (рисунок 14), что говорит о половинчатом чугуне.



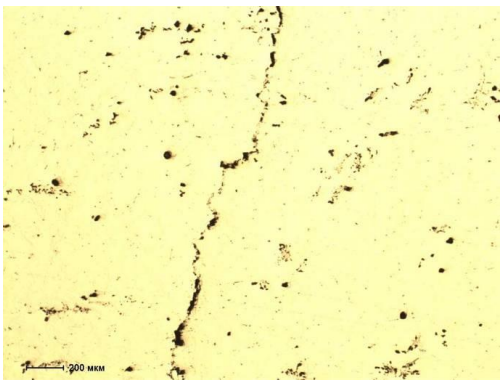
а

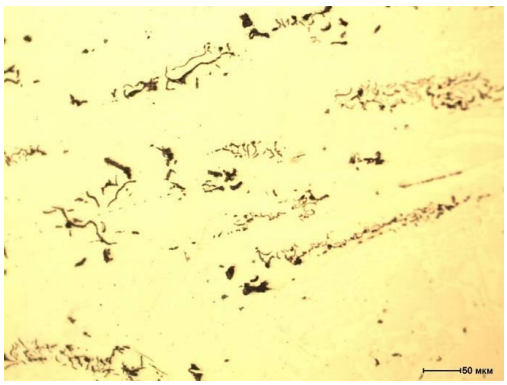


б

Рисунок 14 – Микроструктура образца №3: *а – х50; б – х200*

В образце №4 на поверхности микрошлифа наблюдаются трещины (рисунок 15, а), а также графит в свободном состоянии (рисунок 15, б). Участки с графитом на образце №4 вытянутые, длиной от 5 до 63 мкм, частично ориентированы по направлению теплоотвода от отливки к форме.

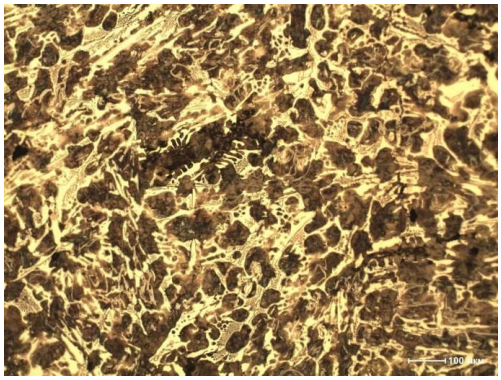


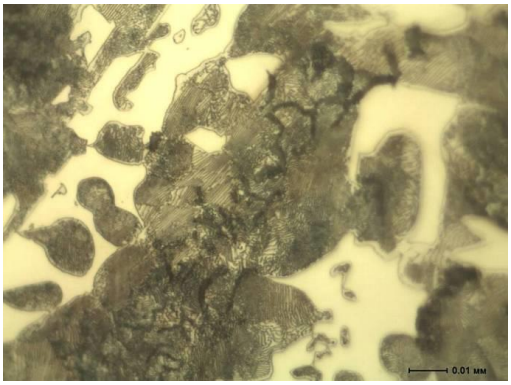


а *б*

Рисунок 15 – Трещины (а) и графит (б) в образце №4

Микроструктура образца №4 представлена доэвтектическим белым чугуном (перлит + ледебурит + цементит вторичный), а также графит в свободном состоянии на перлитной основе (рисунок 16), что говорит о половинчатом чугуне.





а *б*

Рисунок 16– Микроструктура образца №4: *а – х100; б – х1000*

На поверхности образца №5 наблюдается пластинчатый графит (рисунок 17), несплошностей в виде трещин и пор обнаружено не было. Графит представляет собой пластинки различной толщины, завихренные, некоторые из которых объединены в колонии. Средняя длина пластин графита составляет около 90 мкм.

Микроструктура образца №5 представлена белым чугуном (перлит + ледебурит + цементит вторичный) на фоне серого на перлитной основе (рисунок 18), что говорит о половинчатом чугуне. Твердость образца составляет 25-31 HRC (248-293 HB).

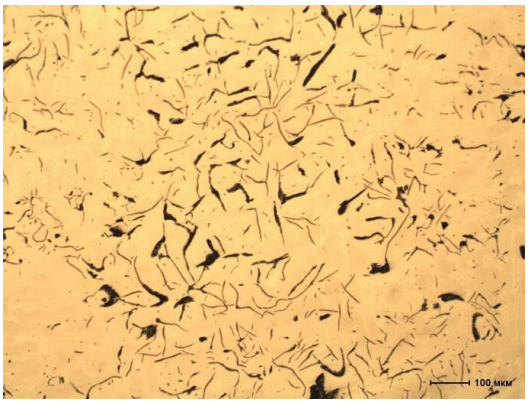
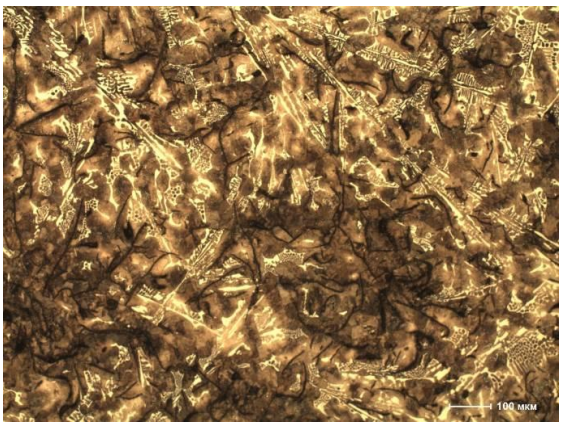


Рисунок 17 – Графит в образце №5



а *б*

Рисунок 18 – Микроструктура образца №5: *а – х100; б – х500*

При исследовании образца №6 без травления на поверхности наблюдается графит в свободном состоянии в виде пластин (рисунок 19). Графит имеет форму пластинок различной толщины и расположенных в поле шлифа хаотично. Длина некоторых пластинок превышает 200 мкм.

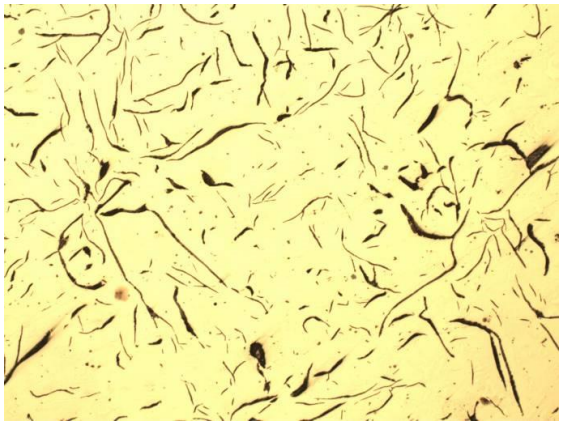
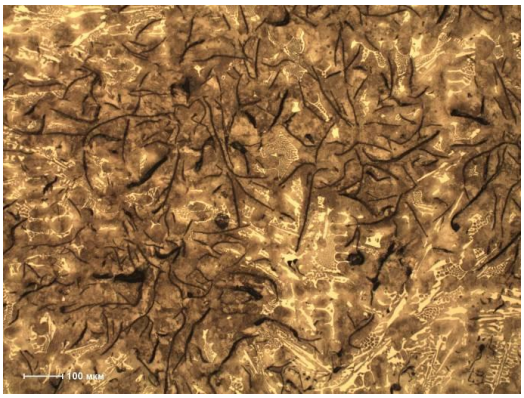
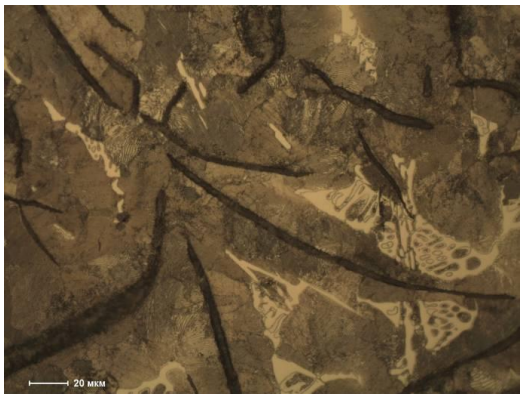


Рисунок 19 – Графит в образце №6, х100

Микроструктура образца №6 представлена белым чугуном (перлит + ледебурит + цементит вторичный) на фоне серого на перлитной основе (рисунок 20).





а *б*

Рисунок 20 – Микроструктура образца №6

В таблице 1 приведены результаты определения твердости отобранных для исследования образцов.

Выполненный химический, макро- и микроструктурный анализ образцов и анализ их твердости позволяет сделать следующие выводы.

Макро- и микроструктура чугуна не может соответствовать требованиям при эксплуатации, предъявляемым к изделию типа ГСК.

Макроструктурный анализ различных частей отливки, характеризующейся сложной конфигурацией, разностенностью и множеством сопряжений, выявил наличие крупных колоний графитовых включений в местах сопряжения двух стенок отливки, наличие межкристаллитных пустот различной величины. Данные дефекты в литье происходят в пределах белой зоны вследствие замедления охлаждения. Замедление кристаллизации может быть следствием притока перегретого металла после остановки заливки или турбулентного передвижения жидкого чугуна («хлопка» при заливке жидким чугуном из ковша литейной формы). При этом указанный дефект располагается тем ближе к поверхности, чем выше температура заливки, чем короче остановка при заливке металла и чем медленней затвердевание.

Таблица 1 – Твердость отобранных образцов

№ образца	Твердость	
	HRC	HB (*требования ГОСТ 7769-82: 228-364 HB)*
1	51-55	505-550
2	49-52	477-514
3	40-45	375-429
4	41-44	382-415
5	25-31	248-293
6	25-30	248-283

В некоторых частях отливки наблюдается химическая неоднородность металла. Дефекты макроструктуры являются концентраторами напряжений и очагами зарождения усталостных трещин в процессе эксплуатации литого изделия.

Получаемый чугун марки ЧХ3 обладает повышенной склонность к трещинообразованию, так как в чугуне присутствие цементита обусловливает его высокую твердость и хрупкость. Это делает чугун крайне хрупким при обработке и эксплуатации, особенно специальной техникой. Даже при высоких скоростях охлаждения (металлическая форма, проба №2), в центральной части стенок отливки наблюдается выделение свободного графита в виде колоний или розеток. Данный тип графитовых включений в чугуне снижает коррозионную и ударную стойкость изделия из-за наличия микропор. На шлифах наблюдаются пластины графита с острыми краями, которые уменьшают живое сечение металлической матрицы и, главное, являются внутренними концентраторами напряжений, способствующими зарождению и развитию трещин.

Микроструктура всех образцов чугуна состоит из перлита, вторичного цементита и ледебурита на фоне серого на перлитной основе, причем вторичный цементит сливается в белое поле с цементитом ледебурита, на фоне которого просматриваются крупные темные участки перлита. Структура матрицы чугуна даже при самых низких скоростях охлаждения отливки в литейной форме (образцы №5 и №6) имеет большую неоднородность, что снижает ударостойкость и способствует формированию сетки трещин в теле отливки даже при низких ударных воздействиях на литое изделие.Тонкие части отливки из-за высокой скорости охлаждения имеют высокую твердость, значительно превышающую требования ГОСТ 7769-82.

Выводы. Сравнительный анализ коррозионной стойкости чугунов, применяемых для изготовления газосборного колокола электролизеров, показал, что хромистый чугун ЧХ3 обладает более высокой коррозионной стойкость, чем высокопрочный чугун с шаровидным графитом ВЧ50 и много выше, чем серый чугун с пластинчатым графитом. Однако, хромистый чугун ЧХ3 обладает невысокими литейными свойствами, очень чувствителен к скорости охлаждения и имеет большую неоднородность по структуре, что затрудняет его применения для изготовления газосборного колокола электролизеров [7-10].

Библиографический список

1. Шиманский, И. А. Использование защитных покрытий для повышения коррозионной стойкости секций газосборного колокола электролизера Содерберга / И. А. Шиманский // Молодежь и наука: начало XXI века: сб. материалов Всеросс. науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых: в 7 ч. – Красноярск, 2009. – Ч. 7. С. 215–218.

2. Анализ технологических факторов определяющих качество (стойкость) секции прямой газосборного колокола электролизера/ Соколов Б.М., Ознобихина Н.В., Михно А.Р., Белов Д.Е., Зеневич А.В., Князев С.В., Усольцев А.А.// Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под общ.ред. М.В.Темлянцева. - Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2020. - Вып. 24. - Ч. I. Естественные и технические науки. - 480 с., ил.-164 , таб.- 88.

3. Справочник по чугунному литью. /Под ред. Н.Г.Гиршовича – Л.: Машиностроение, 1978, 758 с.

4. Чугун. Справочное издание. /Под редакцией Шермана А.Д. и Жукова А.А. Москва, Металлургия, 1991, 576с.

5. Гарбер, М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / М.Е. Гарбер. – Москва : Машиностроение, 2010. – 280 с.

6. Высокопрочные и специальные чугуны. / Шапранов И.А., Срыбник А.Д., М.: Машиностроение – 1983, 43 с.

7. Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgopolov A.E. Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

8. Antipenko, V.I., Knyazev, S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo), 1987. no. 7, p. 34.

9. Software and hardware for integrated ACS of casting quality / Knyazev, S.V., Usoltsev, A.A., Skopich, D.V., Sokolov, B.M., Oznobikhina, N.V. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020, 866(1), 012034.

10. Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgopolov A.E., Mamedov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012026).

УДК 621.7+621.9

ОЦЕНКА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ ЧУГУНОВ ВЧ50 И ЧХ3

Дмитриенко В.И., Князев С. В., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк,Россия, krookia@mail.ru

Аннотация:*Литые изделия из чугуна, применяемые в химико-металлургическом производстве, подвергаются газовой коррозии под воздействием агрессивных компонентов среды, разрушаются и выходят из строя. Одним из основных направлений повышения коррозионной стойкости чугуна является получение чугунных отливок с низким газонасыщением, на основе совершенствования технологии плавки и литья [1-6].*

Ключевые слова: *литье, чугун, дефекты, газы, проба.*

ASSESSMENT OF THE LAWN-SATURATED CAST IRONS IN THE VH 50 AND CH3

Dmitrienko V.I., Knyazev S.V., Kozyrev N.A., Kutsenko A.I., Usoltsev A.A.

Siberian State Industrial University,

Novokuznetsk, Russia,krookia@mail.ru

Abstract. *Cast iron cast iron products used in chemical and metallurgical production are subjected to gas corrosion by aggressive components of the environment, are destroyed and fail. One of the main ways to increase the corrosive durability of cast iron is to obtain cast-iron castings with low gas-gas, based on the improvement of the technology of melting and casting [1-6].*

Keywords: *casting, cast iron, defects, gases, sampling.*

Газовые примеси, содержание[N], [H], [O], оказывают заметное влияние на свойства чугуна.В зависимости от состояния азот может различным образом влиять на величину эвтектического зерна в сером чугуне, размельчая или укрупняя его. На графит же серого чугуна азот действует так, что устраняет или сглаживает выделения междендритной ориентации и делает их более разобщенными. Задерживая графитизацию и в эвтектоидном интервале, азот способствует также уменьшению количества феррита в структуре и стабилизации перлита.

Не меньшее влияние на структуру чугуна оказывает водород. Несмотря на весьма низкое содержание этого элемента в чугуне, он значительно тормозит графитизацию во всех температурных интервалах, особенно при низком содержании углерода и кремния. Водород оказывает отрицательное влияние и на графитизацию в эвтектоидном интервале, что замедляет ферритизацию. В отношении же влияния водорода на форму и распределение графита в чугуне есть основания полагать, что он действует подобно сере.

Поэтому в зависимости от концентрации водорода и других примесей можно получить разные результаты как в отношении степени графитизации, так и в отношении формы и распределения графита. То же, по существу, можно сказать и о кислороде, влияние которого в сильной степени зависит от характера состояния его в чугуне. Подавляющая часть его образует соединения с Si, Mn, Al и другими элементами, которые в той или иной мере служат зародышами при кристаллизации графита, незначительная же часть находится в растворе и в некоторой степени (слабее, чем азот и водород) тормозит процесс графитизации или даже ведет себя нейтрально, если не производится продувка чугуна. Поэтому введение кислорода, как и других газов, оказывает различное влияние на графитизацию в зависимости от способа его введения и состава металла, но в общем оказывает слабое влияние. Особым и весьма важным вопросом является влияние газов на образование шаровидного графита в чугуне. Данный вопрос недостаточно изучен и требует и требует больших и специальных исследований.

Наиболее сильное влияние газообразующие примеси оказывают на формирование некоторых дефектов отливок. Растворение в жидком металле больших количеств азота и водорода является предпосылкой образования газовых дефектов в отливке. При охлаждении растворимость газов уменьшается, и они выделяются в металле. Механизм этого процесса не полностью противоположен механизму растворения газов, так как обратная диффузия атомов водорода и азота из внутренних частей отливки к периферии затруднена. Скорость охлаждения расплавленного металла до его затвердевания значительно больше скорости нагрева металла до расплавления. При таких условиях обратная диффузия газов протекает медленнее, чем скорость образования твердой корки в отливке, и газ остается в металле. С другой стороны, в результате быстрого охлаждения наружных частей отливки растворимость газов в них быстро падает. Поэтому диффузия газов происходит от внешних слоев отливки к внутренним и в конце кристаллизации сплава газы выделяются в молекулярной форме в виде самостоятельных газовых включений или заполняют усадочные раковины, образовавшиеся из-за недостаточного питания отливки. В твердом сплаве газ в молекулярном виде не растворяется из-за больших размеров молекул, не умещающихся в порах кристаллической решетки.

Газы, выделившиеся в жидком металле до его затвердевания (малая вязкость), не образуют раковин в отливке. Газы, выделившиеся в период кристаллизации металла, вязкость которого сильно возросла, как правило, остаются в отливке. Почти полностью выделяются газы из эвтектических сплавов, отверждаемых при постоянной температуре без образования первичной фазы. Газовые раковины часто возникают в отливках из сплавов с большим интервалом кристаллизации и низкой степенью эвтектичности (ковкий и модифицированный чугуны).

Размер, форма и число газовых раковин, образующихся в жидком металле, в большой степени зависят от их коэффициента диффузии [7]. Величина этого коэффициента для некоторых примесей литейного чугуна приведена в таблице 1.

Таблица 1 – Коэффициент диффузии для примесей чугуна

Элементы	H_2	C	N_2	Si	S	O_2
Коэффициент диффузии D, 10-5 см^2/24 ч	14900	7900	3400	100	8,5	6,5

Высокий коэффициент диффузии водородных атомов определяется их очень малыми размерами. Водород образует много мелких сферических раковин. Раковины от выделившегося азота имеют вид трещин завихренной формы длиной 5–6 мм и шириной 1–2 мм. Часто эти раковины называют дефектом – запятой.

Специфичная форма связана с малым коэффициентом диффузии атомов азота, в результате чего фронт кристаллизующегося сплава «настигает» диффундирующие газы и сдавливает их.

Находящийся в расплаве кислород (в виде FeO) выделяется при восстановлении оксида углеродом металла.

Экзотермический характер реакции определяет ее направление вправо при понижении температуры расплавленного металла.

Оксид углерода практически не растворяется в металле и образует в нем полости, в которые диффундирует часть растворенных газов – водорода и азота. Содержание газов в металле зависит от технологии плавления и плавильных печей.

Методика пробоотбора.Наибольшую сложность вызывает отбор проб на водород. Большая диффузионная подвижность водорода как в жидком так и твердом металле заставляет прибегать к особым предосторожностям при отборе проб. Наиболее распространенный метод отбора проб жидкого металла – метод закалки – заключается в заливки жидкого металла в стальную или медную изложницу. Затем закалочную изложницу погружают в ёмкость с холодной водой. Получаемая проба имеет в нижней части отросток диаметром 8 – 10 мм и длинной 5-8 см.,это, так называемая, карандашная проба (рисунки 1 и 2).

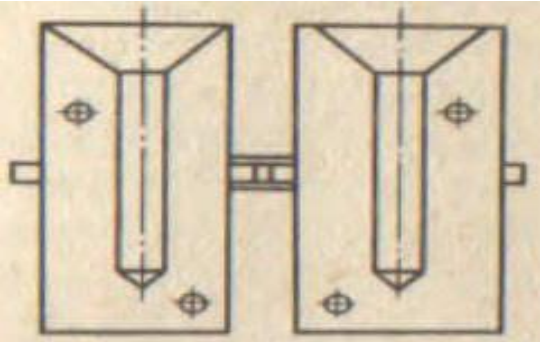


Рисунок 1 – Чертеж пробоотборника на водород

Рисунок 2 – Пробоотборник на водород

Анализ металла на содержание водорода проводится в два этапа:

1 – определение диффузионно-подвижного водорода;

2 – определение остаточного водорода.

На первом этапе сразу после закалки проба помещается в стеклянную ёмкость с капилляром (эвдиометр), позволяющий улавливать и измерять с требуемой точностью количество выделившегося водорода. Эвдиометр заливается спиртом, который не растворяет и не выделяет газы и не взаимодействует с металлом. Выдержка образца в эвдиометре составляет 5-7 суток. После чего выделение диффузионно-подвижного водорода практически прекращается. Проба вынимается из эвдиометра, взвешивается, замеряется объем выделившегося водорода и рассчитывается его концентрация.

На втором этапе в спокойной обстановке проба без нагрева обрабатывается с поверхности для удаления оксидных пленок и включений обычно на наждачном станке. После этого она готова для определения остаточного водорода. Остаточный водород определяется на специальной установке по методу высокотемпературного нагрева в токе инертного газа. Температура процесса 650 – 700 ^{0}С.

Образцы для анализа на азот и кислород весом 0,5-:-1 г вырезаются из водородных проб. Определение азота и водорода проводится методомвакуум-плавления на установке фирмы "Балцерс" (США).

Для оценки уровня содержания газов в условиях литейного участка были отобраны пробы металла (чугун ВЧ 50) для определения содержание газовых примесей водорода, азота и кислорода.

Всего отобрано 8 образцов по ходу плавки и заливки металла в форму (таблица 2).

Таблица 2 – Характеристики проб на анализ содержания газов

№ п/п	Описание	№ пробы
1	Печь №2. Завалка 8 т. Отбор пробы после корректировке по S (0,04%).	5
2	Печь №2. Завалка 8 т. Отбор пробы после корректировке по S (0,035%) за счет слива старого и наведения нового шлака (известь, плавиковый шпат, FeMn).	11
3	Печь №2. Завалка 8 т. Отбор пробы перед выпуском. $T_м$ = 1410 ^{O}С.S (0,01%).	8
4	Печь №2. Отбор пробы модифицированного металла перед заливкой в формы.	1
5	Печь №1. Отбор пробы перед выпуском металла из печи.	4
6	Печь №2. Расплавление шихты.	3
7	Печь №1. Отбор пробы модифицированного металла перед заливкой в формы. $T_м$ = 1355 ^{O}С.	6
8	Печь №1. Отбор пробы модифицированного металла после заливки в формы.	7

Содержание газов в чугуне ВЧ 50(до модифицирования сплава) представлены в таблице 3.

Таблица 3 - Содержание газов в чугуне (до модифицирования сплава)

№ пробы	Содержание [H], ppm	Содержание [N], ppm	Общее содержание газов, ppm
5	2,61	17	19,61
11	5,04	53	58,04
8	4,23	100	104,23
4	4,5	36	40,5
3	2,88	27	29,88

Содержание газов в чугуне ВЧ 50 (после модифицирования сплава) представлены в таблице 4.

Таблица 4 - Содержание газов в чугуне ВЧ 50(после модифицирования сплава)

№ пробы	Содержание [H], ppm	Содержание [N], ppm	Общее содержание газов, ppm
1	3,6	100	103,6
6	4,5	116	120,5
7	5,4	100	105,4

Статистический анализ содержание водорода и азота в чугунеВЧ 50 с помощью функции «Описательная статистика» табличного процессора MS Excel позволяет установить средние значения обрабатываемых величин, стандартные ошибки, медиану, моду, наибольшее и наименьшие значения этих величин. При статистическом анализе обрабатываемой величины устанавливается следующее соотношение:

$$У_i = У_{средн} \pm \Delta,$$

где $У_{средн}$– среднее значение обрабатываемой величины;

Δ - величина стандартного отклонения.

Статистические характеристики содержания водорода и азота (до модифицирования сплаваВЧ 50) представлены в таблице 5.

Содержание [H], (ppm) = 3,852 ± 1,0557 (2,7959÷4,9086)

Содержание [N], (ppm) = 46,6± 32,65 (13,9463÷79,2538)

Статистические характеристики содержания водорода и азота (после модифицирования сплава) представлены в таблице 6.

Таблица 5- Статистические характеристики содержания водорода и азота (до модифицирования сплава)

	Содержание [H], ppm	Содержание [N], ppm
Средние значения	3,852	46,6
Макс.	5,04	100
Мин.	2,61	17

Таблица 6- Статистические характеристики содержания водорода и азота (после модифицирования сплава)

	Содержание [H], ppm	Содержание [N], ppm
Средние значения	4,5	105,3
Макс.	5,4	116
Мин.	3,6	100

Содержание [H], (ppm) = 4,5 ± 0, 9 (3,6÷5,4)

Содержание [N], (ppm) = 105,338 ± 9,238 (96,1÷114,575)

Расчетное содержание [O], (ppm) в чугуне до модифицирования равно 20, после модифицирования – 14 [7-10].

Общее содержание газов [H], [N], [O] до модифицирования составляет 70,45 ppm, после модифицирования – 123,83 ppm.

Анализ данных полученных при определении содержания водорода и азота в пробах металла, отобранного по ходу плавок и после модифицирования высокопрочного чугуна ВЧ 50 показал, что наблюдается заметный рост общей газонасыщенности металла по водороду и азоту по ходу процесса выплавки и заливки.

Известно [5-8], что содержание водорода в жидких и твердых чугунах колеблется в

пределах 0,6-:-27ppm, предел растворимости водорода в железе при температурах кристаллизации в жидком состоянии равен 19,8 ppm, а в твердом состоянии до 9ppm. При содержании водорода более 9-:-10,8ppm возможно возникновение в отливках газовой пористости и пузырей. Наличие в чугуне магния приводит к снижению содержанию водорода, но стимулирует возникновение газовой пористости в отливках.

Уровень водорода 3,6-:-5,4ppmв чугуне ВЧ 50 после модифицирования, заливаемого в формы, является приемлемым, но довольно рискованным, с точки зрения образования газовых дефектов в отливках из чугуна модифицированного магнием, и требует корректирующих поправок (снижение продолжительности периодов плавки и разливки пр.) в технологию выплавки чугуна с целью его снижения.

Для оценки уровня содержания газов в ЧХ3 были отобраны пробы металла для определения содержание газовых примесей водорода и азота.

Всего отобрано 3 образца по ходу плавки и заливки металла в форму, таблица 7.

Для оценки уровня содержания примесей кислорода в чугуне ЧХ3 в лаборатории ОТК были взяты два образца проб на химический состав, таблица 8.

Содержание газов в чугуне ЧХ3 представлено в таблице 9.

Содержание [O], (ppm) в 1-ом образце равно – 49,34, во 2-ом – 80,8 $[O]_{ср}$= 65,07.

Среднее общее содержание газов [H], [N], [O] в материале отливок из ЧХ3 составляет – 117,69 ppm.

Таблица 7 – Характеристика проб на анализ содержания водорода и азота в металле

Описание	№ пробы
Печь №2. Завалка 8 т. Отбор пробы перед выпуском $T_м$ = 1360 ^{O}C	8
Печь №2. Отбор пробы металла в начале заливки в формы.	7
Печь №2. Отбор пробы металла в конце заливки в формы.	5

Таблица 8 – Данные проб на анализ химического состава

№ плавки	Отбор проб	Массовая доля элементов, %					
		C	S	P	Mn	Si	Cr
2-750	ковш	3,12	0,050	0,057	0,56	3,05	2,61
2-766	ковш	3,30	0,030	0,037	0,79	3,23	2,57

Таблица 9 - Содержание газов в чугуне

№ пробы	Содержание [H], ppm	Содержание [N], ppm	Общее содержание газов [H] и [N], ppm
8	3,465	30,75	34,215
7	3,645	51,25	54,895
5	4,5	64,25	68,75

Анализ данных полученных при определении содержания водорода и азота в пробах металла, отобранного по ходу плавок и заливки чугуна ЧХ3 в формы показал, что наблюдается незначительный рост общей газонасыщенности металла по водороду и азоту по ходу процесса выплавки и заливки чугуна.

Уровень водорода 3,4-:-4,5ppm в чугуне ЧХ3, заливаемого в формы, является приемлемым, с точки зрения образования газовых дефектов в отливках и не требует корректирующих поправок в технологию выплавки и разливки чугуна ЧХ3.

Уровень азота в 30-:-64ppm невысок и не должен сказываться на качестве отливок. Содержание кислорода соответствует уровню раскисления металла кремнием и не критично.

Выводы:

1. Процесс модифицирования расплава для получения ВЧ50 оказывает влияние на газонасыщенность чугуна ([H], [N], [O]): до модифицирования газонасыщенность чугунасостав-

ляет 70,45 ppm, после модифицирования – 123,83 ppm. Уровень водорода 3,6-:-5,4 ppm в чугуне ВЧ 50 после модифицирования, заливаемого в формы, является приемлемым, но довольно рискованным, с точки зрения образования газовых дефектов в отливках из чугуна модифицированного магнием, и требует корректирующих поправок (снижение продолжительности периодов плавки и разливки пр.) в технологию выплавки чугуна с целью его снижения.

2. Содержание газов [H], [N], [O] в материале отливок из ЧХ3 составляет – 117,69 ppm. Уровень водорода 3,4-:-4,5 ppm в чугуне ЧХ3, заливаемого в формы, является приемлемым, с точки зрения образования газовых дефектов в отливках и не требует корректирующих поправок в технологию выплавки и разливки чугуна ЧХ3.

Библиографический список

1.Анализ технологических факторов определяющих качество (стойкость) секции прямой газосборного колокола электролизера/ Соколов Б.М., Ознобихина Н.В., Михно А.Р., Белов Д.Е., Зеневич А.В., Князев С.В., Усольцев А.А.// Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под общ.ред. М.В.Темлянцева. - Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2020. - Вып. 24. - Ч. I. Естественные и технические науки. - 480 с., ил.-164 , таб.- 88.

2.Antipenko, V.I., Knyazev, S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of LiteinoeProizvodstvo), 1987. no. 7, p. 34.

3. Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Куценко А.И. Программно-аппаратный комплекс автоматизированной системы неразрушающего контроля дефектности отливок / Известия Высших Учебных Заведений. Черная Металлургия. 2019;62(2). С.134-140.

4. Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А. Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством / Литейное производство, 1992, № 4. С.26-27.

5. Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgopolov A.E.Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

6. Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgopolov A.E., Mamedov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012026).

7.Справочник по чугунному литью. /Под ред. Н.Г.Гиршовича – Л.: Машиностроение, 1978, 758 с.

8. Чугун. Справочное издание. /Под редакцией Шермана А.Д. и Жукова А.А. Москва, Металлургия, 1991, 576с.

9. Гарбер, М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / М.Е. Гарбер. – Москва : Машиностроение, 2010. – 280 с.

10. Высокопрочные и специальные чугуны. / Шапранов И.А., Срыбник А.Д., М.: Машиностроение – 1983, 43 с.

УДК 53.097:54-116

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ХН65ВМТЮ (ЭИ896) МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

КомаровД.В.[1,2], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[3], Чэнь Д.[4], Панченко И.А.[5]

[1]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия, ksv@ssau.ru
[2]ООО «Газпром трансгаз Самара», Самара, Россия
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, komarov_dimitriy@mail.ru
[4]Нанкинский университет науки и технологий, Нанкин, Китай, juliachen@njust.edu.cn
[5]Сибирский государственный индустриальный университет, гНовокузнецк, Россия, i.r.i.ss@yandex.ru

Аннотация. *Одним из перспективных методов поверхностного упрочнения лопаток газотурбинных двигателей является применение электронно-пучковой обработки (ЭПО). В работе выполнена модификация электронным лучом образцов, вырезанных из рабочих лопаток турбины высокого давления ГТК-10-4 после эксплуатации, на 5 режимах. Измерение микротвердости модифицированных слоев и исследование трибологических характеристик поверхности обработанных образцов позволило установить оптимальный режим ЭПО.*

Ключевые слова: *никелевый сплав, импульсная электронно-пучковая обработка, микротвердость, трибологические свойства*

SURFACE HARDENING OF A HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED ALLOY KHN65VMTYU (EI896) BY THE METHOD OF PULSED ELECTRON-BEAM PROCESSING

Komarov D.V.[1,2], Konovalov S.V.[1], Ivanov Yu.F.[3], Chen D.[4], Panchenko I.A.[5]

[1]Samara National Research University, Samara, Russia, ksv@ssau.ru
[2]Gazprom transgaz Samara LLC, Samara, Russia
[3]Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia, **komarov_dimitriy@mail.ru**
[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia; i.r.i.ss@yandex.ru

Abstract. *One of the promising methods of surface hardening of gas turbine engine blades is the use of electron beam processing. In this work, an electron beam modification of samples cut from the rotor blades of the GTK-10-4 high-pressure turbine after operation in 5 modes has been performed. Measurement of the microhardness of the modified layers and study of the tribological characteristics of the surface of the treated samples made it possible to establish the optimal mode of electron-beam processing.*

Keywords: *nickel alloy, pulsed electron-beam treatment, microhardness, tribological properties.*

Введение.

Повышение технологических и эксплуатационных параметров металлических деталей и изделий за счет применения упрочнения их поверхностных слоев в последние годы является актуальной задачей, стоящей перед инженерами различных отраслей промышленности [1]. Обусловлено это тем, что требования, предъявляемые сегодня к конструкциям и отдельным элементам со стороны эксплуатации, не позволяют при их изготовлении использовать только традиционные технологии, такие как легирование, рафинирование, термическая, хи-

мико-термическая и механическая обработки.

Решение задач по обеспечению необходимого комплекса свойств, предъявляемых к новым деталям, возможно за счет упрочнения их поверхности концентрированными потоками энергии (КПЭ) [2], такими как лазерное излучение, мощные электронные и ионные пучки, плазменные потоки и струи, а также их комбинированное применение с другими технологиями [1].

Наибольший интерес из указанных способов представляет импульсная электронно-пучковая обработка (ЭПО). Основными преимуществами указанного метода перед другими технологиями КПЭ, является высокий контроль и регулирование количества подводимой к мишени энергии, создание большой площади воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малые коэффициенты отражения энергии, высокая концентрация энергии в единице объема, что позволяет в широком диапазоне варьировать температуру в области взаимодействия электронного пучка и мишени для перевода обрабатываемого материала в высоконеравновесное состояние [3-5].

В настоящий момент сильноточные электронные пучки (СИЭП) доказали свою эффективность в авиастроении при проведении ремонта и восстановления свойств лопаток проточной части газотурбинных двигателей (ГТД). Так, например, в работах [6-8] проводилось изучение влияния СИЭП на состояние поверхностных слоев лопаток ГТД, выполненных из жаропрочных сплавов на никелевой основе (ЖС26НК, ЖС-36, ЖС32ВИ) с защитными покрытиями. Результаты исследований доказали, что СИЭП является эффективным инструментом для модифицирования поверхности как обычных лопаток, так и с перфорированными отверстиями. В отдельных случаях удалось показать, что комбинированная технология позволяет повысить усталостную прочность лопаток на 10-30 %, жаростойкость в 2-3 раза, сопротивление солевой коррозии – до 6 раз.

Целью настоящей работы стало изучение модифицирующего воздействия импульсной ЭПО на свойства жаропрочного никелевого сплава ХН65ВМТЮ без защитного покрытия, применяемого для изготовления лопаток и дисков турбин многих отечественных ГТД. Эволюцию свойств поверхностного слоя после обработки предложено определять путем установления коэффициента трения и скорости износа поверхности образцов, а также измерения микротвердости модифицированной зоны. Необходимо отметить, что до настоящего времени работа по подбору оптимальных режимов электронного пучка с целью обработки указанного сплава, а также родственных с ним материалов как в РФ, так и за ее пределами не выполнялась.

Материал и методика исследования

В качестве материала использовали образцы из замковой части рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД) газотурбинного компрессора ГТК-10-4 после эксплуатации, изготовленные из жаропрочного сплава ХН65ВМТЮ (0,02-0,04 C; 15,65-16,09 Cr; 8,85-9,4 W; 3,72-4,05 Mo; 1,32-1,47 Al; 1,29-1,54 Ti; 0,1-0,18 Si; 0,07-0,09 Mn; 0,02 Cu; 0,008-0,01 B; 0,025 Ce; 0,005 S; 0,005 P, остальное Ni, вес. %) на никелевой основе. Перед обработкой поверхности предварительно шлифовали и полировали до зеркального блеска. ЭПО выполняли на вакуумной импульсной установке «SOLO» на пяти режимах, изменяя плотность энергии электронного пучка E_s. Длительность воздействия электронного пучка электронов τ, количество импульсов воздействия N, а также частота следования импульсов не варьировались. Трибологические свойства (износостойкость и коэффициент трения) определялись в геометрии диск-штифт с помощью трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатной температуре и влажности. В качестве контр-тела использовался шарик из карбида вольфрама диаметром 6 мм, радиус трека равнялся 2 мм, скорость вращения – 25 мм/с, нагрузка – от 0,5 до 5 Н, дистанция до остановки – 50 м.

Объем износа поверхностного слоя определяли после установления геометрических размеров образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Sation (Stil, Франция). Скорость износа рассчитывали по формуле:

$$V = \frac{2 \cdot \pi \cdot R \cdot A}{F \cdot L}, \qquad [\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}],$$

где R – радиус трека [мм],

A – площадь поперечного сечения канавки износа [мм^2],

F – величина приложенной нагрузки [Н],

L – пройденная шариком дистанция [м].

Микротвердость определялась в соответствии с ГОСТ 9450-76 на микротвердомере HV-1000 методом вдавливания правильной четырехгранной алмазной пирамиды в течение 10 секунд при нагрузке 50 г (0,4903 Н).

Результаты исследования и их обсуждение

Необходимо отметить, что между шероховатостью поверхности рабочих лопаток (РЛ) ТВД ГТД и коэффициентом полезного действия как турбины, так и всей установки существует обратнопропорциональная зависимость [9]. Таким образом, при выборе способа изготовления и технологии финишной обработки РЛ данный фактор требуется учитывать.

По результатам испытаний среднее значение коэффициента трения сплава в исходном состоянии составило 0,694 (рисунок 1, кривая 5). После обработки значение указанного показателя увеличилось на всех режимах и составило от 0,697 до 0,804 (рисунок 1, кривая 5). Однако необходимо учитывать, что при увеличении нагрузки, прикладываемой к контр-телу, в некоторый момент поверхностный (упрочненный) слой образцов протирается. Таким образом, дальнейшее проведение испытания представляет важность только для вычисления скорости износа поверхности. Учет же новых данных (с момента протирания) при определении среднего коэффициента трения поверхности является некорректным, т.к., с одной стороны, они уже характеризуют шероховатость не поверхности, а ее подложки, с другой стороны, в измерение определенную погрешность начинает вносить профиль трека износа. Именно поэтому для более точной оценки коэффициента трения, а соответственно и установления оптимального режима ЭПО, указанный показатель предложено рассчитывать при небольших нагрузках, действующих на контр-тело.

Для решения поставленной задачи исходный массив данных был разделен на 4 диапазона по прикладываемой к шарику нагрузке: min значение-2 Н; min значение-3 Н; min значение-3,5 Н; min значение-4 Н. Затем для каждого режима ЭПО в зависимости от плотности электронного луча были определены средние значения коэффициента трения (рисунок 1, кривые 1-4). Установлено, что при нагрузках менее 2, 3 и 3,5 Н значения коэффициента снизилось относительно исходного состояния, полученного при тех же усилиях. На кривых 1 и 2 видно, что лучшее соотношение между показателями, характеризующими шероховатость поверхности, получилось при плотности энергии электронного пучка E_s=15 Дж/см^2, на кривой 3 лучшее соотношение коэффициентов трения было получено при плотности энергии E_s=25 Дж/см^2.

Определение скорости износа поверхностного слоя показало ухудшение показателя на 4 из 5 режимах. Особенно ощутимо износостойкость поверхностного слоя снизилась после проведения ЭПО образцов при плотностях энергии E_s=25 и 35 Дж/см^2.

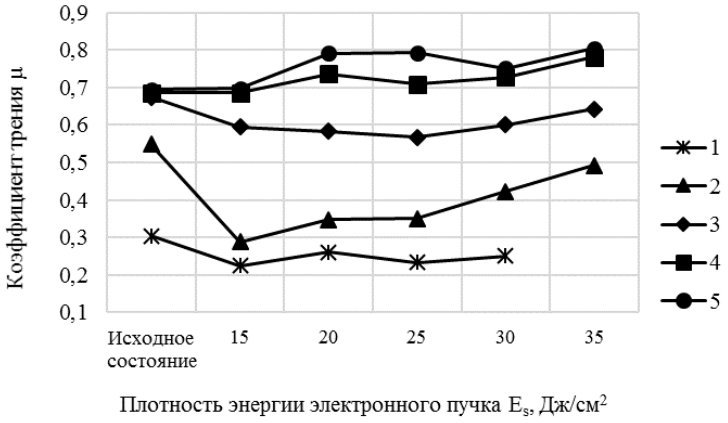


Рисунок 1 – Зависимость коэффициента трения μ от плотности энергии электронного пучка (E_s=15, 20, 25, 30, 35 Дж/см^2, τ=200 мкс, N=3 имп., f=0,3 с$^{-1}$) и нагрузки контр-тела трибометра. Цифрами указаны диапазоны нагрузок, приложенных к контр-телу во время испытаний: min значение-2 Н; min значение-3 Н; min значение- 3,5 Н; min значение-4 Н; min значение-5 Н

Необходимо отметить, что микротвердость модифицированных слоев, измеренная на различных глубинах от поверхности обработки (рисунок 2), для режимов E_s=15, 25, 30 и 35 Дж/см^2 оказалась выше, чем в исходном состоянии, при E_s=20 Дж/см^2 параметр незначительно снизился. В общем случае при условии гомогенности структуры значения показателей твердости и износостойкости коррелируют между собой и имеют прямопропорциональную зависимость. Невыполнение данного условия для четырех из пяти режимов (рисунок 3, кривые 2-5) позволяет говорить о том, что увеличение скорости износа после ЭПО связано с неоднородным составом и структурой поверхностных слоев, полученной после модификации. Кроме того, можно предположить, что к интенсивному выкрашиванию материала могли привести образовавшиеся на поверхности образцов дефекты, в частности кратеры.

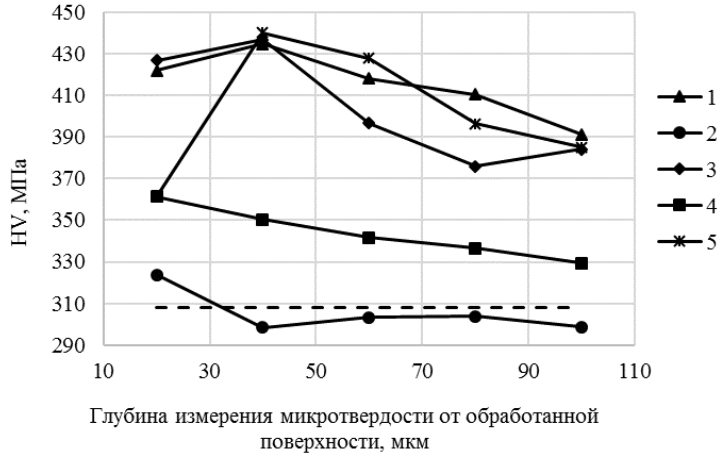


Рисунок 2 – Профили микротвердости образцов сплава ХН65ВМТЮ, подвергнутых облучению интенсивным электронным пучком. Цифрами указаны режимы ЭПО с параметрами (τ=200 мкс, N=3 имп, f=0,3 с$^{-1}$): 1 – E_s=15 Дж/см^2; 2 – E_s=20 Дж/см^2; 3 – E_s=25 Дж/см^2; 4 – E_s=30 Дж/см^2; 5 – E_s=35 Дж/см^2. Штриховой линией обозначена микротвердость сплава в исходном (штампованном) состоянии

Данный вывод может быть подтвержден обнаруженной корреляцией между средним уровнем микротвердости и скоростями износа, значения которых оказались хуже исходного состояния, полученных для одни и тех же режимов. Причем как для линейной, так и для экспоненциальной зависимости уровнем регрессии объясняется более 70 % дисперсии результативного признака. Таким образом, из-за поверхностных дефектов и неоднородности структуры большим значениям микротвердости (при плотностях энергии E_s=25 и 35 Дж/см^2) соответствуют худшие значения скорости износа, меньшим значениям (при плотностях энергии E_s=20 и 30 Дж/см^2) соответствуют более высокая износостойкость

В тоже время режим облучения с плотностью энергии E_s=15 Дж/см^2 является оптимальным, т.к. при увеличении среднего значения микротвердости в ≈1,34 раза скорость износа поверхностного слоя соответствовала исходному состоянию. Кроме того, данному режиму соответствовали лучшие значения коэффициента трения поверхности.

Заключение

Поверхностное упрочнение жаропрочного сплава ХН65ВМТЮ на никелевой основе без защитного покрытия методом импульсной ЭПО на пяти режимах позволила за счет измерения микротвердости модифицированного слоя, а также определения трибологических характеристик поверхности образцов (коэффициент трения, скорость износа) определить оптимальный режим электронного луча. При τ=200 мкс, N=3 имп., f=0,3 с$^{-1}$, значения которых оставались постоянными на всех режимах обработки, наиболее благоприятный уровень плотности энергии электронного пучка составил E_s=15 Дж/см^2. ЭПО на указанном режиме позволила увеличить среднее значение микротвердости слоя в 1,34 раза, а также уменьшить коэффициент трения поверхности в ≈1,9 раз (значение получено при нагрузке контр-тела трибометра не превышающей 3 Н).

Повышение эффективности импульсной ЭПО сплава ХН65ВМТЮ может быть достигнуто за счет увеличения числа импульсов облучения при одновременном уменьшении плотности энергии пучка или времени его воздействия на обрабатываемую поверхность. Обусловлено это тем, что с увеличением числа импульсов происходит выглаживание микрорельефа поверхности при оплавлении поверхностного слоя, что снижает вероятность кратерообразования [10].

Библиографический список

1. Емельянов С.Г., Родионов А.А., Осинцев А.Н., Колмыков Д.В. Комбинированные методы упрочняющей обработки стальных изделий // Известия Юго-Западного государственного университета. 2012. № 2-1 (41). С. 65-71.

2. Влияние внешних энергетических воздействий на структуру, фазовый состав и свойства материалов / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд. СибГИУ, 2012. – 320 с.

3. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов: Учебник / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калин, В.Л. Якушин / Под редакцией Б.А. Калина. М.: Круглый год, 2001. 528 с.: ил. ISBN 5-88671-050-7.

4. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Дж.М. Поут, Г. Фоти, Д.К. Джекобсон. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.

5. Engelko V., Yatsenko B., Mueller G., Bluhm H. Pulsed electron beam facility (GESA) for surface treatment of materials // Vacuum. – 2001. – Vol. 62/2-3. – P. 211-216.

6. Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быценко О.А., Ширваньянц Г.Г. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для восстановления эксплуатационных свойств лопаток газотурбинных двигателей // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. № 1. С. 43-49.

7. Быценко О.А., Филонова Е.В., Марков А.Б., Белова Н.А. Влияние облучения сильноточными импульсными электронными пучками на поверхностные слои современных жаропрочных никелевых сплавов с ионно-плазменными покрытиями различного состава // Труды ВИАМ. 2016. № 6 (42). С. 10. – DOI 10.18577/2307-6046-2016-0-6-10-10.

8. Громов А.Н., Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А., Теряев А.Д., Энгелько В.И. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинного двигателя с перфорационными отверстиями // Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 10-я Международной конференции, Минск, 24 – 27 сентября 2013 года / Редколлегия: В.В. Углов [и др.]. – Минск: Белорусский государственный университет, 2013. С. 172-175.

9. Хайрулин В.Т., Самохвалов Н.Ю., Тихонов А.С., Сендюрев С.И. Оценка влияния шероховатости поверхности лопаток на параметры турбины высокого давления // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2014. №37. С. 99-111.

10. Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быценко О.А., Ширваньянц Г.Г. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2015. № 5. С. 22-28.

УДК 669.539.382:669.17:625.1

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ

Кузнецов Р.В.[1], Громов В.Е[1], Иванов Ю.Ф.[2], Шлярова Ю.А.[1], Кормышев В.Е.[1], Перегудов О.А.[3], Семин А.П.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[3]Омский государственный технический университет, Омск, Россия, olegomgtu@mail.ru

Аннотация. *Методами просвечивающей электронной дифракционный микроскопии изучено структурно-фазовое состояние дифференцировано закаленных 100-метровых рельсов на различной глубине до 10 мм в головке рельсов по центральной оси и оси симметрии выкружки в исходном состоянии и после разных сроков экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто).*

Ключевые слова: *рельсы, структура, эксплуатация разрушение, дислокации, перераспределение, углерод*

EVOLUTION OF STRUCTURE-PHASE STATES AND DEFECT SUBSTRUCTURE AT DIFFERENT STAGES OF EXTREME LONG-TERM OPERATION OF RAILS

Kuznetsov R.V.[1], Gromov V.E[1], Ivanov Yu.F.[2], Shliarova Yu.A.[1], Kormyshev V.E.[1], Peregudov O.A.[3], Semin A.P.[1]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Institute of High-Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru
[3]Omsk State Technical University, Omsk, Russia, olegomgtu@mail.ru

Abstract.. *Using the methods of transmission electron microscopy the structure-phase state of 100-meter differentially quenched rails at different depth up to 10 mm in rail head along the central axis and fillet symmetry axis in initial state and after different time periods of extreme long-term operation (passed tonnage of 691.8; 1411 and 1770 million. gross tons) is studied.*

Key words: *rails, structure, operation, fracture, dislocations, redistribution, carbon.*

Введение.

В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов.

Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин деградации их структуры с последующим изъятием вызывают значительный научный и практический интерес. Понимание закономерностей и природы формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств в поверхностных слоях рельсов по центральной оси и по выкружке в головке после различных этапов (времен) наработки необходимо для создания рельсов премиум класса, повышенной износостойкости, низкотемпературной надежности [1, 2].

Партия дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов категории ДТ350, выпущенных на «Евраз-ЗСМК» в 2013 году, достигла беспрецедентной в практике наработки

1,77 млрд. тонн брутто пропущенного тоннажа. Достигнутая величина наработки более чем в 2 раза превышает ресурс рельсов до капитального ремонта пути с полной сменой рельсов.

Целью работы является сравнительный анализ эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры на разных этапах экстремально длительной дифференцированно закаленных рельсов.

Материал и методы исследования

Материалом исследования являлись четыре партии образцов дифференцированно термоупрочненных рельсов типа Р65 категории ДТ350 из электростали марки Э76ХФ, изготовленных в мае 2013 г. на АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Первую партию составляли образцы в исходном состоянии (перед установкой на полигоне); вторую, третью и четвертую партии составляли образцы после пропущенного тоннажа 691.8; 1411 и 1770 млн. т. брутто в процессе полигонных испытаний.

По содержанию химических элементов металл всех партий соответствует требованиям ТУ 0921-276-01124323-2012 для стали марки Э76ХФ: C – 0,73 %; Mn – 0,75%; Si – 0,58 %; P – 0,012 %; S – 0,007 %; Cr – 0,42 %; Ni – 0,07 %; Cu – 0,13 %; Al – 0,002 %; Ti – 0,003%, Mo – 0,006 %; V – 0,04 %.

Исследования структуры стали проводили, используя методы рентгеноструктурного анализа, оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [3-5]. Объекты исследования для просвечивающей электронной микроскопии (фольги толщиной 150-200 нм) изготавливали методами электролитического утонения пластинок, расположенных у поверхностей катания и выкружкии на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности, вырезанных методами электроискровой эрозии металла.

Результаты и их обсуждение

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиентной структуры, проявляющейся в существенной эволюции/деградации структуры металла головки вдоль центральной оси и вдоль оси симметрии рабочей выкружки.

Уже при пропущенном тоннаже 691,8 млн. тонн по всему сечению головки рельсов отмечается образование изгибных экстинкционных контуров (рисунок 1), свидетельствующих об упругопластическом деформировании кристаллической решетки. Следует подчеркнуть, что указанные процессы охватывают не только поверхность катания, что отражает подобие напряженно-деформированного состояния во всем сечении головки рельса.

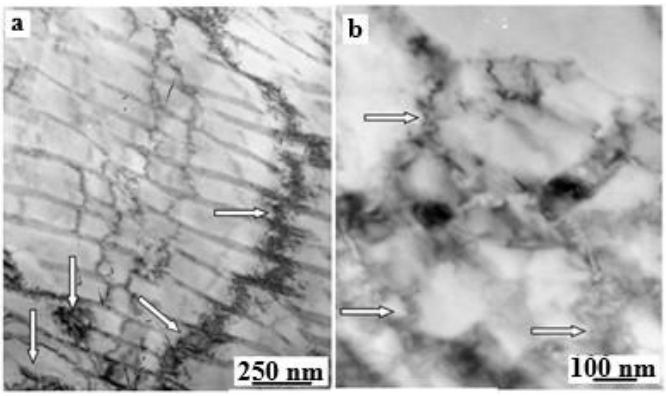


Рисунок 1 – Изгибные контуры экстинкции (указаны стрелками), выявленные в структуре пластинчатого перлита (а) и зернах феррито-карбидной смеси (б)

Эксплуатация рельсов сопровождается одновременным протеканием ряда процессов, основными из которых являются следующие.

1) При 691,8 млн. тонн наблюдается небольшой рост скалярной плотности дислокаций в пределах от $2.9 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ (в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания) до $3.3 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ вблизи поверхности катания. При этом тип дислокационной субструктуры (хаотически распределенные дислокации и дислокационные сетки) не изменяется. Примерное равенство данной характеристики на поверхности катания и значительном удалении от нее

свидетельствует о преимущественно упругом характере деформирования материала.

2) Разрушение структуры пластинчатого перлита путем перерезания пластин цементита с последующим «растаскиванием» их фрагментов. Разрушение пластин цементита приводит к формированию частиц глобулярной формы, поперечные размеры которых в поверхностном слое составляют 30 нм и продольные - 50 нм. По мере удаления от поверхности катания размеры наблюдаемых частиц увеличиваются и на расстоянии 10 мм от поверхности катания составляют 30×215 нм (что близко к размерам частиц стали в недеформированном материале).

Второй механизм разрушения пластин цементита заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита должна определяться величиной плотности дислокаций и типом субструктуры.

На начальной стадии преобразования цементитные пластины окутываются скользящими дислокациями, что сопровождается разбиением пластин на отдельные слаборазориентированные фрагменты. На следующем этапе растворения цементита весь объем, ранее занимаемый цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами (рисунок 2).

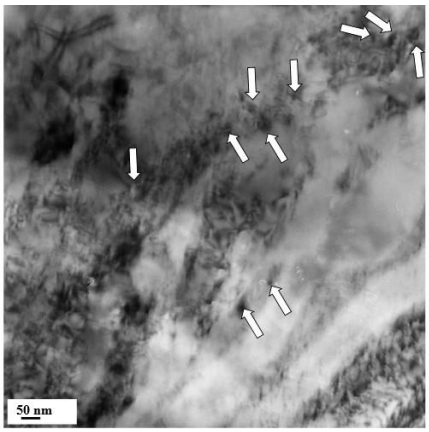


Рисунок 2 – ПЭМ изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения на месте. Стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита

В наибольшей степени преобразование структуры стали наблюдается в поверхностном слое головки. Формирующаяся после 1411 млн. т брутто структура поверхностного слоя рабочей выкружки приведена на рисунке 3, а, б; поверхности катания – на рисунке 3, в. В обоих случаях на поверхности формируется субмикро- и нанокристаллическая субзеренная (фрагментированная) структура. В слое, формирующем поверхность рабочей выкружки, размеры субзерен (фрагментов) изменяются в пределах 30–40 нм (рисунок 3, б). В слое, формирующем поверхность катания, размеры субзерен (фрагментов) изменяются в пределах 150–300 нм (рисунок 3, в). Относительное содержание субзеренной (фрагментированной) структуры в поверхностном слое рабочей выкружки составляет 0,25, в поверхностном слое поверхности катания – 0,15.

При пропущенном тоннаже 1770 млн. тонн выявлено формирование субзеренной структуры, содержащей наноразмерные частицы цементита, расположенные в стыках и вдоль границ субзерен. Размеры субзерен изменяются в пределах от 110 нм до 200 нм; размеры частиц цементита – от 25 нм до 60 нм. Установлено, что преобразование в процессе эксплуатации структуры перлита пластинчатой морфологии относительно центральной оси протекает медленнее по сравнению с изменением структуры рабочей выкружки. Показано, что субзеренная структура формируется исключительно в поверхностном слое металла рель-

сов. Относительное содержание субзеренной структуры в поверхностном слое рабочей выкружки значительно выше, чем в поверхностном слое поверхности катания.

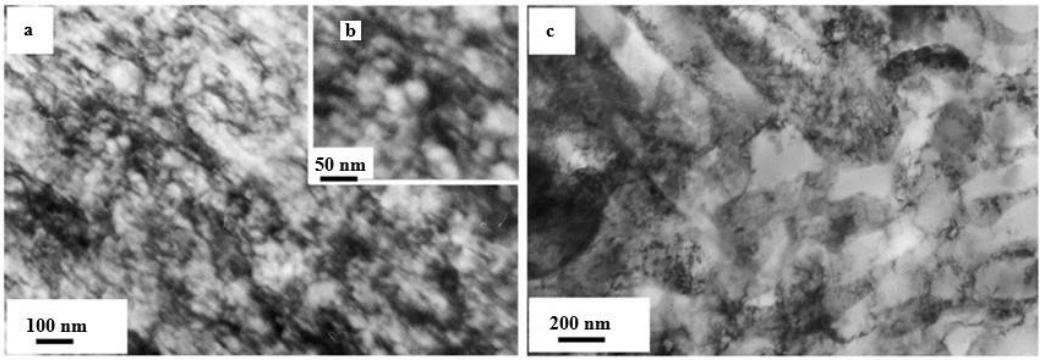


Рисунок 3 – Электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся после пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто, в поверхностном слое рабочей выкружки (а, б) и поверхности катания (в).

3) Одновременно с разрушением колоний перлита в исследуемой стали снижается объемная доля цементита до 4.9 % в поверхностном слое относительно 11.2 % в слое, расположенном на глубине 10 мм (пропущенный тоннаж 691, 8 млн. тонн).

Увеличение пропущенного тоннажа до 1411·и 1770 млн. тонн интенсифицирует процессы изменения структурно-фазовых состояний металла рельсов. Деформационный наклеп металла поверхностного слоя на глубину до 200 мкм при 1411 млн. тонн приводит к увеличению в 1.5 раза относительно исходного состояния скалярной и избыточной плотности дислокаций [2].

Известно, что углерод, в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе α- и γ-железа (на позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид – матрица) и внутрифазных (границы зерен, пакетов и кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита) границах, в частицах карбидной фазы . Количество углерода в твердых растворах на основе α- и γ-железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решетки этих фаз [6]. Оценку количества углерода в карбидных частицах проводят исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решетки и объемной доли частиц карбидной фазы в стали [2, 4, 7]. Для оценки количества углерода, расположенного на дефектах, используют косвенные методы (внутреннее трение и микрорентгеноспектральный анализ).

Оценку относительного содержания углерода на структурных элементах стали осуществляли по выражениям, приведенным в табл. 1. Результаты выполненных оценок представлены в табл. 2. Если в исходном состоянии основное содержание углерода соответствует частицам цементита, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали углерод обнаруживается и в кристаллической решетке α-железа.

Таблица 1 – К методу анализа распределения углерода в стали

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литературный источник
Твердый раствор на основе α-железа	$\Delta C_\alpha = \Delta V_\alpha \frac{a_\alpha - a_\alpha^0}{39 \pm 4} 10^3$	[2, 7]
Частицы карбидных фаз	$\Delta C(Fe_3C) = 0{,}07 \cdot \Delta V_i$	[2, 5]
Элементы дефектной структуры	$\Delta C_д = C_0 - \Delta C_\alpha - \Delta C(Fe_3C)$	[2, 5]
Примечание: ΔV_α, ΔV_i – объемная доля α-железа и карбидных фаз; $a_\alpha = 0{,}28782$ – текущий параметр решетки α-фазы; $a_\alpha^0 = 0{,}28668$ нм; C_0 – среднее содержание углерода в стали		

Таблица 2 – Распределение атомов углерода в структуре рельсов

Пропущенный тоннаж 691,8 млн. т брутто						
Структурный элемент	**Концентрация углерода, вес. %**					
	Расстояние до поверхности катания			**Расстояние до поверхности выкружки**		
	0 мм	**2 мм**	**10 мм**	**0 мм**	**2 мм**	**10 мм**
Частицы цементита	0,33	0,71	0,75	0,58	0,65	0,75
Кристаллическая решетка α-Fe	0,0284	0,0	0,0	0,0284	0,0	0,0
Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы)	0,3916	0,04	0,0	0,1416	0,1	0,0
Пропущенный тоннаж 1411 млн. т брутто						
Частицы цементита	0,50	0,64	0,74	0,34	0,62	0,73
Кристаллическая решетка α-Fe	0,0015	0,0	0,0	0,0015	0,0	0,0
Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы)	0,24	0,10	0,0	0,4	0,12	0,01
Пропущенный тоннаж 1770 млн. т брутто						
Частицы цементита	0,31	0,58	0,73	0,21	0,25	0,68
Кристаллическая решетка α-Fe	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы)	0,44	0,17	0,02	0,54	0,50	0,07

Из таблицы 2 также следует, что процессы эволюции/деградации карбидной фазы и перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно реализуются в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа в интервале 691,8 – 1411 – 1770 млн. тонн также сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры стали в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

Увеличение пропущенного тоннажа до 1770 млн. тонн сопровождается значительным фрагментированием структуры зерен и приводит к формированию локальных участков, не способных далее обеспечивать развитие релаксационных процессов (формируется так называемая критическая структура [8]). Такая критическая структура является местом последующего зарождения областей вязкого разрушения материала.

Приведенные выше результаты позволяют предполагать, что разрушение металла рельсов в первую очередь будет протекать именно в поверхностном слое рабочей выкружки, где уже после 1411 млн. тонн наблюдается формирование наноразмерной субзеренной структуры.

Формирование подобной критической структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине, повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключающих разрушение цементитных пластин, перемещения атомов углерода на дефекты решетки альфа-железа.

Заключение.

Методами современного физического материаловедения проведен сравнительный анализ изменения структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры по различным направлениям на глубине до 10 мм в головке длинномерных дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто.

Выявлено существенное преобразование структурно-фазового состояния зерен пластинчатого перлита, сопровождающееся разрушением пластин цементита путем их разрезания движущимися дислокациями и путем растворения с уходом углерода из решетки цементита на линии дислокаций, малоугловые и большеугловые границы. Установлено, что преобразование структуры пластинчатого перлита протекает более интенсивно в поверхности выкружки по сравнению с поверхностью катания. В наибольшей степени это наблюдается в по-

верхностном слое, где формируется фрагментированная структура и выделяются наноразмерные частицы цементита.

При наработке 1411 млн. тонн размеры фрагментов феррита в поверхностном слое выкружки изменяются в пределах 30-40 нм, а в поверхностном слое поверхности катания – 150-300 нм. Относительное содержание зерен с фрагментами составляет 25 % в поверхностном слое выкружки и 15 % в поверхностном слое поверхности катания.

При пропущенном тоннаже 11770 млн. тонн в поверхностном слое пластинчатый перлит практически разрушен. Показано, что экстремально длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным перераспределением атомов углерода в поверхностных слоях толщиной до 10 мм. В исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита, а после экстремально длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен). Отмечено, что процессы перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно происходят в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001).

Библиографический список

1. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuriev A.B., Morozov K.V. Microstructure of Quenched Rails. – Cambridge, CISP Ltd. 2016. – 153 p.

2. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. – Materials Research Forum LLC. 2021. – 193 p.

3. Zuo J.M., Spence J.C.H. Advanced Transmission Electron Microscopy. – New York: Springer. 2017. – 729 p.

4. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. – Basel: Springer International Publishing. 2016. – 196 p.

5. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing. 2016. – 518 p

6. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука. 1977. – 236 с.

7. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // Trans. Met. Soc. AIME. 1967. V. 239. No. 11. P. 1818–1820.

8. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия. 1986. – 224 с.

УДК 669.71.017

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ СИЛУМИНОВ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ И МЕДИ

Попова М.В.[1], Жибинова И.А.[2], Прудников А.Н.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, m.v.popova@mail.ru
[2]Кузбасский гуманитарно-педагогический институт КемГу, Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Представлены результаты исследований влияния легирования медью в количестве 2–60 % на температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) сплавов*

систем Al–11%Si и Al–20%Si. По результатам множественного регрессионного анализа построены математические модели температурной зависимости ТКЛР силуминов с различным содержанием кремния и меди в интервале температур 50–250 °С. Проведена проверка качества моделей. Полученные математические зависимости могут быть использованы для разработки составов легких сплавов с требуемыми значениями ТКЛР.

Ключевые слова: *алюминиевые сплавы, легирование, кремний, медь, температурный коэффициент линейного расширения, регрессионный анализ*

MODELING OF TEMPERATURE DEPENDENCE THERMAL EXPANSION OF SILUMINS WITH DIFFERENT SILICON AND COPPER CONTENT

Popova M.V.[1], Zhibinova I.A.[2], Prudnikov A.N.[1]

[1]Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russian Federation, m.popova@rdtc.ru
[2]Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute KemGu, Novokuznetsk, Russia

Abstract. *The results of studies of influence of copper alloying in amount of 2-60 % on temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of alloys of Al-11 % Si and Al-20 % Si systems are presented. Based on the results of multiple regression analysis, mathematical models of the temperature dependence of the thermal expansion of silumins with different silicon and copper contents in the temperature range of 50-250 ^{0}C were constructed. The quality of the models was checked. The obtained mathematical relationships can be used to develop light alloy compositions with the required TCLR values.*

Keywords: *aluminium alloys, alloying, silicon, copper, temperature coefficient of linear expansion, regression analysis*

Развитие наукоемких отраслей промышленности основано на использовании новых материалов с улучшенными свойствами, во многом определяющих возможности современной техники. В частности, для таких отраслей машиностроения как авиастроение, двигателестроение, приборостроение необходимы легкие материалы с низкими значениями температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР, α), сочетающие высокую стабильность размеров в интервале температур эксплуатации с хорошей коррозионной стойкостью [1, 2].

Этим требованиям отвечают сплавы алюминия с кремнием, так как алюминий – легкий и пластичный металл, обладающий высокой коррозионной стойкостью. Сплавы Al–Si немагнитны, характеризуются хорошими литейными свойствами и герметичностью [3]. Медь так же, как и кремний, является важнейшим легирующим элементом алюминия, повышающим прочность и жаропрочность. Сплавы системы Al–Si–Cu широко применяются в машиностроении как конструкционные материалы. Для создания сплавов с малым тепловым расширением ТКЛР алюминия достаточно велик ($\alpha_{0\text{-}100}$ = 23,8·10^{-6} К$^{-1}$), однако его можно значительно снизить за счет легирования кремнием и медью, величина ТКЛР которых меньше, чем у алюминия (α_{Si} = 2,4·10^{-6} К$^{-1}$, α_{Cu} = 16,1·10^{-6} К$^{-1}$) [4, 5]. На основании результатов ранее проведенных исследований теплового расширения как двойных, так и тройных сплавов Al–Si, Al–Cu и Al–Si–Cu можно утверждать, что именно тройные сплавы могут иметь низкие и стабильные значения ТКЛР (от 6 до 11·10^{-6} К$^{-1}$), в довольно широком диапазоне температур испытания [6, 7]. Однако подбор легирующего комплекса, обеспечивающего требуемые значения ТКЛР в заданном интервале температур эксплуатации – это довольно сложная задача, которая до настоящего времени решается экспериментальным путем [8].

При разработке сплавов специального назначения с требуемыми значениями ТКЛР обычно учитывают влияние не только химического состава сплава, но и технологических параметров, ответственных за формирование его структуры. При этом правильный выбор легирующих элементов и их количественного соотношения является определяющим, поскольку значения ТКЛР в первую очередь зависят от величины сил межатомной связи [9].

Для создания новых перспективных сплавов с низким ТКЛР необходимо провести объемные экспериментальные исследования, на основе которых возможно оценить вклад и степень влияния каждого из изучаемых факторов на структуру и свойства сплава. Однако проведение натурных экспериментов требует больших материальных и временных затрат, поэтому зачастую объем экспериментальных данных о характеристиках разрабатываемого нового материала весьма ограничен. В связи с этим весьма актуальной и значимой является задача моделирования свойств сплавов на этапе их разработки.

В настоящей работе приведены результаты моделирования температурной зависимости теплового расширения сплавов алюминия с кремнием, содержащих в качестве третьего компонента медь. Установлено, что кремний и медь снижают ТКЛР алюминиевых сплавов, когда их содержание значительно превышает предельную растворимость в алюминии [10, 11]. Однако величина ТКЛР при их совместном введении изменяется нелинейно и для получения достоверных значений коэффициента линейного расширения требуется проведение большого числа экспериментов.

В качестве объекта исследования были выбраны тройные сплавы систем Al–11%Si–Cu и Al–20%Si–Cu, в которых содержание меди изменялось от 2 до 60%. Сплавы выплавляли в лабораторных условиях в печах с силитовыми нагревателями, с соблюдением всех правил подготовки шихты и ведения плавки. Шихтовый алюминий расплавляли, вводили в него кремний, а затем медь. Сплавы заливали в алюминиевый кокиль ($t_к$=20 °С) при температуре 1100 – 1200 °С. Из полученных слитков изготавливали образцы для дилатометрического анализа. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего дилатометра системы Шевенара, погрешность определения составляла ± 0,1 · 10^{-6} град $^{-1}$. Статистическую обработку результатов эксперимента проводили по известным методикам [12]. Анализ данных и построение моделей осуществляли с помощью программы StatSoftStatistica Release:6.

Экспериментально полученные данные зависимости величины ТКЛР исследуемых сплавов от температуры и содержания меди визуализированы в виде двумерных графиков (рисунки 1 и 3) и графиков поверхности (квадратичное сглаживание), что позволяет выявить скрытую структуру данных и взаимосвязи между тремя переменными (рисунки 2 и 4).

При изучении влияния меди на тепловое расширение сплава Al-11%Si, который является основой широко применяемого в промышленности литейного сплава АК12, было установлено, что увеличение содержания меди в сплаве от 4 до 60% способствует плавному снижению значений ТКЛР в диапазоне температур испытания 50–250 °С. Причем у сплавов, легированных медью в количестве 30 и более процентов, не наблюдалась аномалия линейного расширения в интервале 250–350 °С, характерная для двойного сплава (рисунки 1 и 2).

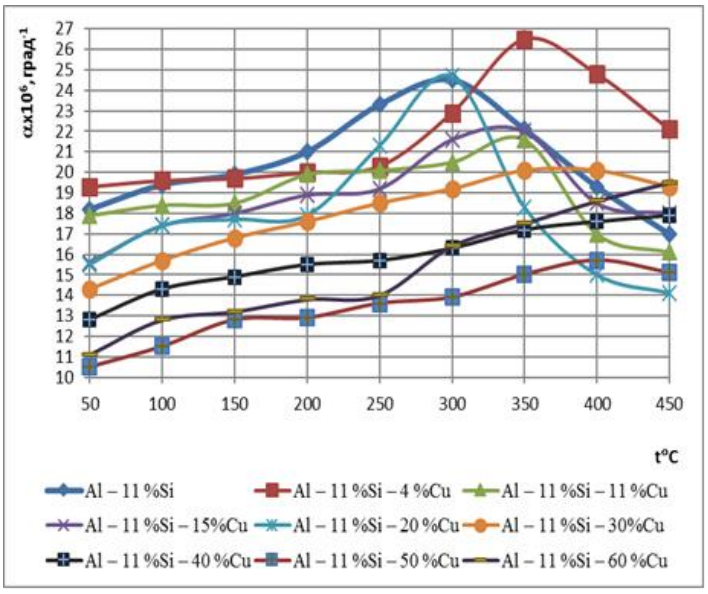


Рисунок 1 – Влияние меди на тепловое расширение сплавов Al–11% Si

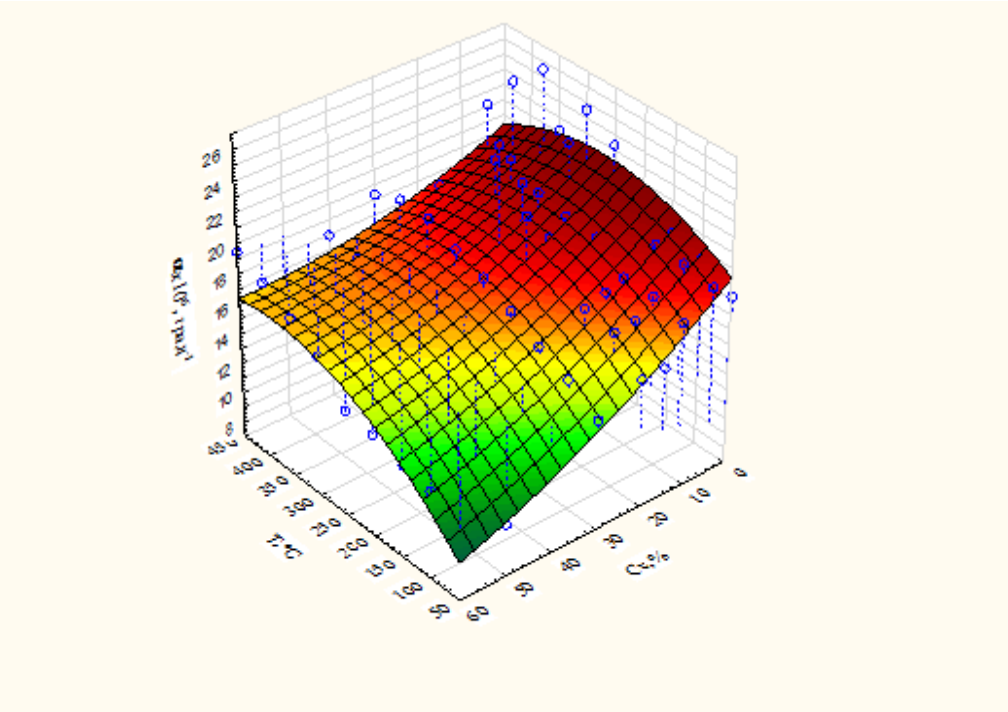


Рисунок 2 – Диаграмма зависимости ТКЛР от температуры и содержания меди для сплавов Al–11%Si–Cu (квадратичное сглаживание)

Установлено, что сплав Al-20 % Si, являющийся основой промышленных сплавов для производства поршней двигателей внутреннего сгорания, с увеличением содержания меди также имеет более низкие значения и стабильные значения ТКЛР в низкотемпературном интервале испытаний. Показано, что легирование медью в небольших количествах способствует незначительному снижению ТКЛР тройного сплава во всем интервале температур испытания. Дилатометрические исследования позволили установить, что легирование медью в количестве 2, 4 и 15 % снижает ТКЛР сплава в интервале 50–250 °С, но при этом наблюдается аномалия линейного расширения при температуре испытания 300 °С (рисунки 3 и 4).

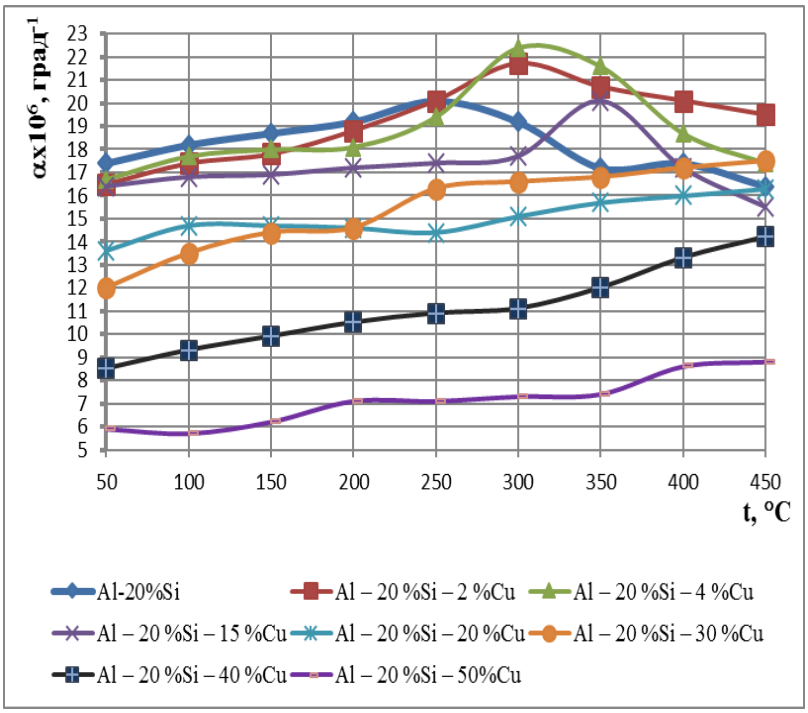


Рисунок 3 – Влияние меди на тепловое расширение сплавов Al–20% Si

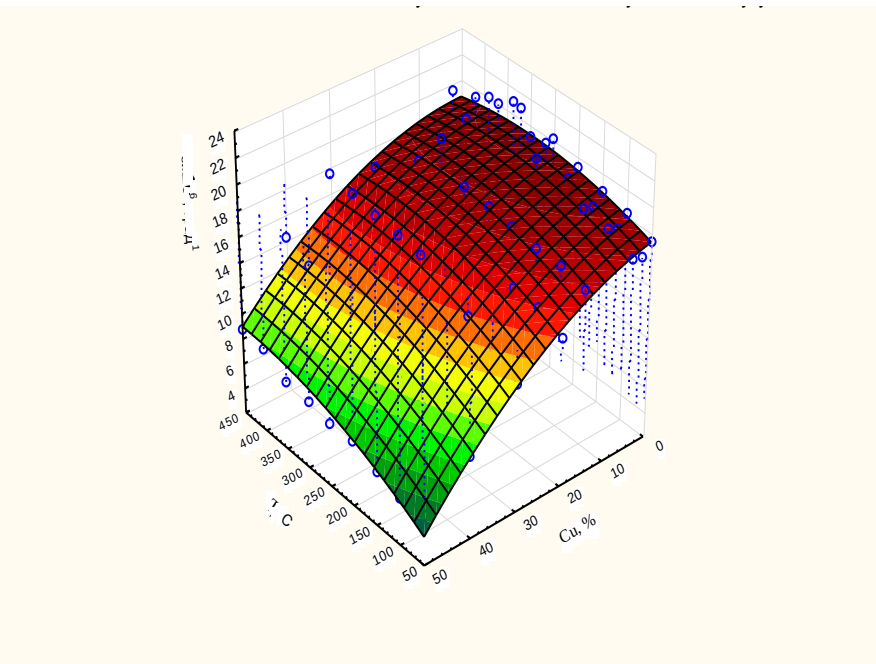


Рисунок 4 – Диаграмма зависимости ТКЛР от температуры и содержания меди для сплавов Al–20%Si–Cu (квадратичное сглаживание)

Увеличение содержания меди в сплаве Al-20 % Si от 20 до 50% устраняет аномалию линейного расширения и приводит к значительному снижению ТКЛР во всем температурном интервале испытаний. Так, средний ТКЛР сплава Al-20 % Si-20 % Cu в интервале 50-200 ^{0}C равен $\overline{\alpha}_{50\text{-}200}$ = 14,4·10^{-6} град $^{-1}$, однако с увеличением содержания меди в сплаве до 30, 40 и 50% ТКЛР уменьшается соответственно до $\overline{\alpha}_{50\text{-}200}$=13,1·10^{-6} град $^{-1}$, $\overline{\alpha}_{50\text{-}200}$ = 9,6·10^{-6} град $^{-1}$ и $\overline{\alpha}_{50\text{-}200}$ = 6,0·10^{-6} град $^{-1}$.

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет утверждать, что величина ТКЛР при совместном введении кремния и меди изменяется нелинейно в интервале температур испытания 300–450 ^{0}C, но характер изменения значений ТКЛР в интервале 50–250 ^{0}C хорошо аппроксимируется линейной регрессией. Этот температурный интервал представляет значительный интерес с практической точки зрения, поскольку большинство конструкционных алюминиевых сплавов, а также сплавов специального назначения применяется для изделий, которые эксплуатируются при температурах, не превышающих 250 ^{0}C.

Для предварительной количественной оценки тесноты и направления связи между исследуемыми переменными в модуле анализа Basics Statistics/Tables/ Correlation Matrices программы Statistica построены и проанализированы матрицы парных линейных коэффициентов корреляции (таблица 1). Тесноту связи оценивали по шкале Чеддока, значимость (существенность) коэффициентов линейной корреляции определяется в программе Statistica на основе t–критерия Стьюдента [12].

Таблица 1 – Матрица парных коэффициентов корреляции для сплавов Al–Si–Cu

Сплавы Al–11%Si–Cu				Сплавы Al–20%Si–Cu			
Переменные	T	Cu	α	Переменные	T	Cu	α
T	1			T	1		
Cu	0	1		C	0	1	
α	0,44	–0,88	1	α	0,39	–0,95	1

Значения рассчитанных, статистически значимых коэффициентов корреляции при уровне значимости 0,05 ($P_{дов}$ = 0,95), показанные в таблице 1, указывают на существование умеренной прямой линейной связи между переменными «ТКЛР–температура» и обратной связи высокой степени между переменными «ТКЛР–содержание меди».

Далее на основе полученной информации в модуле *Multiple LinearRegression* был проведен множественный регрессионный анализ. Результаты регрессионного анализа и показатели качества моделей сведены в таблицу 2.

Таблица 2 – Итоги регрессии и итоговые статистики

Коэффициенты регрессии		Статистические оценки коэффициентов регрессии		Регрессионная статистика	Значимость *F*
		Стандартная ошибка	*P*-Значение	Коэффициент множественной детерминации R^2	
Al – 11%Si – Cu					
Свободный член уравнения	17,9	0,32	9,26983E-41	0,93	2,32871E-25
T	0,02	0,002	7,0804E-12		
Cu	-0,14	0,006	7,20483E-25		
Al – 20%Si – Cu					
Свободный член уравнения	17,5	0,45	1,54E-31	0,94	5,01E-23
T	0,01	0,002	6,48E-05		
Cu	-0,23	0,010	1,28E-23		

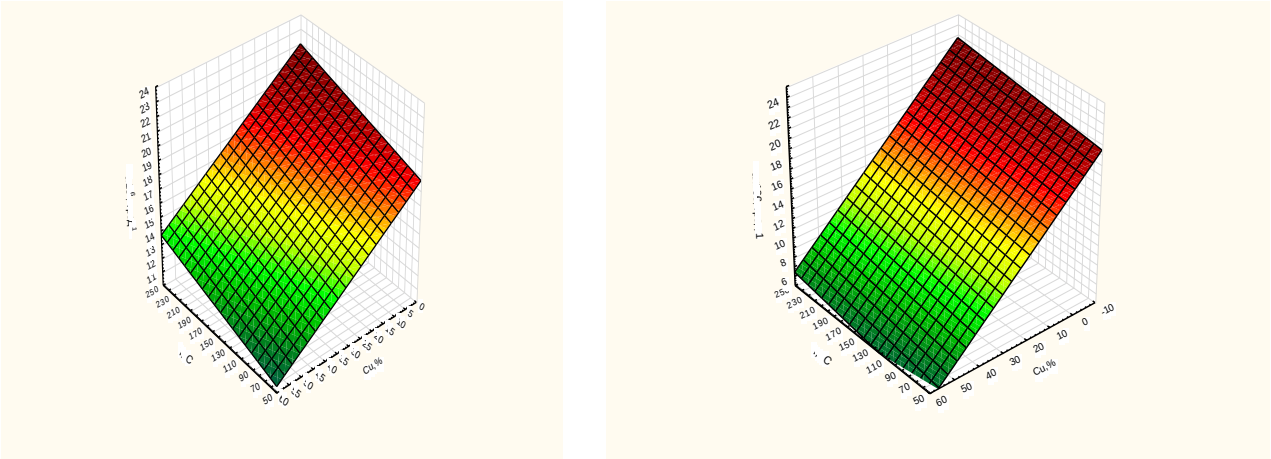
Из данных таблицы 2 следует, что в обоих случаях коэффициенты регрессии являются значимыми, о чем можно судить по величинам их стандартных ошибок и значениям рассчитанных уровней значимости (см. показатель *P-Значение* в таблице 2), которые значительно меньше заданного уровня ($P < 0{,}05$).

Таким образом, зависимости ТКЛР от температуры и содержания меди могут быть записаны в виде уравнения (1) для сплавов Al – 11%Si – Cu, и в виде уравнения (2) для сплавов Al – 20 % Si – Cu:

$$\hat{\alpha} = 17{,}9 + 0{,}016 \cdot T - 0{,}14 \cdot Cu \quad (1)$$

$$\hat{\alpha} = 17{,}5 + 0{,}011 \cdot T - 0{,}23 \cdot Cu \quad (2)$$

Графики в виде трехмерной поверхности, построенные по уравнениям (1) и (2), показаны на рисунке 5.



а *б*

а – сплавы Al – 11%Si – Cu; *б* - сплавы Al – 20%Si – Cu

Рисунок 5 - Диаграммы зависимости ТКЛР от температуры и содержания меди в интервале температур 50 – 250 °С

Значения множественного коэффициента детерминации R^2, близкие к единице, говорят о хорошем приближении линии регрессии к наблюдаемым данным и о возможности построения качественного прогноза. Рассчитанный уровень значимости (см. показатель *Значимость F* в таблице 2), значение которого значительно меньше заданного уровня ($P < 0{,}05$), подтверждает значимость R^2 и позволяет сделать вывод об адекватности полученных моделей.

Проверка остатков (разности между наблюдаемыми значениями ТКЛР и теми его значениями, которые предсказываются регрессионной моделью) по критерию Дарбина-Уотсона показала отсутствие их автокорреляции, что еще раз подтверждает адекватность рассчитанных регрессионных моделей.

Таким образом, получены математические зависимости, с использованием которых возможно создание сплавов систем Al – 11%Si – Cu, Al – 20%Si – Cu с требуемым (прогнозируемым) значением ТКЛР в интервале температур эксплуатации 50 – 250 °С.

Библиографический список

1. Фридляндер И.Н. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе / И.Н. Фридляндер, А.В. Добромыслов, Е.А. Ткаченко, О.Г. Сенаторова. // Металловедение и термическая обработка металлов. – №7. – 2005 – С. 17 – 23.

2. 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.

3. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия А7 / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.А. Старостина (М.А. Малюх) // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 23-26.

4. Afanas'ev V.K. Effect of alloying on the thermal expansion of aluminum / V.K. Afanas'ev, M.V. Popova, A.A. Ruzhilo, V.F. Frolov. – Russian metallurgy (Metally). – 2002. – № 6. – P. 539-544.

5. Афанасьев В.К. Влияние меди на линейное расширение алюминиевых и кремниевых сплавов / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, Н.Б. Лаврова, Г.Г. Мажитова, М.В. Попова, В.А. Самонь // Металлургия машиностроения. – 2013. – № 4. – С. 16-19.

6. Афанасьев В.К. Тепловое расширение сплавов Al-Cu после обработки расплава и термообработки / В.К. Афанасьев, М.А. Малюх, М.В. Попова, В.А. Лейс, С.В. Долгова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 2 (71). – С. 87-94.

7. Afanasyev V. K. Features of structure formation and thermal expansion of high alloys of the Al–Si–Cu system / V. K. Afanasyev, M. V. Popova, M. A. Malyukh and A. N. Prudnikov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 866 (2020) 012035. – doi:10.1088/1757-899X/866/1/012035. – P. 1–7 (012035).

8. Попова М.В. Некоторые пути получения алюминиевых инваров / М.В. Попова // Обработка металлов. – 2004. – № 3 (24). – С. 16–19.

9. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел / С.И. Новикова. – Москва: Наука. – 1974. – 292 с.

10. Афанасьев В.К. Особенности структурообразования и тепловое расширение высоколегированных сплавов системы Al-Si-Cu / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Малюх // Металлургия: технологии, инновации, качество: сборник трудов XXI Международной научно-практической конференции. В 2-х частях / под ред. Е.В. Протопопова. – 2019. – С. 228-235.

11. Попова М.В. Структура и тепловое расширение высоколегированных сплавов системы Al-Si-Cu специального назначения / М.В. Попова, М.А. Малюх // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2020. – Т. 7. – № 1-2. – С. 105-112.

12. Теория статистики : учебник / под ред. проф. Г.Л. Громыко. – 4-е изд., перераб. и доп. – Москва: ИНФРА-М, 2019. – 465 с.

УДК 669.1:669.017.11

ОСОБЕННОСТИ МЕТАЛЛОГРАФИИ ВЫСОКОЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА 008ЖР

Афанасьев В.К., Попова М.В., Долгова С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, m.v.popova@mail.ru

Аннотация. *Предложено рассматривать диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов как многокомпонентную: Fe–C–H–N–O. Настоящий подход базируется на представлении о ведущей роли водорода и его разновидностей в формировании структуры и свойств сплавов на основе железа. Показано, что после обработке в среде с повышенным содержанием водорода в высокочистом железе возможно образование перлита.*

Ключевые слова: *железо, углерод, диаграмма состояния, водород, атмосфера водяного пара, микроструктура, перлит.*

FEATURES OF HIGH-PURITY IRON METALLOGRAPHY

Afanasyev V.K., Popova M.V., Dolgova S.V.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia

Abstract. *It is proposed to consider the state diagram of iron-carbon alloys as multicomponent: Fe-C-H-N-O. This approach is based on the idea of the leading role of hydrogen and its varieties in the formation of the structure and properties of iron-based alloys. It is shown that after treatment in a medium with an increased hydrogen content in high-purity iron, perlite formation is possible.*

Keywords: *iron, carbon, state diagram, hydrogen, water vapor atmosphere, microstructure, pearlite.*

По распространенности в земной коре железо занимает второе место среди металлов после алюминия. Поэтому ему всегда будет уделяться большое внимание, так как сплавы на основе железа (чугуны и стали) до сих пор остаются «становым хребтом» цивилизации [1]. Однако к настоящему времени ресурс свойств чугуна и углеродистой стали остается далеко не выработанным. Неумение получить более высокие свойства их вылилось в особый раздел современных материалов – это легированные сплавы на основе системы Fe–C.

Легирование с нарастающей скоростью повышает стоимость сплавов, что в конечном итоге оправдывает поиск других материалов с требуемыми свойствами (керамических, на основе нитрида бора и других – часто экзотических), стоимость которых еще выше и растет с ускорением. Легированные чугуны и стали практически вытеснили из сферы производственной деятельности нелегированные железоуглеродистые сплавы [2, 3]. Это произошло в связи с недостаточностью, а часто полным отсутствием, основополагающих знаний о сущности формирования их свойств.

Здесь важно отметить, что уже в 1899 году признанный отец диаграммы Fe–C Робертс-Аустен независимо от критических точек A_{r3} и A_{r2} открыл в электролитическом железе еще неоднократное выделение тепла. Соответствующие температуры он назвал «водородными» точками, так как появление этих тепловых эффектов он приписывал присутствию водорода, поглощенного железом; после неоднократного прокаливания соответствующей пробы в вакууме эти тепловые эффекты не удалось обнаружить. Водородную точку при температуре 487 °С Робертс-Аустен объяснял выделением гидрида железа из твердого раствора, а водородную точку при температуре 261 °С он приписывал твердой эвтектике железо – гид-

рид железа. Водородную точку при температуре между 600 и 550 °С он не объяснял. Последующие ученые не подтвердили существования «водородных точек», и эти точки в дальнейших диаграммах уже не обозначались.

При температуре около 600 °С Робертс-Аустен в своей диаграмме дал, кроме того, критическую точку A_{r0}, которая, по его мнению, должна была соответствовать магнитному превращению» [4].

Следует считать предложенное великим авторитетом в этой области чрезвычайно важным, так как он первый отметил процессы в интервалах 200–300, 400–450 и 550–600 °С, которые в последующем окажутся важнейшими в металлических системах. То обстоятельство, что он связал процессы, протекающие в этих температурных интервалах, с присутствием водорода, видимо, было главной отправной вехой, которую современники и их последователи аккуратно предали забвению. Последнее оказало катастрофически вредное влияние на дальнейшую историю развития диаграммы.

Видимо, должны были пройти годы, чтобы понять, что исследователи, находившиеся у истоков науки о главном веществе, обеспечивающем жизнедеятельность человека, – железе и его сплавах с углеродом, были очень близки к пониманию сущности формирования его свойств. Однако, имевшаяся на то время информация о Земле и Космосе не позволила признать ведущую роль водорода во всех процессах получения и обработки.

Выдающийся ленинградский ученый Андрей Сергеевич Завьялов в 1948 г. опубликовал монографию «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах» [5]. В первой главе этой монографии он, детально рассматривая природу полиморфных превращений, сделал следующие выводы:

а) Различные примеси в металлах резко влияют на явление полиморфизма и на процессы полиморфных превращений.

б) Полиморфизм металлов был установлен при изучении не чистых металлов, а твердых растворов различных примесей в этих металлах.

в) По мере разработки способов получения более чистых металлов и совершенствования методов их изучения, количество металлов, которые считаются полиморфными, непрерывно уменьшается; так например, уже не считаются полиморфными литий, натрий, бериллий, стронций, барий, медь, свинец, а за последнее время и алюминий, цинк, висмут и кадмий.

г) В отношении некоторых металлов, считающихся и до сих пор полиморфными (никель, хром и вольфрам), металловедение уже располагает достаточными данными, чтобы исключить их из числа полиморфных и при отсутствии примесей.

д) По мере усовершенствования методов изучения стирается принципиальное различие между металлами „полиморфными" и „неполиморфными". Основное различие между ними начинает сводиться к необходимому количеству тех или иных примесей, вызывающих явление полиморфизма».

Через 10 лет (1958 г.) в изданной в нашей стране монографии Э. Гудремона «Специальные стали» были приведены результаты многих исследований, показавших способность железа терять как α-, так и γ-модификации [6].

Полностью устраняют α-область диаграммы Fe – Л.Э. следующие: Ni, Mn, Co, а частично C, N, Zn. Такие элементы называются аустенитообразующие. Ферритообразующие элементы – это те, которые способны выклинивать γ-область и переводить сплавы Fe – Л.Э. в ОЦК-состояние вплоть до $T_{пл}$. К ним относятся Si, P, Ti, V, Cr, Mo, Sn, W.

Для доказательства правоты первых исследователей, утверждавших ведущую роль примесей в организации полиморфизма, дальнейшее увеличение содержания примесей до ранга легирующих элементов сыграло большую и решающую роль.

В своей монографии Э. Гудремон посвятил большую главу «Водороду в стали», где отметил, что «очевидно, однако, что водород действует как легирующий элемент: повышает прокаливаемость стали и стабилизирует аустенит», ссылаясь на работы, выполненные в 1937 – 1940 гг.

Сегодня, исходя из положения о ведущей роли водорода и на основании водородной

платформы периодической системы химических элементов (ПСЭ) [7–9], нами предлагается ряд действий, позволяющих более глубоко понять основы формирования свойств Fe – C сплавов с целью дальнейшего их повышения [10, 11].

1. Металлургия во всех своих аспектах определяется атмосферой Земли (атмосферой водяного пара, АВП). Из этой атмосферы металлы и сплавы поглощают $H^{-}_{изб.\ АВП}$.

Этот $H^{-}_{изб.\ АВП}$ есть всегда, так как всегда есть влажная атмосфера Земли. Всё, что рождается на Земле, в том числе металлы и сплавы, содержит водород и две его разновидности – азот и кислород, составляющие эту атмосферу. Именно такой водород в трех лицах формирует структуру земных металлов и сплавов в следующем порядке (рисунок 1).

Рисунок 1 – Схема формирования структуры металлов и сплавов с позиций ведущей роли водорода

Такое формирование структуры металлов и сплавов отражается в виде нынешних многочисленных диаграмм состояния (эвтектических, перитектических, монотектических, синтектических и других совмещенных).

Сейчас уже известно, что применение вакуумной обработки даже с высоким остаточным давлением (10^{-2} – 10^{-3} мм.рт.ст.) уже уменьшает «химическую» неоднородность в железе и стали с сопутствующим повышением их свойств, что подтверждает зависимость их структуры и свойств от АВП.

В соответствии с приведенным порядком формирования структуры земных металлов и сплавов они приобретают наследственность, выражающуюся в развитии положительных и отрицательных явлений. К ним, прежде всего, относятся: 1) старение; 2) дисперсионное твердение; 3) водородная хрупкость; 4) отпускная хрупкость; 5) синеломкость; 6) тепловая хрупкость; 7) мартенситное превращение, которое можно рассматривать как закалочную хрупкость.

Эти первые семь качеств приобретаются металлами и сплавами за счет поглощения из АВП водорода $H^{-}_{изб.\ АВП}$, что очень важно, так как именно он оказывает определяющее влияние и на формирование технологических и служебных свойств. В первую очередь таких, как: термообрабатываемость, деформируемость, свариваемость, прочность и жаропрочность, коррозия и коррозия под напряжением, замедленное разрушение, тепловое расширение.

2. Через много лет после представления Робертс-Аустеном в 1899 г. диаграммы Fe – C следует добавить несколько существенных положений.

Во-первых, необходимо рассмотреть процессы, протекающие в веществах при изменении их агрегатного состояния.

В Космосе жидкого состояния нет, а поэтому, согласно основному положению квантовой механики, протекающее в Космосе можно представить следующим образом (рисунок 2).

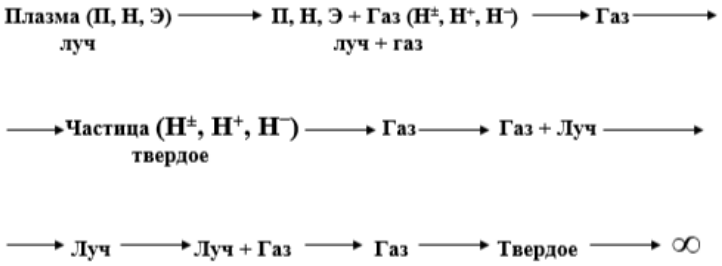


Рисунок 2 – Процессы, протекающие в Космосе при изменении агрегатного состояния веществ

Земля, имеющая свою атмосферу водяного пара АВП, вносит свои изменения в космический порядок. В связи с наличием большого количества $H^{-}_{изб.\ АВП}$ процессы, протекающие в веществах при изменении их агрегатного состояния от плазмы до твердого состояния, происходят следующим образом (рисунок 3).

Космический газ (межзвездный, межпланетарный, Солнечный ветер) при встрече с земным $H^{-}_{изб.\ АВП}$ образует газоконденсат – вода H_2O, а в данном случае, «металлическая жидкость». Такое добавление очень важно, поскольку нынешняя плавильная металлургия основана на том, что $H^{-}_{изб.\ АВП}$ атмосферы Земли в любых нагревательных устройствах встречается с космическими газами, выделяющимися из руды, при этом образуется «металлическая жидкость». В этом расплаве, как известно, рождаются все свойства применяемых сплавов Fe – C.

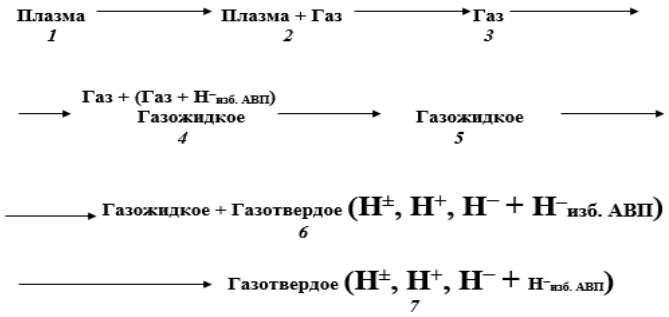


Рисунок 3 – Процессы, протекающие в атмосфере Земли при изменении агрегатного состояния веществ

В естественных земных условиях металлургия реализуется только в виде трех состояний: 7-е – газотвердое, 6-е – газотвердое + газожидкое и 5-е – газожидкое состояние, а остальные четыре существуют в области $T_{исп}$ и выше.

3. Современное представление диаграммы Fe – C может быть сделано в виде схемы, приведенной на рисунке 4.

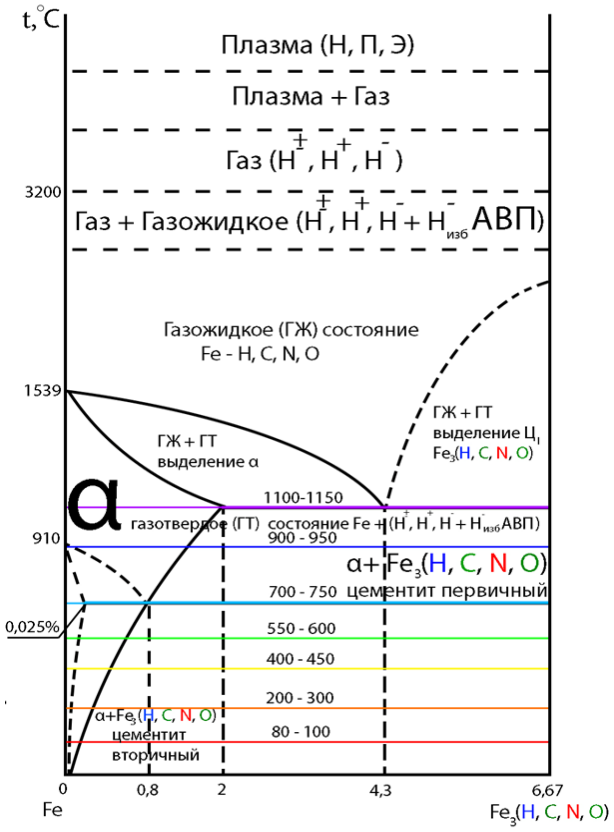


Рисунок 4 – Схематическое изображение водородной диаграммы Fe–C

Здесь важно отметить, что семь температурных интервалов газотвердого состояния проходят через всю жизнь различных металлов и сплавов.

Робертс-Аустен закладывал интервалы 200 – 300, 400 – 450 и 550 – 600 °С, назвав их «водородными точками». Каждый из этих интервалов имеет свой смысл, и в нем протекают все те же три водородные реакции с выдачей своего продукта. На предлагаемой схеме (рисунок 4) пунктиром отмечено наличие γ-Fe и его последствия («стальной угол»).

Таким образом, работы, начатые в 30-х годах XX века и проводимые до настоящего времени специалистами по водороду в металлах, позволяют сделать заключение, что ответственным за существование γ-Fe и всего, связанного с ним (А↔П-превращения, С-кривые изотермического распада, само наличие перлита и аустенита), является присутствие водорода.

Этот важнейший вывод созревал с давних лет, с самого начала становления науки о металлах, которая начиналась со сплавов Fe – C.

Э. Гудремон отмечал «однако, связывать водород и формирование цементованного слоя или образование структуры «перлит» с добавлением водорода всегда казалось странным и неприемлемым». Сейчас пришла пора поставить водород на всегда принадлежащее ему первое место. Только это переведет металлургию железных сплавов в ранг водородной металлургии с соответствующим резким повышением свойств.

Водородная металлургия *базируется на представлениях о ведущей роли водорода и его разновидностей в формировании структуры и свойств сплавов и позволяет существенно повысить их механические и физические свойства при снижении стоимости и вредного воздействия на окружающую среду.*

Количество H, C, N, O определяет статус железа. При очень малом их содержании – это чистое железо. При увеличении количества этих компонентов – железо называется сталью и далее чугуном.

Приведенное согласуется с трудами родоначальников диаграммы состояния Fe – C. Это Робертс-Аустен (водородные точки и водородное магнитное превращение A_{r0} при 600 °С), Йенсен, который отмечал, что «основные примеси в железе – углерод и кислород», а также Эссер, который среди всех примесей на первое место ставил водород.

В данном случае, все отмеченные ими примеси суммируются и выводятся в ранг легирующих элементов для чугуна и стали.

4. Если H, C, N, O растворены в железе, то это состояние называется газожидкое («металлическая жидкость»), а если примеси выделены из железа, то это состояние – газотвердое.

Температура перехода из одного состояния в другое происходит при $T_{пл}$ или $T_{кр}$ (это для металла с очень малым содержанием примесей – «чистого» металла).

Температура плавления ($T_{пл}$) – это земная величина, которая получается человеком-металлургом. Поскольку она полностью определяется содержанием примесей (H, C, N, O) и избыточным водородом из АВП в металлах и сплавах, то ее нельзя считать объективной характеристикой прочности сил межатомной связи. В этом случае принято, что только температура испарения $T_{исп}$ является объективным свойством материального мира, то есть мерой прочности существования твердого вещества. Часто между значениями этих температур для одного и того же металла наблюдается очень большая разница. Особенно, это касается так называемых легкоплавких металлов, так как их легкоплавкость обусловлена наличием поглощенного из АВП водорода ($H^{-}_{изб\ АВП}$). На основании изложенного предлагается рассматривать диаграмму состояния с более полным учетом ведущей роли H, C, N, O (ранее известных как «примеси»).

Диаграмма Fe – C – обычная эвтектическая диаграмма состояния, как и все остальные: Fe – легирующий элемент (Cr, V, W и др.). Поскольку в ней второй компонент металлоид (углерод), то «примесей» (H, C, N, O) здесь больше, чем в других бинарных металлических системах Fe – Me. Именно поэтому в ней прочно присутствует γ-Fe и обусловленное им γ↔α превращение.

Область стальная (до 2 % C) – это область, в которой основной структурной составляющей является перлит. В результате аустенито-перлитного превращения (распада твердого

раствора) в структуре стали присутствует перлит и другие продукты распада, образующиеся в связи с изменением предела растворимости (перлит, сорбит, троостит, бейнит верхний, бейнит нижний, мартенсит, перлит + цементит).

В связи с этим очень полезен небольшой экскурс в историю. В 1885 г. Сорби впервые применил при изучении микроструктуры стали увеличение микроскопа ×650 и увидел совершенно иного рода структуру в стали и серых чугунах, которая до этого при малых увеличениях обнаруживалась как однородная и темная. Выяснилось, что эта структурная составляющая является смесью, состоящей попеременно из двух видов тонких пластинок разной твердости. Поскольку эта составляющая вследствие своего построения давала световые рефлексы, напоминающие жемчужную массу, Сорби назвал ее «перлит».

Цвета этой «жемчужной составляющей» - синий, зеленый и красный. С позиций – это цвета, которые дают H^+, $H^{\pm}$, и H^-. Видимо, при получении стали этих водородов настолько много в железе, что они дают свои световые рефлексы при изучении микроструктуры. Максимально это проявляется в эвтектоидной стали с содержанием С = 0,8 % (У8Л).

При содержании углерода до 0,8 % в структуре наблюдаются твердый раствор и «жемчужная масса» (перлит), объемная доля которой увеличивается с повышением содержания С до 0,8 %. При большем содержании углерода, то есть при увеличении содержания H, C, N, O образуется цементит (известный под названием «цементит вторичный»).

Итак, образование перлита есть прямое следствие выплавки сплавов в АВП, поставляющей в железо $H^-_{изб\ АВП}$. Если содержание этого водорода увеличивать, то это приводит к увеличению объемной доли перлита в сплавах на основе железа.

На рисунке 5 представлена микроструктура железа 008ЖР в исходном состоянии и после обработки в среде с повышенным содержанием водорода, азота и кислорода.

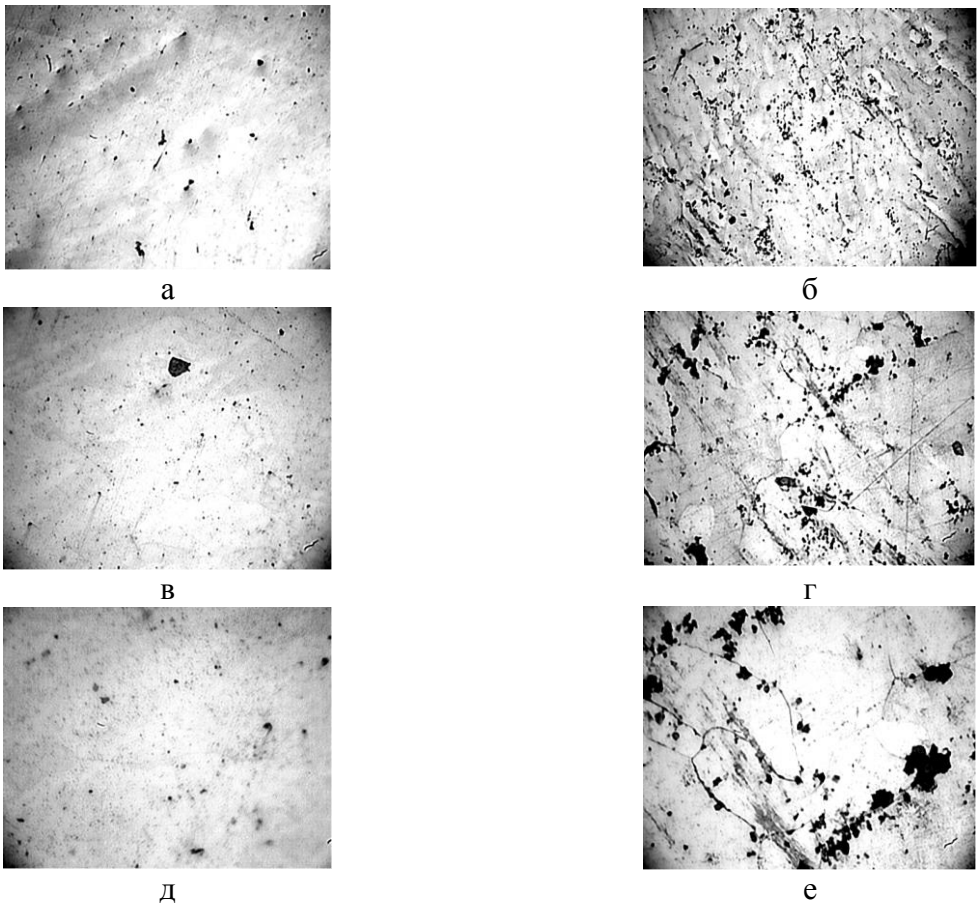


Рисунок 5 – Влияние нагрева во влажном Al_2O_3 (0,5 ч, печь) и последующего старения при 250 °С (3 ч + 6 ч, воздух) на микроструктуру железа 008 ЖР. Травление в 5%-ном спиртовом растворе HNO_3, 25с: *а, в, д* – без обработки; *б, г, е* – после обработки; *а, б* – ×80, *в, г* – ×300, *д, е* – ×750

Металлографический анализ позволил установить, что нагрев в среде (Al_2O_3 + H_2O) с последующим старением при температуре 250 °С создает перлит в железе с низким содержанием углерода (до 0,008 %).

Настоящий подход базируется на представлении о ведущей роли водорода и его разновидностей в формировании структуры и свойств сплавов и позволяет существенно повысить их механические и физические свойства при снижении стоимости и вредного воздействия на окружающую среду.

В заключение приведем слова выдающегося ученого-металловеда и специалиста в области водородной металлургии Бориса Александровича Колачева [12]: «В отдельную область под названием «водородное материаловедение» можно выделить разработку материалов и способов их получения, в которых водород играет основную функциональную роль…Учитывая непредсказуемость поведения водорода, можно ожидать новые примеры его полезных проявлений в металлах. Все это, безусловно, будет определять создание материалов третьего тысячелетия».

Библиографический список

1. Леонтьев Л.И. Черная металлургия: состояние и перспективы / Л.И. Леонтьев, К.В. Григорович // Наука в России. – 2011. – № 4. – С. 46-50.

2. Афанасьев В.К. Перспективы развития чугуна и стали /В.К. Афанасьев // Вестник РАЕН. Западно-Сибирское отд. – Вып. 4 – Кемерово, 2001. – С. 182 – 191.

3. Афанасьев В.К. Быстрорежущая сталь и инструментальный чугун / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.В. Кольба, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2017. – 630 с.

4. Тыркель Е. История развития диаграммы железо-углерод / Е. Тыркель. – Москва : Машиностроение, 1968. – 280 с.

5. Завьялов А.С. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах / А. С. Завьялов. – Ленинград : Судпромгиз, 1948. – 215 с.

6. Гудремон Э. Специальные стали: В 2 т. : Пер. с нем. – 2-е изд., сокр. и перераб. – Москва : Металлургия, 1966. - 2 т.

7. Афанасьев В.К. Водородная платформа периодической системы элементов / В.К. Афанасьев // Металлургия машиностроения. – 2011. – №2 – С. 21-26.

8. Афанасьев В.К. Водородная платформа периодической системы элементов (Сообщение 2) / В.К. Афанасьев // Металлургия машиностроения. – 2012. – №4. – С.3-7.

9. Афанасьев В.К. О современном развитии диаграммы Fe– C и его практическом применении / В.К. Афанасьев // Инновации в машиностроении (ИнМаш-2015): сборник трудов VII Международной научно-практической конференции / под ред. В.Ю. Блюменштейна. – Кемерово. – 2015. – С. 233–238.

10. Афанасьев В.К. Доменный чугун – металл будущего / В.К. Афанасьев, С.А. Гладышев, Л.А. Годик, А.А. Золотовский, А.И. Катунин, В.Я. Келлер, Н.М. Кулагин, Б.А. Кустов, В.А. Москинов, Л.М. Полторацкий, М.В. Попова, А.В. Сочнев, Ю.А. Селезнев, А.Н. Смирнов, В.Н. Толстогузов, М.А. Усов, В.Я. Целлермаер, М.В. Чибряков, В.И. Чичков. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2005.–343 с.

11. Афанасьев В.К. Металлография чугуна / В.К.Афанасьев, С.В.Долгова, М.В. Попова, М.М. Сагалакова, А.О. Токарев, В.Н. Толстогузов, В.В. Герцен, А.П. Черныш – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 482 с.

12. Колачев Б.А. Водород в металлах и сплавах / Б.А. Колачев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №3. – С. 3–10.

УДК 669.13:621.753.5

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДОМЕННОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Афанасьев В.К. [1], Попова М.В. [1], Долгова С.В. [1], Сагалакова М.М.[2],Черныш А.П.[3], Жибинова И.А.[4], Малюх М.А.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, m.popova@rdtc.ru
[2]Хакасский технический институт-филиал ФГАОУ ВО СФУ, Абакан, Россия
[3] Кемеровский НИИ-филиал СФНЦА РАН, Кемерово, Россия
[4]Кузбасский гуманитарно-педагогический институт КемГу, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Изучено влияние микроструктуры доменного чугуна после обработки расплава и последующей циклической деформации. Установлено, что термоциклическая обработка расплава в интервале 1100–1200 °С позволяет полностью подавить процесс графитизации и получить ледебуритную структуру. Показано, что для чугуна без выделений графита возможно проведение горячей термоциклической деформации. Исследовано воздействие циклической ковки на микроструктуру пластин из чугуна без выделений графита.

Ключевые слова: доменный чугун, микроструктура, графит, ледебурит, обработка расплава, пластическая деформация, ковка.

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF BLAST FURNACE IRON AFTER THERMOCYCLIC TREATMENT

Afanasyev V.K. [1], Popova M.V. [1], Dolgova S.V. [1], Sagalakova M.M.[2], Chernysh A.P.[3], Zhibinova I.A.[4], Malyukh M.A.[1]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russian Federation, e-mail: m.popova@rdtc.ru
[2] Khakas Technical Institute-Branch of FSAOU VO SFU, Abakan, Russian Federation
[3] Kemerovo Research Institute-Branch of SFNCA RAS, Kemerovo, Russian Federation
[4]Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute KemGu, Novokuznetsk, Russia

Abstract. *The influence of the microstructure of blast furnace cast iron after melt treatment and subsequent cyclic deformation has been studied. It is established that the thermocyclic treatment of the melt in the range of 1100-1200 ° C makes it possible to completely suppress the graphitization process and obtain a ledeburite structure. It is shown that hot thermocyclic deformation is possible for cast iron without graphite emissions. The effect of cyclic forging on the microstructure of cast iron plates without graphite emissions is investigated.*

Keywords: *blast furnace cast iron, microstructure, graphite, ledeburite, melt treatment, plastic deformation, forging.*

Согласно данным Всемирной ассоциации производителей стали (World Steel Association, WSA), мировое производство чугуна в 2019 году составило 1 281 998 тонн [1]. Основная часть доменного чугуна предназначена для передела в сталь, однако в последнее время проводится все больше исследований, связанных с разработкой технологических приемов, позволяющих использовать доменный чугун в качестве конструкционного или инструментального материала [2–6]. Это объясняется его хорошими технологическими свойствами и низкой стоимостью. Традиционно изделия из чугуна получают методами литья, т.к. он имеет низкую технологическую пластичность. Исследования последних лет и в нашей стране, и за рубежом показывают, что белый чугун, а также чугун с шаровидной формой графита при определенных температурно-

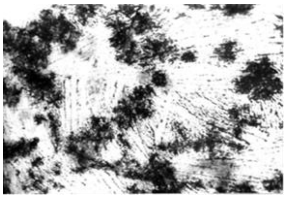
силовых параметрах можно пластически деформировать [7–10]. Однако в проведенных работах в основном рассмотрены либо легированные белые чугуны, либо высокопрочные чугуны с шаровидной формой графита, поэтому представляет интерес исследование влияния пластической деформации на микроструктуру и свойства обычного чугуна, в структуре которого выделения графита удалены после обработки расплава.

Исходя из указанного и на основании разработанных нами ранее приёмов пластической деформации и термической обработки, было проведено изучение возможностей получения деформированной заготовки из доменного чугуна [11, 12].

Доменный передельный чугун П1 производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в виде чушек весом 16 кг расплавляли в индукционной печи ИСП-006 и проводили обработку расплава. До переплава и обработки расплава чугун имел следующий химический состав, масс. %: углерод 4,15; кремний 0,90; марганец 0,30; фосфор 0,10; сера 0,02, железо – остальное. Обработку расплава чугуна осуществляли тремя способами: влажными графитовыми блоками и фторопластом в интервале 1200–1500 °С путем циклического введения порций реагента, а также путем циклического изменения температуры в интервале 1100–1200 °С. Пробы заливали в алюминиевый и медный кокиль размерами 80×80×450 мм. Из полученных заготовок нарезали темплеты и изучали микроструктуру от дна до прибыльной части слитка.

Изучение микроструктуры чугуна осуществляли с помощью оптического микроскопа OPTON при увеличении ×110. Механические свойства образцов определяли по стандартным методикам. Статистическую обработку результатов механических испытаний проводили по известным методикам проверки статистических гипотез и вычисления выборочных числовых характеристик при малом объеме выборки ($n<50$) в режиме «Описательная статистика» Microsoft Excel. Термическую обработку проводили в электропечах сопротивления типа СНОЛ.

Проведено систематическое исследование изменений микроструктуры образцов из донной и прибыльной частей слитков без и с обработкой расплава. Было установлено, что в структуре слитков чугуна без обработки расплава во всех случаях присутствуют выделения графита и распределение его по сечению слитка неравномерно. Количество выделений графита увеличивается от дна к прибыльной части. Максимальное количество выделений во всех частях слитка наблюдалось в центральной зоне. Было проведено систематическое исследование изменений микроструктуры образцов из донной и прибыльной частей после нагрева в интервале 20–1000°С. Установлено, что, начиная с температуры 700°С уменьшается травимость ледебурита, при этом увеличивается травимость графитовых выделений и прилегающих к ним областей. Характерной особенностью является увеличение размеров графитовых выделений. Согласно результатам металлографического анализа, проведение качественной пластической деформации слитков с такой структурой маловероятно, так как графитовые выделения являются готовыми очагами зарождения и распространения трещин. Несмотря на это, в условиях кузнечного цеха была сделана попытка получить деформированную заготовку. Деформации подвергались слитки, предварительно отожженные при 800, 900°С и литые. Микроструктура литого чугуна и результаты деформации показаны на рисунке 1.



а

б

Рисунок 1 – Микроструктура литого доменного чугуна без обработки расплава, ×110 (а) и общий вид деформированной заготовки (б)

Проведенные эксперименты по применению традиционных способов выплавки и деформации чугуна и невозможность получения качественной деформированной заготовки позволили сделать заключение о необходимости применения различных способов обработки расплава с целью устранения выделений графита в структуре чугуна и повышения его де-

формируемости.

Обработку чугуна проводили веществами, изменяющими соотношение элементов внедрения в расплаве и, соответственно, влияющими на условия образования графитовых включений [5]. Графитовый блок периодически вводили в расплав и выдерживали в течение 10 минут. Суммарное время обработки расплава вращающимся сырым графитовым блоком изменяли от 10 минут до 1 часа. Установлено, что такая обработка резко уменьшает зону графитовых выделений, но полностью её не устраняет. Без обработки расплава графитовые выделения наблюдались даже в краевых зонах слитка. После указанной обработки расплава в слитке графитовые выделения наблюдаются только в узкой центральной зоне. Обработку расплава полимером тетрафторэтилена C_2F_4 проводили шестикратно в количестве 0,1 и 0,2 % от веса расплава в течение 15 минут. Установлено, что полимер тетрафторэтилена благоприятно влияет на формирование структуры слитка. В этом случае даже в центральной зоне слитка отсутствуют выделения графита и образуется ледебуритная структура.

С целью более полного удаления выделений графита во всех зонах слитка проводили термоциклическую обработку расплава в интервале 1100–1200 °С. Расплавленный в индукционной печи чугун подвергался многократному расплавлению и кристаллизации. В соответствии с широко известными закономерностями растворения газов в металле при переходе твердое→жидкое и жидкое→твердое уменьшалось газосодержание, в связи с чем процесс графитизации резко замедлялся. В термоциклированном чугуне при любом способе его кристаллизации выделения графита не образуются, по всему сечению слитка наблюдается тонкодисперсная ледебуритная структура. Важно отметить, что после 4–6 циклов такой обработки содержание углерода в чугуне практически не уменьшалось, а твердость несколько снижалась (таблица 1).

Таблица 1 – Влияние термоциклической обработки расплава на содержание углерода и твердость доменного чугуна

Количество циклов ТЦО	–	1	2	3	4	5	6
Содержание С, %	4,20	4,82	4,65	4,39	4,20	4,19	4,17
Твердость НВ, МПа	4600	5100	4500	4350	4200	4100	4000

Было изучено влияние указанных видов обработки расплава на формирование структуры слитков размерами h = 15 мм и *l* = 250 мм. Удлинённые слитки малой толщины с ледебуритной структурой без выделений графита подвергались циклической ковке на 3-х тонном молоте в кузнечном цехе. Получены качественные деформированные заготовки в виде пластин толщиной 5 мм. Микроструктура их приведена на рисунке 2. Металлографический анализ показал, что в центральной части поковок формируется мелкодисперсная структура без выраженной преимущественной геометрической ориентировки ледебуритных колоний, в отличие от краевых зон, где наблюдается их строчечное расположение.

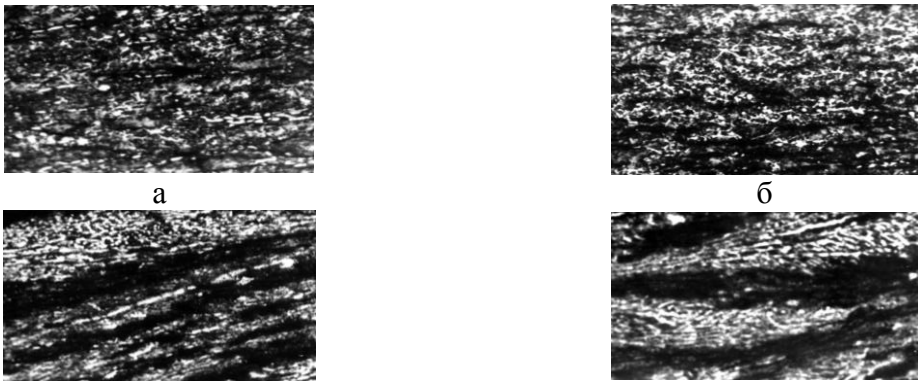
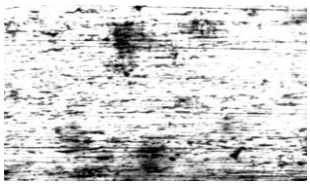


Рисунок 2 – Микроструктура кованых заготовок из доменного чугуна после термоциклической обработки расплава, ×110: а, б – центральная часть; б, в – краевые зоны

Затем кованые пятимиллиметровые пластины подвергали многократной циклической горячей прокатке до толщины 0,5–0,3 мм. Таким образом, была установлена принципиальная возможность получения фольги из доменного чугуна. Количество циклов горячей деформации составляло от 6 до 10. Общий вид кольца из фольги доменного чугуна, и микроструктура фольги представлены на рисунке 3. Механические свойства фольги определяли после горячей циклической прокатки и последующего охлаждения на воздухе. Установлено, что временное сопротивление деформированного чугуна после 6–10 циклов горячей прокатки находится в пределах σ_B = 500–800 МПа при НВ = 2000–2200 МПа.

а



б

Рисунок 3 – Кольцо из фольги доменного термоциклированного чугуна (а) и микроструктура фольги ×110 (б)

Выводы:

1. Изучено влияние различных способов обработки расплава на структуру и свойства передельного чугуна. Выявлены перспективные способы обработки расплава и термоциклической деформации, обеспечивающие возможность получения поковок из передельного чугуна.

2. Установлена принципиальная возможность получения фольги из доменного термоциклированного чугуна с пределом прочности 500 – 800 МПа и твердостью НВ=2000–2200 МПа после горячей циклической ковки и прокатки. Следует считать целесообразным дальнейшее проведение работы с целью изучения воздействия различных факторов на свойства деформированного чугуна.

Библиографический список

1. Steel Statistical Yearbook: 2020 concise version [Электронный ресурс]. – Режим доступа:https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr:5001dac8-0083-46f3-aadd-35aa357acbcc/Steel%25 20Statistical% 2520Yearbook%25202020%2520%2528concise%2520version%2529.pdf. – 46 с.

2. Афанасьев В.К. Доменный чугун – металл будущего / В.К. Афанасьев, С.А. Гладышев, Л.А. Годик, А.А. Золотовский, А.И. Катунин, В.Я. Келлер, Н.М. Кулагин, Б.А. Кустов, В.А. Москинов, Л.М. Полторацкий, М.В. Попова, А.В. Сочнев, Ю.А. Селезнев, А.Н. Смирнов, В.Н. Толстогузов, М.А. Усов, В.Я. Целлермаер, М.В. Чибряков, В.И. Чичков. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2005.–343 с.

3. Machining of Hard Materials: Provides a discussion of recent advancements in hard machining / Editors Davim, J. Paulo – London: Springer-Verlag London Limited. – 2011. – 211 p.

4. Афанасьев В.К. Быстрорежущая сталь и инструментальный чугун / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.В. Кольба, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2017. – 630 с.

5. Афанасьев В.К. Металлография чугуна / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, М.М. Сагалакова, А.О. Токарев, В.Н. Толстогузов, В.В. Герцен, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 482 с.

6. Афанасьев В.К. Доменный чугун без выделений графита – новый материал многоцелевого назначения / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.В. Кольба, М.М. Сагалакова, Г.Е. Громов, А.В. Сочнев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2003. – № 2 (18). – С. 14-16.

7. Покровский А.И. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы / А.И. Покровский. – Минск: «Беларуская навука», 2010. – 256 с.

8. Алифанов А.В. Применение горячедеформированного хромованадиевого белого чугуна для получения дереворежущего инструмента / А.В. Алифанов // Литьё и металлургия.

– 2012. – №3 (67). – С. 157–161.
9. Sjögren T. Analysing the Deformation Behaviour of Compacted Graphite Cast Irons Using Digital Image Correlation Techniques / Torsten Sjögren, Per Eric Persson, Peter Vomacka // Key Engineering Materials (Volume 457). – 2010. – P. 470-475. – DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.457.470.
10. Öberg C. Plastic Deformation and Creep of Two Ductile Cast Irons, SiMo51 and SiMo1000, during Thermal Cycling with Large Strains / Christian Öberg, BaoHua Zhu, Stefan Jonsson // Materials Science Forum (Volume 925). – 2018. – P. 361-368. – DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.361.
11. Афанасьев В.К. О термической обработке инструмента из доменного белого нелегированного чугуна / В.К. Афанасьев, А.П. Черныш, М.В. Попова, М.М. Сагалакова, К.Г. Малютин // Металлургия машиностроения. – 2020. – № 3. – С. 32-36.
12. Афанасьев В.К. Некоторые итоги и перспективы развития нелегированного высокопрочного чугуна / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.П. Черныш, С.В. Долгова, К.Г. Малютин, М.М. Сагалакова // Металлургия машиностроения. – 2020. – № 4. – С. 11-16.

УДК 669.017

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А0 С НИЗКОЙ СТЕПЕНЬЮ ПРОРАБОТКИ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ

Яшин В.В., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю., Латушкин И.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия, **vasiliy.yashin@arconic.com**

Аннотация. *Работа посвящена исследованию эволюции структуры в образцах алюминия марки А0 с низкой степенью проработки литой структуры при обработке металла прокаткой в диапазоне температур 300÷500 °С. Получена аналитическая запись, описывающая кинетику рекристаллизации. Установлено влияние степени деформации и параметра Зенера-Холломона на кинетику рекристаллизации при последующем отжиге.*

Ключевые слова: *рекристаллизация, алюминиевые сплавы, уравнение Аврами, размер зерна.*

INVESTIGATION OF RECRYSTALLIZATION KINETICS ON ALUMINUM A5 ALLOY AFTER ITS AS CAST STRUCTURE ELABORATION

Yashin V.V., Aryshenskii E.V., Konovalov S.V., Aryshenskii V.Yu.
Samara National Research University,
Samara, Russia, vasiliy.yashin@arconic.com

Abstract. *The article is devoted to the study of the evolution of the grain structure in aluminum during the elaboration of the as cast structure in the temperature range of 300 ÷ 500 °С. An analytical equation describing the recrystallization kinetics has been obtained. The effect of the deformation degree as well as Zener-Hollomon parameter on the recrystallization kinetics of during subsequent annealing was established.*

Key words: *recrystallization, aluminum alloys, Avrami equation, intermetallic compounds, grain size.*

Алюминий и сплавы на его основе являются незаменимым материалом во многих областях современной промышленности. На долю листовой продукции получаемой сначала горячей, а затем холодной прокаткой приходится значительный объем рынка [1]. Ключевым параметром, влияющим на свойства алюминиевого проката, является его кристаллографическая структура [2-4]. Среди процессов, которые сильно влияют на эволюцию кристаллогра-

фической структуры можно выделить рекристаллизацию, кинетику которой важно контролировать на каждой стадии производства алюминиевых листов и лент [5,6]. Эффективность получения заданной кристаллографической структуры будет тем выше, чем с более ранних этапов начинается контроль за процессом ее формирования [7]. Поэтому актуальным вопросом является контроль кристаллографической структуры на ранних этапах термомеханической обработки.

Для исследования выбран алюминий марки А0 с относительно быстрой кинетикой рекристаллизации.

Цель данной работы изучение кинетики рекристаллизации в зависимости от температурно-скоростных параметров и степени деформации на этапе проработки литой структуры алюминия. Результаты работы позволят прояснить малоизученный ранее вопрос, связанный с особенностями кинетики рекристаллизации в алюминиевых сплавах при проработки литой структуры в зависимости от фазового состава сплава.

Для проведения экспериментов были отобраны образцы размерами 10Х40Х300 от отлитого в кристаллизатор скольжения гомогенизированного (режим гомогенизации 8 ч, при температуре металла 600 ^{0}С) слитка алюминия марки А0 (хим. состав см. в табл. № 1), данные образцы были прокатаны на лабораторном стане по режимам, приведенным в таблице № 2. По окончанию прокатки образцы сразу же отправлялись в емкость с водой, для фиксации структуры. Время переноса образца не превышало 2-х секунд.

Таблица № 1 – Химический состав опытных образцов

Марка сплава	База	Содержание элементов, вес. %				
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si
А0	Al	0.000	0.010	0.010	0.39	0.26

Таблица № 2 – Режимы прокатки образцов

Номер образца	Температура	Скорость деформации, c^{-1}	Логарифмическая степень деформации	Параметр Зенера-Холломона
1	300	3	0,15	1,18E+16
2	300	3	0,3	1,18E+16
3	300	3	0,6	1,18E+16
4	300	8	0,15	3,16E+16
5	300	8	0,3	3,16E+16
6	300	8	0,6	3,16E+16
7	400	3	0,15	5,70E+13
8	400	3	0,3	5,70E+13
9	400	3	0,6	5,70E+13
10	400	8	0,15	1,52E+14
11	400	8	0,3	1,52E+14
12	400	8	0,6	1,52E+14
13	500	3	0,15	1,09E+12
14	500	3	0,3	1,09E+12
15	500	3	0,6	1,09E+12
16	500	8	0,15	2,91E+12
17	500	8	0,3	2,91E+12
18	500	8	0,6	2,91E+12

Прокатанные полосы были разрезаны на образцы размеров 5х10х10, и проведен отжиг при температурах 350 ^{0}С, 400 ^{0}С с различной длительностью выдержки, для сокращения длительности нагрева отжиг проводили в селитре, скорость нагрева составила 20 ^{0}С/сек.

На всех полученных образцах было проведено изучение структуры методами оптической металлографии.

Микроструктура образцов сплавов А0 до прокатки имеет зеренное строение с условным диаметром зерна 220÷230 мкм (рисунок 1,а)., после прокатки зерна вытягиваются в направлении прокатки достигая при степени деформации ε=0,6 величины до 250 мкм в направлении прокатки и шириной около 70 мкм (рисунок 1,б).

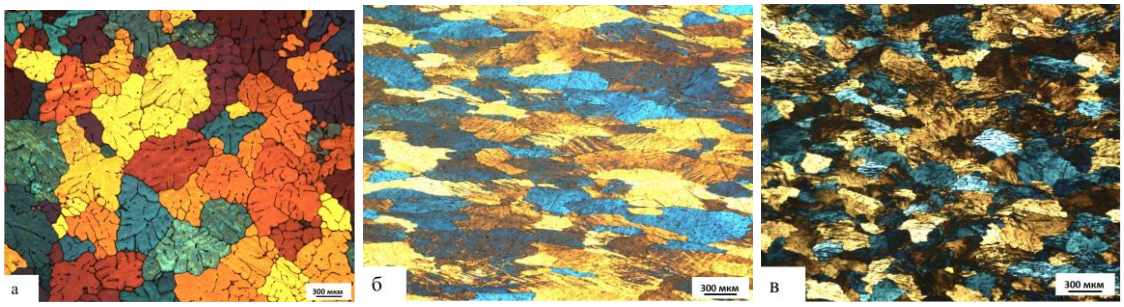


Рисунок 1 – Микроструктура после прокатки ε=0,6, температура прокатки300 °С: а – перед прокаткой литое состояние; б - после прокатки, в – после отжига 400 °С - 10 мин.

После 10 минут отжига при 400 ^{0}С, на образце из алюминия марки А0, рисунок 1в, можно видеть полностью рекристаллизованную структуру.

Для описания кинетики рекристаллизации были построены кривые сигмоидального типа показывающие зависимость доли рекристаллизованного зерна от времени выдержки при температурах отжига 350 ^{0}С, 400 ^{0}С (рисунок 2).

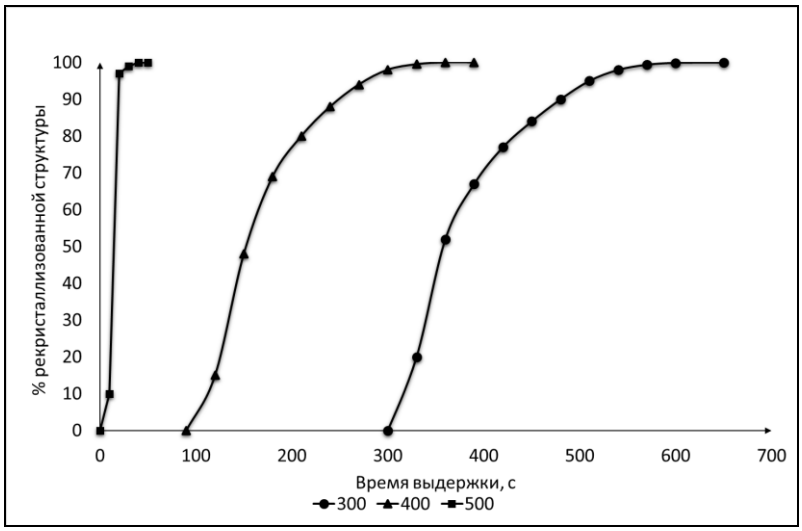


Рисунок 2 – S-кривые рекристаллизации сплава А0, катаного на степень деформации ε=0,6 при различных температурах, температура отжига 400 ^{0}С

При уменьшении степени деформации и температуры прокатки скорость рекристаллизации снижается, так, например на образцах деформированных при температуре 500 °С со степенью деформации 0,15, рекристаллизация не наблюдается даже при гораздо более длительных выдержках.

Для аналитической записи кинетики рекристаллизации часто используют уравнение Джонсона-Мэла-Аврами-Колмогорова [8,9]

$$X_{rec} = 1 - exp(-B\tau^k) \quad (1)$$

где B и k – коэффициенты, зависящие от температуры и характера зарождения и роста зерен. Формула (1) может быть переписана в более удобном для дальнейшей обработки в виде [9]:

$$X_{rec} = 1 - exp\left(-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^3\right) \quad (2)$$

где $t_{0.5}$ - время, необходимое для протекания 50 % рекристаллизации, этот показатель характеризует историю термомеханической обработки материала (температура деформации, степень деформации и скорость деформации).

$t_{0.5}$ определяют по следующей формуле:

$$t_{0.5} = C d_0^c \varepsilon^a Z^b exp\left(\frac{Q_{rec}}{RT_{rec}}\right) \quad (3)$$

где Z – параметр Зенера-Холомона определяемый по формуле [10]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp\left(\frac{Q_{def}}{R \cdot T_{def}}\right) \quad (4)$$

$\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, c^{-1};

Q_{def} - энергия активации деформации, 171 000 кДж/моль;

T_{def} - температура деформации, в °К.

$t_{0.5}$ - определяли исходя из полученных снимков микроструктуры.

ε – степень деформации;

T_{rec} - температура отжига в К;

R - универсальная газовая постоянная, ≈8,31 Дж/(моль·К);

d_0 – начальный размер зерна, т.к. все образцы были отобраны из одного слитка, то начальный размер зерна колебался в незначительном интервале, его влияние в данном исследовании не рассматривается и для расчетов принимается, как постоянная величина равная 130 мкм (0,13 мм), остальные коэффициенты определяется регрессионным способом и сведены в таблице № 3.

Таблица № 3 – Коэффициенты для определения t0.5 по уравнению (3)

Q_{rec}, кДж/моль	C	*a*	*b*
162 000	10E-12	-8,41	-8,6E-15

Выводы:

В ходе исследования были определены коэффициенты для аналитического уравнения типа Джонсона-Мэла-Аврами-Колмогорова, характеризующие кинетику рекристаллизации алюминия марки А0 при проработке из литого состояния. Данные коэффициенты следует применять в следующем диапазоне режимов горячей деформации: температура 300÷500 ^{0}C; степень деформации 0,15÷0,6; скорость деформации 3 ÷ 8 c^{-1}.

Исходя из полученных данных можно сделать заключение, что процесс рекристаллизации в случае деформации литой структуры с малыми степенями деформации (0,15÷0,6) обладает двумя основными особенностями по сравнению с более поздними стадиями горячей обработки, а именно, значительным влияние степени деформации на кинетику процесса, и пониженным влиянием показателя Зенера-Холомона.

Снижение степени деформации наряду со снижением показателя Зенера-Холомона (*Z*) приводит к увеличению инкубационного периода и замедлению процесса рекристаллизации. При низких значениях этих параметров например: при степени деформации 0,15 и показателе *Z*= 1,09E+12, процессы рекристаллизации полностью отсутствуют.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 18-79-10099-П.

Библиографический список

1. Hirsch J. Aluminium sheet fabrication and processing //Fundamentals of Aluminium Metallurgy. – 2011. – С. 719-746.
2. Hirsch J. Texture Evolution during Rolling of Aluminum Alloys //LIGHT METALS-WARRENDALE-PROCEEDINGS-. – TMS, 2008. – Т. 2008. – С. 1071.
3. Schäfer C., Mohles V., Gottstein G. Modeling of Texture Development during Tandem Hot Rolling of AA3103 //Applications of Texture Analysis. – 2008. – С. 537-545.
4. Engler O., Löchte L., Karhausen K. F. Modelling of recrystallisation kinetics and texture during the thermo-mechanical processing of aluminium sheets //Materials Science Forum. – Trans

Tech Publications, 2005. – Т. 495. – С. 555-566.
5. Engler O. Simulation of rolling and recrystallization textures in aluminium alloy sheets //Materials science forum. – Trans Tech Publications, 2007. – Т. 550. – С. 23-34.
6. Engler O., Vatne H. E. Modeling the recrystallization textures of aluminum alloys after hot deformation //JOM. – 1998. – Т. 50. – №. 6. – С. 23-27.
7. Hirsch J. Textures in industrial processes and products //Materials Science Forum. – Trans Tech Publications, 2012. – Т. 702. – С. 18-25.
8. Avrami M. Kinetics of phase change. I General theory //The Journal of chemical physics. – 1939. – Т. 7. – №. 12. – С. 1103-1112.
9. Avrami M. Kinetics of phase change. II transformation-time relations for random distribution of nuclei //The Journal of Chemical Physics. – 1940. – Т. 8. – №. 2. – С. 212-224.
10. Gutierrez I. and Fuentes M.: Recrystallization 90, T. Chandra, ed., TMS, Warrendale, PA, 1990, pp. 807-812.

УДК 621.771.26

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ И ВЫКАТЫВАЕМОСТИ ДЕФЕКТОВ НА НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОКАТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ В УСЛОВИЯХ СОВРЕМЕННОГО УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА

Уманский А.А., Юрьев А.Б.

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

Аннотация. *На основании комплекса исследований, проведенных методами математического и физического моделирования прокатки рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана, определены закономерности влияния параметров прокатки на формирование напряженно-деформированного состояния металла и выкатываемости дефектов исходных заготовок. Полученные закономерности обобщены в виде уравнений регрессии, что создает возможность их практического применения при разработке новых режимов прокатки рельсов. Адекватность полученных зависимостей подтверждена при разработке нового режима прокатки железнодорожных рельсов на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК».*

Ключевые слова: *железнодорожные рельсы, напряженно-деформированное состояние металла, коэффициент вытяжки, прокатные калибры*

STUDIES OF THE PROCESSES OF OCCURRENCE AND THE ROLLABILITY OF DEFECTS AT THE INITIAL STAGE OF ROLLING RAILWAY RAILS IN THE CONDITIONS OF A MODERN UNIVERSAL RAIL-ROLLING MILL

Umanskii A.A., Yuryev A.B.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru

Abstract. *On the basis of a complex of studies conducted by methods of mathematical and physical modeling of rolling rails in the roughing stands of a universal rail-block mill, the regularities of the influence of rolling parameters on the formation of the stress-strain state of the metal and the rollability of defects of the initial workpieces are determined. The obtained regularities are generalized in the form of regression equations, which creates the possibility of their practical application in the development of new modes of rolling rails. The adequacy of the obtained dependencies*

was confirmed during the development of a new rolling mode of railway rails at the rail-block mill of «EVRAZ ZSMK».

Keywords: *railway rails, stress-strain state of metal, drawing coefficient, rolling calibers.*

Одним из параметров оказывающих наиболее значимое влияние на процессы формирования качества готовой прокатной продукции является схема напряженно-деформированного состояния (НДС) металла при прокатке. Использование режимов обжатий и калибровок прокатных валков, позволяющих сформировать благоприятную схему НДС металла при прокатке, обуславливает не только снижение вероятности образования поверхностных и внутренних дефектов в процессе деформации, но и создает предпосылки для выкатываемости дефектов, переходящих на прокат с исходных заготовок [1, 2]. На процесс формирования НДС металла в объеме раската оказывают влияние значительное количество одновременно действующих параметров, в том числе геометрические и температурно-скоростные условия деформации, особенности структуры и свойств деформируемого металла [3, 4]. Указанный факт обуславливает необходимость применения специализированных программных комплексов для моделирования процессов формирования НДС металла при прокатке. При этом необходимым условием получения результатов моделирования, адекватных реальным условиям прокатки, является проведение комплекса предварительных экспериментальных лабораторных исследований, направленных на получение количественных зависимостей пластических свойств исследуемой стали от параметров деформации – такие зависимости выступают в роли исходных данных для проведения моделирования. Также следует отметить, что для получения более полной информации о процессах формирования НДС металла при прокатке необходимо проведение дополнительных экспериментальных исследований процессов течения металла и выкатываемости дефектов в лабораторных и производственных условиях.

Исследования процессов образования и выкатываемости дефектов особенно актуальны для специальных видов проката с повышенными требованиями к показателям качества и эксплуатационным характеристикам, в том числе для железнодорожных рельсов. Следует отметить, что применительно к процессу прокатки железнодорожных рельсов на современных универсальных рельсобалочных станах рассматриваемое направление исследований на сегодняшний момент не получило достаточного развития в отечественной науке. Данный факт обусловлен отсутствием опыта производства рельсов на станах указанного типа – первый современный рельсобалочный стан, имеющий в своем составе непрерывную группу универсальных клетей, запущен в России в 2013 г. При этом имеющиеся исследования процессов образования и трансформации дефектов при прокатке рельсов [5, 6], проведены применительно к условиям ранее эксплуатировавшихся рельсобалочных станов линейного типа и поэтому практически не применимы для условий прокатки рельсов на современных универсальных рельсобалочных станах. Также в качестве дополнительного фактора, ограничивающего область применения ранее проведенных исследований процессов прокатки рельсов, является значительное изменение структуры и свойств исходных рельсовых заготовок, что, в свою очередь, обусловлено изменениями технологии производства рельсовых сталей. К таким изменениям следует, прежде всего, отнести: переход на производство рельсов из новых марок стали, в том числе легированных хромом и заэвтектоидных сталей; внедрение комплексной внепечной обработки стали на агрегате «ковш-печь» и вакууматоре; внедрение непрерывной разливки стали с использованием технологий электромагнитного перемешивания и «мягкого обжатия».

На основании вышесказанного, а также с учетом того факта, что на сегодняшний день более 80 % железнодорожных рельсов в отечественной металлургии производится на новых универсальных рельсобалочных станах (в АО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Мечел»), проведение исследований НДС металла и выкатываемости дефектов при производстве рельсов в условиях современных рельсобалочных станов является актуальной задачей.

Исследования процессов формирования напряженно-деформированного состояния металла при прокатке рельсов проводили методом математического моделирования в про-

граммном комплексе DEFORM-2D, в основу работы которого положен метод конечных элементов (МКЭ). В качестве объекта исследований использовали режим прокатки железнодорожных рельсов из стали Э76ХФ в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (рисунок 1).

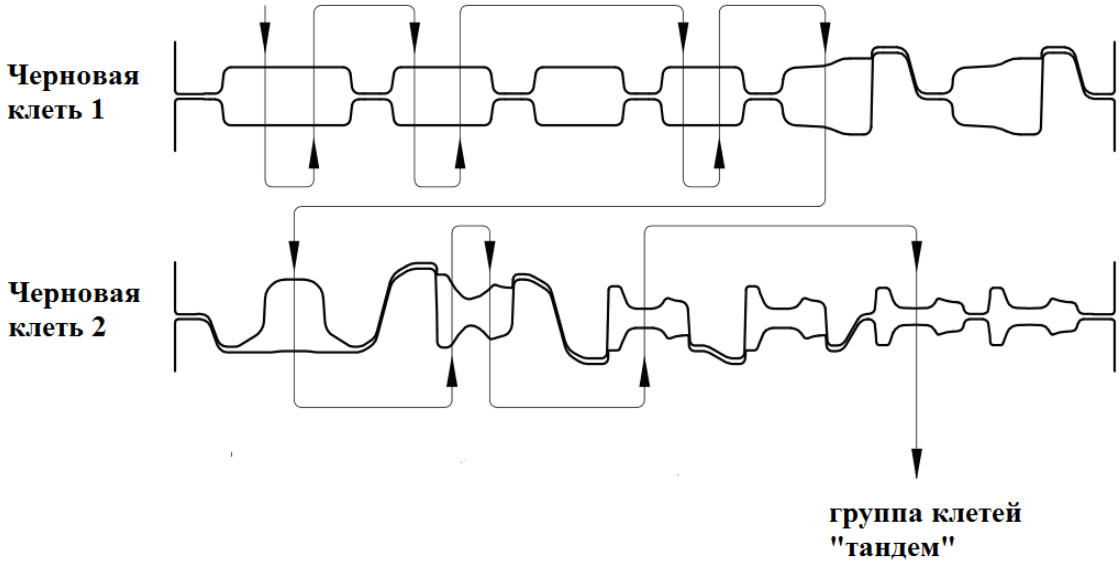


Рисунок 1 – Существующая схема прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Выбор в качестве объекта исследований режима прокатки в черновых клетях обусловлен тем, что согласно существующей схеме прокатки железнодорожных рельсов на универсальных рельсобалочных станах, в том числе на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (рисунок 1), наибольшие обжатия производятся именно в данных клетях, а в группе универсальных клетей, основной задачей которых является формирование требуемого профиля рельсов с необходимой точностью размеров, имеет место только незначительная по величине деформация металла. Использование для моделирования стали марки Э76ХФ обусловлено тем фактом, что в настоящее время она применяется для массового производства железнодорожных рельсов.

В качестве параметра, характеризующего напряженно-деформированное состояние металла при прокатке, использовали критерий Кокрофта-Лэтэма, рассчитываемый по формуле:

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}, \qquad (1)$$

где $\bar{\varepsilon}$ – накопленная пластическая деформация;

$d\bar{\varepsilon}$ – приращение накопленной деформации;

σ^* – максимальное главное растягивающее напряжение;

$\bar{\sigma}$ – интенсивность напряжений.

При проведении моделирования использовали зависимости сопротивления пластической деформации рассматриваемых сталей от термомеханических параметров прокатки, полученные в ходе ранее проведенных экспериментальных исследований [7-9].

Исследования закономерностей течения металла и трансформации дефектов при прокатке в калибрах черновых клетей рельсобалочного стана проводили на лабораторном прокатном стане «ДУО-80» со специально подготовленными комплектами валков, размеры калибров которых в масштабе 1:10 моделировали размеры калибров промышленного универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК». При проведении экспериментальных лабораторных исследований прокатывали свинцовые образцы, размеры которых в масштабе

1:10 моделировали размеры исходных непрерывнолитых заготовок для производства рельсов на указанном рельсобалочном стане. Для исследования закономерностей течения металла при прокатке образцы разрезали вдоль продольной оси на равные части, наносили координатную сетку с шагом 5 мм и 2 мм на грани и затем скрепляли полученные части с использованием сплава Вуда. Для определения закономерностей трансформации поверхностных дефектов в процессе прокатки на образцы предварительно наносили дефекты в виде трещин глубиной 1,0 мм и 1,5 мм и шириной 0,5 мм и 1,0 мм, ориентированных в разном направлении относительно оси прокатки (продольном, поперечном, с углом наклона 15°, 30°, 45° относительно оси прокатки) и расположенных на различном расстоянии от ребер и торцов раската. Исследование закономерностей формоизменения внутренних дефектов проводили на образцах с предварительно высверленными отверстиями диаметром 1,0 мм и 1,5 мм, ориентированными вдоль оси прокатки и расположенными на различном расстоянии от поверхности и боковых граней образца.

Для оценки выкатываемости поверхностных и внутренних дефектов ввели соответствующие коэффициенты, определяемые отношением размеров дефектов после и до деформации:

$$K_H = \frac{H_0}{H_1};\ K_B = \frac{B_0}{B_1};\ K_{вн} = \frac{S_{Д(0)}}{S_{Д(1)}}, \qquad (2)$$

где H_0, B_0, $S_{Д(0)}$ – глубина, ширина и площадь дефектов до прокатки;

H_1, B_1, $S_{Д(1)}$ – глубина, ширина и площадь дефектов после прокатки.

На основании моделирования НДС металла при прокатке рельсов в черновых клетях установлено (рисунок 2), что распределение критерия Кокрофта-Лэтема по сечению раската имеет неравномерный характер. Так в осевой зоне раскатов для всех типов исследованных калибров (ящичные, «трапеция», «лежачая трапеция», «рельсовые») значения указанного критерия минимальны, что объясняется неполным проникновением деформации вглубь раската. Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтема для ящичных калибров имеют место в приповерхностных слоях вблизи вертикальной оси калибров (рисунки 2 а, б), что обусловлено отсутствием горизонтальных перемещений металла в указанной зоне раската (имеют место только вертикальные деформации) [10]. При прокатке в калибрах сложной формы («трапеция», «лежачая трапеция», рельсовые калибры) имеют место локальные зоны с максимальным значением критерия Кокрофта-Лэтема, расположенные в местах формирования подошвы профиля (рисунки 2 г-е), при этом для прокатки в калибре типа «трапеция» характерно наличие такой зоны также в приповерхностной зоне вблизи вертикальной оси калибра (рисунок 2 г).

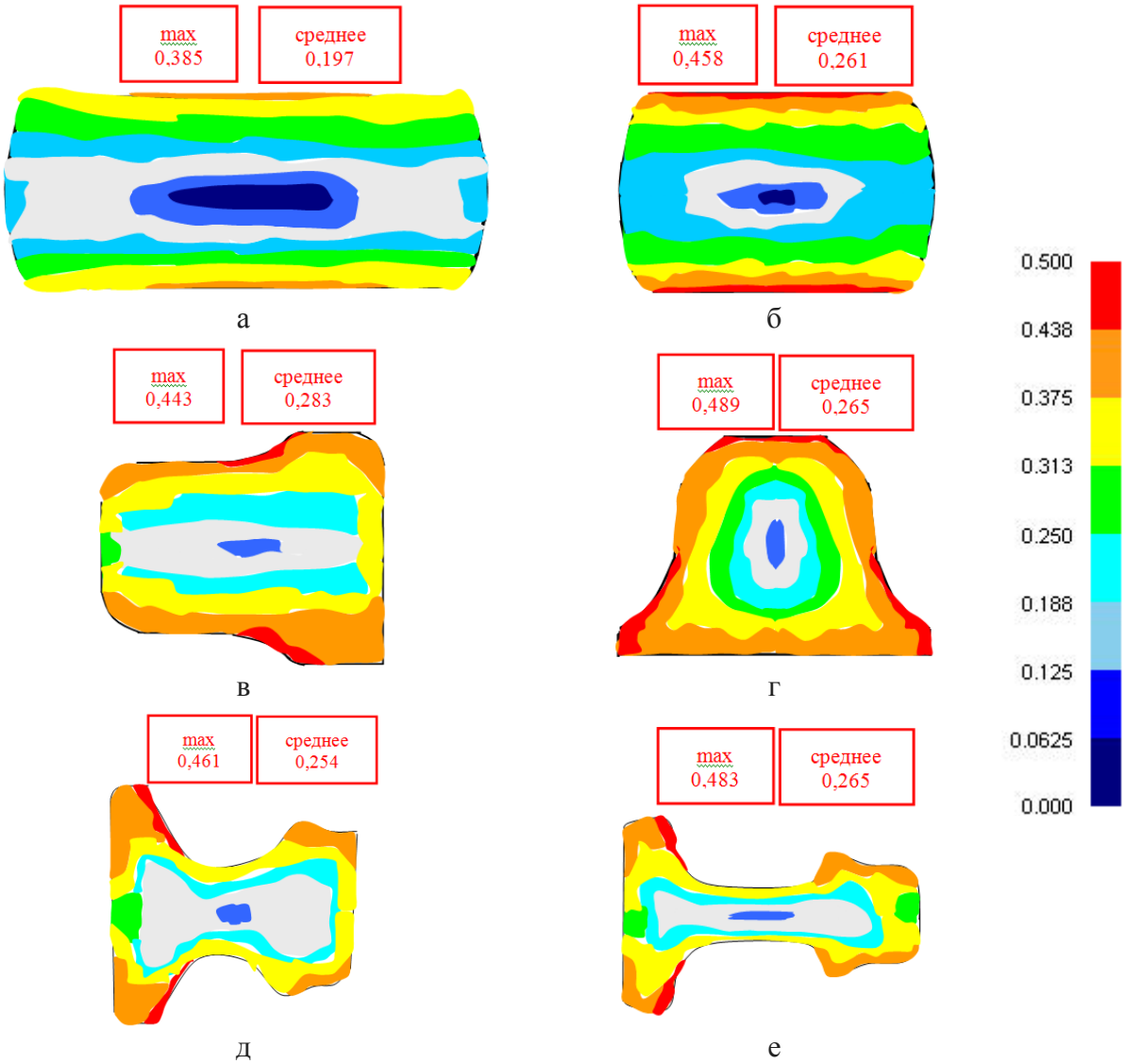
На основании обработки данных моделирования, проведенных с использованием регрессионного и дисперсионного анализа, установлено, что для всех исследуемых калибров значимое влияние на максимальное значение критерия Кокрофта-Лэтема оказывают такие параметры, как коэффициент вытяжки и наличие кантовок.

При этом для калибров сложной формы («трапеция», «лежачая трапеция», рельсовые калибры) также установлено значимое влияние подобия формы калибра и исходного подката на максимальное значение критерия Кокрофта-Лэтема. Для учета влияния подобия формы подката и калибра предложено ввести соответствующий коэффициент:

$$K_{ПФ} = \frac{S_0 / П_0}{S_1 / П_1}, \qquad (3)$$

где S_0, S_1 – площадь поперечного сечения раската до и после прокатки в калибре соответственно;

$П_0$, $П_1$ – периметр поперечного сечения раската до и после прокатки в калибре соответственно.



а, б, в – второй, шестой и седьмой проходы в первой черновой клети;
г, д, е – первый, третий и пятый проходы во второй черновой клети

Рисунок 2 – Распределение критерия Кокрофта-Лэтэма в поперечном сечении раската при прокатке рельсов из стали Э76ХФ в черновых клетях

Полученные результаты обобщены в виде зависимостей максимального значения критерия Кокрофта-Лэтэма по сечению раската от параметров прокатки.

Сталь Э76ХФ:

- ящичные калибры без предварительной кантовки раската:

$$D_{max} = 25{,}031 \cdot 1{,}012^{n} \cdot e^{-0{,}0025 \cdot t}(-0{,}0437 \cdot \lambda + 0{,}3864) \qquad (4)$$

- ящичные калибры с предварительной кантовкой раската:

$$D_{max} = 19{,}256 \cdot 1{,}012^{n} \cdot e^{-0{,}0024 \cdot t}(-0{,}0257 \cdot \lambda + 0{,}3538) \qquad (5)$$

- калибры сложной формы без предварительной кантовки раската:

$$D_{max} = 20{,}61 \cdot 1{,}012^{n} \cdot K_{ПФ}^{0{,}2} \cdot e^{-0{,}0023 \cdot t}(-0{,}0346 \cdot \lambda + 0{,}3401) \qquad (6)$$

- калибры сложной формы с предварительной кантовкой раската:

$$D_{max} = 12{,}812 \cdot 1{,}012^{n} \cdot K_{ПФ}^{0{,}25} \cdot e^{-0{,}0020 \cdot t}(-0{,}0302 \cdot \lambda + 0{,}3460) \qquad (7)$$

Сталь Э90ХАФ:

- ящичные калибры без предварительной кантовки раската:

$$D_{max} = 11{,}507 \cdot 1{,}012^{n} \cdot e^{-0{,}0018 \cdot t}(-0{,}0398 \cdot \lambda + 0{,}3805) \quad (8)$$

- ящичные калибры с предварительной кантовкой раската:

$$D_{max} = 8{,}395 \cdot 1{,}012^{n} \cdot e^{-0{,}0017 \cdot t}(-0{,}0302 \cdot \lambda + 0{,}3847) \quad (9)$$

- калибры сложной формы без предварительной кантовки раската:

$$D_{max} = 9{,}465 \cdot 1{,}012^{n} \cdot K_{ПФ}^{0{,}2} \cdot e^{-0{,}0017 \cdot t}(-0{,}0274 \cdot \lambda + 0{,}3723) \quad (10)$$

- калибры сложной формы с предварительной кантовкой раската:

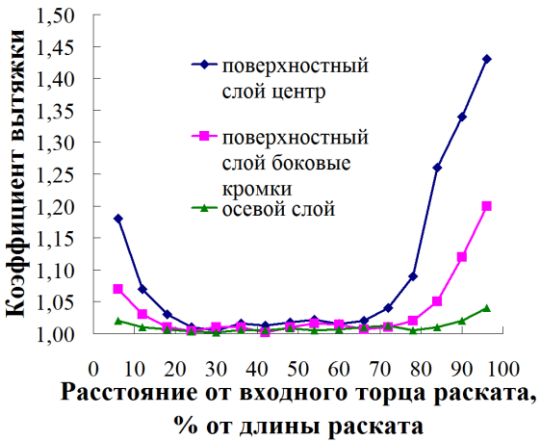
$$D_{max} = 8{,}857 \cdot 1{,}012^{n} \cdot K_{ПФ}^{0{,}2} \cdot e^{-0{,}0018 \cdot t}(-0{,}0431 \cdot \lambda + 0{,}4460) \quad (11)$$

В ходе экспериментальных исследований закономерностей течения металла установлено, что применительно к первым по ходу прокатки ящичным калибрам (рисунок 1) коэффициент вытяжки поверхностных слоев раската, контактирующих с валками при прокатке, по длине и ширине образцов имеет выраженный неравномерный характер (рисунок 3 а).

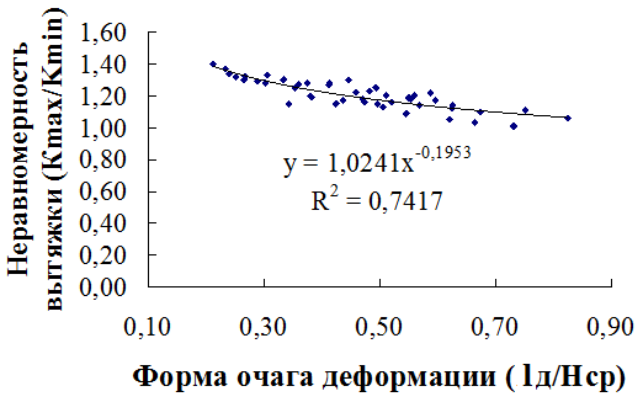
Наибольшей вытяжке подвергаются участки, прилегающие к торцам раската, что объясняется отсутствием внешних зон при прокатке. При этом коэффициенты вытяжки участка, прилегающего к входному торцу раската заметно ниже по сравнению с участком, прилегающим к противоположному его торцу, что обусловлено различием скоростей течения металла в зонах отставания и опережения.

Длина участков, на которых имеет место наиболее высокая продольная вытяжка поверхностных слоев раската, составляет порядка 15% от общей длины образца после прокатки. При этом на данных участках раската больший коэффициент вытяжки характерен для центральной части образцов по сравнению с боковыми кромками и вытяжки распределены симметрично относительно вертикальной оси калибра. Такое распределение вытяжек обусловлено тем, что вблизи боковых кромок часть металла идёт на уширение, так как металлу с энергетической точки зрения предпочтительнее течь в поперечном, чем в продольном направлении.

Также установлено, что коэффициент вытяжки поверхностных слоев раската значительно превышает вытяжку осевых слоев, в результате чего торец раската после деформации приобретает форму, заметно отличную от плоской. При этом распределение коэффициентов вытяжки по сечению раската в значительной степени определяется формой очага деформации (рисунок 3 б), что объясняется изменением степени деформации различных слоев раската в зависимости от соотношения продольно-вертикальных размеров очага деформации (lд/hср).



а

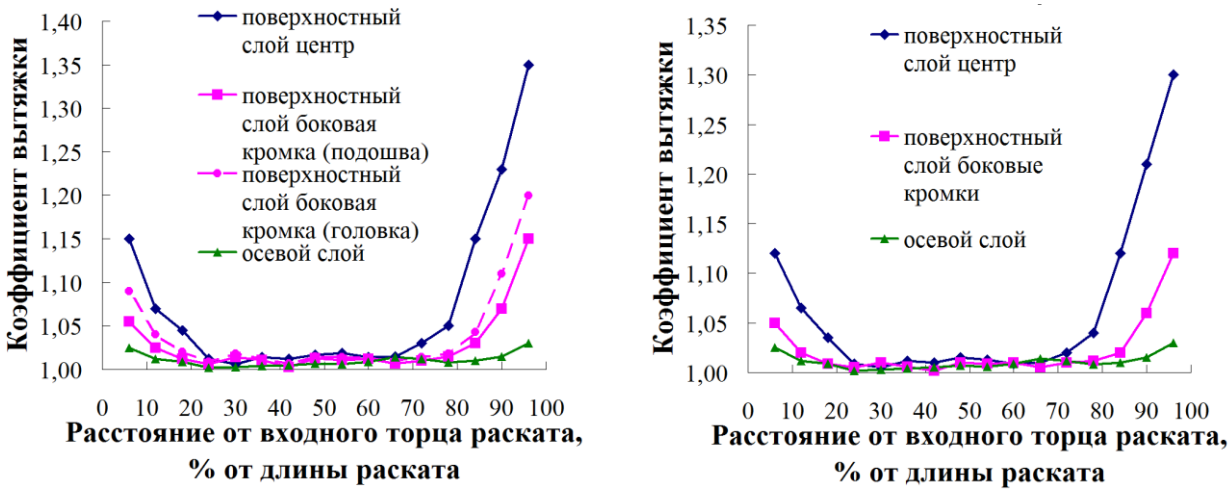


б

Рисунок 3 – Закономерности распределения коэффициентов вытяжки по длине и сечению раската (а) и в зависимости от формы очага деформации (б) при прокатке в ящичных калибрах

Закономерности течения металла при прокатке в калибре типа «лежачая трапеция» в целом аналогичны вышеприведенным данным для ящичных калибров за исключением распределения коэффициентов вытяжек по поверхностям граней, приконтактных с валками. Указанный факт обусловлен несимметричной формой данного калибра относительно вертикальной оси, в отличие от предыдущих по ходу прокатки ящичных калибров, и соответствующей неравномерностью деформаций (обжатий) по ширине раската. По полученным данным (рисунок 4 а) при прокатке в калибре типа «лежачая трапеция» коэффициенты вытяжки поверхностных слоев в зоне калибра, соответствующей будущей подошве профиля (правая часть калибра, рисунок 1), значительно ниже по сравнению с коэффициентами вытяжки в месте формирования будущей головки профиля (левая часть калибра, рисунок 1).

При прокатке в калибре типа «трапеция» неравномерность коэффициентов вытяжки поверхностных слоев раската по ширине контактных граней не наблюдается (рисунок 4 б), что объясняется симметричной формой калибра относительно вертикальной оси и симметричной формой задаваемого в калибр исходного подката.



а б

Рисунок 4 – Закономерности распределения коэффициентов вытяжки по длине и сечению раската при прокатке в калибрах типа «лежачая трапеция» (а) и «трапеция» (б)

Исследованиями выкатываемости поверхностных дефектов установлено, что применительно к условиям прокатки во всех типах исследуемых калибров интенсивность уменьшения размеров дефектов значимо определяется их расположением и пространственной ориентацией. По полученным данным наиболее интенсивно выкатываются продольные дефекты, а наименьшая интенсивность характерна для поперечных дефектов (рисунок 5), что объясняется большей вытяжкой металла в продольном направлении по сравнению с увеличением размеров раската в поперечном направлении в условиях стесненного уширения в калибрах. Дефекты, расположенные под углом относительно оси прокатки, по интенсивности выкатываемости занимают промежуточное положение между продольными и поперечными дефектами, при этом различие их коэффициентов выкатываемости не значительно в количественном выражении.

Также установлено, что коэффициент выкатываемости по глубине продольных дефектов, расположенных на ребрах раската, выше в 1,04-1,09 раза по сравнению с выкатываемостью дефектов, расположенных по центру грани, контактирующей с валками при прокатке (рисунок 3), что объясняется формированием наименее благоприятной схемы НДС металла в приповерхностной зоне раскатов, расположенной вблизи вертикальной оси калибра. Следует отметить, что на концевых участках раската происходит раскрытие дефектов (увеличение их ширины) что, очевидно, обусловлено, отсутствием внешних зон при прокатке.

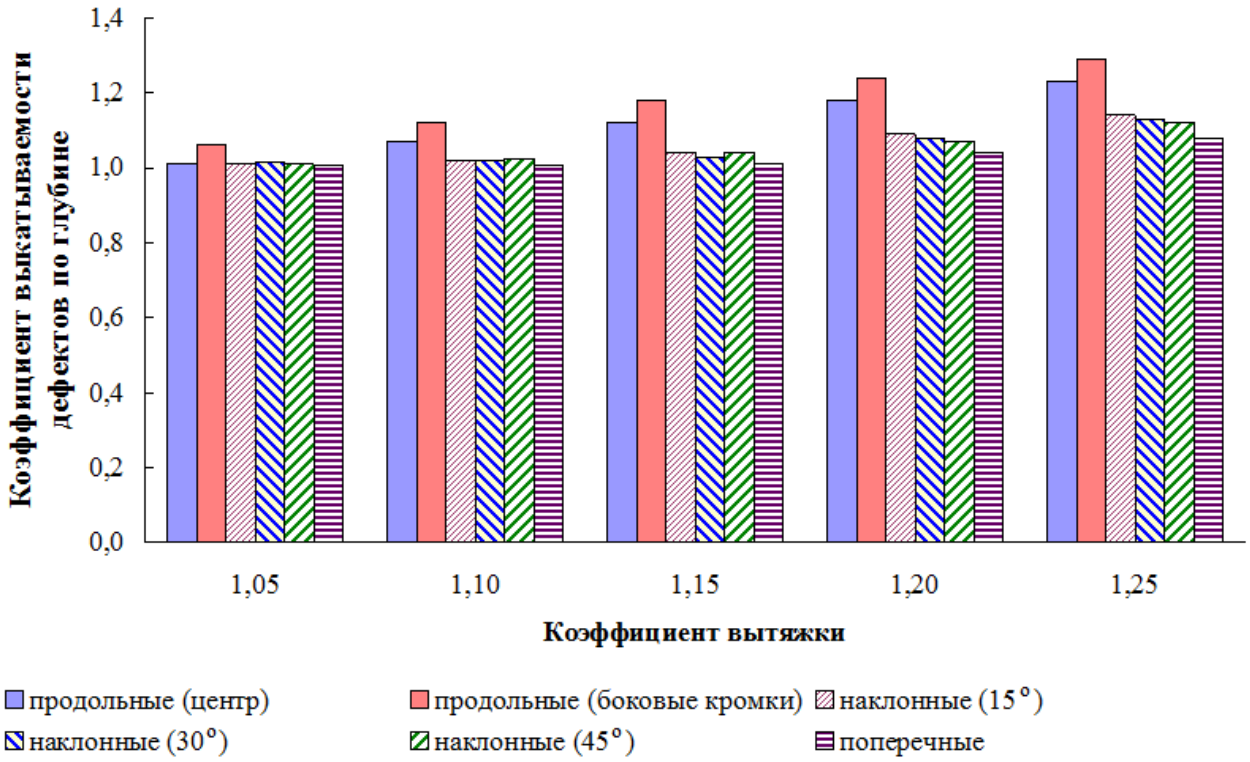


Рисунок 5 – Зависимость выкатываемости поверхностных дефектов по глубине от их расположения и коэффициентов вытяжки

Установлено, что увеличение коэффициента вытяжки при прокатке повышает выкатываемость поверхностных дефектов независимо от их расположения и пространственной ориентации за исключением дефектов, выходящих на торцы раската или боковые кромки (когда наблюдается раскрытие дефектов).

Полученные данные о влиянии параметров прокатки на выкатываемость поверхностных дефектов обобщены в виде уравнений регрессии, представленных ниже.

Продольные дефекты в центральной части грани раската:

$$K_H = 1{,}102 \cdot \lambda - 0{,}143;\ K_B = 0{,}781 \cdot \lambda + 0{,}189 \qquad (12)$$

Продольные дефекты вблизи боковых кромок раската:

$$K_H = 1{,}161 \cdot \lambda - 0{,}156;\ K_B = 0{,}839 \cdot \lambda + 0{,}206 \qquad (13)$$

Дефекты, расположенные под углом 15-45 ° к направлению прокатки:

$$K_H = 0{,}589 \cdot \lambda + 0{,}388;\ K_B = 0{,}516 \cdot \lambda + 0{,}461 \qquad (14)$$

Дефекты перпендикулярные направлению прокатки:

$$K_H = 0{,}371 \cdot \lambda + 0{,}613;\ K_B = 0{,}302 \cdot \lambda + 0{,}685, \qquad (15)$$

где λ – коэффициент вытяжки.

Выкатываемость внутренних дефектов, аналогично поверхностным дефектам, повышается при увеличении коэффициента вытяжки; при этом влияние расположения дефектов проявляется в том, что коэффициент выкатываемости линейно снижается при движении от поверхности к сердцевине образца (что обусловлено неравномерной деформацией по сечению раската):

$$K_{вн} = 0{,}329 + 0{,}703 \cdot \lambda - 0{,}13 \cdot \frac{h_Д}{h_0}, \qquad (16)$$

где λ – коэффициент вытяжки; $h_Д$ – расстояние от поверхности до продольной оси дефекта, мм; h_0 – высота полосы до деформации, мм.

С использованием полученных зависимостей влияния параметров прокатки на вероятность образования и выкатываемости дефектов разработан новый режим прокатки железнодорожных рельсов (рисунок 6), опытно-промышленное опробование которого в условиях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» показало снижение отбраковки рельсов по дефектам поверхности на 0,78 %.

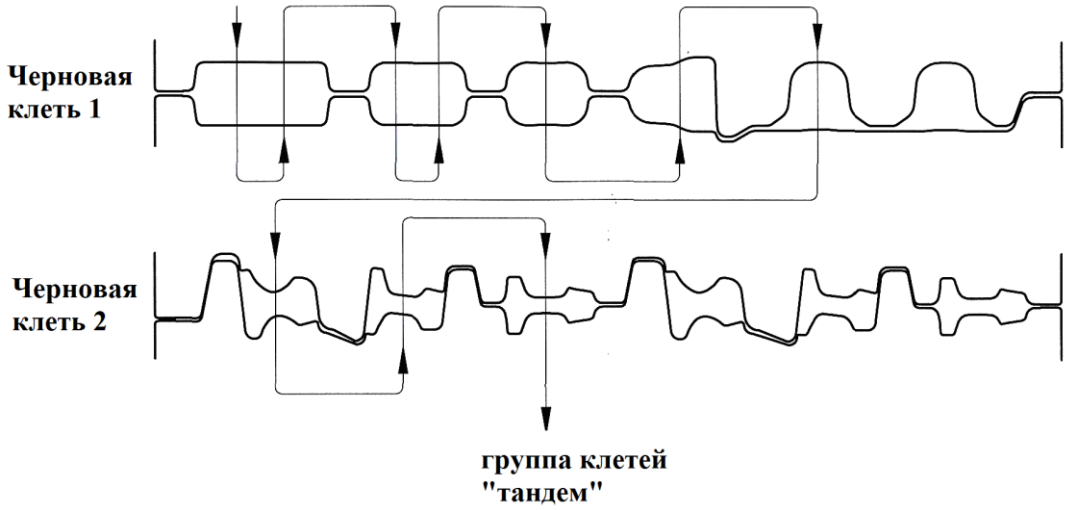


Рисунок 6 – Разработанная схема прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Данный факт свидетельствует об адекватности полученных зависимостей и эффективности их применения для совершенствования режимов прокатки рельсовых профилей.

Заключение.

Исследованиями, проведенными методами математического и физического моделирования, установлены основные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния металла и трансформации дефектов на начальной стадии прокатки железнодорожных рельсов в условиях универсального рельсобалочного стана. Полученные закономерности обобщены в виде уравнений регрессии, использование которых при разработке нового режима прокатки железнодорожных рельсов на АО «ЕВРАЗ ЗСМК», показало их адекватность реальным условиям прокатки.

Библиографический список

1. Pesin A., Salganik V., Pustovoytov D. Transverse crack modeling of continuously casted slabs through finite element method in roughing rolling at wide strip mill // AIP Conference Proceedings. 2010. Vol. 1252. pp. 1309-1315.

2. Kinzin, D.I., Levandovskiy, S.A., Tulupov, O.N. Analysis of efficiency of roll pass design options for roughing stands of section rolling mill // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 265 SSP. pp. 1136-1141.

3. Ershov S.V., Nekhaev K.N. Finite-element grid and its influence on the modeling of plastic flows // Steel in Translation. 2004. Vol. 34. №8. pp. 47-49.

4. Tripathy P.K. Migration of slab defects during hot rolling / P. K. Tripathy, S. Das, M. K. Jha // Iron and making and Steelmaking. 2006. №. 6 pp. 447-483.

5. Yur'ev A.B., Godik L.A., Nugumanov R.F., Kozyrev N.A., Korneva L.V. Transformation of defects in continuous-cast billet during rail production // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. №2. pp. 125-126.

6. Braunshtein E.R., Peretyat'ko V.N. Leveling of surface defects during rail rolling // Steel in Translation. 1997. Vol. 27. №8. pp. 56-61.

7. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V., Dorofeev V.V. Experimental studies of plasticity and deformation resistance of chromium rail steels // Chernye Metally. 2019. №6. pp. 24-28.

8. Umanskii A.A., Dorofeev V.V., Dumova L.V. Theoretical foundations for energy-efficient production of railway rails with improved performance properties // Izvestiya Ferrous Metallurgy. 2020. Vol. 63. №5. pp. 318-326.

9. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Simachev A.S., Dorofeev V.V. Patterns of changes in the plastic and deformation characteristics of rail steels alloyed with chromium in the temperature range of hot rolling // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 866. 012015.

10. Zil'berg Yu.V. Study of the regularities of surface defects forming in the rolled stock // Stal. 1997. Vol. 10. pp. 44-46.

УДК 538.91

МЕХАНИЗМЫ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВ В ПЕРСПЕКТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Арышенский Е.В., Коновалов С.В.

Самарский национальный исследовательский университет им. акад. С. П. Королева, Самара, Россия, ar-evgenii@yandex.ru, ksv@ssau.ru

Аннотация. *В работе исследованы основные закономерности формирования текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в условиях плоской деформации. Представлена модель позволяющая рассчитывать эволюции текстуры в алюминиевых сплавах как в процессе деформации, так и при рекристаллизации. Разработанная математическая мезомодель формирования текстуры, с одной стороны основана на теории кристаллографической пластичности, с другой на физико-статистической модели рекристаллизации. Исследовано влияние режимов термомеханической обработки на эволюцию субструктуры, получены описывающие ее математические зависимости в сплавах 5182, 1565ч и 1570 в интервале температур 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 с$^{-1}$. Исследована мобильность большеугловых границ в сплавах 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ч и 1570 в интервале температур 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 с$^{-1}$. Изучены основные закономерности эволюции текстуры и зернёной структуры в сплавах 5182 и 1565ч в реальных процессах термомеханической обработки.*

Ключевые слова: *рекристаллизация, алюминиевые сплавы, субзерно, математическое моделирование, термомеханическая обработка*

MECHANISMS AND PATTERNS OF THE FORMATION OF TEXTURE AND PROPERTIES IN PROMISING ALUMINUM ALLOYS DURING RECRYSTALLIZATION IN THERMOMECHANICAL PROCESSING

Aryshensky E.V., Konovalov S.V.

Samara national research university, Samara, Russia, ar-evgenii@yandex.ru, ksv@ssau.ru

Abstract. *The study addresses the main specific patterns of texture formation during aluminum alloys thermomechanical processing under plane strain conditions. It presents a model enabling texture evolution computation for aluminum alloys both during deformation and recrystallization. Designed texture formation mathematical mesomodel is based on the theory of crystallographic plasticity, on the one hand, and on the physical-statistical recrystallization model, on the other hand. The influence of thermomechanical treatment modes on substructure evolution has been investigated, and mathematical dependences describing it in 5182, 1565ch, and 1570 alloys have been obtained for 350–500 ° C temperature range and 1–40 s^{-1} deformation rates. 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ch,*

and 1570 alloys high-angle boundaries mobility has been investigated in 350–500 ° C temperature range and 1–40 s^{-1} deformation rates. Main regularities of 5182 and 1565ch alloys texture and grain structure evolution in actual thermomechanical processing have been studied.

Keywords: *recrystallization, aluminum alloys, subgrain, mathematical modeling, thermomechanical processing/*

Введение.

Алюминий является одним из самых востребованных в мире металлов, а его доля в разных отраслях современной промышленности непрерывно растет. Наиболее активно используется в таких сферах, как пищевая, транспортная, аэрокосмическая и пищевая промышленность, а также при разработке новых композиционных материалов [1 – 6]. С целью получения требуемого уровня физических и механических свойств алюминиевые сплавы подвергаются термомеханической обработке. Последняя приводит к развитию кристаллографической текстуры, ведущей, в свою очередь, к неизбежной анизотропии физико-механических свойств, существенно снижающей эксплуатационные качества алюминиевых изделий [7, 8]. Для максимального снижения анизотропии необходимо контролировать особенности формирования текстуры на различных этапах термомеханической обработки алюминиевых сплавов [9]. В то же время для основных алюминиевых сплавов, применяющихся в отечественной промышленности, нет необходимых сведений, позволяющих управлять формированием текстуры, характеризующей анизотропию свойств в алюминиевых сплавах.

В данной работе представлены результаты авторских исследований физической природы свойств перспективных алюминиевых сплавов и особенностей их моделирования в реальных процессах термомеханической обработки.

Модель

Моделирование эволюции текстуры деформации производится для N кристаллитов для каждого из которых задается набор из углов Эйлера. Углы Эйлера вводятся с использованием генератора случайных чисел. Производится вычисление симметричной части тензора Шмидта и ее представление в форме вектора размерности 5 $P_\alpha^V, \alpha = 1..12$ для систем скольжения. Далее решение производится в системе координат, связанной с кристаллической решеткой. Производится вычисление матрицы ориентировки кристаллической решетки каждого из N зерен относительно системы координат образца с учетом поворота, на первом шаге матрица поворота принимается равной единичной матрице, т. е. поворот отсутствует. На данном шаге по времени вычисляется, согласно выражению (1), вычисляется градиент скорости пластической деформации L^P

$$L^P = d^g + w^g = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha P^\alpha + \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha Q^\alpha, \quad (1)$$

где d^g и w^g и его симметричная и кососимметричная части градиента скоростей,

P^α и Q^α – симметрическая и кососимметрическая части тензора Шмидта,

γ^α – относительный сдвиг системы скольжения. Симметричная часть преобразуется в системе координат кристалла с использованием матрицы ориентировки. Действующие напряжения τ_r^α вычисляются для всех 5 задействованных систем скольжения в соответствии с выражением (2)

$$\tau_r^\alpha = \tau_C^\alpha \left(\frac{\dot{\gamma}^\alpha}{\dot{\gamma}_0^\alpha}\right)^{1/m}, \quad (2)$$

где τ_r^α – скалывающее напряжение с системы скольжения α,

τ_c^α – критическое скалывающее напряжение в системе скольжения α,

$\dot{\gamma}^\alpha$ – скорость сдвиговой деформации по системе скольжения α,

$\dot{\gamma}_0^\alpha$ – базовое значение скорости сдвиговой деформации по системе скольжения α,

m – показатель упрочнения. Вычисляется и запоминается мощность, развиваемая на з действованных плоскостях скольжения.

Производятся вычисления для всех 384 вариантов систем скольжения, 10. Выбирают-

ся скорости сдвига, соответствующие минимальной мощности, которая вычисляется по следующему критерию (3).

$$W = \sum_{\alpha=1}^{12} \tau_r^{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} \to \min, \tag{3}$$

После завершения вычисления для всех кристаллитов, расчет завершается.

Для моделирования процесса формирования текстуры в ходе процессов рекристаллизации был реализован подход Э. Ватнэ с разными модификациями, позволяющими точнее моделировать эволюцию текстуры. Доля рекристаллизованного объема подсчитывается по приведенной ниже формуле (4):

$$X(\tau) = 1 - exp(-4/3\pi N_{TOT}(G\tau)^3), \tag{4}$$

где τ – время протекания рекристаллизации,

G – мобильность зерненых границ.

Число зародышей при рекристаллизации N_{TOT}:

$$N_{TOT} = N_C + N_{C\beta} + N_{GB} + N_{PSN}, \tag{5}$$

где $N_{C\beta}$ – число зародышей зерен с кубической ориентировкой, растущих в деформированную область с текстурой β фибера,

N_C – число зародышей зерен с кубической ориентировкой за исключением

N_{GB} – число зародышей зерен, образующихся на границе зерен и не имеющих кубической ориентировки,

N_{PSN} – число зародышей зерен, образующихся на частицах второй фазы.

Следующие уравнения используются при расчете изменения соотношения текстурных составляющих при рекристаллизации. Доля объема, изменившего кристаллографическую ориентировку $X' = V_{\beta 0} X(\tau)$.

Объемные доли ориентировок рассчитываются по приведенным ниже формулам:

$$V_{Cout} = V_{C\beta} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{Cin} + \frac{N_C}{N_R} V_R \tag{6}$$

$$V_{RNDout} = V_R \frac{V_{RND}}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{RNDin} \tag{7}$$

$$V_{\beta out} = V_R \frac{N_\beta}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{\beta in}, \tag{8}$$

где $V_{\beta out}$ – объемная доля бета фибера после рекристаллизации;

$V_{\beta int}$ – доля бета фибера до рекристаллизации;

V_{RND} – объемная доля случайных ориентировок после рекристаллизации;

V_{RND} – доля случайных ориентировок до рекристаллизации;

V_C – объемная доля кубической текстуры;

V_C0 – доля текстуры куба до рекристаллизации;

V_{Cout} – объемная доля кубической текстуры после рекристаллизации;

V_{Cint} – доля текстуры куба до рекристаллизации,

$$V_{c\beta} = \frac{k_{RC\beta}}{1 + k_{RC\beta}} (1 - \exp(-\frac{1 + k_{RC\beta}}{k_{RC\beta}} V_{c\beta}^e)) \tag{9}$$

$$V_R = \frac{1}{1 + \kappa_{RC\beta}} (1 - \exp(-(1 + k_{RC\beta}) V_R^e), \tag{10}$$

где $V_{c\beta}$ – объемная доля кубической текстуры с текстурами β фибера,

V^R – объемная доля всех остальных текстур,

$$V_R^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 n_R \quad \text{и} \quad V_{c\beta}^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 k_{RC\beta}{}^3 n_{c\beta}, \tag{11}$$

где G - скорость продвижения границы рекристаллизованного зерна, не являющейся границей ориентировок куба и β трубки;

$k_{RC\beta}$- коэффициент увеличения скорости продвижения границы куба и β трубки при ре кристаллизации, τ - время от начала рекристаллизации.

Результаты исследования физической природы свойств алюминиевых сплавов

Для сплавов 5182, 1565ч, 1570, 8011 и Al исследовалась зависимость размера субзерна от параметра Зинера. Для этих целей во всех исследуемых сплавов использовалась хорошо себя зарекомендовавшая себя формула (12) [10, 11]:

$$\delta_{SS}^{-m} = A + B\ln Z, \tag{12}$$

где δ_{SS} – размер субзерна;

Z – параметр Зинера – Холломона;

m, A, B – коэффициенты, подбираемые эмпирически.

Были определены следующие значения вышеперечисленных коэффициентов: m =1; A = 0,0077; B = 0,0059 для сплава 8011 и для сплавов 1565, 5182, 1570: m = 1; A = –0,9092; B = 0,0377 соответственно.

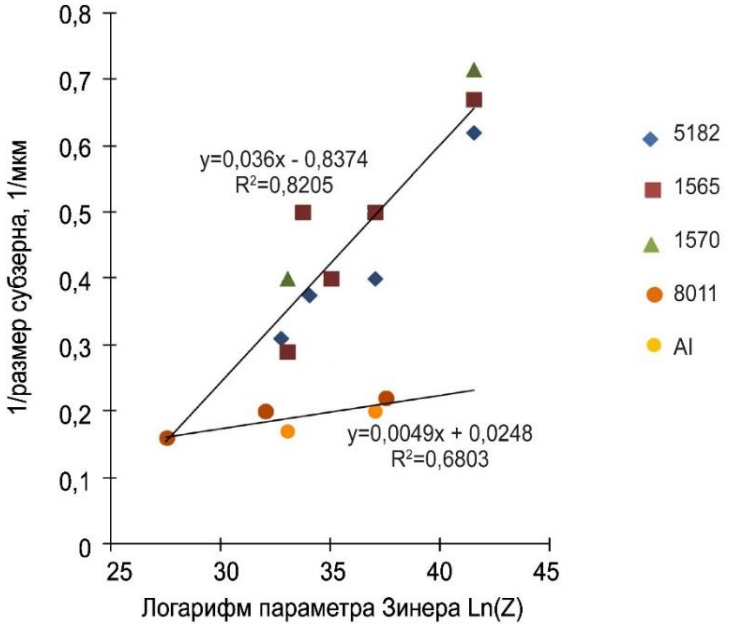


Рисунок 1 – Зависимость размера субзерна от параметра Зинера – Холломона для разных сплавов

На рисунке 1 представлено совместное температурно-скоростное влияние (через обобщенный параметр Зинера – Холломона) на размер субзерна. Как и было упомянуто ранее, параметр Зинера – Холломона практически одинаково влияет на размер субзерна во всех высокомагниевых сплавах. В то же время сплавы 8011 и чистый алюминий имеют намного больший размер субзерна, кроме того, изменение параметра Зинера – Холломона существенно меньше влияет на его размеры. При низких значениях параметра Зинера размеры субзерна совпадают в сплаве 8011 и высокомагниевых сплавах, а при высоких – в чистом алюминии и сплаве 8011 (рисунок 6).

Кроме того, для перечисленных выше сплавов был проведен анализ крупных первичных и мелкодисперсных вторичных интерметаллидных частиц до и после прокатки в непрерывной группе горячего стана. В таблице 2 приведены размеры и объемная доля интерметаллидных частиц в исследуемых сплавах.

Таблица 2 – Размеры частиц в алюминиевых сплавах до и после непрерывного стана горячей прокатки

Сплав	Объемная доля интерметаллидов, %	Ср. диаметр интерметаллидов, мкм	Max диаметр интерметаллидов, мкм	Объемная доля дисперсоидов, %	Ср. диаметр дисперсоидов, мкм	Max диаметр дисперсоидов, мкм
А5	1,53	2,5	11,1	0,08	0,08	1,0
1565ч	1,43	2,8	17,1	1,25	0,1	1,2
5182	1,18	2,5	12,7	0,63	0,3	1,2
1570	2,65	1,91	25,0	4,0	0,1	0,4
8011	2,59	3,4	14,8	0,24	0,4	2,0

Полученные данные о влиянии термомеханической обработки на размер субзерна и позволили построить кривые зависимости рекристаллизованного объема от времени и температурно-скоростных параметров, что, в свою очередь, дало возможность вычислить значение G – скорости движения границ зерен, а также коэффициент зернено граничной мобильности M_0 и энергию активации их движения Q_{GB}.

Полученные данные позволили с помощью, приведенной в разделе 2 модели оценить, как будет изменяться движущая Pd и тормозящая Pz силы в сплавах с высоким содержанием магния зависимости от режимов их термомеханической обработки.

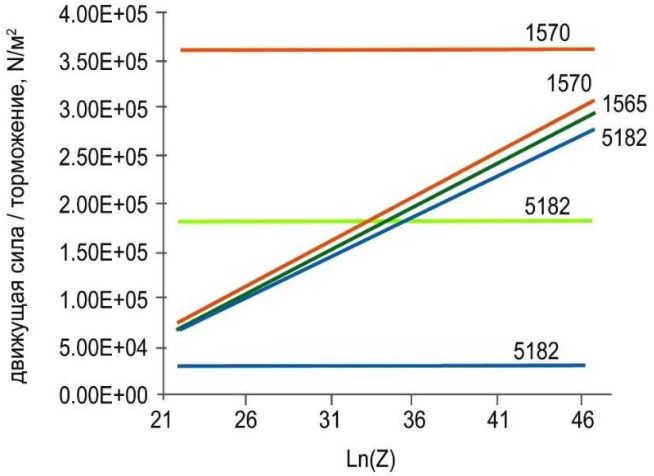


Рисунок 2 – Движущая сила рекристаллизации (Pd) и зинеровское торможение (Pz) в сплавах с высоким содержанием магния

Как видно из рисунка 2, во всех сплавах с высоким содержанием магния движущая сила рекристаллизации очень велика, что объясняется малым размером субзерен. Измельчению субзерен, в свою очередь, способствует сильно пониженная из-за высокого содержания магния энергия дефекта упаковки. При этом в сплаве 5182 рекристаллизация происходит почти мгновенно из-за очень малого количества мелкодисперсных частиц второй фазы и высокой энергии движения границ. Сплав 1565ч также имеет высокую движущую силу рекристаллизации. Однако из-за большой тормозящей силы данный процесс протекает медленно. Для того, чтобы движущая сила превзошла тормозящую, необходимы достаточно высокие параметры Зинера. При этом подвижность зерен оказывается небольшой и для рекристаллизации 1565ч требуется длительная выдержка. Сплав 1570 невозможно рекристаллизовать при тех параметрах Зинера – Холломона, которые достижимы на современном промышленном оборудовании.

Изучение формирования текстуры в реальных процессах термомеханической обработки на примере сплавов 5XXX (Al-Mg) серии

При термомеханической обработке сплавов серии 5XXX основной проблемой является получение недостаточно хорошо сформированной кубической текстуры. Такая картина вызвана двумя факторами. Во-первых, мелким размером субзерна, что связано с повышенным содержанием магния. Субзерна имеют малые размеры по сравнению с первичными частицами второй фазы. Из-за этого образование зародышей во многом происходит на последних по механизму PSN. Вторым фактором является высокая скорость рекристаллизации в межклетьевых промежутках. Как следствие, данные сплавы не успевают накопить достаточное количество текстуры β-фибера, необходимое для ориентированного роста кубической текстуры.

Как известно, чем выше температура конца термомеханической обработки, тем большие по размеру (а следовательно, реже встречающиеся) частицы требуются для начала формирования рекристаллизованных зерен. Таким образом, для увеличения доли кубических ориентировок после самоотжига необходимо повысить температуру металла в последнем акте деформации и добиться максимальной ее скорости. Кроме того, это сократит время междеформационных пауз и уменьшит потери текстуры β-фибера, что также благоприятно скажется на доле кубических текстур. Это подтверждается результатами расчета для сплава 5182, представленными на рисунке 3.

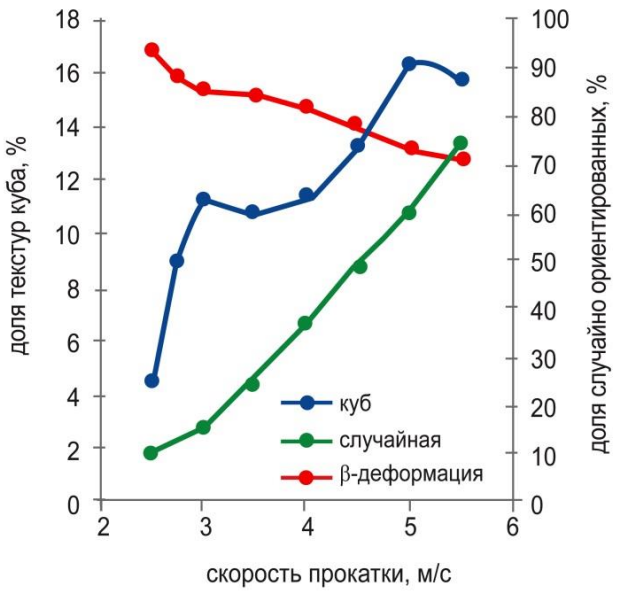


Рисунок 3 – Результаты моделирования формирования текстуры при термомеханической обработке сплава 5182 с плоской схемой деформации в зависимости от скорости прокатки. Входная толщина – 35 мм, выходная толщина – 2,8 мм при начальной температуре 460 °С 5182

Зависимость имеет немонотонный характер; первый максимум доли текстур куба связан с тем, что при малых скоростях прокатки при рекристаллизации во время пауз значительна доля зародышей PSN. Далее с ростом температуры рулона происходит рост текстуры куба до тех пор, пока снижение доли S не начинает приводить к потере преимущественного роста кубически ориентированных зародышей рекристаллизации.

В сплаве 1565ч содержание магния больше, чем в 5182, что ведет к дополнительному измельчению субзерна. Кроме того, в данном сплаве из-за повышенного содержания Mn будет много как крупных первичных, так и мелкодисперсных вторичных частиц второй фазы, формированию которых способствует повышенное содержание циркония. Крупные частицы будут способствовать активизации PSN-механизма, мелкодисперсные частицы будут блокировать рост более мелких зародышей текстур куба и β-фибера. Это позволит получать после самоотжига фактически изотропные свойства, благодаря интенсивному росту бестекстурной

составляющей.

Текстура β-фибера не образуется вообще, т. к. размеры ее зародышей слишком малы и их развитие подавляется мелкодисперсными частицами. Доля текстуры куба очень небольшая. Таким образом, 1565ч представляет собой материал, в котором можно получать фактически изотропные свойства, регулируя температуру отжига или самоотжига. Данная картина основана на PSN-механизме, единственной проблемой представляется недостаточная для прохождения рекристаллизации температура, что и показано на рисунке 5.

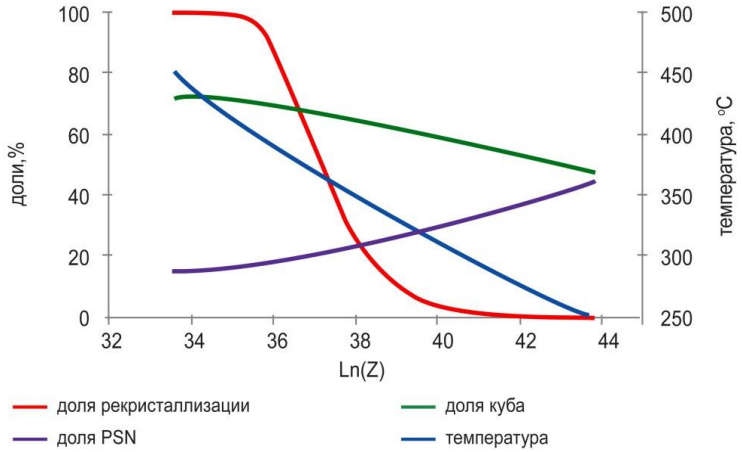


Рисунок 5 – Результаты моделирования зависимости доли рекристаллизованного объема, доли куба и случайной ориентировки (PSN) от параметра Зинера для технически чистого алюминия

Для сплава 5182 необходимо повысить температуру выхода металла из последней клети; кроме этого, следует сократить время междеформационных пауз и уменьшить потери текстуры β-фибера, что благоприятно скажется на доле кубических текстур. Также установлено, что сплав 1565ч представляет собой материал, в котором можно получать фактически изотропные свойства, поддерживая температуру на уровне, достаточном для прохождения самоотжига. За счет того, что механизм образования зародышей рекристаллизации на частицах второй фазы играет в данном сплаве решающую роль.

Выводы:

1. Разработана модель формирование текстуры деформации при термомеханической обработке, основанная на тейлоровском подходе с полными ограничениями. Особенности модели состоят в том, что происходит перебор всех возможных комбинаций систем скольжения, чтобы найти оптимальную с точки зрения энергии пластического деформирования. Это позволяет использовать более сложные законы деформационного упрочнения. Для вычисления изменения текстурных составляющих при рекристаллизации была развита математическая JMAK модель, учитывается зарождение новых зерен на границах деформированных, зарождение новых зерен на частицах (механизм PSN) и преимущественный рост зародышей кубической ориентировки на границе с зернами, имеющими ориентировку близкую S текстуре. Ориентированный рост реализован, благодаря разбиению на два фиктивных объема, один из которых состоит из кубически ориентированных зерен, граничащих с текстурой β фибера, а другой - из остальных текстурных компонентов.

2. Для исследуемых в работе сплавов были определены: размеры крупных первичных и вторичных мелкодисперсных интерметаллидных частиц, влияние режимов термомеханической обработки на размер субзерен, а также коэффициенты, определяющие подвижность межзеренных границ. Такая оценка позволила установить, что в сплаве 5182 рекристаллизация происходит почти мгновенно из-за очень малого количества мелкодисперсных частиц второй фазы и высокой энергии движения границ. Сплав 1565ч также имеет высокую движущую силу рекристаллизации. Однако из-за большой тормозящей силы данный процесс протекает медленно. Для того чтобы движущая сила превзошла тормозящую, необходимы

достаточно высокие параметры Зенера, при этом подвижность зерен оказывается не большой, и для рекристаллизации 1565ч требуется длительная выдержка. Исследования показали, что сплав 1570 невозможно рекристаллизовать при тех параметрах Зенера – Холломона, которые достижимы на современном промышленном оборудовании реализующем.

3. Исследования закономерностей формирования текструры в реальных промышленных процессов термомеханической обработки алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния позволило выработать рекомендации по получению заданной текстурной композицией для сплавов 1565 ч и 5182.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 18-79-10099-П.

Библиографический список

1. Bazhin, V.Y.; Gutema, E.M.; Savchenkov, S.A. Production Technology Features for Aluminum Matrix Alloys with a Silicon Carbide Framework. *Metallurgist* 2017, *60*, 1267–1272.

2. Deev, V.B.; Degtyar, V.A.; Kutsenko, A.I.; Selyanin, I.F.; Voitkov, A.P. Resource-Saving Technology for the Production of Cast Aluminum Alloys. *Steel Transl.* 2007, *37*, 991–994.

3. Akopyan, T.K.; Letyagin, N.V.; Belov, N.A.; Koshmin, A.N.; Gizatulin, D.S. Analysis of the Microstructure and Mechanical Properties of a New Wrought Alloy Based on the ((Al) + Al4(Ca,La)) *Eutectic. Phys. Met. Metallogr.* 2020, *121*, 914–919.

4. Sizyakov, V.M.; Bazhin, V.Y.; Vlasov, A.A. Status and Prospects for Growth of the Aluminum Industry. *Metallurgist* 2010, *54*, 409–414.

5. Belov, N.; Akopyan, T.; Korotkova, N.; Murashkin, M.; Timofeev, V.; Fortuna, A. Structure and Properties of Ca and Zr Containing Heat Resistant Wire Aluminum Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting. *Metals* 2021, *11*, 236.

6. Hirsch, J. Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Mater. Trans.* 2011, *52*, 818–824.

7. Engler, O. Control of Texture and Earing in Aluminium Alloy AA 3105 Sheet for Packaging Applications. Mater. Sci. Eng. A 2012, 538, 69–80.

8. Hirsch J. Texture evolution during rolling of aluminum alloys //LIGHT METALS-WARRENDALE-PROCEEDINGS-. – TMS, 2008. – Т. 2008. – С. 107

9/Hirsch J. Thermomechanical control in aluminium sheet production //Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd, 2003. – Т. 426. – С. 185-194.

10. X. Velay, Prediction and control of subgrain size in the hot extrusion of aluminium alloys with feeder plates. journal of materials processing technology 209 (2009) 3610-3620; https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.08.021

11. X. Duan, T. Sheppard, Influence of forming parameters on the final subgrain size during hot rolling of aluminium alloys. Journal of materials processing technology 130 (2002) 245-249; https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00811-7

УДК 669.017.16

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЛИТЬЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА AL-MG-SI С ИЗБЫТКОМ SI ЛЕГИРОВАННОГО МАЛЫМИ ZR, SC ДОБАВКАМИ

Лапшов М.А, Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия, lapshov.m.syz@gmail.com

Аннотация. *Исследование направлено на изучение влияния скорости литья на микроструктуру и микротвердость алюминиевого сплава Al-Mg-Si и с добавками скандия и циркония. Влияние скорости литья изучено при помощи трех видов различных кокилей. В качестве*

анализа микроструктуры были изучены количество и плотность интерметаллидов и дисперсоидов, наличие фаз и их состав.

Ключевые слова*: алюминиевый сплав, скорость литья, микроструктура, интерметаллиды, дисперсоиды, микротвердость, электропроводимость, фазы, частицы.*

INFLUENCE OF CASTING RATE ON MICROSTRUCTURE OF AL-MG-SI ALLOY WITH AN EXCESS OF SI ALLOYED WITH SMALL ZR, SC ADDITIVES

Lapshov M.A., Aryshensky E.V., Konovalov S.V., Aryshensky V.Y.

Samara National Research University,
Samara, Russia, lapshov.m.syz@gmail.com

Abstract. *The study is aimed at studying the effect of casting speed on the microstructure and microhardness of the aluminum alloy Al-Mg-Si and with additions of scandium and zirconium. The influence of the casting speed has been studied using three types of different chill molds. As an analysis of the microstructure, the amount and density of intermetallic compounds and dispersoids, the presence of phases and their composition were studied.*

Keywords: *aluminum alloy, casting speed, microstructure, intermetallics, dispersoids, microhardness, electrical conductivity, phases, particles.*

Введение.

Сплавы серии 6ххх (6ххх серии) востребованы в автомобильной промышленности и аэрокосмической индустриях [1, 2]. Их популярность связана с тем что они обладают множеством желательных для автомобильных изделий свойств, среди них небольшой вес, должная прочность, хорошая коррозионная стойкость и технологичность [3]. Так же сплавы Al-Mg-Si являются термически упрочняемыми, что дополнительно поднимает их прочностные свойства [4, 5]. Сами сплавы 6ххх группы делятся на те где выполняются массовое отношение Mg / Si = 1,73, и где данное соотношение > или < 1,73. В первом случае, при равновесных условиях кристаллизации, весь Mg и Si будет находится в частицах Mg_2Si. Такие сплавы называются псевдобинарными сплавами системы Al – Mg_2Si. Во втором случае сплавы называются с избыточным содержанием Mg или Si соответственно.

Один способов дальнейшего повышения эксплуатационных свойств сплавов системы Al-Mg-Si является их комплексное легирование скандиево-циркониевыми добавками. Алюминиевые сплавы, легированные комплексными скандиево циркониевыми добавками, имеет очень высокие механические свойства при комнатной температуре благодаря наличию когерентных наноразмерных частиц Al_3Sc (Zr) [6]. Так же сплавы на основе алюминия, легированные скандием (Sc), демонстрируют хорошие сварочные характеристики, желаемую ползучесть и коррозионную стойкость. Комбинированные добавки Sc и Zr оказывают положительное влияние на прочностные свойства. Zr может заменить часть Sc в Al_3Sc, что приведет к образованию дисперсоидов $Al_3(Sc_{1-x}, Zr_x)$, имеющие кристаллическую структуру L12, как и Al_3Sc [7].

Кроме того, совместное легирование малыми добавками скандия и циркония позволяет значительно измельчать зерно в алюминиевых сплавах [8]. Уменьшение размера зерна способствует повышению пластичности, прочности и ударной вязкости при комнатной температуре, кроме того, существует также потенциал для достижения сверхпластического состояния.

Однако не во всех случаях легирование скандием приводит к повышению прочностных свойств Al – Mg – Si сплавов, так как скандий образует с кремнием снижающие свойства металла соединение Sc_2Si_2Al [9]. Особенно остро данная проблема состоит в сплавах с избытком кремния. В то же время избыток Si в псевдобинарной системе Al-Mg_2Si может оказывать положительное влияние на упрочняющие частицы и, соответственно, на механические свойства. Поэтому перспективным является добавление Sc и Zr именно в сплавы с повышенным содержанием Si. Уже имеются работы, показывающие положительное влияние добавок Sc и Zr в сплавах 6ххх серии даже при избыточном содержании Si [10]. Однако для

этого в таких сплавах требуется тщательный выбор режимов литья и многоступенчатой термической обработки, позволяющей последовательно получать упрочняющие частицы $(AlSi)_3ScZr$ и β" (Mg_5SI_6).

Управление скоростью литья позволяет контролировать уровень элементов, находящихся в пересыщенном твердом растворе, тем самым облегчая проведение последующей термической обработки и позволяя сократить число её ступеней. Кроме того, изменением скорости литья можно добиться модификации зернёной структуры, а следовательно, повысить механические свойства. Однако с возрастанием скорости охлаждения при кристаллизации повышается шанс образования нежелательной эвтектики.

Данная работа посвящена изучению влияния скорости литья на микроструктуру сплава Al0.3Mg1Si, легированного малыми добавками Zr и Sc с соотношением Mg/Si 0,3.

Методика эксперимента

Отливаемые сплавы и способ литья указаны в таблице №1.

Таблица 1 - Сплавы и способ литья образцов

Сплав	Стальной кокиль	Медный кокиль	Конусный кокиль
0,3Mg1Si	+	+	+
0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr	+	+	+

Сплавы выплавляли из металлов высокой чистоты – алюминий – 99,8 %, магний – 99,9 %, мастер-сплавы Al12Si, Al-5%Zr, Al-2%Sc в электрической индукционной печи сопротивления в графитовых тиглях. Для изучения влияния скорости кристаллизации были использованы кокили трех видов – стальной кокиль (200x135x30 мм), медный кокиль (80x40x20 мм) и медный кокиль круглого сечения (ø10x100 мм). Температура в процессе литья составляла 720°C-740°C. Непосредственно перед заливкой металла в кокиль с поверхности расплавленного металла удалялась окалина, металл заливался с единой скоростью для всей кокилей. Скорость охлаждения составляла порядка 2°C/c для стального кокиля, 10°C/c и 30°C/c для медного кокиля прямоугольного и круглого сечения соответственно. Размер зерна определяли на оптическом микроскопе Axiovert - 40 MAT, Carl Zeiss, Германия, в поляризованном свете (образцы перед изучением были подготовлены электрополированием в фтороборном электролите) с подсчетом среднего размера зерна методом секущих по ГОСТ 21073.

Исследования микротвердости проводили на цифровом стационарном твердомере по методу Микро-Виккерса на модели HV-1000. Испытания производятся путем вдавливания алмазного индентора пирамидальной формы с определенным испытательным усилением в поверхность образца для испытаний. На каждом образце замеры производили в 5ти точках, по 10 замеров на каждой (значения, отличающиеся от среднего больше, чем на 10 %, в расчет не брались).

Удельную электропроводность измеряли портативным прибором ВЭ-17НЦ (погрешность измерения не более 2 %).

Для проведения электронной микроскопии с целью определения размера и химического состава использовали СЭМ JEOL 6390A с энергодисперсионным детектором X-Max 80. Методика подготовки образцов состояла в механическом шлифовании, полировании и электрополировании. Электрополирование проводили при температуре 85–110 ^oC и напряжении 10–30 В в электролите следующего состава: 500 мл H_3PO_4; 300 мл H_2SO_4; 50 г CrO_3; 50 мл H_2O.

Химический состав частиц изучали при помощи электронного сканирующего микроскопа (СЭМ) “TESCAN Vega 3 LMH”. Микрошлифы готовили методами механической шлифовки и полировки с использованием шлифовально-полировального станка Struers LaboPol-5, конечную полировку проводили при помощи суспензии на основе оксида кремния.

Результаты и обсуждение

По полученным данным оптической микроскопии был построен график зависимости размера зерна от скорости охлаждения слитка (рисунок 1).

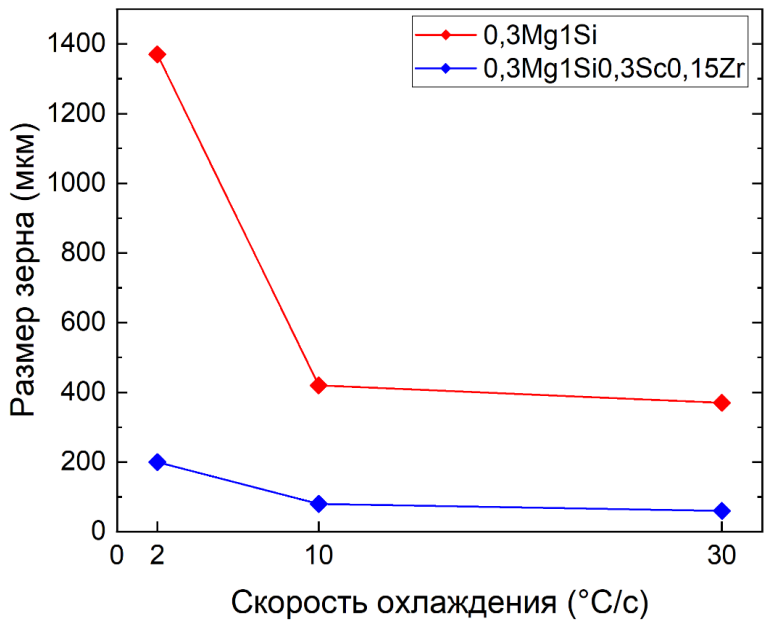


Рисунок 1 - Размер зерна сплавов в зависимости от скорости охлаждения

Как можно видеть из графика, с увеличением скорости охлаждения образца, размер зерна непрерывно уменьшается. При всех режимах литья наиболее крупное зерно наблюдается в сплаве 0,3Mg1Si. При отливке в стальной кокиль размер зерна составляет 1370 мкм. В случае с медным кокилем прямоугольного сечения размер зерна уменьшается до 420 мкм, что так же превышает значение образца, легированного Sc и Zr при данном режиме литья. Наименьший размер зерна при различных режимах литья наблюдается в сплаве 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr при отливке в медный кокиль круглого сечения (55 мкм), тогда как у базового сплава это значение составляет 370 мкм, что говорит о высоких модифицирующих свойствах Sc совместно с Zr.

Стоит заметить, что наиболее резкое падение размера зерна (разница достигает 950 мкм по сравнению со стальным кокилем) наблюдается при использовании медного кокиля прямоугольного сечения, скорость охлаждения в котором составляет 10°C/c. При увеличении скорости охлаждения до 30°C/c, максимальная разница составляет всего 50 мкм и обнаружена в том же сплаве (0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr).

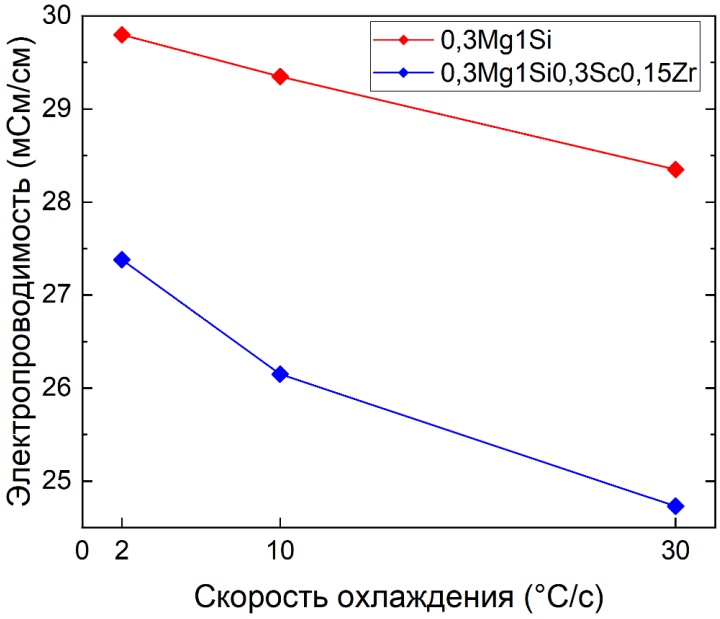


Рисунок 2 - Электропроводимость сплавов в зависимости от скорости охлаждения

Во всех опытных образцах по мере увеличения скорости охлаждения электропроводимость равномерно падает, что говорит о прямо пропорциональном увеличении обратной ей величины – электросопротивлении. Увеличение электросопротивления в сплаве происходит при увеличении количества содержания элементов в твердом растворе.

Наибольший показатель электропроводимости (29,8 мСм/см) наблюдается в сплаве 0,3Mg1Si при скорости охлаждении 2°С/с. При увеличении скорости охлаждения электропроводность уменьшается до 29,35 мСм/см при 10 °С/с и до 28,35 мСм/см при 30 °С/с. Так, из-за отсутствия циркония и скандия дополнительные фазы не возникают ни при каком режиме литья.

При добавлении легирующих элементов Sc и Zr в сплав 0,3Mg1Si происходит снижение электропроводимости более чем на 2 мСм/см за счет образования фаз Al9Fe2Si2, (Al, Si)3(Sc), Al3(Sc0,6Zr0,4), Mg2Si. При данном микролегировании влияние скорости литья электропроводимость намного более значительно чем в базовом сплаве – 27,38 мСм/см при скорости охлаждения 2 ^{0}С/с, 24,73 мСм/см при скорости охлаждения 30 ^{0}С/с.

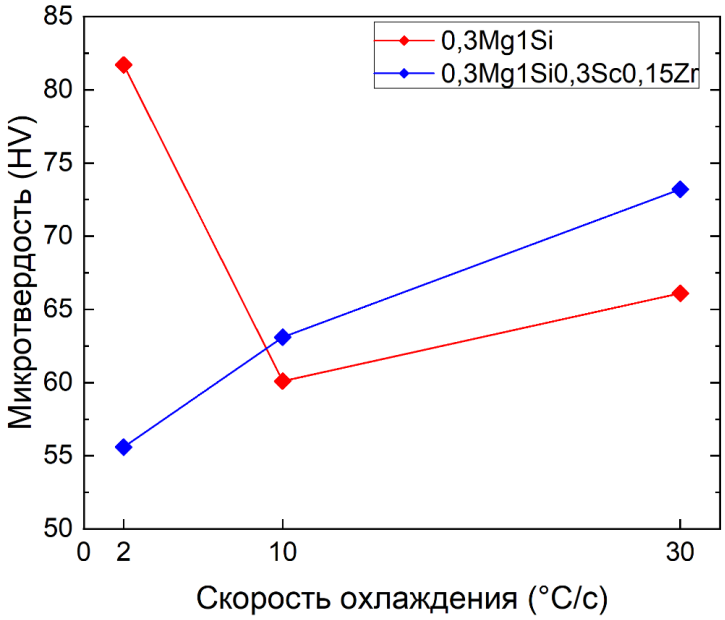
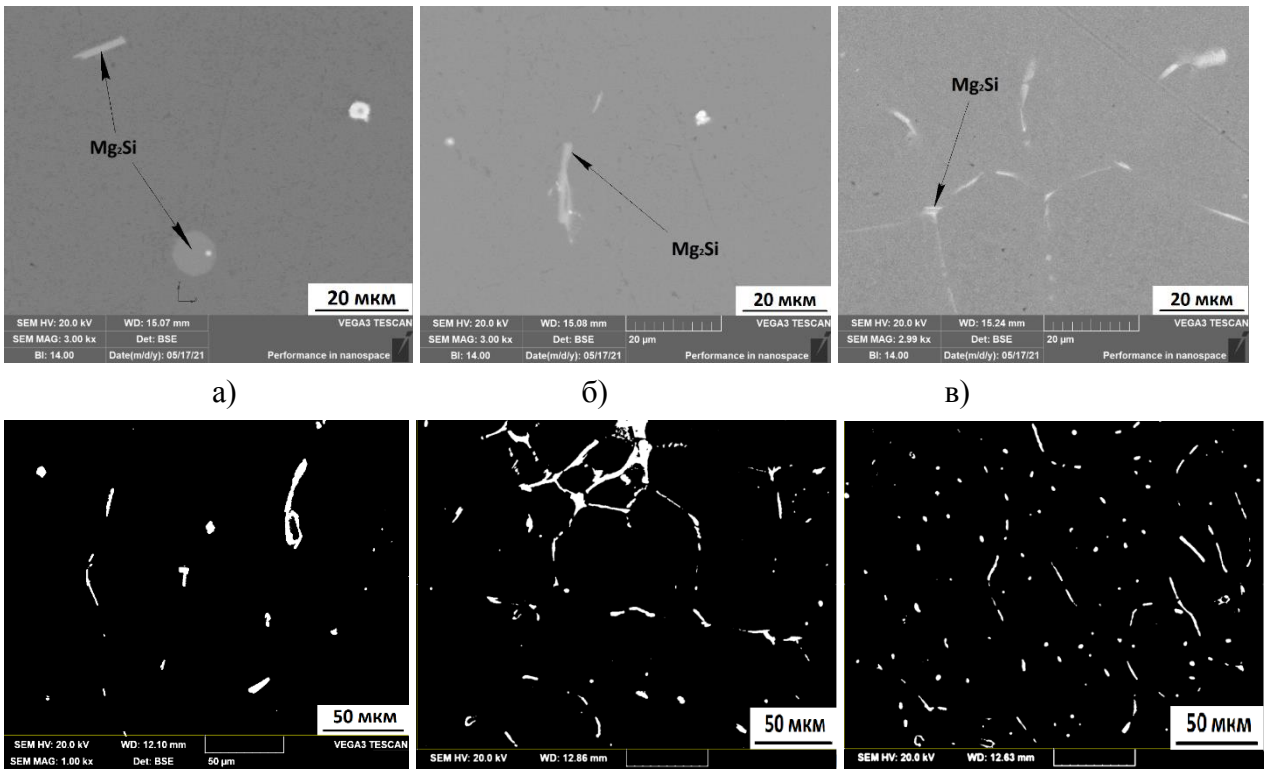


Рисунок 3 - Микротвердость сплавов в зависимости от скорости охлаждения

На основании полученных данных микротвердости был построен график ее зависимости от скорости охлаждения. Данные хорошо коррелируют с результатами электропроводимости, в обоих случаях показатель микротвердости растет при увеличении скорости охлаждения слитка. Это говорит о появления интерметаллидных частиц, природа которых будет обсуждена дальше. Снижение микротвердости в сплаве 0,3Mg1Si при его совместном Sc, Zr микролегировании объясняется тем, что при добавлении этих элементов, размер мелкодисперсных частиц увеличивается. Это в свою очередь объясняется тем, что добавление Zr может вызывать появление частиц типа Zr2Si, в следствии чего количество частиц типа Mg2Si сокращается.

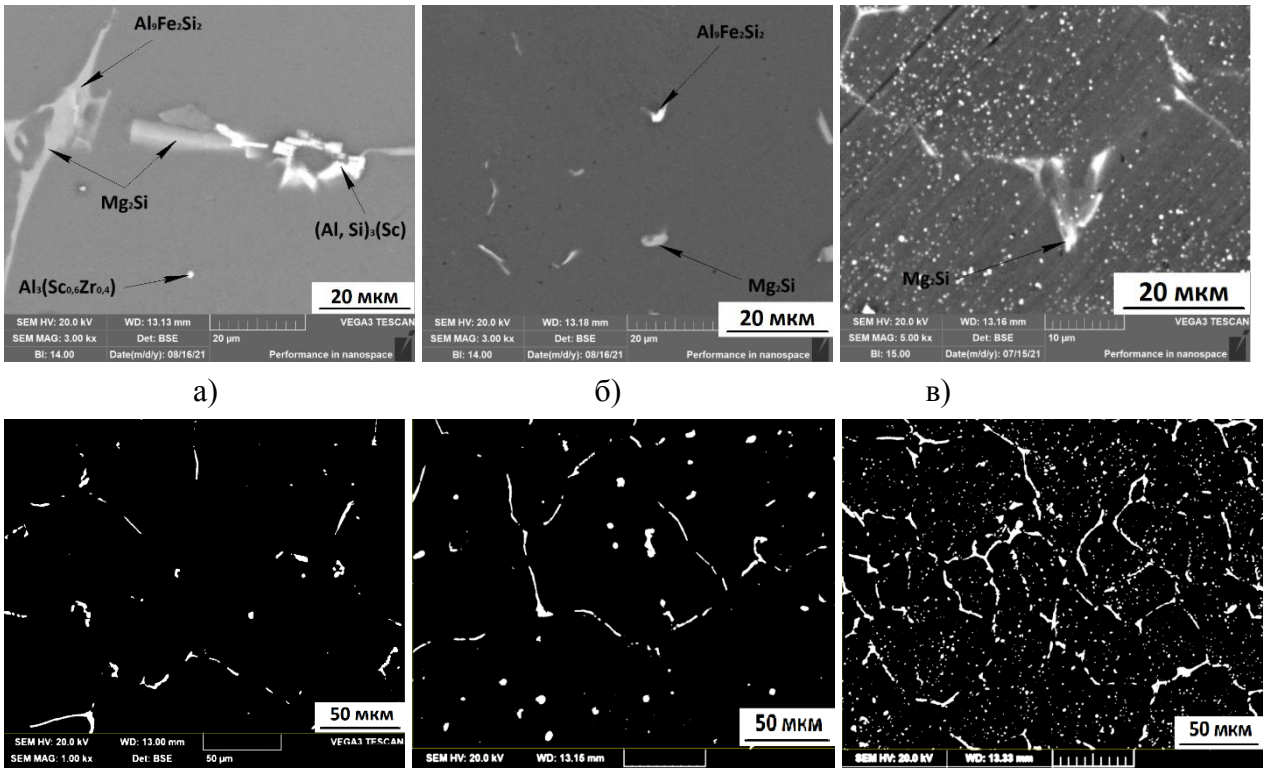
На рисунке 4 изображены фотографии базового сплава 0,3M1Si, основной характерной для этого сплава фазой является Mg_2Si, она имеет форму крупных иглообразных частиц с размерами 10-20 мкм . Данные интерметаллиды имеют в основном эвтектическую природу. Их происхождение можно объяснить следующим - чем выше переохлаждение, тем быстрее кристаллизуется пересыщенный твердый раствор и тем менее насыщенном он становится, оставляя тем самым больше жидкости для эвтектической реакции. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения размер средний размер интерметаллидов уменьшается до 5-7 мкм, а сами они появляются как внутри, так и по границам дендритов.



а) б) в)

г) д) е)

Рисунок 4 - Фото сплава 0,3M1Si: Фазы - а) стальной кокиль, б) медный кокиль, в) медный кокиль круглого сечения; Интерметаллиды - г) стальной кокиль, д) медный кокиль, е) медный кокиль круглого сечения



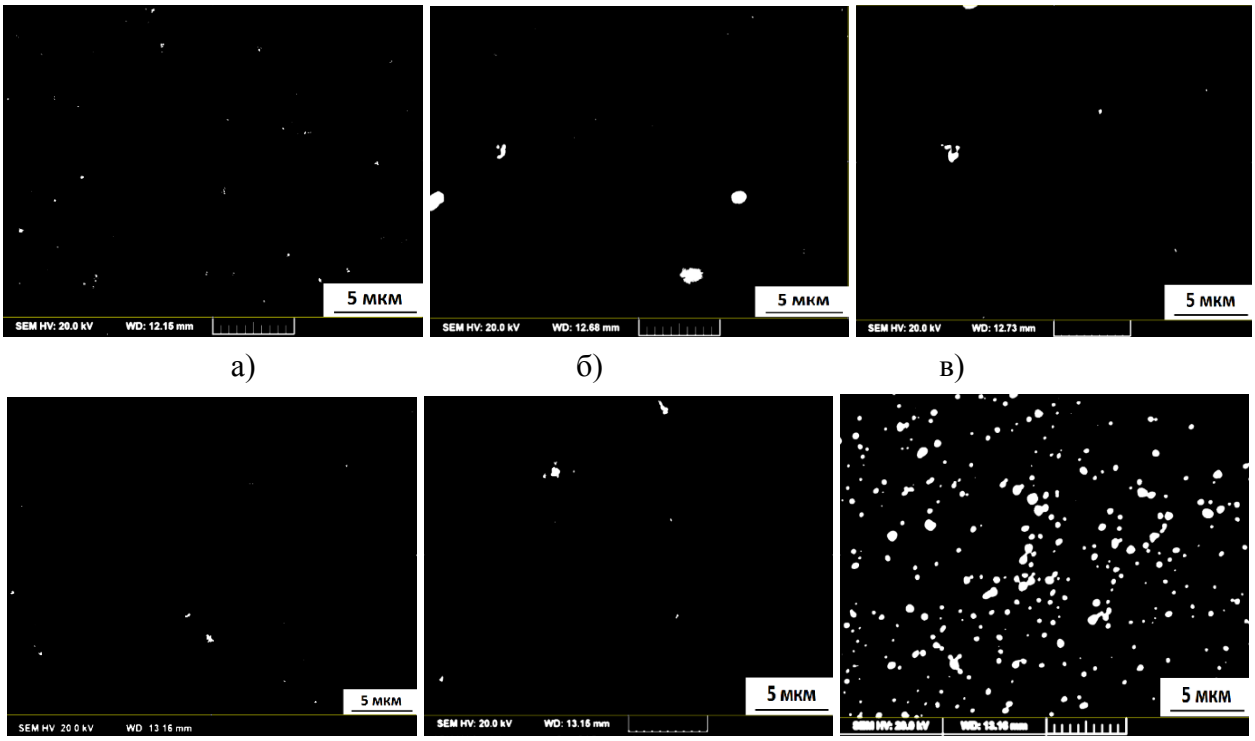
а) б) в)

г) д) е)

Фазы - а) стальной кокиль, б) медный кокиль, в) медный кокиль круглого сечения
Интерметаллиды - г) стальной кокиль, д) медный кокиль, е) медный кокиль круглого сечения

Рисунок 5 - Фото сплава 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr

Сплав 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr содержит намного большее количество интерметаллидных фаз, образующихся благодаря добавкам Sc и Zr (рисунок 5). Если в образце, полученным путем отливки в стальной кокиль идентифицировано 4 типа фаз (Al9Fe2Si2, (Al, Si)3(Sc), Al3(Sc0,6Zr0,4), Mg2Si), то при увеличении скорости охлаждения, количество фаз которых удалось идентифицировать, снижается. Например, при отливке в медный кокиль прямоугольного сечения было выявлено всего 2 фазы - Mg2Si и Al9Fe2Si2. При наибольшей скорости охлаждения, достигнутом при литье в кокиль круглого переменного сечения, была обнаружена лишь одна фаза Mg_2Si. Однако такое происходит не из-за сокращения числа фаз а в следствие появления достаточно мелких интерметаллидов с размерами 1 мкм, имеющих эвтектическую природу. При минимальной скорости охлаждения интерметаллиды имеют в основном игольчатую форму, которые расположены по границам зеренной структуры (в данном случае равноосной). При увеличении скорости остывания количество интерметаллидов увеличивается, при этом они расположены в основном по мезжереннным границам. Кроме того, появляются небольшие интерметаллидные частицы, расположенные внутри зерен. При увеличении скорости кристаллизации количество мелких интерметаллидов размерами 0,5 ÷ 1 мкм увеличивается. Это связано не только с тем, что растет число интерметаллидов, возникающих внутри крупных зерен, но и по причине появляющихся частиц на межзеренных границах, протяженность которых в результате измельчения зерна так же увеличивается.



а) б) в)

г) д) е)

Рисунок 6 - Количество и размер дисперсоидов в сплавах: 0,3M1Si, а) стальной кокиль, б) медный кокиль, в) медный кокиль круглого сечения; 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr, г) стальной кокиль, д) медный кокиль, е) медный кокиль круглого сечения

В сплаве 0,3M1Si при отливке в стальной кокиль содержится небольшое количество дисперсоидов достаточно крупного размера, но как видно, при увеличении скорости литья (медные кокили), происходит уменьшение размера дисперсоидов одновременно с увеличением их количества. Данное изменение связанно с тем, что растет число межзеренных границ, служащих источником появления дисперсоидов при остывании слитка после кристаллизации. При добавлении Sc и Zr количество и размеры дисперсоидов несколько снижается по сравнению с чистым 0,3M1Si при литье в стальной и медный кокили, однако резко возрастает при литье с охлаждением. Отметим, что резкий рост дисперсных частиц связан прежде всего с увеличением протяженности межзеренных границ из-за модификации дендритной

структуры малыми добавками Zr и Sc. Таким образом, повышение растворимости за счет увеличения скорости остывания металла недостаточно для сдерживания выпадения дисперсных частиц ввиду увеличения протяженности межзеренных границ, служащих источником их выделения.

Выводы

Увеличение скорости литья ведет к существенной модификации литой структуры, эффект измельчения усиливается комплексными скандиево циркониевыми добавками. Измельчение зерна в свою очередь вызывает рост дисперсных частиц, которые выделяются на межзеренных границах при прерывистом распаде, происходящим при остывании металла. Это приводит к существенному увеличению числа дисперсоидов, которое не компенсирует повышение растворимости легирующих элементов в твердом растворе, связанным с остыванием после литья. Кроме того, при высоких скоростях охлаждения наблюдается дополнительный нежелательный эффект, связанный с увеличением количества интерметаллидов эвтектического происхождения.

Таким образом, увеличение скорости литья в сплавах Al-Mg-SI с комплексными добавками Sc и Zr имеет лишь один положительный эффект, в виде измельчения структуры и в целом нежелательно при высоком содержании Sc и Zr.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 21-19-00548.

Библиографический список

1.Колобнев, Н. И., Бер, Л. Б., Хохлатова, Л. Б., & Рябов, Д. К. (2011). Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu). Металловедение и термическая обработка металлов, (9), 40-45.

2. Hirsch J. Aluminium in innovative light-weight car design //Materials Transactions. – 2011. – Т. 52. – №. 5. – С. 818-824.

3. V. L. Niranjani, K. C. Hari Kumar, and V. Subramanya Sarma, Mater. Sci. Eng. A 515, 169 (2009).

4. S. Esmaeili, X. Wang, D.J. Lloyd, W. Poole, Metall. Mater. Trans. A 34 (2003)751–763.

5. M.A. van Huis, J.H. Chen, M.H.F. Sluiter, H.W. Zandbergen, Acta Mater. 55(2007) 2183–2199.

6. Marquis EA, Seidman DN (2001) Acta Mater 49:1909.

7. Lee S, Utsunomiya A, Akamatsu H, Neishi K, Furukawa M, Horita Z, Langdon TG (2002) Acta Mater 50:553.

8. Davydov V. G.; Elagin V. I.; Zakharov V. V.; Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. Metal Science and Heat Treatment. 1996, 38, 347-352.

9. Тыванчук А.Т., Янсон Т.И., Котур Б.Я., Заречнюк О.С., Характерова М.Л. Изотермическое сечение системы Sc – Al – Si при 770 К. Изв. АН СССР. Металлы, 1988, № 4, с. 187 – 188.

10. Babaniaris S.; Ramajayam M.; Jiang L.; Langan T.; Dorin T. Developing an optimized homogenization process for Sc and Zr containing Al-Mg-Si alloys. Light Metals. 2019, 1, 1445-1453.

УДК 539.098

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МИКРОТВЕРДОСТЬ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 9CRMOV-N ИЗГОТОВЛЕННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Осинцев К.А.[1,2], Шляров В.В. [1,3], Чэнь С.[1,2], Коновалов С.В.[1,2], Загуляев Д.В.[1,3], Чаплыгин К.К.[2]

[1]Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай, ksv@ssau.ru
[2]Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Самара, Россия
[3]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. *При изготовлении материала в несколько слоев мы применяли магнитное поле (величина индукции 0,2 Тл) для ускорения повторного перемешивания частиц материала в сварочной ванне, тем самым уменьшая количество потенциальных дефектов в структуре. Образцы, полученные как в магнитном поле, так и вне его, обладали ферритно-мартенситной структурой. Исследование установило уменьшение количества пор на 6,12 % и сокращение на 41,81 % из-за применения магнитного поля при наплавке.*

Ключевые слова: *Проволочно-дуговое аддитивное производство, хромистая сталь, коррозия, магнитное поле, жаропрочность, пористость, микротвердость.*

THE EFFECT OF MAGNETIC FIELD ON MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS AND CORROSION PROPERTIES OF WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURED STEEL 9CRMOV-N

Osintsev K.A.[1,2], Shlyarov V.V.[1,3], Chen S.[1,2], Konovalov S.V.[1,2], Zaguliaev D.V.[1,3], Chaplygin K.K.[2]

[1]Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou University, Wenzhou, P. R. China, ksv@ssau.ru
[2]Samara National Research University, Samara, Russia
[3]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. *When manufacturing the material in multiple layers, we applied a magnetic field (a value of induction 0.2 T) to accelerate the remixing of material particles in a weld pool, thus reducing the number of potential defects in the structure. Samples obtained both in and out of a magnetic field possessed a ferrite-martensite structure. The research has established a 6.12 % decrease in a number of pores and 41.81 % shrinking due to a magnetic field's application when surfacing.*

Key words. *Wire arc additive manufacturing, chromium steel, corrosion, magnetic field, heat resistant, porosity, microhardness.*

1. Introduction

The increasing operating temperature and pressure of thermal power stations may exert a beneficial effect on their efficiency factor, reducing, therefore, an amount of carbon dioxide emission. Any improvement in the efficiency factor may be useful for the environment. A fundamental problem related to the increased operating temperature and pressure of electric power plants is synthesizing a material capable of the work at high temperatures. A group of steels 9Cr-1Mo represents most prospective materials for such high-temperature applications. These alloys possess sufficient high-temperature stability and corrosion resistance, unlike low-chromium ferrite heat resistant steels

and replace more frequently austenitic stainless steels ultra-supercritical thermal stations [1]. Advanced anti-corrosion properties and low creep rates are possible due to a significant percentage of chromium and hard-melting transition metals, such as W, Mo, V, Nb, and Ta [2]. Compared to austenitic stainless steels, ferrite-martensite steels are better resistant to the neutron-induced swelling, and its creep rate is lower if irradiated. Thus, they can be used in the nuclear power industry as an engineering material [3].

Wire arc additive manufacturing is supposed to be one of the future production processes to output articles from heatproof materials. Additive technologies provide a substantial reduction in economic and material resources required to manufacture tooling in traditional manufacturing, lower an amount of necessary material, and waste, making it more environmentally friendly. The output of thermal power engineering products is maximally efficient, provided that wire arc additive manufacturing technologies are applied for a high deposition rate, reasonable costs of raw materials (wire), and a possibility to produce space-consuming objects. To illustrate, researchers [4,5] have shown a prospect of fabricating large-sized goods from alloy 9CrMoV-N with high impact ductility and microhardness. By the way, wire arc additive manufacturing suffers from certain drawbacks like the pore formation and various defects, e.g., dislocations and martensite-austenitic fragments [5].

Since wire arc additive manufacturing is similar to multi-path fusion welding, we may use methods accepted in welding and surfacing to control a defect formation process. One of such techniques is the application of transversal and linear magnetic fields [6,7] when melting a metal. To be more precise, in arc welding and wire surfacing, a linear or transversal magnetic field increases the melting factor of an electrode metal, provides control over the penetration depth of base metal, and furthers grains' refinement adapts strength characteristics. To sum up, applying a magnetic field in wire arc additive manufacturing may slow down the defect formation and improve output heatproof materials' properties. Hence, this study aims to explore a magnetic field influence on the structure and properties of wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N.

2. Materials and methods

In our experiments we used 9CrMoV-N steel wire with a diameter of 1.2 mm, the microhardness of 265 HV and the following chemical composition, is presented in table 1.

Table 1 - Chemical composition of 9CrMoV-N steel wire, (wt. %)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Nb	V	N	Cu	Al
0.08-0.13 %	0.40-0.80 %	0.15-0.50 %	≤ 0.010 %	≤ 0.010 %	8.5-9.5 %	0.40-0.80 %	0.85-1.10 %	0.03 %	0.15-0.25 %	0.03-0.07 %	≤ 0.10 %	≤ 0.40 %

For the wire arc additive manufacturing of steel 9CrMoV-N samples, we adapted the cold metal transfer technology and used a welding machine Fronius CMT Advanced 4000R, and a numerically controlled 6-Axis Robot FANUC Robot M-10iA intended for the multifunctional wire feed in argon-arc welding (Institute of Laser and Optoelectronics Intelligent Manufacturing, Wenzhou University, China). Layer deposition parameters were set using a controller RCU 5000i to adjust a nozzle motion velocity along the base surface, a wire feed speed, as well as values of current and voltage. In our experiments, the parameters were as follows: the deposited layer thickness – 6 mm, the wire feed speed – 6 m/minute, the amperage I = 195 A, the voltage U = 15.5 V. When layering, a welding nozzle was oriented perpendicular to the base surface. We took a 300 mm long 200 mm wide and 15 mm high carbon steel Q345 plate as a base. Before the layers' deposition, a plate surface was machined with a grinder; impurities and oxides were removed with acetone. A mixture (80% Ar and 20% CO_2) was used as a shielding gas consumed at 20 l/min.

For the additive manufacturing of samples in a constant magnetic field, we set parameters identically to layering without a magnetic field. To create a magnetic field, we used an electromagnet WD-175 and a programmable direct current source RA-3KW (the voltage and current were U = 4.6 B and I = 0.73 A, respectively). The magnetic field induction was perpendicular to the direction of the layer deposition. To measure the induction of a magnetic field, a high-precision digital gaussmeter CH-1500 was applied; its value was 0.2 T.

For metallographic studies, samples were cut from the center of fabricated semi-finished products by an electro-erosion cutting machine, finished them using abrasive paper with various grain fineness numbers, and polished them with a chromium oxide paste. Then they were etched in the solution containing 47.5% HCl, 47.5% H_2O, and 5% HNO_3. Etching time was 20 minutes. Microstructure analysis was carried out by an optical microscope METAM PB-34.

The porosity was examined by a scanning laser microscope Olympus LEXT OLS4100, which combines a motorized optical microscope for research purposes and a laser scanning microscope.

X-ray photographs were taken by an X-ray diffractometer DRON-7 (Innovation Center Bourevestnik, Russia) in the following conditions: emission CuKα, wavelength, λ=1.5418 Å, cathode voltage, U = 40 kV, current, I = 20 mA, shooting interval 11-100º, scanning pitch, hθ = 0.1º, scanning time in a point, τ = 10 s. To filter β-emission, a nickel filter was used.

The microhardness of obtained samples was measured in the cross-section with an interval of 5 mm by the Vickers method. The indenter was loaded 1.96 N (a hardness testing machine HXD–1000TM/LCD), a period of load applying and keeping – 15 s, an unloading period – 5 s. A minimum of five measurements was carried out at each point.

Since the ferrite-martensite steel 9CrMoV-N is corrosion resistant and machine elements manufactured from it may be used in nuclear and thermal engineering, corrosion tests of obtained samples were conducted as specified in ASTM G31-72 (2004). The method involves determining a metal weight loss per a surface unit of samples when kept in aggressive conditions. A test medium is a model CO_2-containing solution: 17 g/l NaCl, 2 g/l CaCl2, and 0.2 g/l $MgCl_2$. The solution is enriched with CO_2 at a pressure of 1 atm. to full saturation. A test temperature was set at 20 °C.

Before performing tests on samples, they were labeled and washed properly in acetone. Defatted samples were dried up in a hot air current (in a temperature range from 40 to 50 °C) for 10-15 minutes. Figure 1 presents samples prepared for corrosion testing.

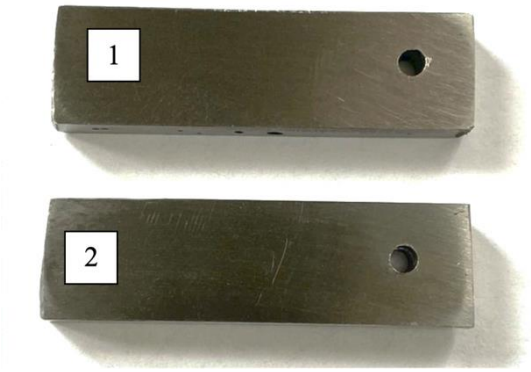


Figure 1 - Steel 9CrMoV samples prepared to corrosion stability tests
(1 – produced without a magnetic field, 2 – in a magnetic field)

Then cleaned samples were positioned vertically in a cell holder. Here, samples were separated from a holder, each other, and cell walls; a free contact with a corrosion medium was provided. The duration of the tests was 100 hours.

To determine a corrosion rate of test samples we used the formula:

$$\rho = \frac{m_1 - m_2}{s \cdot \tau}, \text{ g/m}^2\text{h}, \quad (1)$$

where ρ – corrosion rate, g/m^{2}h, m_1 – sample weight before testing, g, m_2 – sample weight after testing, g, s – sample surface area, m^2, test period, h.

A corrosion rate determined in g/m^{2}h was recalculated in mm per year according to the following formula:

Corrosion rate

$$= (g/m\text{^}2 \cdot h \cdot 8760)/(sp.weight \cdot 1000) = g/m\text{^}2 \cdot h \cdot \text{K} = mm/year, \quad (2)$$

where K – a recalculation coefficient for the corrosion rate, which is as high as 1.14 for a chromium steel.

3. Research results and discussion

3.1 Metallography

In the process of wire arc additive manufacturing based on the cold metal transfer technology, we fabricated 60×6×100 mm parallelepiped steel 9CrMoV-N samples containing 30 layers of the deposited metal (Figure 2).

Figure 2 - Wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N samples
(a – produced without a magnetic field, b – in a magnetic field (side view))

A sample of steel 9CrMoV-N fabricated by the cold metal transfer method in the field of a constant magnet possesses a ferrite-martensite structure similar to a sample not affected by a magnetic field when manufactured. Figure 3 visualizes the microstructure of the steel. The examination of micro-sections has pointed out that the lath martensite forms the microstructure of obtained samples with various lath directions. The ferrite is shown as white regions in the microphotograph; martensite laths are black-colored.

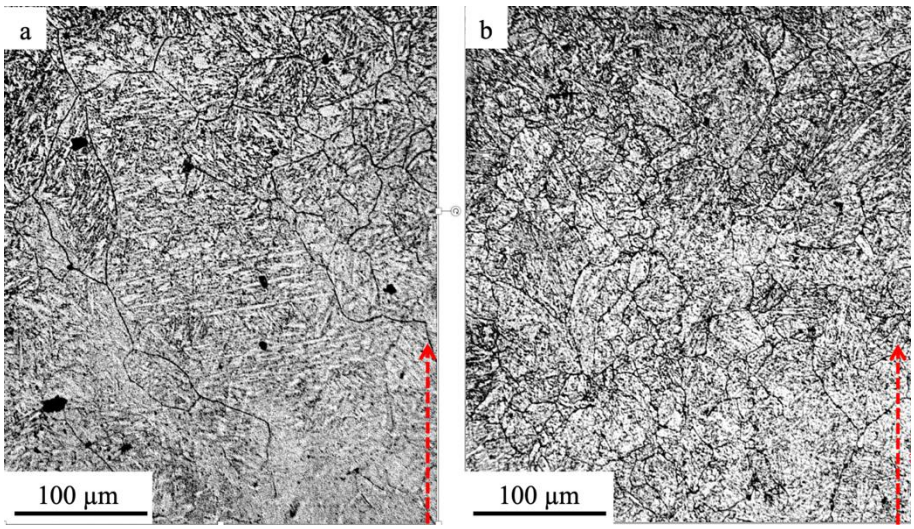


Figure 3 - The microstructure of wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N
(a – produced without a magnetic field applied; b – in a magnetic field). Dashed arrows indicate the direction of sample composition.

Grains of steel untreated by a magnetic field when produced are in a range 36 ± 2 µm with the error probability of 5 %, the Student's coefficient around 1.97, and the relative error of 6 % (Figure 3, a). The grain size in a sample formed in a magnetic field is 23 ± 1 µm with the error probability of 5 %, the Student's coefficient around 1.97, and the relative error of 5% (Figure 3, b). The data obtained suggest the effect of a magnetic field in the wire arc additive manufacturing of steel 9CrMoV-N results in the almost 1.5 times refinement of grains.

The study on the porosity of samples with a scanning laser microscope has found numerous spherical pores in their microstructure (Figure 4).

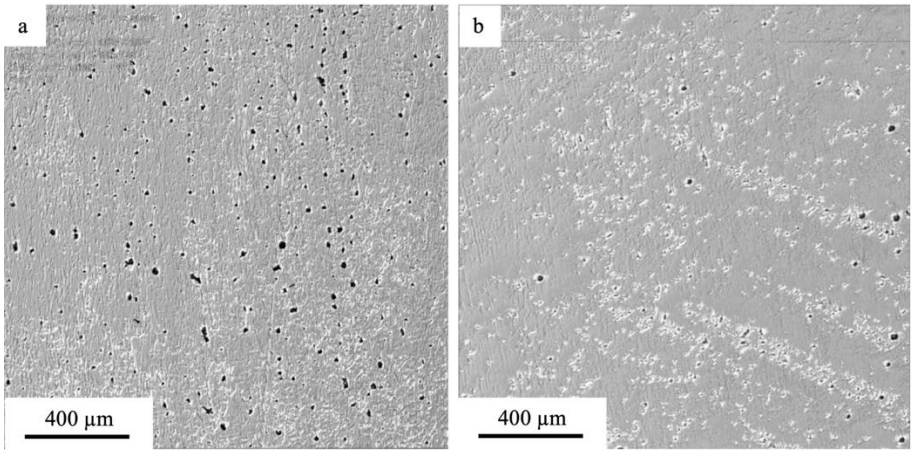


Figure 4 - The analysis of pores in low-alloyed wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N (a – produced without a magnetic field applied; b – in a magnetic field).

In general, we suggest two reasons for the pore formation: the poor quality of input raw materials and the specifics of the wire arc additive manufacturing technology [8]. Pores with a form like spheres develop from gases, which fail to surface due to the rapid crystallization of a deposited layer, whereas irregular pores result from an inappropriate layering mode and not completely dissolved particles of the material [9]. The microstructure examination has revealed only spherical pores in samples of interest; irregular pores were undetected. Therefore, we suggest pores formed in examined samples owing to the gas generation induced by chemical reactions. First, CO is a product of the reaction between oxygen and carbon in the molten pool:

$$[C] + [O] = CO \tag{4}$$

Secondly, the metal's surface layer gets oxidized, and oxide impurities can be transported into the melt pool [10]. Then a metal oxide can react with the carbon dissolved in a weld pool. Therefore, a more considerable amount of carbon dioxide emits in the molten metal:

$$[C] + [FeO] = Fe + CO \tag{5}$$

$$[C] + [MnO] = Mn + CO \tag{6}$$

$$2[C] + [SiO_2] = Si + 2CO \tag{7}$$

Finally, a shielding gas may be transported into the melt pool when layering.

Our studies have revealed 0.676 pores per 1 μm^2 on average in the wire arc additive manufactured steel without applying a magnetic field; their average size is 25.028 µm. If the surfacing is affected by a magnetic field, 0.637 pores on average are detected per 1 μm^2 of the material; their size is 14.564 µm. To summarize, a magnetic field's influence when layering results in a 6.12% decrease of the pores quantity and a 41.81% reduction in their size. A perpendicular magnetic field accelerates the release of gases formed in the weld pool due to the Lorentz force affecting the molten metal [10].

3.2 X-ray diffraction analysis

The steel 9CrMoV-N can contain any of the following phases: carbides or carbonitrides $M_{23}C$, M(C, N), M_2 (C, N), M_7C_3, $M_{23}C_6$ (M designates any element of a host metal Fe, Cr, Mn, V, Nb, Mo) and other phases. The process of phase transformations in steels 9CrMoV-N is generalized as follows:

$$M_3C + MC \rightarrow M_3C + MC + M_{23}C_6 \rightarrow M_3C + MC + M_{23}C_6 + M_7C_3 \rightarrow\rightarrow MC + M_{23}C_6 + M_7C_3 \tag{8}$$

Figure 5 presents X-ray diffraction patterns of samples obtained via wire arc additive manufacturing in and out of a magnetic field. A sample not affected by a magnetic field when fabricated an X-ray phase analysis detected phases containing Mn and Cr with a chemical structure $Mn_{23}C_6$,

Mn_7C_3, NbN, VN, Fe_7W_6, Fe_7C_3, Fe_3C, Cr_7C_3 and Cr_2N. In a sample exposed to a magnetic field, the same phases are identified but with a higher peak intensity.

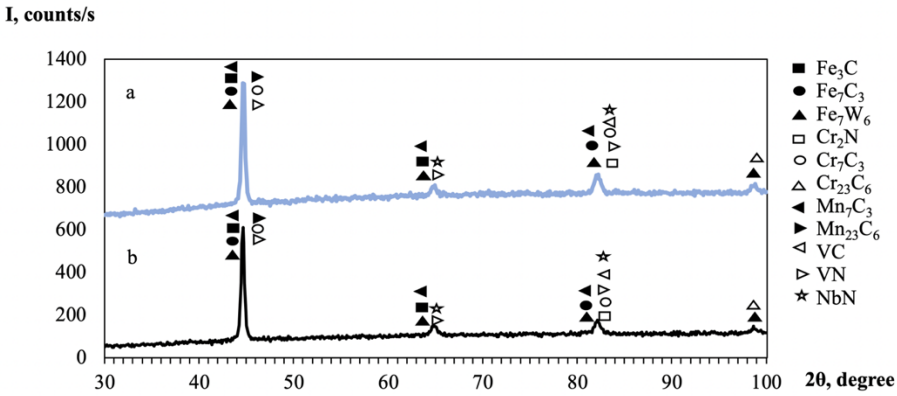


Figure 5 - X-ray diffraction patterns of samples in and out of a magnetic field (a – produced without a magnetic field applied; b – in a magnetic field).

3.3 Microhardness test results

Figure 6 illustrates the results of the microhardness testing. A sample's microhardness unaffected by a magnetic field when fabricated ranges from 358 to 454 HV, whereas this characteristic varies from 553 to 651 HV for a sample produced in a magnetic field. Such a value range ~100 HV depends on the specifics of the wire arc additive manufacturing process, when each layer is exposed to diverse thermal cycles, resulting in the heterogeneity of properties in different layers. A mean value of the microhardness in a sample not exposed to a magnetic field is determined to be 406 ± 6 HV; that is 1.52 times higher than the input wire (this value is given in 2.1). The application of a magnetic field when wire arc additive manufacturing raised a mean value of the microhardness to 591 ± 7 HV; that as almost twice as higher as the microhardness of the input wire; the hardness of a sample unaffected by a magnetic field was 1.46 times higher. We suggest the improved microhardness of samples produced in a magnetic field results from the grain refinement, which causes the grain-boundary strengthening according to the Hall-Petch relationship:

$$HV = H_0 + k_H d^{-\frac{1}{2}}, \tag{9}$$

where HV – measured microhardness of a material;

H_0 – microhardness of a material mono-crystal;

k_H – a material characterizing coefficient, it equals to the slope of curves in the function graph HV on $D^{-1/2}$;

d – grain size.

The investigation on micro-sections has highlighted a mean grain size is almost 1.5 times smaller. Assuming the stability of coefficients H_0 and k_H, we obtain:

$$\frac{HV_{mf}}{HV_{nmf}} = \sqrt{\frac{d_{nmf}}{d_{mf}}} = \sqrt{1.5} = 1.22, \tag{10}$$

where HV_{mf} – the determined microhardness of a sample produced in a magnetic field;

HV_{nmf} – the determined microhardness of a sample unexposed to a magnetic field;

d_{nmf} – a mean grain size in a sample unaffected by a magnetic field;

d_{mf} – a mean grain size in a sample exposed to a magnetic field.

There is a 16 % difference between a resultant microhardness ratio of samples affected and unaffected by a magnetic field determined according to (10) and measured experimentally. Because

of assumptions, an experimentally obtained a 1.5 increase in the mean microhardness complies with the Hall-Petch relation.

To be more precise, we address the graph presented in Figure 6. The maximal value of the microhardness is observed 70 mm beneath the base. This phenomenon is attributed to the accumulation of less heat in upper layers of a sample resulting in grain refinement and a microhardness increase.

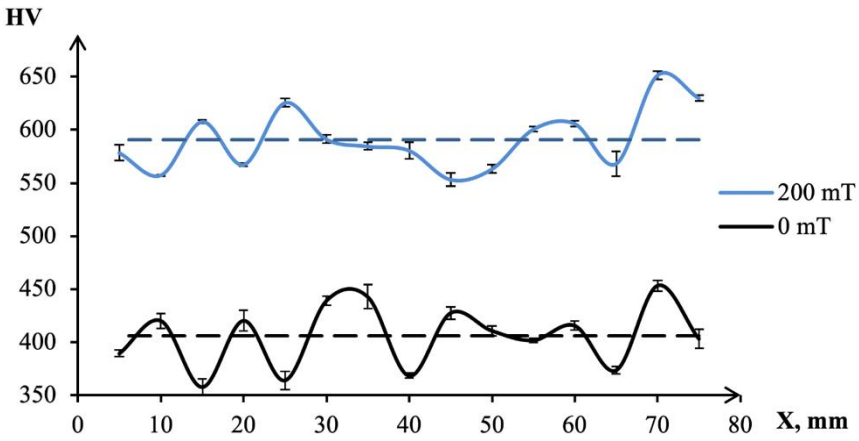


Figure 6 - The microhardness of wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N affected by a magnetic field and unexposed to it vs. a distance to the base. Dashed lines indicate the mean values of the microhardness.

3.4 Corrosion testing results

Figure 7 visualizes samples after the corrosion testing. The surface of tested samples appears to be dull without any visible corrosion products. The principal criteria accepted in the corrosion testing include a weight loss of samples and a corrosion rate. There was no a weight loss in a sample produced without a magnetic field. A weight loss in a sample exposed to a magnetic field when fabricated was determined to be 0.0007 g; its annual rate of corrosion is 0.08 mm per year. Thus, we suggest both samples have passed the corrosion testing.

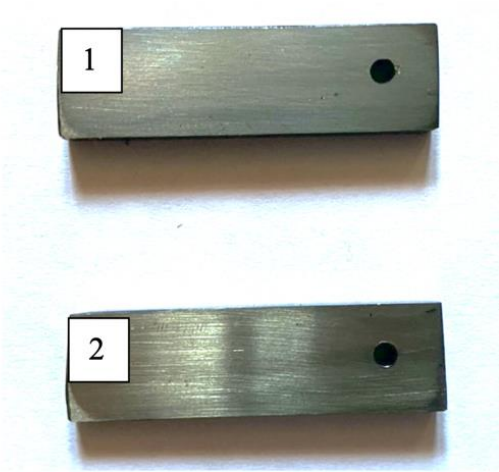


Figure 7 - Samples of steel 9CrMoV-N before and after corrosion resistance testing (1 – produced without a magnetic field, 2 – in a magnetic field)

Conclusion

In this study, we obtained ferrite-martensite steel 9CrMoV-N samples via wire arc additive manufacturing. The effect of a constant magnetic field with a value of induction 0.2 T on the microstructure, microhardness, and corrosion properties of samples was explored. The microstructure of samples under study fabricated in and out of a magnetic field appears to be a lath martensite microstructure. Defects in the form of spherical pores were detected in the microstructure of both types of samples. However, the magnetic field application reduced the number of pores by 6.12% and their size by 41.81%. Under the action of a magnetic field in the wire arc additive manufacturing of steel

9CrMoV-N we observed the 1.5 times refinement of grains against samples formed without a magnetic field. Another result of applying a magnetic field in wire arc additive manufacturing is 1.5 times increase in the mean microhardness by contrast to samples not affected by a magnetic field. An X-ray diffraction analysis revealed main phases $Mn_{23}C_6$, Mn_7C_3, NbN, VN, VC, Fe_7W_6, Fe_7C_3, Fe_3C, Cr_7C_3, Cr_2N and $Cr_{23}C_6$ both in samples exposed and unexposed to a magnetic field. The corrosion testing outcomes demonstrated that a sample fabricated without a magnetic field not experiencing weight loss, however weight loss to be 0.0007 g in a sample affected by a magnetic field. As a result of corrosion tests, the samples' surface was dull, although no corrosion signs were detected.

To summarize, the application of a constant magnetic field brings about the refinement of grains, reduces the number of pores and their size, increases the microhardness, makes no difference for the phase composition and corrosion characteristics of wire arc additive manufactured steel 9CrMoV-N.

Acknowledgments

Funding: This work was supported by the National Natural Science Foundation of China, grant no. 51975419. We greatly appreciate the assistance provided by OOO Research and development manufacturing company “Valma” (Samara) in the carrying out corrosion tests.

References

1. P.J. Ennis, A. Czyrska-Filemonowicz, Recent advances in creep-resistant steels for power plant applications, Sadhana - Acad. Proc. Eng. Sci. 28 (2003) 709–730. https://doi.org/10.1007/BF02706455.

2. R.G. Faulkner, J.A. Williams, E. Gonzalez Sanchez, A.W. Marshall, Influence of Co, Cu and W on microstructure of 9%Cr steel weld metals, Mater. Sci. Technol. 19 (2003) 347–354. https://doi.org/10.1179/026708303225009652.

3. S.I. Porollo, A.M. Dvoriashin, Y. V. Konobeev, F.A. Garner, Microstructure and mechanical properties of ferritic/martensitic steel EP-823 after neutron irradiation to high doses in BOR-60, J. Nucl. Mater. 329–333 (2004) 314–318. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.310.

4. Y.-C. Huang, C.-S. Tsao, S.-K. Wu, C. Lin, C.-H. Chen, Nano-precipitates in severely deformed and low-temperature aged CoCrFeMnNi high-entropy alloy studied by synchrotron small-angle X-ray scattering, Intermetallics. 105 (2019) 146–152. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.12.003.

5. C. Guo, S. Liu, R. Hu, C. Liu, F. Chen, Heat-Resistant Steel Produced by Wire Arc Additive Manufacturing, 2020 (2020).

6. R. Chen, P. Jiang, X. Shao, G. Mi, C. Wang, Effect of magnetic field on crystallographic orientation for stainless steel 316L laser-MIG hybrid welds and its strengthening mechanism on fatigue resistance, Int. J. Fatigue. 112 (2018) 308–317. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.03.034.

7. S. Konovalov, D. Zagulyaev, X.-Z. Chen, V. Gromov, Y. Ivanov, Variations in defect substructure and fracture surface of commercially pure aluminum under creep in weak magnetic field, Chinese Phys. B. 26 (2017). https://doi.org/10.1088/1674-1056/26/12/126203.

8. B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, J. Xu, J. Norrish, A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement, J. Manuf. Process. 35 (2018) 127–139. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001.

9. C. Gao, X. Chen, C. Su, X. Chen, Location dependence of microstructure and mechanical properties on wire arc additively manufactured nuclear grade steel, Vacuum. 168 (2019) 108818. https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.108818.

10. Y. Hu, L. Wang, J. Yao, H. Xia, J. Li, R. Liu, Effects of electromagnetic compound field on the escape behavior of pores in molten pool during laser cladding, Surf. Coatings Technol. 383 (2020) 125198. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125198.

УДК 621.71

ПРОКАТКА ДЛИННОМЕРНОЙ РЕЛЬСЫ С УСКОРЕНИЕМ

Соловьев В.Н., Белолипецкая Е.С.

Липецкий государственный технический университет,
Липецк, Россия, e-mail: solovyovvn@mail.ru

Аннотация. *Рельсы длиной 100 м прокатывают на станах с непрерывной группой клетей из заготовок большой массы. Существенная длина заготовки приводит к образованию «температурного клина» – снижению температуры по длине рельс во время прокатки в последней клети стана. Расчетом показало, что снижение температуры по длине рельсы может приводить к увеличению высоты. Предлагается прокатка рельс с ускорением, величина которого должна обеспечивать одинаковую температуру шейки по длине рельс в последней клети стана, что снизит разность высоты по длине проката. Одинаковая высота рельсы по длине, уменьшит затраты на шлифовку и ускорит монтаж рельс, тем самым повысив потребительский спрос и конкурентоспособность изделия.*

Ключевые слова: *длинномерный рельс, непрерывно-реверсивная группа, универсальная клеть, ускорение, температура, высота рельса.*

ROLLING OF LONG-LENGTH RAILS WITH ACCELERATION

Solovyov V.N., Belolipetskaya E.S.

Lipetsk State Technical University,
Lipetsk, Russia, solovyovvn@mail.ru

Abstract. *Rails with a length of 100 m are rolled on mills with a continuous group of crates made of large-mass blanks. A significant length of the workpiece leads to the formation of a "temperature wedge" – a decrease in temperature along the length of the rail during rolling in the last stand of the mill. The calculation showed that a decrease in temperature along the length of the rail can lead to an increase in height. It is proposed to roll the rail with acceleration, the value of which should ensure the same neck temperature along the length of the rail in the last stand of the mill, which will reduce the height difference along the length of the rolled product. The same height of the rails along the length will reduce the cost of grinding and speed up the installation of the rails, thereby increasing consumer demand and the competitiveness of the product.*

Keywords: *long-length rails, reverse-continuous group, universal roll mill, acceleration, temperature, rail height.*

Основу железнодорожной сети России составляют рельсы Р65. Рельсы длиной 12,5 м и 25,0 м производятся на станах линейного типа. Например, рельсобалочный стан 900/800 состоит из четырех двух- и трехвалковых клетей, расположенных в три линии. Масса заготовки составляет около 3,5 т. Из заготовки получают прокат длиной до 50 м, который затем разделяют пилами на рельсы требуемой длины [1].

Для производства рельс длиной 100 м и более требуется заготовка большей массы. Длительность прокатки возрастает, что не позволяет получать требуемую температуру конца прокатки. Рельсы длиной 100 м прокатывают на станах с непрерывной группой клетей. Непрерывная группа клетей сокращает пространство, занимаемое оборудованием стана, и снижает потери тепла заготовки во время прокатки, что позволяет обеспечить требуемую температуру конца прокатки. В состав стана входят 6 клетей: черновая обжимная клеть; обжимная клеть; непрерывная реверсивная группа из 3 клетей и калибровочная клеть [2].

На таком стане с непрерывной группой обеспечиваются температурные режимы прокатки рельс. Черновую прокатку проводят в температурном интервале 950-1100 °С с коэффи-

циентом вытяжки за проход в пределах 1,12-1,30. Чистовую прокатку проводят в температурном интервале 850-1000 °С с коэффициентом вытяжки в универсальных калибрах в пределах 1,07-1,18, после чего проводят финишную прокатку в отдельно стоящей универсальной нереверсивной калибровочной клети в температурном интервале 820-880 °С с коэффициентом вытяжки в пределах 1,07-1,10. Затем проводится дифференцированное охлаждение по головке и подошве рельса от температуры 720-870 °С до температуры 450-600 °С. В результате изготавливают рельсы повышенной износостойкости и контактной выносливости [3].

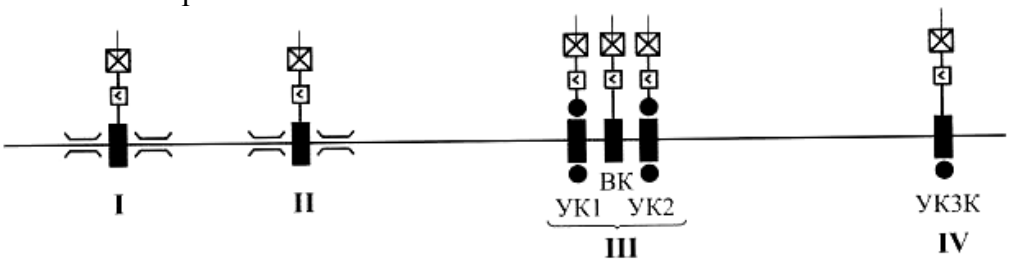
Финишную прокатку в отдельно стоящей универсальной нереверсивной калибровочной клети проводят для соблюдения прямолинейности и обеспечения требуемых геометрических размеров профиля рельсов по всей их длине в заданном диапазоне допусков.

Однако прокатка длинномерной рельсы имеет свои особенности. Важно обеспечить температуру конца прокатки в заданном интервале по всей длине рельсы.

В качестве примера современного стана по производству рельсов большой длины рассмотрим рельсовый стан компании ЕВРАЗ ЗСМК, который является одним из крупнейших производителей всей номенклатуры рельсового сортамента не только в России, но и в мире. ЕВРАЗ ЗСМК генеральный поставщик рельсовой продукции для ОАО «Российские железные дороги» [4]. После реконструкции в одном цехе производятся все виды рельсов: магистральные, трамвайные, подкрановые, остряковые и рельсы для метрополитена. Также возможности нового прокатного стана позволяют производить продукцию строительного сортамента: балки, швеллеры, шпунт, квадратную и круглую заготовку.

ЕВРАЗ ЗСМК выпускает рельсы железнодорожные широкой колеи Р65 дифференцированно термоупрочнённые с прокатного нагрева длиной 12,5; 25 и 100 м. В том числе рельсы категории ДТ350СС – рельсы с улучшенными геометрическими параметрами для движения поездов со скоростью до 250 км/ч.

Состав оборудования стана включает обжимную и черновую клети, непрерывную реверсивную трехклетевую группу клетей и чистовую универсальную клеть. Причем в состав непрерывной группы входят две универсальные клети (рисунок 1). Последняя клеть стана используется как калибровочная.



I – реверсивная обжимная клеть; II – черновая реверсивная клеть; III – непрерывная реверсивная группа клетей; IV – калибровочная нереверсивная клеть; УК1 – первая универсальная клеть; ВК – вспомогательная клеть; УК2 – вторая универсальная клеть; УКЗК – третья универсальная клеть – калибровочная

Рисунок 1 - Последовательность расположения прокатных клетей рельсобалочного стана

На валках обжимной клети BDl расположены три тавровых калибра, а также ящичные калибры для получения из исходной непрерывнолитой заготовки раската прямоугольного сечения, задаваемого в первый тавровый калибр. В черновой клети BD2 производится разрезка полученного таврового профиля в закрытом разрезном калибре и дальнейшая прокатка вначале в закрытом рельсовом калибре, а затем в открытом рельсовом калибре с целью получения профиля симметричного относительно горизонтальной оси прокатки в универсальных клетях.

В непрерывной реверсивной группе клетей прокатка производится за 3 прохода (рисунок 2). В первом проходе используется универсальная клеть УК1 и вспомогательная клеть ВК, у которой на линии прокатки установлен черновой контрольный калибр для обжатия высоты фланцев, полученных в УК1. Клеть УК2 не участвует в прокатке: валки ее автоматически разводятся нажимным устройством, пропуская раскат без обжатия.

После реверса стана клеть ВК выводится с линии прокатки, и во втором проходе раскат получает обжатие только в клети УК1. В 3-ем проходе после поджатия валков в клетях УК1 и УК2 используются все три клети непрерывной группы, причем во вспомогательной клети на линию прокатки устанавливаются предчистовой контрольный калибр. Таким образом, раскат получает 4 прохода в универсальных клетях и 2 прохода в контрольных калибрах вспомогательной клети. В клети УКЗК производится за один проход горячее калибрование готового профиля, благодаря чему повышается точность и достигается стабилизация размеров рельса по длине, устраняется малейшая несимметричность профиля и снижается расход металла.

Высокоскоростные железнодорожные дороги требуют рельсы с высокой точностью геометрических размеров. Для обеспечения высокой точности на современных станах используются универсальные клети не только в качестве последней чистовой клети, но и как промежуточные клети.

Важным параметром является высота рельс. Особенно это актуально для рельс длиной 100 м. Рельсы большой длины служат основой бесстыкового пути, в котором рельсы соединяют сваркой. Отклонения сварных стыков рельсов от прямолинейности в виде горбов по поверхности катания головки в вертикальной плоскости и по боковой рабочей грани головки в горизонтальной плоскости на длине 1 м после шлифования не должны превышать 0,2 мм для железнодорожных путей скоростного и высокоскоростного движения [5, 6].

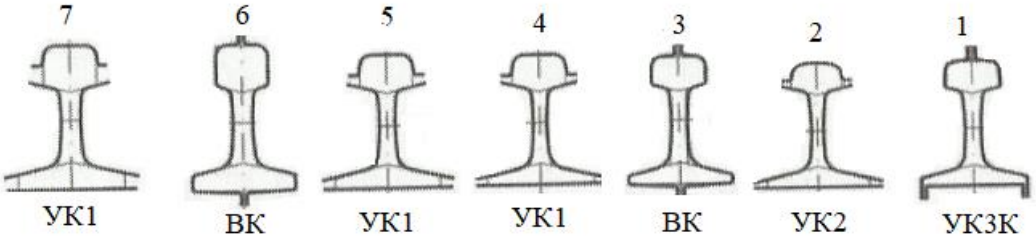


Рисунок 2 - Последовательность прокатки рельс в непрерывной реверсивной группе клетей рельсобалочного стана.

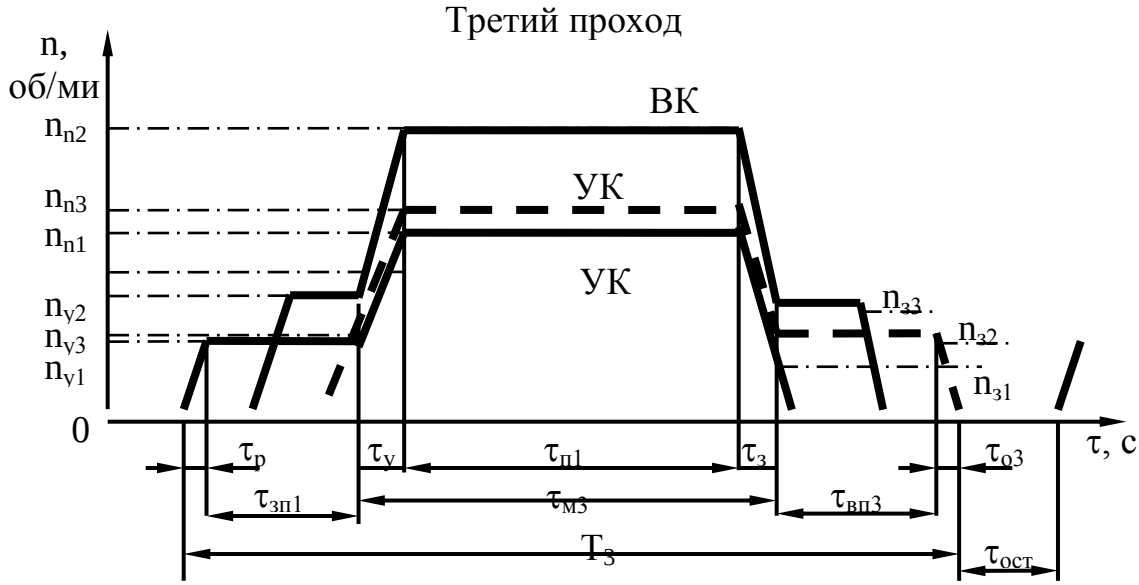
При более высоком отклонении высоты рельс на стыке, при сваривании двух рельс образуется небольшое возвышение, которое в процессе эксплуатации способствует появлению вмятины на рельсе. Для того что бы устранить разность высоты, рельсы шлифуют в месте стыка после сварки. Если разность высоты присутствует на всех рельсах, то шлифовку приходится проводить на всех стыках, что требует больших затрат.

Поэтому использование калибровочной клети существенно снижает расход металла и затраты на строительство железных дорог.

Однако на размеры готовой рельсовой продукции оказывает влияние не только точность и форма калибров, схема калибровки (последовательность деформации в калибрах), но и температурные условия получения размеров рельсы.

Прокатка основной части заготовки во всех клетях непрерывной реверсивной группы клетей ведется на постоянной скорости. В частности, вначале третьего прохода передний конец раската проходит межклетевые промежутки с постоянной, заправочной скоростью прокатки, соответствующей моменту времени окончания разгона валков и начала захвата металла валками при частоте вращения валков n_{y1}, n_{y2}, n_{y3} соответственно (рисунок 3). Разгон валков с раскатом до рабочей скорости начинается одновременно во всех трех клетях группы после того, как передний конец раската на заправочной скорости пройдет все межклетевые промежутки и достигнет последней клети. Скорости по клетям различаются пропорционально коэффициентам вытяжки раската в клетях.

При достижении рабочей скорости, соответственно n_{n1}, n_{n2}, n_{n3} по клетям, прокатка основной части раската проводится с постоянной скоростью. Замедление валков с раскатом начинается одновременно во всех клетях группы после окончания прокатки с максимальной скоростью в первой клети.



$n_{у1}$, $n_{у2}$, $n_{у3}$ – частота вращения валков в момент захвата раската; $n_{п1}$, $n_{п2}$, $n_{п3}$ – частота вращения валков в период прокатки основной части раската; $n_{з1}$, $n_{з2}$, $n_{з3}$ – частота вращения валков в момент выпуска раската; $\tau_{р1}$ – время разгона валков клети УК1 до скорости захвата; $\tau_у$ – время разгона непрерывной группы клетей до рабочей скорости; $\tau_{п1}$ – время прокатки основной части раската на постоянной скорости; $\tau_з$ – время замедления непрерывной группы клетей до скорости выпуска раската; $\tau_{зп1}$ – время прокатки раската на заправочной скорости в клети УК1; $\tau_{м3}$ – время прокатки раската в клети УК2 до момента выпуска раската из клети УК1; $\tau_{вп3}$ – время выпуска раската из непрерывной группы; $\tau_{о3}$ – время торможения клети УК2 до остановки; $\tau_{ост}$ – время паузы на реверс клетей; Т3 – время третьего прохода.

Рисунок 3 - Режим прокатки основной части рельсы с постоянной скоростью.

Во время прокатки металл раската остывает. Существенная длина заготовки для производства рельс длиной 100 м приводит к образованию «температурного клина» – снижению температуры по длине рельс во время прокатки в клети УКЗК.

Образование температурного клина обусловлено более длительным охлаждением заднего конца раската, по сравнению с передним, перед последним проходом. Определение изменения температуры элементов рельс по клетям стана проводится методами математического моделирования [7]. Расчет в разных сечениях позволяет оценить изменение температуры по длине проката (рисунок 4). Для рассматриваемого состава оборудования и схемы прокатки рельс, различие температуры шейки по длине проката может составлять 75 ºС (ΔТ) в калибровочной клети.

Образующаяся разность температур раската сохраняется и на готовой продукции. Следовательно, в калибровочной клети получаем одинаковый размер рельса, но при разных температурах. При охлаждении переднего и заднего концов раската разность температур может приводить к образованию разности высоты рельса.

Определим разность высоты рельса по длине по разности температур шейки, так как основную долю в высоте рельсы составляет шейка рельса. Рельсы для высокоскоростных железных дорог производятся из стали марки 76ХФ. Коэффициент теплового расширения α для стали марки 76ХФ составляет $14{,}8 \cdot 10^6$ 1/ºС [8]. Высота рельса (Н) Р65 составляет 180 мм [9]. Тогда разность высоты шейки по длине рельса составит:

$$\Delta H = H \cdot \alpha \cdot \Delta T, = 180 \cdot 14{,}8 \cdot 106 \cdot 75 = 0{,}1998 \text{ мм.}$$

Разность высоты переднего и заднего концов рельс близка к предельной допустимой, составляющей 0,2 мм. Следует стремиться к устранению разности высоты по длине рельсы. Получение рельс с одинаковой по длине высоты профиля позволит:

- уменьшить затраты на шлифовку стыков рельс;

- ускорить монтаж рельсового пути;

- повысить потребительский спрос и конкурентоспособность рельс длиной 100 м для высокоскоростных железных дорог.

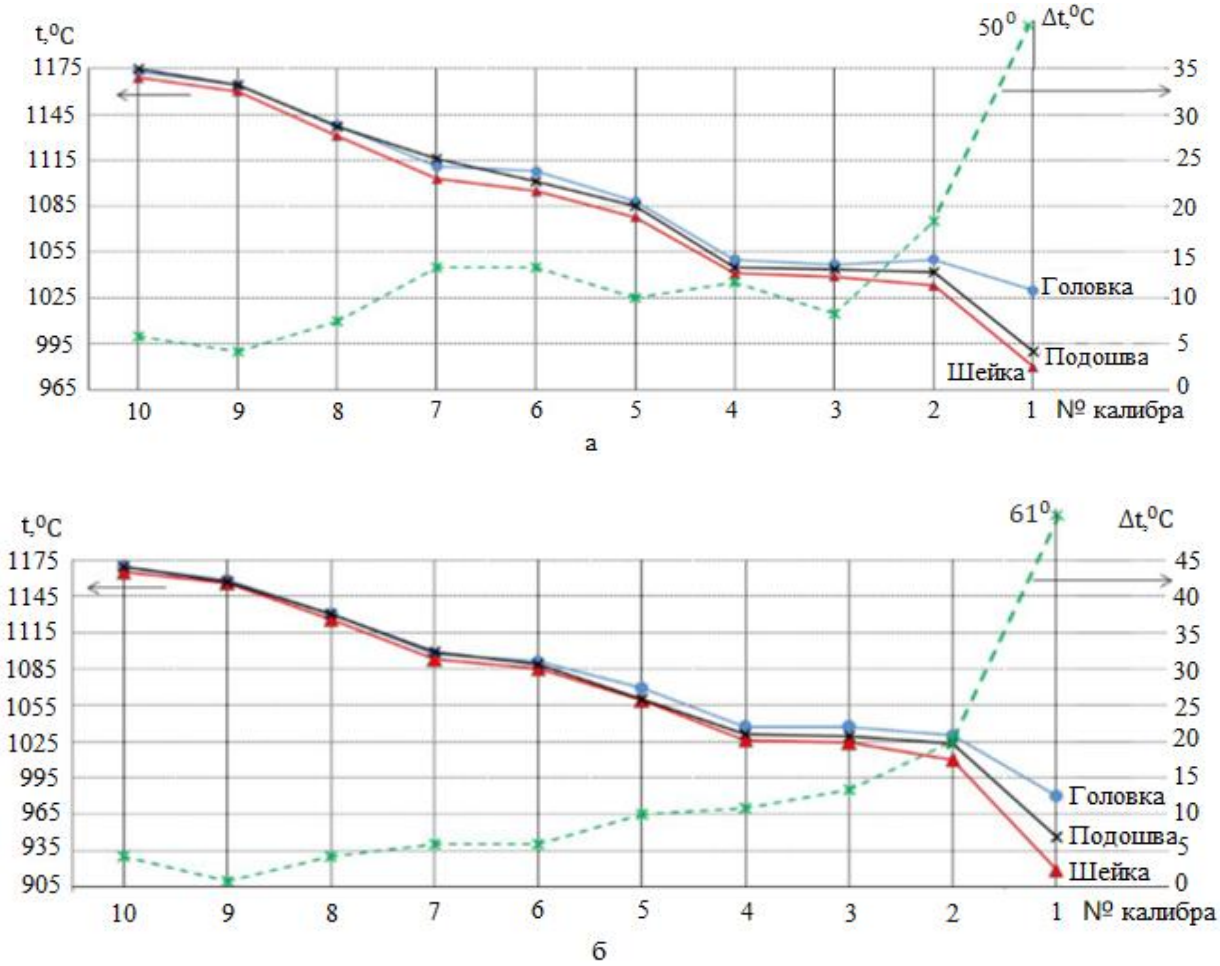


Рисунок 4 - Изменение среднемассовой температуры и температур элементов рельсового профиля в поперечных сечениях передней (а) и задней (б) частей раската

Для устранения разности высоты по длине рельса необходимо исключить разность температуры рельса по длине. Иными словами, нужно изменить технологию прокатки так, чтобы температура на всех участках по длине рельс была одинакова для повышения точности размеров рельс.

Аналогичная проблема существует и при производстве листового проката. Для устранения температурного клина используется прокатка с ускорением в чистовой непрерывной группе клетей при прокатке слябов большой массы [1]. При этом сокращается время нахождения заднего конца раската на промежуточном рольганге и происходит разогрев металла из-за большей скорости деформации.

Например, в состав оборудования непрерывного широкополосного стана горячей прокатки полос 2000 ПАО «НЛМК» входит двенадцать клетей, разделенных на две группы клетей – черновую и чистовую. Черновая включает 5 последовательно расположенных клетей, а чистовая – 7 клетей, образующих непрерывную группу. Черновая и чистовая группы клетей разделены промежуточным рольгангом, на котором умещается раскат.

На непрерывном широкополосном стане горячей прокатки (НШСГП) нагретый в печах сляб прокатывают в черновой группе клетей до промежуточной толщины раската. Раскат транспортируют к чистовой непрерывной группе по промежуточному рольгангу. Затем раскат задают в чистовую группу клетей, где обжимают его в полосу заданной толщины. Прокатанная полоса по отводящему рольгангу транспортируется к группе моталок, где сматывается в рулон.

При движении по промежуточному рольгангу раскат остывает. Причем задний конец полосы остывает дольше, чем передний, что приводит к уменьшению температуры конца прокатки от переднего конца к заднему по длине полосы. Такое снижение температуры конца прокатки по длине полосы от переднего к заднему концу принято называть «температурным клином». Для устранения температурного клина используется прокатка с ускорением в чистовой непрерывной группе клетей при прокатке слябов большой массы. При этом сокращается время нахождения заднего конца раската на промежуточном рольганге и происходит разогрев металла из-за большей скорости деформации. Величина деформации по коэффициенту вытяжки находится в интервале от 7 до 10 при производстве тонких полос.

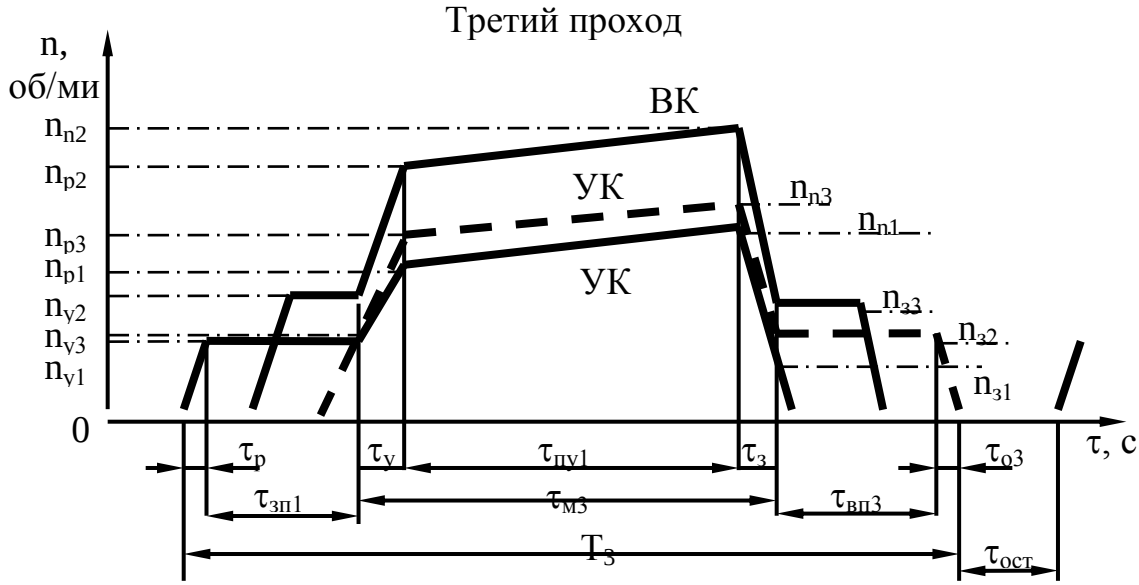
Температуру конца прокатки поддерживают одинаковой по длине полосы во время прокатки. Вначале прокатку ведут на заправочной скорости, обеспечивающей получение требуемой величины температуры конца прокатки на переднем конце полосы. После выхода переднего конца полосы из чистовой группы, или после заправки полосы в моталку, скорость прокатки постепенно увеличивается с некоторым ускорением, обеспечивающим постоянную по длине полосы температуру конца прокатки.

Прокатку с ускорением можно использовать и при производстве длинномерных рельс. Ускорение должно обеспечивать одинаковую температуру по длине рельс в последней клети стана.

Однако прокатка рельс с ускорением в непрерывной реверсивной группе клетей имеет существенное отличие от способа прокатки полос с ускорением в непрерывной группе клетей – невозможно получить одинаковую температуру по поперечному сечению изделия. Полоса в сечении представляет собой прямоугольник, температура по сечению которого примерно одинакова. Рельсы имеют сложное строение поперечного сечения. Рельс в поперечном сечении состоит из трех элементов: головки, шейки и подошвы. Каждый элемент имеет разные размеры и охлаждается с разной скоростью, что делает получение одинаковой температуры в поперечном сечении невозможным. Кроме того, получение одинаковой температуры конца прокатки по длине полос происходит не только за счет сокращения времени нахождения заднего конца раската на промежуточном рольганге, но и разогрева металла из-за большей скорости деформации, в то время как рельс является объемным изделием, поэтому разогрев от деформации и снижение температуры его элементов не могут быть одинаковыми. Поэтому термин «температура конца прокатки» для рельсы не применим без уточнения – температура конца прокатки шейки.

Технически прокатку с ускорением можно реализовать следующим образом (рисунок 5). Вначале заполнение непрерывной группы проходит обычным образом. Передний конец раската проходит межклетевые промежутки с постоянной, заправочной скоростью прокатки, соответствующей моменту времени окончания разгона валков и начала захвата металла валками при частоте вращения валков n_{y1}, n_{y2}, n_{y3} соответственно. Разгон валков с раскатом до рабочей скорости начинается одновременно во всех клетях группы после того, как передний конец раската на заправочной скорости пройдет все межклетевые промежутки и достигнет последней клети. Скорости по клетям различаются пропорционально коэффициентам вытяжки раската в клетях.

В отличие от применяемого скоростного режима прокатки, рабочая скорость n_{p1}, n_{p2}, n_{p3} меньше максимально возможной n_{n1}, n_{n2}, n_{n3}. От рабочей скорости до максимальной прокатка основной части раската проводится с ускорением, обеспечивающим по длине рельсы «обратный температурный клин» по температуре шейки. Обратный температурный клин – увеличение температуры по длине проката от переднего конца к заднему концу рельсы. Ускорение и рабочая скорость выбираются таким образом, чтобы к окончанию прокатки основной части раската скорость равнялась максимально возможной. Замедление валков с полосой до скорости выпуска раската $n_{з1}$, $n_{з2}$, $n_{з3}$ должно начинаться одновременно во всех клетях группы после окончания прокатки с максимальной скоростью в первой клети.



$n_{у1}$, $n_{у2}$, $n_{у3}$ – частота вращения валков в момент захвата раската; $n_{р1}$, $n_{р2}$, $n_{р3}$ – частота вращения валков в период начала прокатки основной части раската с ускорением; $n_{п1}$, $n_{п2}$, $n_{п3}$ – максимальная частота вращения валков в период прокатки основной части раската; $n_{з1}$, $n_{з2}$, $n_{з3}$ – частота вращения валков в момент выпуска раската; $\tau_{р1}$ – время разгона валков клети УК1 до скорости захвата; $\tau_у$ – время разгона непрерывной группы клетей до рабочей скорости; $\tau_{пу1}$ – время прокатки основной части раската с ускорением; $\tau_з$ – время замедления непрерывной группы клетей до скорости выпуска раската; $\tau_{зп1}$ – время прокатки раската на заправочной скорости в клети УК1; $\tau_{м3}$ – время прокатки раската в клети УК2 до момента выпуска раската из клети УК1; $\tau_{вп3}$ – время выпуска раската из непрерывной группы; $\tau_{о3}$ – время торможения клети УК2 до остановки; $\tau_{ост}$ – время паузы на реверс клетей; Т3 – время третьего прохода

Рисунок 5 - Режим прокатки основной части рельсы с ускорением

Величина максимальной скорости прокатки определяется технической возможностью стана и условием обеспечения требуемой температуры конца прокатки рельсы. Ожидаемая величина ускорения, на основе опыта прокатки толстых полос на НШСГП [10], составит 0,005-0,010 м/с^2. Величина обратного температурного клина должна обеспечивать одинаковую температуру шейки по длине рельса (температуру конца прокатки) в калибровочной клети для получения одинаковой высоты по длине рельсы.

Возможна, при технической возможности, прокатка с ускорением и в калибровочной клети. Прокатка в калибровочной клети с ускорением сократит время остывания заднего конца раската перед клетью и позволит уменьшить величину ускорения в последнем проходе в чистовой непрерывной реверсивной группе клетей.

Режим прокатки рельс с ускорением применим при различных схемах калибровки валков клетей и стана в целом.

Таким образом, прокатка рельс с ускорением должна обеспечивать одинаковую температуру шейки по длине рельс в последней клети стана. Это позволит повысить точность высоты рельсы по ее длине, а также уменьшить затраты на шлифовку и ускорить монтаж рельс, тем самым повысив потребительский спрос и конкурентоспособность изделия.

Библиографический список

1. Технология прокатного производства: Учебник для вузов/Грудев А. П., Машкин Л. Ф., Ханин М. И – М.: Металлургия,1994, 656 с.

2. Головатенко А.В. Ввод в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана и освоение технологии производства рельсов на современном оборудовании в рельсобалочном

цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» / Головатенко А.В., Волков К.В., Александров И.В. и др. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. № 6 (1374), 2014. С. 32-38.

3. RU 2743534 C1. Способ изготовления железнодорожных рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости. Опубликовано 19.02.2021. Бюл. № 5.

4. http://rus.evraz.com/enterprise/steel/zsmk/

5. Положение о системе ведения рельсового хозяйства ОАО «РЖД». Утверждено распоряжением № 2334р ОАО «РЖД» от 31 октября 2013 г.

6. ТУ 0921-323-01124323-2014. Рельсы железнодорожные типа Р65 категории ДТ370ИК производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», сваренные электроконтактным способом.

7. Шварц Д.Л. Исследование температурных условий прокатки длинномерных рельсов на универсальном рельсобалочном стане / Е.О. Скосарь, В.А. Шилов, Д.Л. Шварц // Производство проката. – 2012. – №11. – С. 7-11.

8. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

9. ГОСТ Р 51685-2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия.

10. Мухин Ю.А., Соловьев В.Н., Шунин А.В., Макаров Е.В. Стабилизация структуры и механических свойств по длине полосы при горячей прокатке слябов большой массы // Проблемы фундаментальной механики в теории обработки металлов давлением: труды расширенного научного семинара. – М.: МАМИ, 2008. – С. 117-126.

УДК 669.58

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА РЕАКТИВНОЙ ДИФФУЗИИ ПО ТОЛЩИНЕ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ (ФАЗЫ) ПРИ ВЛИЯНИИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО НИКЕЛЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ

Розенштейн Е.О., Бондарева О.С., Коновалов С.В.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

Аннотация. *В работе рассчитаны коэффициенты диффузий по толщине диффузионного слоя. В результате проведенного исследования было установлено, что легирование цинкового расплава никелем (0,05 %) приводит к уменьшению коэффициента диффузии в ζ-фазе. Полученные результаты могут быть использованы для эффективного управления структурообразованием покрытия, а также существенного повышения эффективности поиска новых легирующих добавок для цинкового расплава.*

Ключевые слова: *диффузия в покрытиях, диффузионный барьер, коэффициент диффузии, цинкование, легирование никелем*

CALCULATION OF THE COEFFICIENT OF REACTIVE DIFFUSION BY THE THICKNESS OF THE DIFFUSION LAYER (PHASE) THE INFLUENCE OF ULTRAFINE NICKEL ON DIFFUSION AND PHASE TRANSFORMATIONS DURING THE FORMATION OF ZINC COATING

Rosenstein E.O., Bondareva O.S., Konovalov S.V.

Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. *During the work, the diffusion coefficients for the thickness of the diffusion layer were calculated. As a result of the study, it was found that the alloying of the zinc melt with nickel*

(0.05%) leads to a decrease in the diffusion coefficient in the ζ-phase. The results obtained can be used to effectively control the structure formation of the coating and significantly increase the efficiency of the search for new alloying additives for zinc melt.

Keywords: *diffusion in coatings, diffusion barrier, diffusion coefficient, galvanizing, nickel alloying.*

Введение.

В наше время сфера горячего цинкования сильно распространена из-за высоких коррозионных и механических свойств покрытия. Горячее цинкование - один из наиболее эффективных методов защиты стали от коррозии.

Этот метод защиты позволяет получать покрытия хорошего качества, обеспечивающие длительную защиту при относительно низкихэксплуатационных затратах покрытий. Несмотря на то, что процесс цинкования был известен уже более 150 лет [1], наблюдается непрерывное развитие этой технологии. Совершенствование технологического процесса включает в себя мероприятия, направленные на рациональное использование цинка и энергии в технологическом процессе, использование новых технических решений, но и постоянно расширяющийся ассортимент продукции, защищенной цинковыми покрытиями. Хорошие свойствацинковых покрытий определяют, что в настоящее время оцинковываются не только мелкие изделия и конструкции из обычных марок стали, но и изделия из высокопрочных сталей после термической обработки [2] и проволока, предназначенная для высокоскоростного волочения [3]. Это делает необходимым проведение непрерывных исследований и решение проблем с получением высококачественных покрытий. В тоже время, рост цен на цинк и сокращение природных ресурсов вынуждают сокращать его потребление.

Одним из важнейших факторов, определяющих расход цинка, является химический состав цинковой ванны. Наличие легирующих добавок сильно влияет на морфологию, кинетику роста и структуру покрытия, а также на свойства самой ванны [4]. Многолетние исследования позволили нам определить влияние многих введенных элементов индивидуально или в болеесложных конфигурациях. Многие из этих решений были применены в промышленной практике [5]. Однако опыт показывает, что в настоящее время невозможно указать один наилучший и универсальный химический состав ванны [6].

Цинковые покрытия являются достаточно эластичными и хорошо выдерживают развальцовку, изгибы, вытяжку. Но, несмотря на все плюсы цинка, на покрытие одного изделия уходит огромное количество цинка. Нужно экономить цинк, сокращая толщину покрытия. Для этого цинковый расплав легируют микродобавками никеля, алюминия, олова, висмута и т.д. Известно, что олово, висмут, свинец изменяют физические свойства расплава – жидкотекучесть и вязкость, а никель участвует в формировании железо- цинковых фаз в покрытии и тормозит их рост. Однако влияние никеля на взаимную диффузию железа и цинка изучено не достаточно [7]. Математические оценки изменения коэффициента диффузии в присутствии никеля отсутствуют.

Учитывая все вышесказанное, была поставлена следующая цель данной статьи - Исследовать влияние Ni на взаимную диффузию Fe и Zn при формировании покрытия.

Методы и материалы

Для исследования использовалась сталь С235, химический состав приведен в таблице 1:

Таблица 1 – Химический состав стали С235 ГОСТ 27772-88

Элемент, %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
С235	< 0,22	< 0,05	< 0,6	< 0,04	< 0,040	< 0,30	< 0,3	< 0,3

Химический анализ стали С235 определялся методом искровой спектрометрии на спектрометре Oxford Foundry Master, который основан на методе эмиссионного автоматического спектрального анализа с возбуждением пробы с помощью искры.

Данный спектрометр предназначен для определения и измерения массовой доли элементов в сталях или сплавах, выполнен в виде настольного прибора. Спектрометр состоит из источника возбуждения спектра с цифровым управлением, оптической системы и автоматизированной системы управления и регистрации на базе IBM-совместимого компьютера. Искровой источник возбуждения спектра предназначен для возбуждения эмиссионного световогопотока от искры между образцом и электродом. Спектральный состав светаопределяется химическим составом исследуемого образца.

Электрод обдувается потоком аргона. Система обтекания электрода потоком аргона JetStream позволяет измерять массовую долю элементов в образцах различной формы.

Оптическая система, собранная по схеме Пашена - Рунге, предназначена для анализа и регистрации эмиссионного светового потока и включает голографическую решетку 1774 штрихов/мм и массив из линейных CCD детекторов. Результаты (средний по 3м замерам) представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Химический состав образцов

Элемент, %	Fe	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni	Cu	C	Al	Co
С235	99,3	0,182	0,345	0,33	0,004	0,042	0,009	0,036	0,14	0,0351	0,0048

Для расплавления цинка использовали керамический тигель и лабораторную печь. Для контроля температуры использовался хромель – алюмелевой термопара, опущенная вместе с защитным колпачком в тигель.

Стальные образцы С235 50х50х5мм прошли предварительную обработку поверхности по заводской технологии: травление, флюсование, сушка. Образцы обвязали проволокой, прикрепили их к державкам и погрузили в расплавленный цинк. Температура расплава составляла 450±3 ^{o}С. Время выдержки 1,2,3,5 минут.

Цинковый расплав использовался в чистом виде и легированый никелем в количестве 0,05%, который вводился в виде ультрадисперсных порошковых лигатур. Порошковая лигатура содержала порошок никеля размером от 1 до 30 мкм в диаметре, с добавками хлоридов цинка и аммония, покрытая парафином. Изображение структуры ультрадисперсного порошка с разной степенью увеличения представлены на рисунке 1.

Подготовка образцов проводилось на шлифовально -полировальном станке Remet LS 2., который позволяет работать с центральным и индивидуальным давлением, шлифовка и полировка до 5 образцов. Обработка поверхности образцов производилась самозацепляемыми полировальными кругами сзернистостью Р120, Р320, Р600, Р1200 по 3-6 минут на каждый круг. Для травления стальных шлифов использовали – 4 %-ый раствор HNO3 в спирте. Исследования микроструктуры покрытия и измерение толщины фазовых слоев проводилось на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA SB.

Принцип работы СЭМ состоит в следующем: электроны, генерируемые электронной пушкой, проходят через систему электромагнитных линз (как и в случае ПЭМ); эти линзы фокусируют пучок электронов - так называемый электронный зонд - на поверхность исследуемого объекта; на своем пути зонд подвергается действию электромагнитных полей, контролируемых генератором развертки, вследствие чего зонд сканирует поверхность объекта. В результате взаимодействия электронного зонда с образцом происходит генерирование различных сигналов (вторичные и упруго рассеянные электроны, рентгеновское излучение, электроны, прошедшие через объект), несущих информацию о нем.

Элементный анализ слоев покрытия проводился методом энергодисперсионного анализа с помощью приставки INCAx-act.

EDS в каждой точке определяет элементный состав каждого компонента образца (локальность 0,5 – 5 мкм). С помощью электронного пучка (в электронных микроскопах) атомы исследуемого образца возбуждаются, испуская х-излучение, характерное для каждого химического

элемента. Исследуя энергетический спектр такого излучения, можно сделать выводы о качественном и количественном составе образца, то есть определить его элементарный состав.

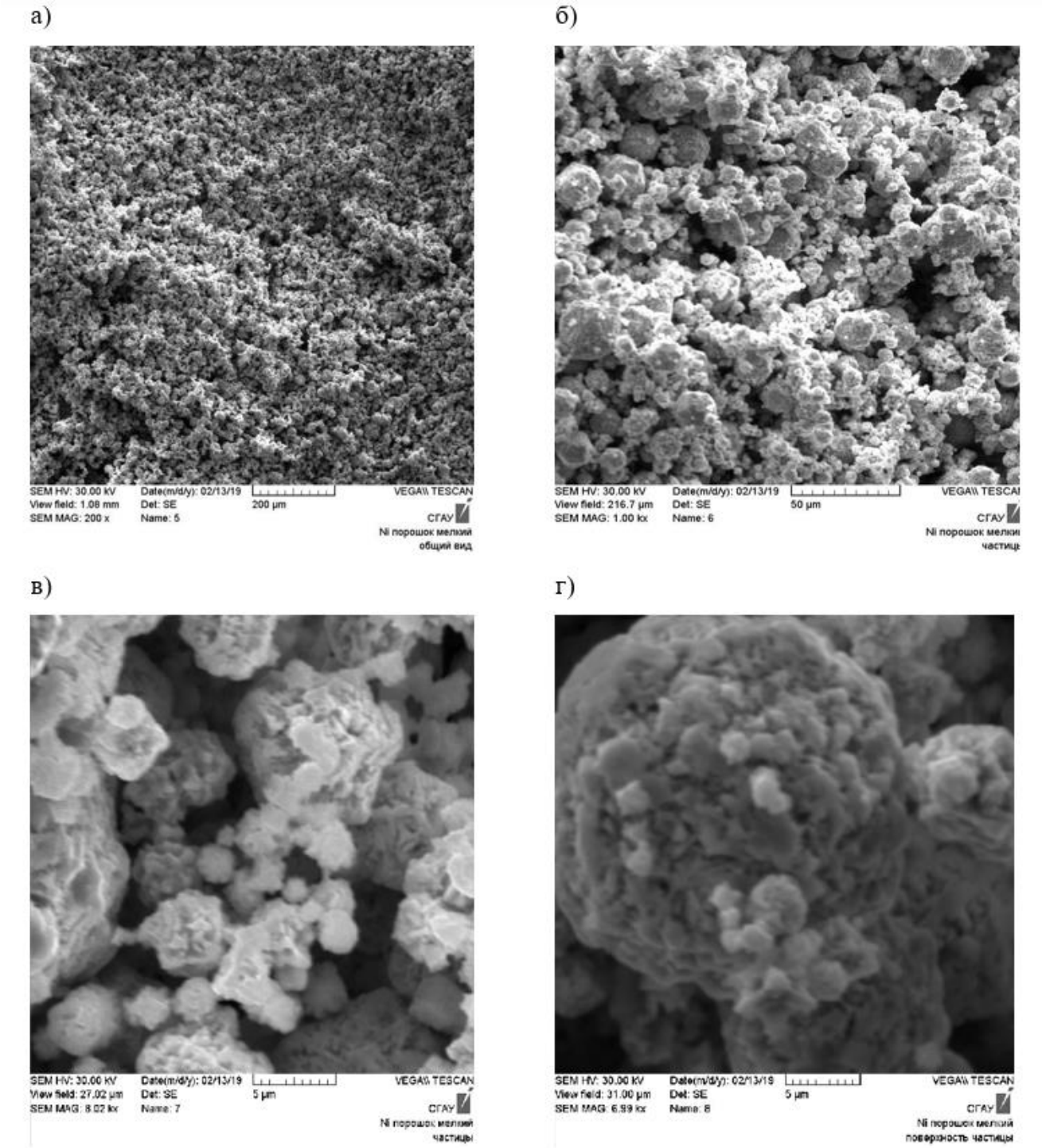


Рисунок 1 - Изображение структуры ультрадисперсного порошка с увеличением а) – в 200 раз, б) – в 1000 раз, с) – в 8000 раз, г) – в 7000 раз

Обсуждение и анализ полученных результатов

Анализ изменения толщины покрытия с увеличением времени цинкования проводили с помощью фотографий микроструктуры поперечного сечения покрытия, сделанного с помощью СЭМ при увеличении 3000 крат. Исследования показали, что в микроструктуре цинкового покрытия, наблюдаются три основные фазы: δ-фаза плотная, столбчатая, дендритная ζ-фаза и η-фаза, покровный цинк. Результаты измерения толщины ζ фазы представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Толщина ζ-фазы в зависимости от времени выдержки

	время выдержки 1 минута	время выдержки 2минуты	время выдержки 3минуты	время выдержки 5минут
Толщина ζ-фазы без никеля, мкм	24,4	29,9	32,4	46,4
Толщина ζ-фазы с никелем, мкм	15,6	26,5	24,7	33,7

Данные из таблицы 3 представлены в виде графиков на рисунке 2.

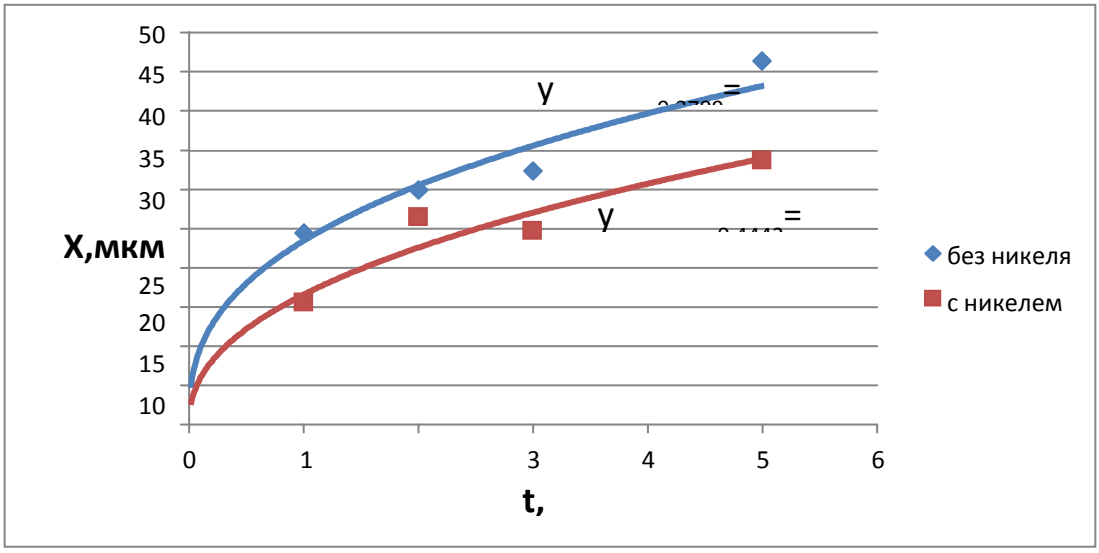


Рисунок 2 - Толщина ζ-фазы в зависимости от времени выдержки

При проведении исследования обнаружено, что с добавлением никеляширина ζ-фазы уменьшается в 1,3-1,5 раза. Рост ζ-фазы также описывается параболическим законом.

Толщина однофазных слоев в многофазном диффузионном слое привзаимной диффузии зависит от скорости диффузии в самом однофазном слоеи в соседних слоях. При этом перемещение межфазных границ раздела подчиняется следующему правилу: если диффузионные процессы стремятся понизить концентрацию какого-либо компонента на границе раздела, то граница раздела перемещается в сторону фазы с большей концентрацией этого компонента. Если диффузионные процессы стремятся повысить концентрацию компонента на границе раздела, то граница раздела перемещается в сторону фазы с меньшей концентрацией этого компонента. Если скорости подвода и отвода атомов от границы раздела одинаковы, то границы раздела не перемещаются.

Таким образом, диффузия, протекающая в однофазном слое, стремится увеличить толщину этого слоя, а диффузия в соседних слоях – уменьшить толщину слоя.

Так как толщина всего покрытия определяется ростом ζ-фазы, представляет интерес изменения коэффициента диффузии в данной фазе с течением времени. измеряя глубину диффузионного слоя При взаимной (реактивной) диффузии, можно определить коэффициент диффузии по формуле

$$D = \frac{x^2}{2t} \qquad (2)$$

где X – средняя глубина диффузионного слоя (для расчета берется половина глубины диффузионного слоя), *см*;

t – время диффузионного процесса, *с* [5].

Результаты приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Коэффициент диффузии в ζ-фазе в зависимости от времени выдержки образца в цинке

	Время выдержки1 мин.	Время выдержки 2 мин.	Время выдержки3 мин.	Время выдержки5 мин.
Коэффициентдиффузии в образцах без никеля, D, мкм^2/с	1,24	0,93	0,55	0,68
Коэффициентдиффузии в образцах с никелем, D, мкм^2/с	0,53	0,73	0,43	0,47

Результаты из таблицы 4 представлены графически на рисунке 3.

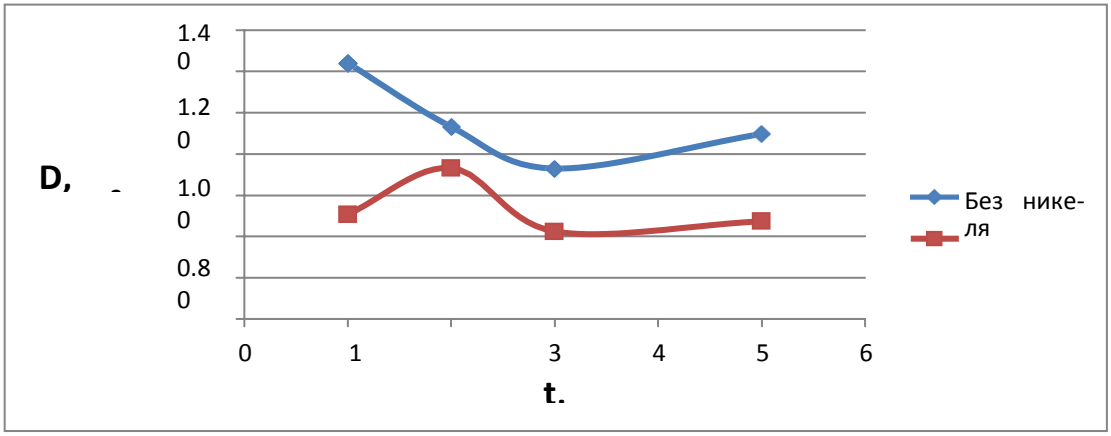


Рисунок 3 - Коэффициент диффузии в ζ-фазе в зависимости от временивыдержки

Анализ полученных зависимостей показал, что при цинковании в чистом расплаве значение коэффициента диффузии в ζ-фазе максимально при времени цинкования 1 минута. С увеличением времени коэффициент диффузии уменьшается и при времени цинкования 3-5 минут практически не изменяется.

Легирование цинкового расплава никелем (0,05 %) приводит к резкому уменьшению коэффициента диффузии в 2,3 раза на начальном этапе цинкования. Общий характер зависимости коэффициента диффузии от времени одинаков после 2 минут цинкования. В легированном расплаве коэффициент диффузии в ζ-фазе в 1,3 раза меньше, чем в чистом расплаве. Таким образом, наблюдается тормозящее действие никеля на процесс диффузии.

Заключение

Установлено, что увеличение времени цинкования приводит к увеличению общей толщины покрытия, причем фазовые слои растут неодинаково. Рост всего покрытия определяется толщиной ζ-фазы, которая может достигать 55 % от общей толщины покрытия. Легирование расплава никелем (0,05 %) приводит к уменьшению толщины ζ-фазы в 1,3-1,5 раза и соответственно общей толщины покрытия.

Расчет коэффициента реактивной диффузии по толщине ζ-фазы показал, что в чистом расплаве значение коэффициента диффузии в ζ-фазе максимально при времени цинкования 1 минута. С увеличением времени коэффициент диффузии уменьшается и при времени цинкования 3-5 минут практически не изменяется. Легирование цинкового расплава никелем (0,05 %) приводит к уменьшению коэффициента диффузии в 2,3 раза на начальном этапе цинкования. Общий характер зависимости коэффициента диффузии от времени одинаков после 2 минут цинкования, коэффициент диффузии в ζ-фазе в 1,3 раза меньше, чем в чистом расплаве.

Установленные закономерности диффузионных процессов позволят эффективно управлять структурообразованием покрытия, а также существенно повысить эффективность

поиска новых легирующих добавок для цинкового расплава.

References

1. Maaß, P. Handbook of Hot-Dip Galvanization [Текст] / P. Maaß, , P.Peißker // Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA: Weinheim, Germany, – 2011 – P. 121-122.

2. Kania, H. The Structure and Growth Kinetics of Zinc Coatings on Link Chains Produced of the 23MnNiCrMo5-2 Steel. Solid State Phenom [Текст] / H. Kania, P. Liberski // Katowice, Krasińskiego 8, Poland. – 2014. – 212. –P.145–150.

3. Suliga, M., Wartacz, R. The influence of the angle of working part of die on the zinc coating thickness and mechanical properties of medium carbon steel wires [Текст] / M. Suliga, R. Wartacz // Arch. Metall. Mater. –2019. – 64. – P. 1295–1299.

4. Beguin, P. Galveco a solution for galvanizing reactive steel [Текст] / P.Beguin,M. Bosschaerts, D. Dhaussy, R. Pankert, M. Gilles. // In Proceedings of the 19th International Galvanizing Conference Intergalva 2000, EGGA, Berlin, Germany, 1–8 March 2000 – P. 315-316.

5. aylor, M. A decade of Technigalva [Текст] / M. Taylor, S. Murphy // In Proceedings of the 18th International Galvanizing Conference Intergalva 1997, EGGA, Birmingham, UK, 8–11 June 1997. – P. 219-220

6. Pankert, R. Three years industrial experience with the Galveco alloy [Текст] / R. Pankert, R. Dhaussy, P. Beguin, M. Gilles // In Proceedings of the 20th International Galvanizing Conference Intergalva 2003, EGGA, Amsterdam, The Netherlands, 1–4 June 2003. – P. 134-135.

7. Лобанов М.Л., Методы определения коэффициентов диффузии [Текст] / М.Л. Лобанов, М.А. Зорина // — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2017. — 16-17 с.

УДК 669.713.017:538.9

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С ИНДУКЦИЕЙ 0,3 ТЛ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО СВИНЦА

Серебрякова А.А., Загуляев Д.В, Шляров В.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, aserebrakova87@gmail.com

Аннотация. *Проведены механические испытания на ползучесть и микротвердость образцов технически чистого свинца без воздействия и при воздействии внешнего магнитного поля с индукцией 0,3Тл. Получены кривые ползучести и зависимости микротвердости от времени выдержки в магнитном поле, отражающие влияние магнитного поля на процесс ползучести свинца. Произведен расчет скорости ползучести исследуемого материала до и после применения внешнего магнитного поля с индукцией 0,3Тл. Проанализированы показатели по результатам испытаний. Выявлена корреляция скорости ползучести и изменений микротвердости материала, подвергнутого воздействию магнитного поля с магнитной индукции 0,3Тл.*

Ключевые слова. *Свинец, магнитное поле, ползучесть, микротвердость, пластичность.*

THE EFFECT OF THE INFLUENCE OF A MAGNETIC FIELD WITH AN INDUCTION OF 0.3 T ON THE PLASTIC PROPERTIES OF TECHNICALLY PURE LEAD.

Serebryakova A.A., Zaguliaev D.V., Shlyarov V.V.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia aserebrakova87@gmail.com.

Abstract. *Mechanical tests for creep and microhardness of samples technically pure lead were carried out without and under the influence of an external magnetic field with an induction of*

0,3 T. Creep curves and microhardness dependences on the holding time in a magnetic field were obtained, reflecting the influence of the magnetic field on the creep process of lead. The creep rate of the material under study was calculated before and after the application of an external magnetic field with an induction of 0,3 T. The indicators based on the test results were analyzed. The correlation of the creep rate and changes in the microhardness of the material subjected to magnetic induction of 0,3 T was revealed.

Keywords. *Lead, magnetic field, creep, microhardness, plasticity.*

Введение.

В настоящее время известны различные способы изменения свойств материалов при помощи воздействия внешней энергии. Одним из видов такой энергии является магнитное поле [1], которое, как показывают исследования способно влиять на структуру и свойства металлов и сплавов [2-3]. Воздействие постоянного магнитного поля позволяет управлять механическими свойствами (прочность, пластичность и твердость) и процессами пластической деформации материала [4-5]. В данной работе предлагается рассмотреть изменение микротвердости и пластичности свинца в процессе ползучести под влиянием магнитного поля с индукцией 0,3 Тл. Ранее были проведены исследования процесса ползучести сплавов алюминия, меди и т.д. [4-7]. Исследований свойств технически чистого поликристаллического свинца при воздействии магнитного поля до 1Тл ранее не проводилось.

Материалы и методы. В исследованиях ползучести использована свинцовая проволока марки С2, диаметром 2 мм. Для испытаний на микротвердость применялись образцы свинца в форме прямоугольного параллелепипеда, высотой 12 мм, шириной 5 мм, длиной 15 мм. Образцы свинца предварительно подвергнутые рекристаллизационному отжигу при температуре 200℃ в течение двух часов, в последующем охлаждались 24 часа до комнатной температуры. В процессе данной процедуры структура поликристаллического свинца была приведена в наиболее однородное состояние.

Испытание на ползучесть осуществлялось с помощью экспериментальной установки на растяжение до разрушения, разработанной и изготовленной в ФГБОУ ВО «СибГИУ» [8]. Установка состоит из жесткого металлического каркаса, в котором установлен источник магнитного поля с измерительной аппаратурой. Сигналы с датчика передаются на ПК и обрабатываются программой. Полученные данные об удлинении образца и времени процесса ползучести позволили построить кривые процесса ползучести. Дальнейший анализ данных производился в Microsoft Excel. При помощи перечисленных инструментов выполнялось выявление линейной (установившейся) стадии ползучести. Линейная стадия ползучести определялась при помощи построения касательной к кривой ползучести находится прямолинейный участок на кривой, тангенс угла наклона данной прямой равен значению скорости ползучести материала.

Величина постоянного растягивающего напряжения была рассчитана путем отнесения усилия, растягивающего образец, к площади сечения образца и составила $\sigma = 5{,}57$МПа.

Индукция магнитного поля составляла 0,3 Тл. В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля двумя способами: 1) путем изменения силы тока в катушках; 2) путем изменения расстояния между полюсами. В данной работе индукция была отрегулирована с помощью изменения силы тока в катушках. Величина индукции магнитного поля измерялась миллитесламетром ТПУ. Испытания проводились при комнатной температуре.

При исследованиях микротвердости, образцы располагались в магнитном поле таким образом, чтобы линии индукции были перпендикулярны стороне образца с размерами 1,5×1,2 см и пронизывали ее. Обработку магнитным полем в настоящей работе проводили по четырем режимам. Режим 1, 2, 3 и 4 представляли собой выдержку внутри поля с индукцией 0,3Тл в течении 1 часа, 2 часов, 3 часов, 4 часов. После чего проводилась процедура микроидентирования, сразу же после выведения образца из поля, и затем через 1 час, 1,5 часа, 2 часа, 2,5 часа, 3 часа, 3,5 часа для каждого режима выдержки в магнитном поле. Процедура

микроиндентирования проводилась на микротвердомере HVS-1000 по Виккерсу. Испытательная нагрузка: 10 г. Время нагружения и под нагрузкой составляло 10 с время разгрузки 5 с. Обработка данных по результатам микроиндентирования выполнена в программах Excel и Origin Pro 8.

Основные результаты. В результате испытаний, набраны статистические данные по процессу ползучести свинца, получены кривые ползучести поликристаллического свинца в обычных условиях и при действии магнитного поля с индукцией 0,3 Тл (рис.1).

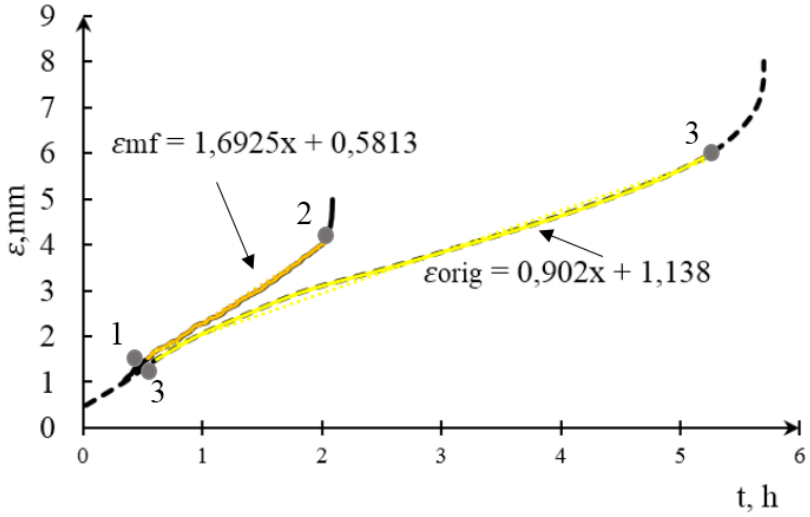


Рисунок 1 Кривые ползучести поликристаллического свинца в исходном состоянии (ε_{orig}) и подвергнутого воздействию магнитного поля (ε_{mf}) с индукцией B=0,3 Тл.

На рисунке 1 представлены кривые ползучести технически чистого поликристаллического свинца в исходном состоянии - ε_{orig}, и с воздействием магнитного поля с индукцией 0,3Тл – ε_{mf}. Проведем анализ полученных данных.

Линейная стадия на кривой $\varepsilon_{исх}$ выявлена на отрезке 3-4, а на кривой ε_{mf} линейная стадия процесса ползучести показана на отрезке 1-2. По данным отрезкам осуществлен расчет скорости ползучести поликристаллического свинца. Среднее значение скорости, рассчитанное по 3 испытаниям на ползучесть в исходном состоянии, составило 0,902 мм/час. Среднее значение скорости ползучести при воздействии магнитного поля с индукцией 0,3 Тл составило 1,6925 мм/час, что показывает увеличение скорости ползучести свинца по сравнению с исходным значением на 87 %.

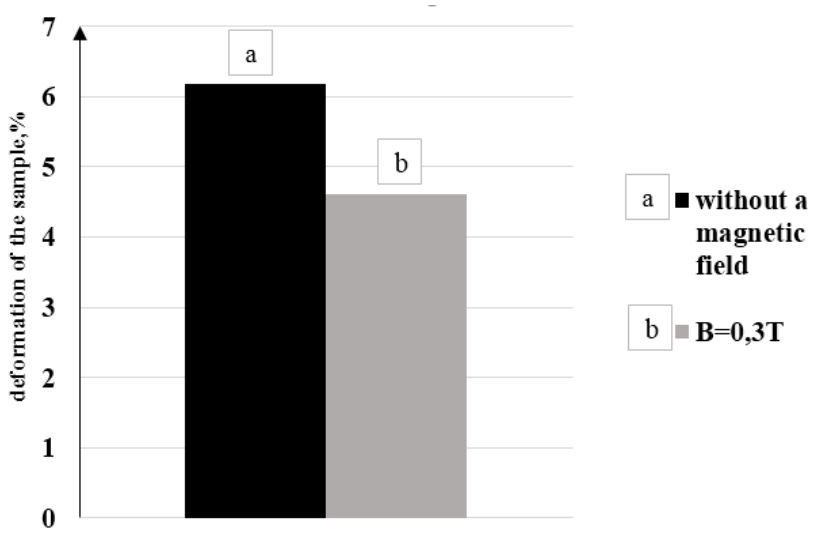


Рисунок 2 - Значения деформации образцов в испытании на ползучесть без воздействия магнитного поля (a) и после воздействия магнитным полем с индукцией B=0,3Тл (b)

Деформация образцов до разрушения, не подвергнутых магнитному влиянию в процессе ползучести в среднем составляет 6,18 % (рисунок 2, a). Значение деформации образцов подвергнутых воздействию магнитного поля составило 4,606 % (рисунок 2, b), по сравнению с исходным значением, деформация уменьшилась на 1,57 %.

Исследования микротвердости технически чистого поликристаллического свинца позволили определить эффект воздействия магнитного поля на материал. Начальный эффект воздействия магнитного поля на материал отражает значения микротвердости, измеренные сразу же после извлечения образца из магнитного поля, изменения которых показывают эффект влияния магнитного поля на значения микротвердости материала. Начальный эффект представлен на рис.3.

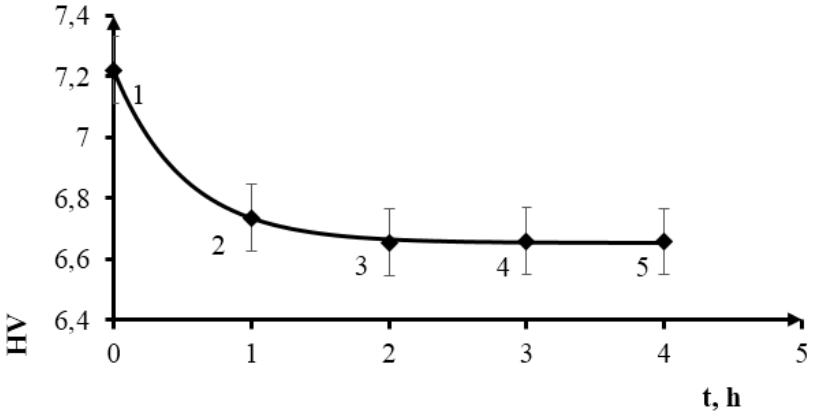


Рисунок 3 Начальный эффект воздействия магнитного поля на микротвердость свинца С2

Величина микротвердости до обработки свинца составила HV_0 = 7,22 (точка 1, рисунок 3). В точках 2-5 представлены значения микротвердости полученные при измерениях сразу после выдержки в магнитном поле в течении 1 часа (точка 2, рисунок 3), 2 часов (точка 3, рисунок 3), 3 часов (точка 4, рисунок 3) и 4 часов (точка 5, рисунок 3). В течении первого часа нахождения образца в магнитном поле (рисунок3, отрезок 1-2), наблюдается резкое снижение микротвердости до HV_1 = 6,735 (точка 2, рисунок 3) на 7,8 %. Далее в точках 2-5 не происходит снижений значений микротвердости. В точке 3 (рис.3) HV_2 = 6,655, в точках 4, 5 значения составили HV_3 = 6,66 и HV_4 = 6,65. Максимальное изменение по сравнению с исходным наблюдается после выдержки в магнитном поле в течение 2 часов, HV_2=6,65 (точка 3, рисунок 3). Таким образом, начальный эффект влияния магнитного поля выражен снижением прочности свинца. Связь прочности и микротвердости заключается в том, что при испытаниях на микротвердость исследуется сопротивление внедрению в поверхность твердого тела, чем тверже материал, тем сложнее его деформировать. Прочность это свойство сопротивляться разрушению при внешнем воздействии. Разрушение материала начинается с образования трещин на поверхности, поэтому чем тверже материал, тем сложнее нанести ему дефект поверхности, а значит сложнее разорвать, сломать или разрушить. Одной из возможных причин разупрочнения исследуемого материала под воздействием магнитного поля может быть увеличение подвижности дислокаций материала [9].

В данной работе, исследования проводились по нескольким режимам, для установления характера сохранения эффекта от воздействия магнитного поля. На рисунке 3 представлены исследования релаксации свинца после выдержки в магнитном поле. Режим 1, 2, 3 и 4 представляли собой выдержку внутри поля с индукцией 0,3Тл в течении 1 часа (рисунок 4, a), 2 часов (рисунок 4, b), 3 часов (рисунок 4, c), 4 часов (рисунок 4, d).

На рисунке 4 представлена зависимость релаксации свинца после выдержки в магнитном поле от времени, прошедшего после магнитной обработки, красной точкой обозначена величина микротвердости материала в исходном состоянии HV_0=7,22. Производя анализ полученных данных, можно наблюдать тенденцию на возвращение значения микротвердости к ис-

ходному после 24 часов с момента выдержки в магнитном поле, по всем режимам. Погрешность измерений для режимов 1, 2, 3 и 4 составила 0,97 %, 1,17 %, 1,19 %,1,18 % (рисунок 4).

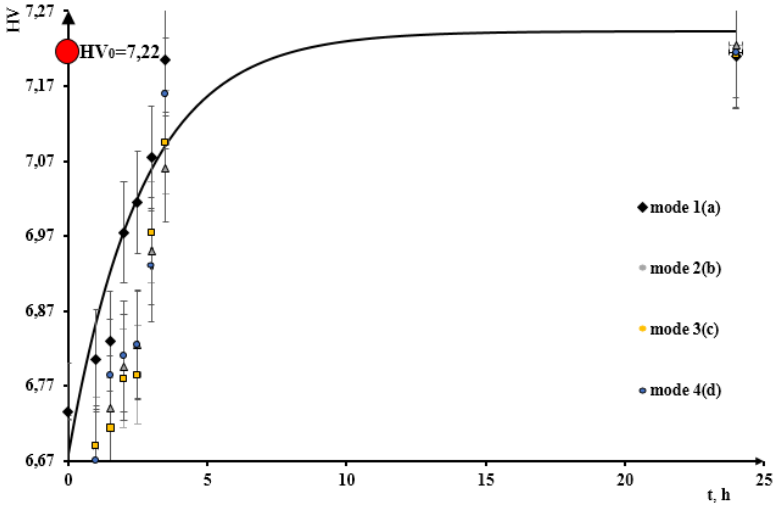


Рисунок 4 Зависимость изменения микротвердости (HV) от времени, прошедшего после обработки магнитным полем 0,3 Тл в течении 1 часа (режим 1 (a)), 2 часов (режим 2(b)), 3 часов (режим 3(c)), 4 часов (режим 4(d)).

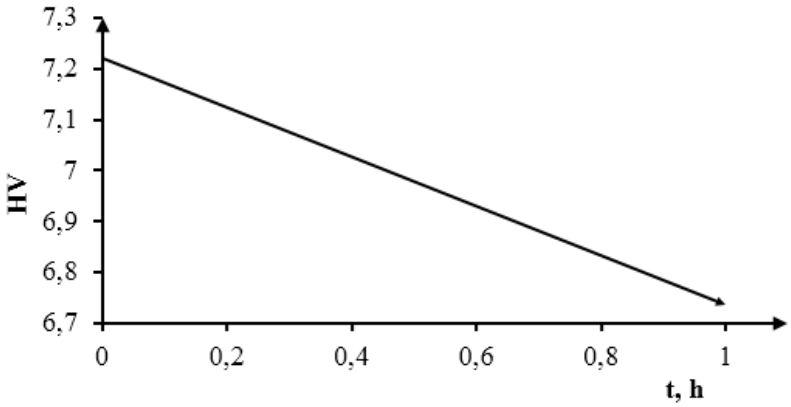


Рисунок 5 - Изменение микротвердости (HV) течении 1 часа обработки (режим 1) магнитным полем с индукцией 0,3 Тл.

Проанализировав полученные данные по микротвердости, можно отметить что наиболее эффективным является режим 1, в котором образец выдержан в магнитном поле в течении 1 часа с индукцией B=0,3Тл (рис.5). Дальнейшее увеличение времени выдержки в магнитном поле не приводит к усилению эффекта.

Выводы В результате испытаний, набраны статистические данные по влиянию магнитного поля на пластические свойства свинца марки С2. В качестве анализируемых характеристик были выбраны микротвердость и скорость ползучести, для оценки пластических свойств свинца и их зависимости от воздействия магнитного поля с индукцией 0,3 Тл. Получены кривые ползучести поликристаллического свинца, которые позволили выявить линейную стадию ползучести и рассчитать скорости ползучести без воздействия магнитного поля и под воздействием. Анализ полученных данных показал, что под воздействием магнитного поля происходит увеличение скорости ползучести свинца на 87% по сравнению с исходной скоростью. Также был рассмотрен процент деформации образцов, разрушенных без воздействия магнитного поля и под воздействием. По сравнению с исходным значением деформация уменьшилась на 1,57 %. Кроме того, исследования позволили выявить эффект влияния магнитного поля на значение микротвердости. Микротвердость образца, подвергнутого вли-

янию магнитного поля, снижается. Максимальное снижение происходит в течение 1 часа воздействия. Микротвердость после 1 часа уменьшается на 7,8 % по сравнению с исходным значением. Выявлено, что при последующей выдержке в магнитном поле, значение микротвердости остается на одном уровне. На основании этого, можно сделать вывод о том, что эффект влияния магнитного поля с индукцией 0,3 Тл на свинец не зависит от времени выдержки в нем исследуемого материала. Таким образом, наблюдается корреляция анализируемых характеристик, которые позволяют сделать вывод о том, что воздействие магнитного поля на поликристаллический свинец приводит к увеличению пластичности материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ (проект 21-79-00118).

Библиографический список

1. Ida, N. The Static Magnetic Field / N. Ida // In book: Engineering Electromagnetics. 2021. - pp.377-418.

2. Cai, Q. Effects of magnetic field on the microstructure and mechanical property of Mg-Al-Gd alloys / Q. Cai, C. Zhai, Q. Luo, T.-Y. Zhang// Materials Characterization. 2019. - № 154. - pp. 233-240.

3. Bilal N., Effect of magnetic field on microstructure and mechanical properties of austempered 70Si3MnCrsteel / N. Bilal, L.Xiaoyan, Y. Zhinan, Z. Jiali, Z. Fucheng, L. Junkui // Materials Science and Engineering: A. -2019. - V.759.- pp. 11–18.

4. Загуляев, Д.В. Закономерности изменения деформационного поведения поликристаллической меди после магнитной обработки / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, И.А. Комиссарова, Н.Г. Литвиненко (Ярополова), В.Е. Громов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013. - Т.18. - №4-2. - С. 1763-1766.

5. Загуляев, Д. В. Влияние слабого магнитного поля на пластичность алюминия А85 / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, М.В. Пономарева [и др.] // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. - 2010. - Т.15. - № 3-1. - С.820-821.

6. Pshonkin D.E., Effect of static magnetic fields on creep of aluminum alloy / D.E. Pshonkin // Solid state phenomena.2017. - № 269. - pp. 1-6.

7. Скворцов, А.А. Влияние магнитного поля на ползучесть алюминиевого сплава с Fe-содержащими включениями/ А.А. Скворцов, Д.Е. Пшонкин // «ФППК – 2018»: Тез. докл. международн. конф. Черноголовка. 2018. - С.91.

8. Коновалов, С. В. Автоматизированная установка для регистрации и анализа ползучести металлов и сплавов / С. В. Коновалов, В. И. Данилов, Л. Б. Зуев и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. - № 8. – С. 64 – 66.

9. Альшиц, В. И. О движении дислокаций в кристаллах NaCl под действием постоянного магнитного поля / В. И. Альшиц [и др.]. // ФТТ. – 1987. – № 2. – С. 467–471.

УДК 669.715. (043.3)

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ЛИНЕЙНОЕ РАСШИРЕНИЕ ПОРШНЯ ИЗ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА АК5М2

Прудников А.Н., Фастыковский А.Р., Прудников В.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, россия, a.prudnikov@mail.ru

Аннотация. *Приведены результаты влияния температуры и времени старения на поршни средненагруженных двигателей ЗМЗ-672 в состоянии поставки, изготавливаемого из малокремнистого медистого силумина АК5М2. Изучены температура старения от 100 до 300 через 50 °С в течение 3 ч и время выдержки в течение 3, 6 и 9 ч при температуре 200 °С. Показано, что наиболее оптимальным режимом для снижения линейного расширения является старение при 200 °С с выдержкой 3 ч. Такой режим обработки приводит к сни-*

жению температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) во всем интервале исследуемых температур 50÷450 °С. При этом уменьшение способности к линейному расширению поршневого силумина составляет 1–6 % по отношению к исходному состоянию поршня. Максимальное снижение ТКЛР сплава соответствует среднему интервалу эксплуатационных температур 150-300 °С.

Ключевые слова: *сплав, доэвтектический силумин, поршень, старение, температурный коэффициент линейного расширения.*

INFLUENCE OF AGING ON THE LINEAR EXPANSION OF A PISTON FROM HYPOEUTECTIC SILUMIN AK5M2

Prudnikov A.N., Fastykovskii A.R., Prudnikov A.N.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, e-mail: a.prudnikov@mail.ru

Abstract. *The results of the effect of temperature and aging time on the pistons of medium-loaded engines ZMZ-672 in the state of delivery, made from hypoeutectic cuprous silumin AK5M2, are presented. The aging temperature from 100 to 300 after 50 °C for 3 h and the holding time for 3, 6 and 9 h at 200 °C were studied. It has been shown that aging at 200 °C with holding for 3 h is the most optimal mode for decreasing linear expansion. This processing mode leads to a decrease in the temperature coefficient of linear expansion (TCLE) in the entire range of investigated temperatures 50÷450 °C. In this case, the decrease in the linear expansion of the piston silumin is 1–6 % in relation to the initial state of the piston. The maximum decrease in the LTEC of the alloy corresponds to the average operating temperature range of 150-300 °C. Increasing the aging time of the piston sequentially up to 6 and 9 h at a temperature of 200 °C does not lead to a decrease in LTEC in comparison with the initial state and therefore is not effective.*

Keywords*: alloy, hypoeutectic silumin, piston, aging, temperature coefficient of linear expansion.*

Введение.

Общеизвестно, что важнейшими свойствами поршневых силуминов являются механические свойства (временное сопротивление разрыву при обычной и повышенной температурах, обычная и горячая твердость, износостойкость и другие), тепловые (температурный коэффициент линейного расширение, теплоемкость) и технологические свойства. В настоящее время в качестве поршневых сплавов наиболее часто применяются легированные силумины, обладающие рядом специфических свойств, в том числе эти сплавы имеют низкий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) [1]. Для улучшения комплекса свойств поршневых сплавов используют различные способы обработки при подготовке шихты [2], при приготовлении расплава (рафинирование и модифицирование) [3-8], при деформации и термической обработке [9, 10]. Имеются литературные данные о возможности снижения или стабилизации ТКЛР поршней за счет обработки расплава силуминов порошкообразным карбидом кремния (SiC_4) [1], использования режимов низкотемпературного старения [1, 9].

С экономической точки зрения наиболее целесообразно использование способов улучшения свойств на завершающей стадии изготовления деталей, например, путем совершенствования окончательной термической обработки или разработки принципиально новых способов. Известно, что для поршневых сплавов практически обязательной операцией является окончательная термическая обработка. В соответствии с ГОСТ 1583-93 – упрочняющая обработка по режиму Т6 (закалка и последующее старение) либо стабилизирующее старение по режиму Т1.

Для средненагруженных двигателей транспортных средств обычно используют силумины доэвтектического АК5М2, АК5М7 и эвтектического составов (типа АК12), для тяжелонагруженных двигателей большой мощности – заэвтектические силумины типа АК18, АК21. Поэтому целью работы являлось определение влияния режимов старения на тепловое

расширение поршневого доэвтектического медистого силумина АК5М2.

Материал и методика экспериментальных исследований

В качестве материала исследования был выбран поршень средненагруженного двигателя Заволжского моторного завода ЗМЗ-672, используемого в автобусах для городского пассажирского транспорта производства ОАО «Павловский автобус». Общий вид поршня представлен га рисунке 1.

Рисунок 1 – Общий вид поршня двигателя ЗМЗ-672

Поршень двигателя изготавливают из силумина, легированного медью, АК5М2. Его диаметр составляет 92,0 мм, диаметр отверстия под поршневой палец – 25 мм, а общая высота поршня 92,0 мм с определенными допусками. Конструкция опытного поршня и его основные размеры приведены на рисунке 2.

Химический состав поршня определяли на эмиссионном квантометре ARL 4460. Результаты исследования приведены в таблице 1.

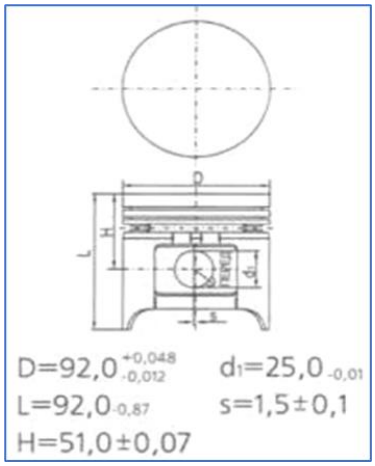


Рисунок 2 – Конструкция опытного поршня и его основные параметры

Таблица 1 – Химический состав исследуемого поршня, изготовленного из сплава системы Al-Si-Cu

Сплав	Химические элементы, % (вес.)							
	Si	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	Ti	Al
АК5М2	5,27	1,89	0,28	0,20	0,14	0,73	0,08	ост.
ГОСТ 1583-93	4,0-6,0	1,5-3,5	0,2-0,8	0,2-0,8	≤0,5	≤1,3	0,05-0,2	ост.

Полученные данные показали соответствие составу сплава АК5М по ГОСТ 1583-93. Для исследования были взяты поршни производства Камского моторного завода (г. Набережные Челны) в состоянии поставки. Образцы для исследований вырезали из юбки и днища поршня и рассчитывали средние показатели линейного расширения. Старение поршней проводили в лабораторных сушильных шкафах типа СНОЛ 3,5.3,5.3,5/3,5-И1. Для определения

температурного коэффициента линейного расширения использовали дифференциальный оптический дилатометр системы Шевенара. Расчет значений истинного ТКЛР образцов проводили методом касательной. Точность метода составляет $0{,}1 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$. Микроструктуру поршневых заготовок в исходном и термически обработанных состояниях изучали на оптическом металлографическом микроскопе “OLIMPUS GX-51”.

3. Результаты и обсуждение

Поршни из сплава АК5М2 были подвергнуты старению в интервале температур 100÷300 °С через 50 °С в течение 3-х, 6-и и 9-и часов. Диаграмма влияния температуры старения поршневого сплава АК5М2 в течение 3-х часов на ТКЛР по интервалам температур испытания 20-150, 150-300 и 300-450 °С приведена на рисунке 3.

Из анализа полученных дилатограмм видно, что воздействие температуры старения поршней на кривые зависимости $\alpha - T_{исп}$ носит неоднозначный характер. В зависимости от температуры старения может наблюдаться как повышение, так и снижение значений ТКЛР для разных температур испытания за исключением старения при 200 °С. Данные диаграммы (рисунок 3) показывают, что старение при 200 °С в течение 3-х ч снижает средний ТКЛР во всех интервалах низко- средне- и высокотемпературном на 1, 6 и 5,5 % соответственно. Кроме того, старение медистого силумина практически при всех температурах 100, 150, 200 и 250 °С (за исключением 300 °С) обеспечивает снижение ТКЛР от 1,5 до 7 % по сравнению с исходным состоянием поршня в области высоких температур 300-450 °С.

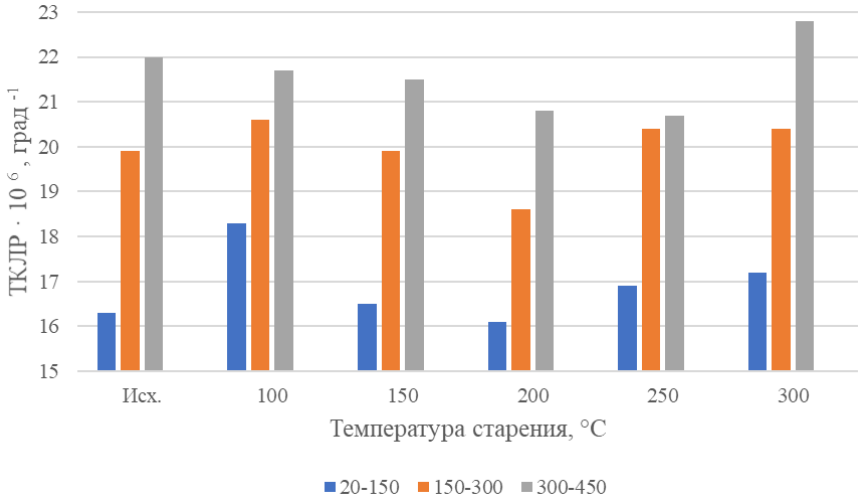


Рисунок 3 – Диаграмма влияния температуры старения (выдержка 3 ч) на ТКЛР по температурным интервалам для сплава АК5М2

Увеличение времени старения поршневого силумина при 200 °С от 3 до 6 и далее до 9 ч повышает средний ТКЛР во всем интервале температур испытания (20-450 °С). Причем наибольшее повышение ТКЛР соответствует высокотемпературному интервалу испытаний 300-450 °С и составляет около 10 % для времени старения 6 и 9 ч (таблица 2).

Таблица 2 – Влияние времени выдержки при температуре старения 300 °С на линейное расширение сплава АК5М2 в интервалах температур

Время выдержки, ч	Средний ТКЛР в интервале температур °С, $\alpha \cdot 10^6$, град$^{-1}$		
	20-150	150-300	300-450
-	16,3	19,9	22,0
3	16,1	18,7	20,8
6	17,9	20,3	22,5
9	17,6	20,0	22,6

Выводы

1. В качестве термической обработки для снижения линейного расширения поршня средненагруженных двигателей из легированного силумина АК5М2 можно рекомендовать старение при 200°С в течение 3 ч.

2. Такой режим старения позволяет снизить ТКЛР поршня в среднем на 1–6 % по сравнению с исходным состоянием во всем исследуемом интервале температур.

Библиогнрафический список

1. 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.

2. Прудников А.Н. Структурная наследственность шихты / А.Н. Прудников // Технология металлов – 2014. – № 3. – С. 16-22.

3. GaniPger B.M. The effect of modification of primary silicon on the microstructure, mechanical and sliding wear behavior of commercial LM-29 cast alloy // B.M Ganiger, T.M. Chandrashekharaiah, T.B. Prasad // American Journal of Materials Science. – 2015.–Vol. 5. – №. 3.– P. 1-6.

4. Prudnikov A.N. Deformable heatproof transeutectic silumin for pistons / A.N. Prudnikov // Steel in Translation. – 2009. – Т. 39. – № 6. – С.456-459.

5. Прудников А.Н. Поршневые деформируемые заэвтектические силумины / А.Н. Прудников // Технология металлов – 2014. – № 2. – С. 8-11.

6. Development of Al-Nb-B master alloy with high Nb/B ratio for grain refinement of hypoeutectic Al–Si cast alloys / Xu J., Li Y., Hu B. et al // Journal of Materials Science. – 2019.–Vol. 54.– P. 14561–14576.

7. Прудников А.Н. Исследование комплексного модифицирования заэвтектических силуминов с содержанием кремния 20...30 % фосфидами и оксидами некоторых металлов / А.Н. Прудников // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 1995. – №2. – С. 38-41.

8. Прудников А.Н. Упрочнение земляных отливок из бинарных заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников, В.А. Прудников // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2020.–Т. 7.– № 1-2.– С. 145-150.

9. The influence of artificial aging on the microstructure and hardness of an Al-Zn-Mg-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing / Gubicza J., Lábár J. L., Lendvai J. et al //Journal of Materials Science. – 2019.– Vol. 54.– P.10918-10928.

10. Прудников А.Н. Комплексное воздействие отжигов и термоциклической ковки на структуру и свойства заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников // Деформация и разрушение материалов. – 2014. – № 2. – С. 14 - 20.

11. Huifang H. The effect of La-Ce on the growth of the Si phase in the Al-24Si / H. Huifang, L. Huaji, X. Hansong // Spec. Cast. and Nonferrous Alloys. – 2010. –Vol. 30. – № 6. – P. 575-578.

12. Superplastic deformation of a heat resistant Al; Cu; Mg; Ag / D. Xiao, J. Wang, K. Chen et al // Journal of materials processing technology – 2009.–Vol. 209.– P. 3300-3305.

13. Birol Y. Impact of homogenization on recrystallization of a supersaturated Al-Mn alloy / Y. Birol // Scripta Mater. – 2009.– Vol. 60 – P. 5-8.

14. Simultaneous improvements of the strength and ductility of fine-grained AA6063 alloy with increasing number of ECAP passes / Samaee M., Najafi S., Eivani A.R. et al //Materials Science and Engineering A. – 2016.–Vol. 669 – P. 350-357.

15. Influence of the thermal route on the peak-aged microstructures in an Al-Mg-Si aluminum alloy / Pogatscher S., Antrekowitsch H., Leitner H. et al // Scripta Materialia. – 2013.– Vol. 68.–№ 2. – P. 158-161.

16. Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al-Mg-Si alloy / Yang Z., Jiang X., Zhang X. et al // Scripta Materialia. – 2021.– Vol. 190. – P. 179-182.

17. Ultrafast artificial aging of Al–Mg–Si alloys / Werinos M., Antrekowitsch H., Kozeschnik E. et al // Scripta Materialia. – 2016.– Vol. 112. – P. 148-151.

18. Захаров В. В. Влияние гомогенизации на структуру и свойства сплава системы Al-Zn-Mg-Sc-Zr / В.В. Захаров, И.А. Фисенко // Металловедение и термическая обработка. – 2018.– № 6.– С. 12-17.

19. Microstructural evolution of Al-Cu-Mg-Ag alloy during homogenization / Ünlü N., Gamble B.M., Shiflet G.J. et al. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2003. –Vol. 34. – С. 2757- 2769.

20. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003.– 24 с.

УДК 669.2

ИССЛЕДОВАНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1424БТ, АМг5М, Д16, 5182 ПРИ СОЕДИНЕНИИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Ахкильгов Г.В., Носова Е.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика Королёва С.П., Самара, Россия, eanosova@mail.ru

Аннотация. Исследовано влияние холодной пластической деформации при совместном деформировании полос из алюминиевых сплавов 1424БТ, АМг5М, Д16, 5182. Установлено, что применение алюминия приводит к увеличению степени обжатия при совместном деформировании полос из указанных сплавов: для сплавов Д16 и 5182 степень деформации алюминия оказалась выше, чем у основных металлов, а для сплавов 1424 и АМг5 – преимущественно деформируются сплавы, а не прослойка.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, структура, пластическая деформация, механические свойства, микроструктурный анализ.

INVESTIGATION OF THE DEGREE OF DEFORMATION OF ALUMINUM SHEET ALLOYS 1424 B, AMg5M, D16, 5182 WHEN ATTACHED BY COLD PLASTIC DEFORMATION

Akhkilgov G.V., Nosova E.A.

Samara National Research University named after Academician S.P.Korolev, Samara, Russia, eanosova@mail.ru

Abstract. *The effect of cold plastic deformation in the preparation of layered samples from aluminum alloys 1424, AMg5, D16, 5182 was investigated. It was found that the use of aluminum leads to an increase in the degree of reduction during joint deformation of strips from these alloys: for alloys D16 and 5182, the degree of deformation of aluminum was higher than that of the base metals, and for alloys 1424 and AMg5, alloys are predominantly deformed rather than the interlayer.*

Keywords: *Cold deformation, annealing, aluminum, titanium, layered billet, microhardness.*

Введение.

В настоящее время широко применяются композиционные материалы типа СИАЛ и GLARE, в которых слои металла соединены с помощью платика и клея. Однако при утилизации таких материалов неизбежно возникает вопрос их переработки. Многослойные материалы на основе металических сплавов без использования пластика проявляют ряд уникальных свойств [1-3]. Например, многослойные материалы на основе сталей обладают инварным эффектом [4,5]. Изготовление многослойных материалов из алюминиевых сплавов, в котором отдельные слои высокопрочных сплавов соединяются с помощью пластической де-

формации встречает ряд трудностей. Так, для прочного соединения металлических материалов необходимы обжатия свыше 50% [6], которые возможны при горячем деформировании либо с помощью импульсных технологий соединения (сварки взрывом, магнитоимпульсной обработки и других).

Технология пакетной прокатки позволяет получить многослойный материал с малой толщиной слоев (до 5 мкм). В соответствии с представленным в [7, 8] технологическим процессом листовые заготовки собирают в пакет, нагревают и подвергают прокатке в горячем состоянии. Для исключения окисления поверхностей свариваемых листов может быть осуществлена сварка пакета по его периметру. Полученный при прокатке многослойный лист разрезается на несколько заготовок, которые снова собирают в пакет. Пакет обваривается, нагревается и снова подвергается прокатке. В результате многократного повторения процесса получается слоистый композиционный материал с малой толщиной листов.

Относительно безопасная с этой точки зрения холодная деформация с большими обжатиями технически не возможна для труднодеформируемых выскопрочных сплавов, которые вызывают наибольший интерес у конструкторов. Соединение отдельных слоёв с помощью технического алюминия позволяет получать новый класс многослойных материалов, рециклирование и утилизация которых не вызывает особых вопросов по сравнению с металл-полимерными комопозитами. Однако в этом случае необходимо решить вопросы совместного деформирования материалов. В данной работе была исследована возможность соединения полос из алюминиевых сплавов 1424, АМг5, Д16, 5182 с помощью совместной осадки.

Методика и материалы

В работе исходные заготовки применялись из сплавов 5182 толщиной 4,1 мм, АМг5М толщиной 3,9 мм, 1424БТ толщиной 2мм, Д16 толщиной 5,1 мм, технический алюминий АД1 толщиной 1 мм, химический состав которых приведён в таблице 1. Образцы перед проведением исследований были отожжены по рекомендуемым режимам [9,10].

Таблица 1 Химический состав алюминиевых сплавов, применяемых в исследовании

Сплав (нормативный документ)	Массовая доля элементов, %												
	Fe	Si	Mn	Ni	Ti	Al	Cu	Mg	Zn	Be	Cr	Li	Примесей
1424 ТУ 1-92-28-84	до 0,3	0,1-0,3	До 0.3		до 0.1	Основа		5 — 6				1,9-2,3	*Zr 0.09-0.1
Д16 ГОСТ 4784-74	до 0,5	до 0,5	0,3 – 0,9	до 0.1	до 0.1	Основа	3,8 – 4,9	1,2 – 1,8	до 0,3	до 0.005			каждая 0.05; всего 0.1
АМг5 ГОСТ 4784-74	до 0,5	до 0,5	0,3-0,8	-	0,02-0,1	Основа	до 0,1	4,8-5,8	до 0,2				каждая 0,05; всего 0,1
5182 EN AW 5182 ГОСТ Р 55375-2012	до 0,4	до 0,4	0,4-1		до 0,15	Основа	до 0,1	4-4,9	до 0,25	до 0,005	0,05-0,25		каждая 0,05; всего 0,1
АД1 ГОСТ 4784-74	до 0,3	до 0,3	до 0,025		до 0,15	Основа	до 0,05	до 0,05	до 0,1				

Листовые заготовки разрезали на полосы шириной 20 мм и длиной 50 мм, зачищали наждачной бумагой минимальной зернистости (№), промывали проточной водой, просушивали фильтровальной бумагой. Образцы накладывали один на друго встык, как показано на рисунке 1. Для предотвращения смещения образцов при установке между плитами пресса полосы фиксировались секундным клеем по торцу.

Рисунок 1 – Эскиз образцов для совместного деформирования

Для соединения листовых заготовок методом холодной пластической деформации был использован гидравлический пресс с максимальным усилием 250 тн. Ограничением деформирования являлось усилие 100 тн, выявленное экспериментальным путём.

Значение деформации оценивали с помощью логарифмических (истинных) деформаций, которые были рассчитаны по формуле:

$$e = \ln \frac{t_k}{t_0},$$

где tk и t0 – толщина образцов после и до деформации, мм.

После того как совместной осадки листовых образцов, была измерена их твердость на стационарном твердомере NOVOTEST TC БРВ.

Для оценки степени деформации проводились измерения тоощины с помощью штангенциркуля и микрометра, также были изготовлены микрошлифы. Для выявления границ раздела материалов проводилось травление растовром HF-2%, HNO_3 – 3%, H_2O – 95% в течение 10 секунд при температуре 20°С.

В результате совместного деформирвоания при усилии 100 тн большинство образцов без применения чистого алюния не соединилось, при использовании алюминия в качестве прослойки образцы между собой соединились.

Результаты

Значения обжатий представлены в таблице 2. Из таблицы 2 видно, что применение дополнительной прослойки алюминия приводит к увеличению общей степени деформации образцов, что можно объяснить восприятием более пластичного алюминия значительной степени деформации.

Таблица 2 – Значения обжатий образцов

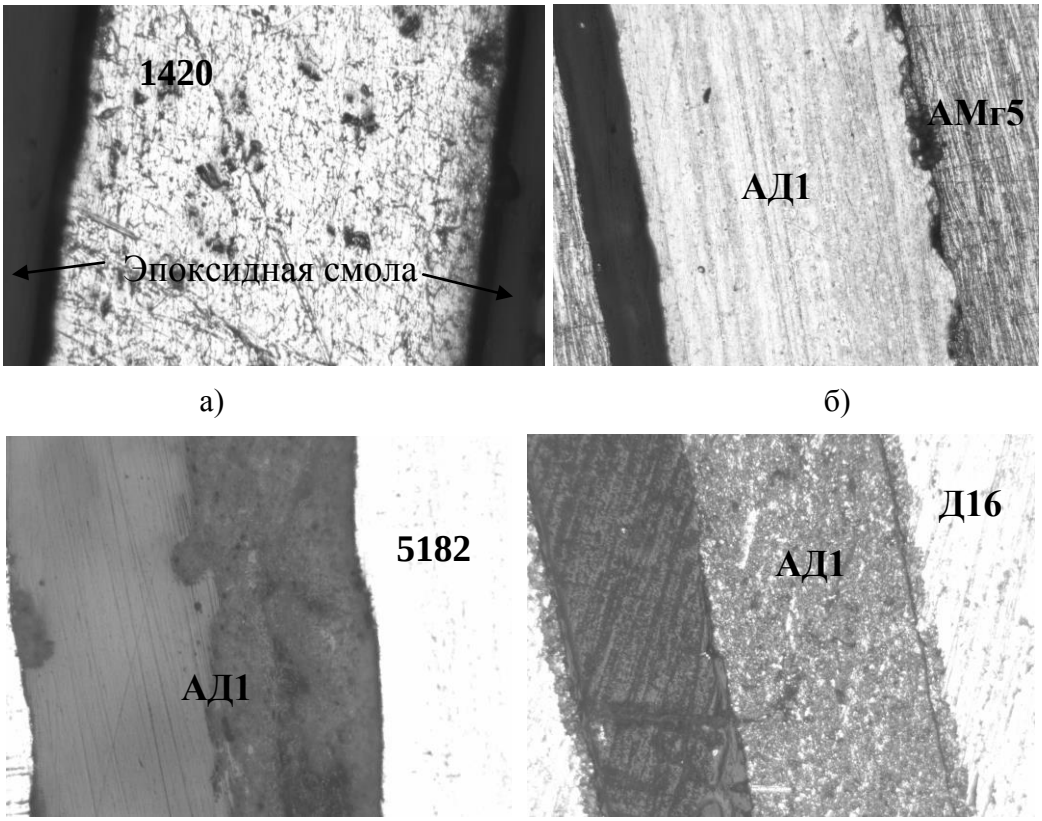
Сплав	Без прослойки алюминия			С прослойкой алюминия		
	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	е	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	е
1424	4	2,9	0.322	5	3	0,510
Д16	10,2	4,9	0.733	11,2	5	0,806
АМг5	7,8	3,0	0.955	8,8	3,1	1,043
5182	8,2	4,9	0.515	9,2	5,5	0,560

На способность к формоизменению слоистых заготовок могут оказывать влияние механические свойства деформируемых материалов. В таблице 3 представлены значения механических свойств исследуемых сплавов в отожжённом состоянии. Как видно из таблиц 2 и 3, наименее пастичный сплав 1424 показывает наименьшие обжатия из всех полученных сплавов, а наиболее пластичный АМг5 – наибольшую степень деформации.

Исследование микроструктуры позволило оценить степень деформации прослойки и основного металла. Изображения микроструктур представлены на рисунке 1.

Таблица 3- Средние значения свойств применяемых сплавов [9,10]

Сплав	σв, МПа, не менее	σ0,2, МПа, не менее	δ,%, не менее
1424БТ	420	355	6
Д16	435	280	11
АМг5М	280	150	15
5182	255	110	11
АД1	60	-	28



а) б)

в) г)

Рисунок 1 – Микроструктура сплава 1424БТ (а) АМг5М (б), 5182 (в), Д16 (г) после деформации с прослойкой чистого алюминия, х366

На основании измерений на изображениях микрроструктур были рассчитаны значения степеней деформации базовых сплавов и прослойки, представленные в таблице 4.

Таблица 4 - Степень деформации прослойки и основного металла

Сплав	Толщина прослойки после деформации, мм	Толщина основного металла после деформации, мм	Степень деформации прослойки алюминия	Степень деформации основного металла
1424БТ	0,61	2,39	0,49	0,52
Д16	0,31	4,69	1,17	0,78
АМг5М	0,47	2,63	0,75	1,09
5182	0,36	5,14	1,03	0,47

Из таблцы 4 видно, что для различных сплавов прослойка деформируется с различным обжатием. Так, наибольшая деформация прослойки наблюдается при совместном обжатии с пластинами из сплава Д16, наименьшая – при деформации сплава 1424БТ. Сравнение способности к формоизменению у основного сплава и прослойки при совместном деформи-

ровании показывает, что для сплавов Д16 и 5182 степень деформации алюминия оказалась выше, чем у основных металлов, а для сплавов 1424 и АМг5 – преимущественно деформируются сплавы, а не прослойка. Учитывая, что заготовки из Д16 и 5182 были толще, чем образцы из сплавов 1424 и АМг5, - вероятно, что исходная толщина может оказывать влияние на результаты совместного деформирования. При этом, общая степень деформации слоистых образцов не связана с исходной толщиной основных материалов (таблица 2).

Сравнение результатов, представленных в таблицах 2 и 4 показывает, что при равном усилии деформирования сплавы испытывают различные обжатия в зависимости от того, применятется прослойка алюминия или нет. Так при деформировании без прослойки сплавы испытывали пластическую деформацию от 0,322 до 0,955 (32,2…95,5 %). При деформировании в присуствии прослойки из чистого алюминия степень деформации основного металла составляла от 0,47… до 1,09, что в среднем на 15…45 % выше, чем при отсуствии дополнительной прослойки.

Значения твёрдости после деформации заготовок представлены в таблице 5.

Таблица 5 – Твердость образцов при прессовании

Сплав	Твердость HRB (без прослойки алюминия)		Твердость HRB (с прослойкой алюминия)	
	Исходное значение	После деформирования	Исходное значение	После деформирования
1424	31	67	32	70
Д16	38	68	24	71
АМг5	20	53	19	42
5182	44	72	44	75

После деформирования твердость образцов возрастает в 1,5…2,5 раза. Применение деформирвоания с прослойкой из технически чистого алюминия вызывает повышение твёрдости по сравнению с образцами без прослойки за счёт увеличения степени деформации и дополнительной нагартовки. Наибольшие значения твёрдости наблюдаются для образцов 5182 после деформации как с прослойкой, так и без неё. Наименьшние значения твердости наблюдаются для сплава АМг5.

Выводы

По результатам проделаннойработы можно сделать следующие выводы:

Деформирование заготовок для их соединения без применения техничекого алюминия при нагрузке 100 тн не позволило соединить их между собой. Применение технического алюминия при тех же условиях привело к соединению листовых образцов из сплавов 5182, Д16, АМг5, 1424БТ

Прослойка при обжатии сплавов 5182, Д16, АМг5М, 1424БТ при усилии 100тн деформируется с различным обжатием. Наибольшая степень деформации прослойки из технического алюминия наблюдается после деформации сплава АМг5М, наименьшая – при деформации сплава 1424БТ. Сами сплавы испытывали также различное обжатие при одном усилии деформирования: наибольшее обжатие испытывает сплав АМг5М, наименьшее-сплав 1424БТ.

После деформирования твердость образцов возрастает в 1,5…2,5 раза. Применение деформирвоания с прослойкой из технически чистого алюминия вызывает повышение твёрдости по сравнению с образцами без прослойки. Наибольшие значения твёрдости наблюдаются для образцов 5182 после деформации как с прослойкой, так и без неё. Наименьшние значения твердости наблюдаются для сплава АМг5.

Библиографический список

1. Минаков А.А., Плохих А.И., Шмидт А., Колесников А.Г., Вальтер Ф.Циклическая долговечность многослойных стальных материалов. В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. 2017. С. 562-564.,

2. Колесников А.Г., Третьяков А.Ф., Кременский И.Г. Восстанавливаемый фильтровальный материал тонкой очистки из консолидированных металлических сеток Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2017. № 6. С. 21-23

3. Колесников А.Г., Плохих А.И., Власова Д.В. Multilayer structural materials with a laminar structur. Металлургия машиностроения. 2016. № 2. С. 20-22

4. Плохих А.И., Сафонов М.Д., Колесников А.Г.Псевдо-инварный эффект в многослойных материалах на основе сталей. В сборнике: VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. 2017. С. 424-426.,

5. Плохих А.И., Колесников А.Г., Сафонов М.Д Высокотемпературный псевдоинварный эффект в многослойных материалах на основе сталей. Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19. № 2. С. 7-20.

6. Семёнов А.П. Сватывание металлов. -М.:МАШГИЗ, 1958.- 280 с.

7. Колесников А.Г., Плохих А.И., Шинкарев А.С., Миронова М.О. Прокатка стального многослойного материала Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 39-42.

8. Колесников А.Г., Плохих А.И., Миронова М.О. Исследование структуры и свойств многослойных материалов на основе алюминиевых сплавов. Производство проката. 2011. № 4. С. 32.

9. Туманов, А.Т. Авиационные материалы. Т.4. Алюминиевые и бериллиевые сплавы: Справочник / под ред. А.Т. Туманова - М.: Металлургия, 1958. – 528 с.

10. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 195-211.

УДК 669.715: 621.78

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛИТКОВ ИЗ НАВОДОРОЖЕННЫХ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

Афанасьев В.К., Прудников А.Н., Попова М.В., Фастыковский А.Р.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, a.prudnikov@mail.ru

Аннотация. *Исследовано влияние добавок марганца в количестве 0,3-1,0 % на формирование структуры и свойств слитков из заэвтектического силумина на основе Al – 20 % Si, закристаллизованного с использованием выдержки в твердожидком состоянии в атмосфере водяного пара и последующей закалки в воду. Определено оптимальное содержание марганца (1,0 %), которое позволяет повысить прочность и твердость слитков на ~ 5 % (до 233-264 МПа) при сохранении уровня пластичности заэвтектического силумина 2-4 %.*

Ключевые слова*: заэвтектический силумин, слиток, структура, эвтектика, кристаллы первичного кремния, механические свойства.*

INFLUENCE OF MANGANESE ON THE FORMATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF INGOTS FROM HYDRO-EUTECTIC SILUMINES

Afanas`ev V.K., Prudnikov A.N., Popova M.V., Fastykovskii A.R.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, a.prudnikov@mail.ru

Abstract. *The influence of manganese additions in the amount of 0.3-1.0 % on the formation of the structure and properties of ingots from hypereutectic silumin based on Al – 20 % Si, crystal-*

lized using holding in a solid-liquid state in an atmosphere of water vapor and subsequent quenching in water, has been investigated. The optimal content of manganese (1.0%) has been determined, which makes it possible to increase the strength and hardness of ingots by ~ 5 % (up to 233-264 MPa) while maintaining the level of plasticity of hypereutectic silumin 2-4 %.

Keywords: *hypereutectic silumin, ingot, structure, eutectic, primary silicon crystals, mechanical properties.*

Введение.

Слитки заготовительного литья из заэвтектических силуминов до настоящего времени в промышленности не изготавливают в связи с их низкой пластичностью. Уровень развития теории и практики модифицирования не позволяет уменьшить размер кристаллов первичного кремния (КПК) в структуре слитков до необходимой величины, позволяющей деформировать высококремнистые заэвтектические силумины [1, 2]. В связи с этим строение слитков заготовительного литья из заэвтектических силуминов и формирование их структуры практически не изучено. Исключение составляет несколько работ, посвященных исследованию структуры слитков полунепрерывного литья из заэвтектических силуминов [3-8]. Одним из путей улучшения структуры и свойств алюминиевых сплавов является создание таких условий кристаллизации слитка, которые бы способствовали формированию структуры с измельченными выделениями промежуточных фаз, в том числе кристаллов первичного кремния (КПК) в заэвтектических силуминах.

Ранее разработан способ изготовления слитков из заэвтектических силуминов с использованием кристаллизации, предусматривающей заливку в тонкостенную изложницу, подстуживание до твердожидкого состояния с последующей выдержкой в атмосфере водяного пара и закалкой в воду [9,10]. При использовании такого способа кристаллизации в центральной и донной частях слитка из сплава Al-20 % Si формируется “псевдоэвтектическая” структура с очень мелкими кристаллами первичного кремния или без них. При этом содержание кремния в центральной части слитка с такой структурой может изменяться от 13-14 до 18-19 %, а механические характеристики значительно превышают свойства силуминов с обычной для заэвтектических сплавов структурой. В периферийной (поверхностной) зоне и прибыльной части слитка наблюдается структура, характерная для необработанных заэвтектических силуминов. Содержание кремния в периферийной и прибыльной частях слитка несколько выше шихтового значения. Так, для сплава Al-20 % Si оно составляет 21÷24 %.

В работе [9] было показано, что формирование «псевдоэвтектической» зоны обусловлено временем нахождения сплава в области твердожидкого состояния, то есть между температурами ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S) при кристаллизации слитка. Объем эвтектической зоны и дисперсность структурных составляющих в ней зависит от условий охлаждения, и в первую очередь, от скорости кристаллизации и содержания водорода в расплаве. В связи с этим целью работы являлось определение влияния марганца на механические характеристики слитка из заэвтектического силумина с 20 % Si.

Материалы и методика исследований

Сплавы готовили в электрической печи сопротивления вертикального типа с карбидокремниевыми нагревателями в тигле из нержавеющей стали. Для предотвращения взаимодействия расплава с материалом тигля последний окрашивали огнеупорным составом на основе оксида цинка (ZnO). В качестве шихтовых материалов использовали алюминий технической чистоты А7, кремний Кр0 и лигатуру Al-10 % Mn. Для получения слитков расплав заливали в тонкостенный алюминиевый кокиль квадратного сечения со стороной 80 мм.

Технология изготовления слитков (включала) предусматривала использование способа формирования эвтектической структуры в заэвтектических силуминах за счет выдержки сплава в твердожидком состоянии [9,10]. Для реализации этого способа расплав заэвтектического силумина заливали в кокиль, охлаждали до температур интервала кристаллизации и вновь помещали в печь с такой же температурой для проведения изотермической выдержки. Причем в рабочем пространстве печи создавалась атмосфера водяного пара влажностью 100

– 150 г/м^3 для увеличения содержания водорода в сплаве. Время изотермической выдержки слитка в твердожидком состоянии составляло 15 минут. Затем кокиль извлекали из печи, и слиток охлаждали в воде (закалка в воду из твердожидкого состояния).

Изучение микроструктуры слитков проводили на металлографическом микроскопе “OLIMPUS GX-51”. Для определения механических характеристик использовали стандартные методики. Твердость по Бринеллю (HB) определяли на приборе ТШ-2 при помощи шарика диаметром 10 мм под нагрузкой 10 кН и временем выдержки 30 с. Для измерения температур использовали хромель-алюмелевую термопару и потенциометр постоянного тока ПП63 (класс 0,05). Точность измерения температур изотермических выдержек составляла ± 5°С.

Экспериментальные результаты и обсуждение

При изготовлении слитков из заэвтектических силуминов установлено, что использовании способа кристаллизации, предусматривающего заливку расплава в кокиль, подстуживание до твердожидкого состояния, выдержку в атмосфере водяного пара при этой температуре, и последующее ускоренное охлаждение (закалка в воду), в центральных и донных его частях формируется эвтектическая структура с очень мелкими КПК или без них. Для установления влияния марганца, являющегося одним из основных легирующих элементов поршневых силуминов, на структуру и механические свойства слитков из сплава Al-20 % Si в состав вводили его добавки.

Микроструктура и ее характеристики, а также механические свойства опытных слитков из двойного силумина Al-20 % Si и дополнительно содержащих марганец в количестве 0,3 %, 0,5 % и 1,0 % приведены на рисунке и в таблице.

В центральной части слита из двойного силумина отмечается только наличие мелкозернистой эвтектики Al-Si и тонких дендритов α-твердого раствора алюминия. Такая структура занимает большую часть площади поперечного сечения металлографического шлифа (в среднем 85 %). Средняя толщина периферийной зоны изменяется от 2 до 5 мм от края слитка. Эта зона характеризуется структурой, присущей обычному заэвтектическому силумину с крупными выделениями КПК, эвтектической составляющей и незначительным количеством участков α-твердого раствора алюминия. Причем средний размер КПК составляет 80÷140 мкм, а наряду с мелкозернистой эвтектикой присутствует участки с грубопластинчатым эвтектическим кремнием.

Введение в состав сплава 0,3 % Mn существенно изменяет структуру слитка. В центральной части наряду с аналогичной структурой двойного сплава формируются крупные КПК, соизмеримые с кристаллами периферийной части, что не позволяет выделить зону эвтектической структуры в слитке. Небольшая добавка марганца приводит к некоторому уменьшению размеров КПК и наличию дисперсной эвтектики (Al+Si) в периферийной зоне слитка (рисунок, таблица). Увеличение содержания марганца до 0,5 % приводит к дальнейшему модифицированию КПК во всем объеме слитка, что выражается в уменьшении их средних размеров до 45-120 мкм. Однако при данном содержании марганца также в центральной зоне слитка не формируется эвтектическая структура без КПК. Легирование заэвтектического силумина 1,0 % марганца приводит к формированию эвтектической структуры в центральной части слитка с тонкими дендритами (толщина дендритных ветвей 1-2 мкм) α-твердого раствора алюминия. Причем эта величина несколько выше, чем в слитке из двойного силумина. В структуре периферийной зоны легированного слитка присутствуют крупные КПК до 170 мкм, а средняя толщина ее составляет 7-15 мм, что несколько больше, чем в двойном сплаве Al-20 % Si (таблица).

Из данных таблицы по результатам механических характеристик слитков видно, что твердость периферийной зоны в основном определяется количеством и размерами КПК в их структуре. Поэтому твердость при легировании марганцем различается незначительно. Однако анализируя экспериментальные данные можно видеть некоторое увеличение твердости (на 3 %) при введении в состав 1,0 % Mn. Если сравнивать показатели твердости в центральной зоне с эвтектической структурой, то следует отметить ее увеличение для сплава, легированного 1,0 % марганца, в среднем на 4 % по сравнению с твердостью слитка из двойного

заэвтектического силумина. Характеристики прочности (σ_B) и пластичности (δ – относительное удлинение) опытных слитков из наводороженных заэвтектических силуминов соответствуют структуре, полученной при их кристаллизации. Поэтому временное сопротивление разрыву слитков из двойного заэвтектического силумина находится в пределах 222-256 МПа, в то время как добавки в состав сплава марганца в количестве 0,3 и 0,5 % значительно снижают значения σ_B в почти 2 раза (до 118-142 МПа) и δ от 2,0-4,2 до 1,0-1,8 %. Причиной такого снижения механических характеристик является наличие крупных КПК в структуре центральной зоны слитков.

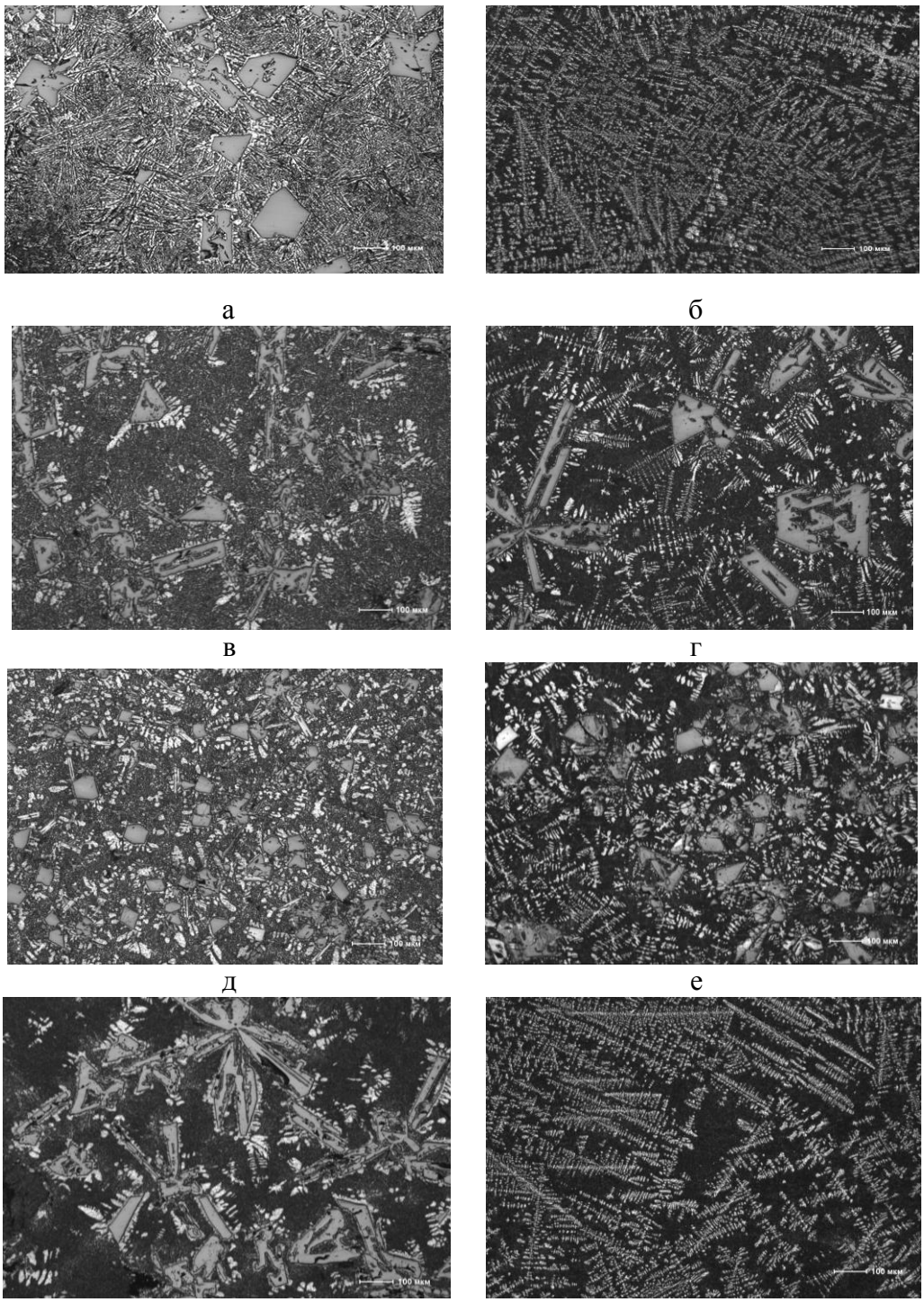


Рисунок – Влияние легирования марганцем на микроструктуру слитка из заэвтектического силумина Al-20 % Si: а, б – без добавки; в, г – 0,3 % Mn %; д, е – 0,5 % Mn; ж, з –1,0 % Mn; а, в, д, ж – периферийная зона и б, г, д, з – центральная зона слитка

Таблица 1 – Влияние добавок марганца на микроструктуру и механические свойства слитков из наводороженного заэвтектического силумина Al-20 % Si

Содержание марганца, %	Размер КПК в периферийной зоне	Микроструктура центральной зоны	Механические характеристики				Средняя толщина периферийной зоны
			Твердость по зонам, НВ, МПа		$\sigma_в$, МПа	δ, %	
–	80-140	Эвтектика + α-твердый раствор на основе алюминия	1030 - 1108	920-991	222-256	2,0-4,2	2-5
0,3	65-130	Эвтектика + α-твердый раствор на основе алюминия + КПК	1028-1112	1015-1089	118-142	1,0-1,4	–
0,5	45-120	Эвтектика + α-твердый раствор на основе алюминия + КПК	1042-1102	1050-1120	136-158	1,0-1,8	–
1,0	100-170	Эвтектика + α-твердый раствор на основе алюминия	1068-1140	954-1016	233-264	2,0-3,6	7-15

Увеличение содержания марганца до 1,0 % вновь приводит при использовании данного способа кристаллизации к формированию эвтектической структуры в центральной части слитка, что способствует повышению временного сопротивления разрыву до величины $\sigma_В$ = 233-264 МПа при одинаковом уровне пластичности. Однако периферийная зона слитка в этом случае занимает больший объем, нежели в слитке из двойного силумина. Средняя толщина периферийной зоны, измеренная по поперечному сечению слитка, приблизительно в 3 раза больше чем в слитках из сплава Al-20 % Si.

Выводы:

1. Изучено влияние марганца (0,3-1,0 %) на формирование структуры и механических свойств слитков из заэвтектического силумина с 20 % Si, закристаллизованных с использованием выдержки в атмосфере водяного пара в твердожидком состоянии и последующей закалки в воду.

2. Определено оптимальное содержание марганца (1,0 %), позволяющее повысить уровень прочностных характеристик ($\sigma_В$, НВ) в среднем на 5 % при сохранении пластичности по сравнению со свойствами слитков из сплава Al-20 % Si, закристаллизованных по указанному выше способу.

Библиографический список

1. 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.

2. Строганов Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – Москва: Металлургия, 1977. – 271 с.

3. Белов М.В. Об изготовлении слитков из поршневого заэвтектического силумина методом полунепрерывного литья / М.В. Белов, В.Д. Белов, Э.Б. Тен // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 2005. – № 5. – С. 30 – 33.

4. Марукович Е.И. Непрерывное литье алюминиевых сплавов без модификаторов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Металлургия машиностроения.– 2007.– № 3.– С.37-39

5. Прудников А.Н. Формирование структуры заэвтектического силумина при литье слитков полунепрерывным способом / А.Н. Прудников, В.А. Прудников // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2017.– Т. 4.– № 3.– С. 78-83.

6. Prudnikov, A. Production, structure and properties of engine pistons made from transeutectic deformable silumin // Steel in Translations – 2009 –v. 39.– pp. 391-393.

7. Афанасьев В.К. Технология получения слитков, деформированных заготовок и поршней из заэвтектического жаропрочного силумина и их свойства / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, В.А. Прудников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).– 2010.–№ 3.– С. 28-31.

8. Прудников А.Н. Поршневые деформируемые заэвтектические силумины // Технология металлов.– 2014.– № 2.– С. 8 - 11.

9. Прудников А.Н. Формирование эвтектической структуры в сплаве Al – 20 % Si при кристаллизации / А.Н. Прудников // Металлургия машиностроения. – 2009.–№ 4.– С. 10-13.

10. Прудников А.Н. Роль условий кристаллизации в формировании структуры и свойств слитков и поковок из заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников // Материаловедение. – 2014.–№ 1.– С. 10-13.

УДК 62-405

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СТРУКТУР В СЛОИСТОЙ АЛЮМИНИЙ-ТИТАНОВОЙ ЗАГОТОВКЕ, ПОЛУЧЕННОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРОКАТКИ И ОТЖИГА

Штырова А.А., Носова Е.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика Королёва С.П., Самара, Россия, 4103.ssau@mail.ru

Аннотация. *Исследование влияния холодной деформации при получении образцов из алюминия в виде трубок и порошкового титана показало, что при холодной деформации микротвердость алюминия повышается, однако при степенях обжатия свыше 80% микротвердость алюминия начинает снижаться. Микротвёрдость титана оказалась ниже в 1.5..1.7 раза, чем в исходном состоянии, а при степенях обжатия свыше 85% происходит снижение микротвёрдости титановой прослойки. Отжиг при температуре 650°С в течение 1…3 часов приводит к росту микротвёрдости только алюминия, в образце, деформированном с обжатие 85%, для остальных структур изменения микроствёрдости не происходит.*

Ключевые слова: *холодная деформация, отжиг, алюминий, титан, слоистая заготовка, микротвёрдость.*

INVESTIGATION OF THE MICROHARDNESS OF STRUCTURES IN A LAYERED ALUMINUM-TITANIUM BILLET OBTAINED AS A RESULT OF ROLLING AND ANNEALING

Shtyrova A.A., Nosova E.A.

Samara National Research University named after Academician S. P.Korolev, Samara, Russia, 4103.ssau@mail.ru

Abstract. *Investigation of the effect of cold deformation in the production of samples from aluminum tubes and powder titanium showed that during cold deformation with 80-87.5 %, the microhardness of aluminum increases in comparison to initial state, but at degrees of compression over 80 %, the microhardness of aluminum begins to decrease. The microhardness of titanium turned out to be 1.5 ... 1.7 times lower than in the initial state, and at degrees of compression over*

85%, the microhardness of the titanium interlayer decreases. Annealing at a temperature of 650 ° C for 1 ... 3 hours leads to an increase in the microhardness of only aluminum, in a sample deformed with a reduction of 85 %, for the rest of the structures the microhardness does not change.

Keywords: *Cold deformation, annealing, aluminum, titanium, layered billet, microhardness.*

Введение.

Материалы с интерметаллидным упрочнением находят широкое применение в современном машиностроении. Это связано с особыми свойствами интерметаллидов, среди которых можно отметить низкую плотность, высокую прочность и жаропрочность. Однако технологические свойства материалов на основе интерметаллидов обладают низкими показателями. Среди известных способов получения интерметаллидов и материалов с интерметаллидным упрочнениям в настоящее время распространены литейные, порошковые и способы, основанные на пластическом деформировании.

Например, в статье [1] представлены результаты получения слоистой заготовки Ti-Al с интерметаллидным упрочнением посредством сварки взрывом. В результате реализации представленного способа была получена полоса толщиной 0,35 мм, состоящие из 4800 слоев. При этом толщина титановых слоев составляла 100-120 нм, а алюминиевых 80-90 нм. Для образования интерметаллидов образцы полученных слоистых композиционных материалов подвергали нагреву до температур равных 510, 590 и 810 °С. В результате экзотермической реакции на границе раздела «титан-алюминий» образовались интерметаллические фазы. Рентгеноструктурный анализ показал, что при всех температурно-временных условиях образовались химические соединения типа Ti3Al, TiAl и TiAl2 [1].

В работе [2] описан способ, позволяющий расширить ассортимент получаемых интерметаллических соединений разных сложных составов за счёт использования в качестве исходных соединений сложных оксидов или смеси мишметалла и простых оксидов металлов. Термическую обработку предлагают выполнять в интервале температур 960-980°С, при этом оксид сложного состава получают из смеси оксидов металлов, число которых определяется составом получаемого интерметаллида при 750-1200 °С. Использование их в электродных материалах позволяют достигать высоких характеристик [2].

В результате химических реакций, протекающих при получении интерметаллидов происходит снижение качества поверхности, изменение геометрии и размеров, коробление и появление трещин и пор в структуре. Применение пластического деформирования позволяет уменьшить пористость получаемых материалов и повысить плотность. Кроме того, при деформировании, особенно при значительных степенях деформации, разрушается окисная прочная плёнка, защищающая титан и алюминий от окисления, но препятствующая протеканию реакций взаимодействия этих металлов. Однако при больших обжатиях металлов возможно образование трещин по причине исчерпания пластичности исходных металлов. Целью настоящего исследования было установить влияние холодной деформации и продолжительности отжига на микротвёрдость при получении образцов из алюминия в виде трубок и порошкового титана.

Материалы и методика

Исходными материалами являлись трубные заготовки из технического алюминия диаметром 10 мм с толщиной стенки 1 мм и титановый порошок марки ПТК. Для обеспечения концентрации титана в конечном материале менее 30 % трубки предварительно прокатывались в холодном состоянии до получения зазора между стенками 2 мм. Для восстановления пластичности алюминиевые заготовки подвергались отжигу при температуре 480˚С в течение 30 минут. Затем трубки были заполнены титановым порошком и подвергались холодной прокатке. Обжатия оценивались с помощью логарифмических деформаций по формуле: $\varepsilon = \ln(t_k/t_0)$, где t_k и t_0 – конечная и начальная толщина заготовки соответственно. После оценки обжатия получились следующими: 80 %, 85 %, 87,5 %. После прокатки образцы подвергали отжигу при температуре 650˚С в течение 1, 2 и 3 часов для получения интерметаллидных частиц. Далее изготавливались шлифы и измерялась микротвердость полученных

структур.

Однако при измерении твёрдости образцов (с обжатием 80%, 87,5% при выдержке 3 и 2 часа) возникли трудности из-за появления пор и провала индентора.

Результаты

На рисунке 1 показано изменение микротвердости образцов после холодной прокатки.

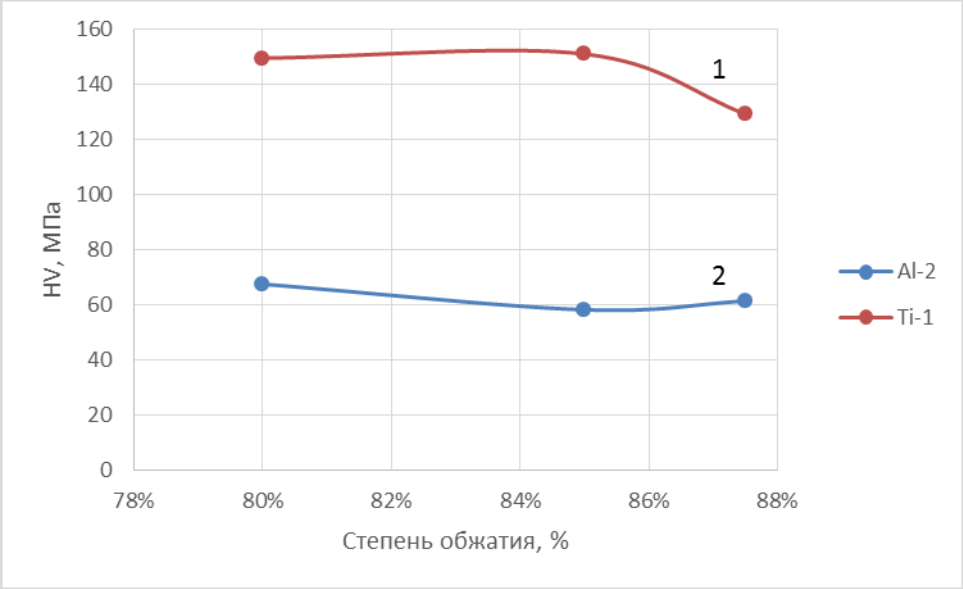


Рисунок 1 - Относительное изменение средней микротвердости исходных образцов после холодной прокатки

Из графиков на рисунке 1 видно, что степени обжатия свыше 80 % приводят к снижению микротвёрдости обоих металлов. Значительное снижение микротвёрдости наблюдается у частиц титана при обжатиях свыше 86 %. По сравнению с исходным состоянием, при котором у титана наблюдается исходная микротвёрдость порядка 225…250 HV, его микротвёрдость в холоднодеформированном состоянии оказалась ниже; а у алюминия при исходной микротвёрдости около 15…18HV, в катанных образцах оказалась значительно выше.

На рисунке 2 показано изменение микротвердости в зависимости от временного интервала отжига и степени деформации.

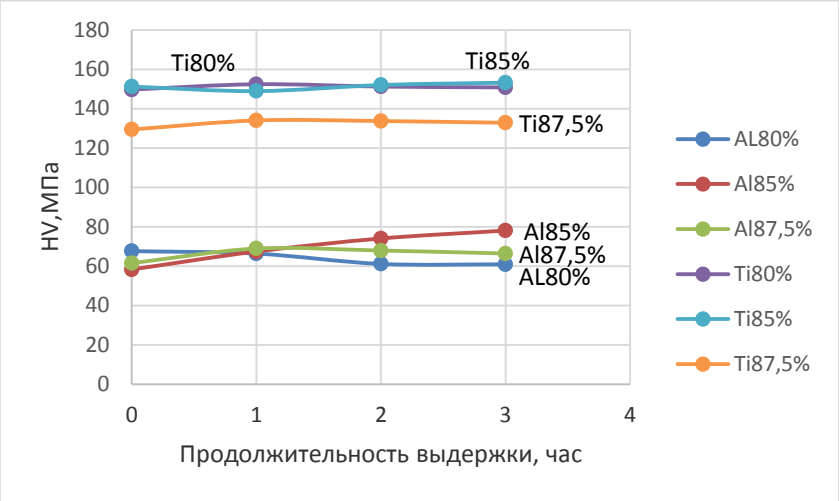


Рисунок 2 - Относительное изменение средней микротвердости после отжига

Из анализа графиков на рисунке 2 следует, что продолжительность выдержки отжига от 1 до 3 часов при температуре 650˚С практически не оказывает влияния на микротвёрдость структур. Однако предварительное деформирование оказывает на неё влияние: в серединном

слое, где расположены уплотнённые частицы титана, наблюдается снижение микротвёрдости при степенях обжатия порядка 85 %.

Сопоставление полученных результатов с опубликованными в статье [3] показывает, что микротвёрдость слоистых композитов на основе алюминия и титана, полученных совместной прокаткой с последующим отжигом при температуре 650 ˚С в течение 4 часов позволил получить значение микротвёрдости интерметаллидной прослойки около 500 HV, что значительно превышает значения, полученные в данном исследовании.

Микроструктура образцов после деформирования с различными степенями и отжига при температуре 650 °С в течение 1 часа представлена на рис.3,4,5.

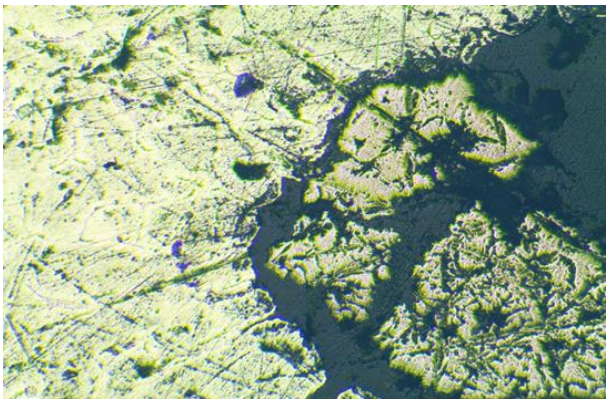


Рисунок 3 - Микроструктура области раздела титана и алюминия после прокатки с обжатием 80 % и отжига, х166

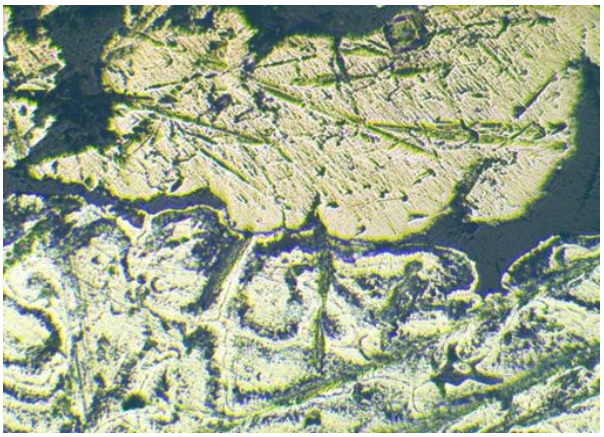


Рисунок 4 - Микроструктура области раздела титана и алюминия после прокатки с обжатием 85 % и отжига, х166

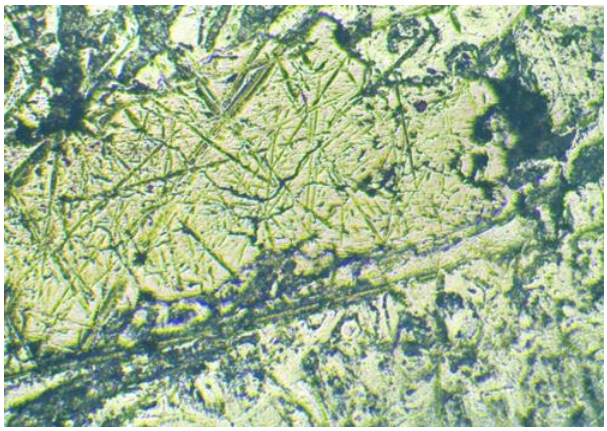


Рисунок 5 - Микроструктура области раздела титана и алюминия после прокатки с обжатием 87,5 % и отжига, изображение х166

Из анализа микроструктуры видно, что при указанных режимах сохраняются индивидуальные структуры алюминия и титана. В прослойках алюминия, граничащих с частицами титана наблюдаются трещины. Между частицами титана видны несполошности, которые не залечиваются даже при степенях обжатия свыше 87%. Внутри самих частиц титана, несмотря на их сплющивание и укрупнение, наблюдаются границы раздела и трещины.

Причиной роста микротвёрдости в алюминии в образцах со степенью обжатия 85 % может являться начало легирования титаном. Как показано в работах [4,5], появление интерметаллидов происходит в первую очередь за счёт уменьшения толщины или исчезновения алюминия. Это может объяснять отсутствие изменений в микротвёрдости титана после отжига. Как видно, разупрочнения титана не происходит, хотя температуры нагрева 650°С с выдержкой 1…3 часа должно быть достаточно для протекания рекристаллизационных процессов в титане [6,7].

Выводы:

1. Холодная прокатка слоистых образцов, состоящих из алюминиевой оболочки и титанового наполнителя в виде порошка приводит к повышению микротвёрдости алюминия в 3-4 раза по сравнению с исходным состоянием. Однако при степенях обжатия свыше 80% микротвёрдость алюминия начинает снижаться.
2. Микротвёрдость титановой прослойки оказалась ниже микротвёрдости частиц титана, которая при степени обжатия свыше 85 % снижается.
3. В микроструктуре образцов наблюдаются трещины, расположенные как в титановой прослойке, так и алюминиевой оболочке.

Библиграфический список

1. Способ получения листового композиционного материала системы титан-алюминий/ Ф. Р. Карелин, А. И. Тройно, В. С. Юсупов [и др.]//ЕДРИД.-2017.-217.015.B601

2. Патент 2228296. Российская Федерация, МПК C01G1/00, CO1G1/02, CO1B13/14. Способ получения интерметаллидов сложного состава: заявл. 08.08.2002:опубл. 10.05.2004/ Л.И. Осадчая, В.В. Соколов, А.П. Зубарева, И.Ю. Филатова.

3. Influence of annealing on the microstructure and mechanical properties of Ti/Al and Ti/Al/Nb laminated composites Robabeh Jafari, Beitallah Eghbali, Maryam Adhami Materials Chemistry and Physics 213 (2018) 313-323

4. Поверхностное легирование титана алюминием с использованием метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей/ И.А. Батаев, Д.В. Лазуренко, М.Г. Голковский [и др.]// Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).-2017

5. Повышение коррозионной стойкости стальных конструкций с использованием процессов наплавки порошковых смесей и сварки взрывом/ Д.В. Лазуренко, И.А. Батаев, А.А. Руктуев [и др.]// Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).- 2013

6. Рекристаллизационное поведение при горячей деформации технически чистого титана, модифицированного бором/ Р.А. Гайсин, В.М. Имаев, Р.М. Имаев// Физика металлов и металловедение.- 2015

7. Влияние исходного структурного состояния технического титана вт1-0 на изменение микроструктуры и микротвердости его поверхностного слоя в процессе ультразвуковой обработки/ Р.Р. Хайруллин// Инженерия для освоения космоса.- 2016

УДК 621.771.01

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЗЕРВА СИЛ ТРЕНИЯ КАЛИБРОВ, ФОРМИРУЮЩИХ СОЧЛЕНЕННЫЙ ПРОФИЛЬ ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ПРОДОЛЬНОГО РАЗДЕЛЕНИЯ

Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. *В последнее время для повышения производительности и снижения энергозатрат при производстве строительных профилей на действующих сортовых станах активно внедряется технология прокатки – разделения с использованием неприводных делительных устройств. Для успешного внедрения данной технологии предложены зависимости, позволяющие определить резерв сил трения в калибрах, формирующих сочлененный профиль. Информация по резерву сил трения необходима для оценки возможности продольного разделения и выбора рациональных режимов формоизменения в сочлененных калибрах.*

Ключевые слова*. Строительные профили, прокатка – разделение, сочлененный калибр, резерв сил трения.*

DETERMINATION OF THE RESERVE OF FRICTION FORCES OF THE CALIBERS FORMING AN ARTICULATED PROFILE FOR SUBSEQUENT LONGITUDINAL SEPARATION

Fastykovsky A. R., Vakhrolomeev V.A.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Annotation*. Recently, in order to increase productivity and reduce energy consumption in the production of building profiles at existing long mills, rolling – separation technology using non-drive dividing devices has been actively introduced. For the successful implementation of this technology, dependencies are proposed that allow determining the reserve of friction forces in the calibers forming the articulated profile. Information on the reserve of friction forces is necessary to assess the possibility of longitudinal separation and the choice of rational modes of shape change in articulated calibers.*

Keywords. *Construction profiles, rolling-separation, articulated gauge, reserve of friction forces.*

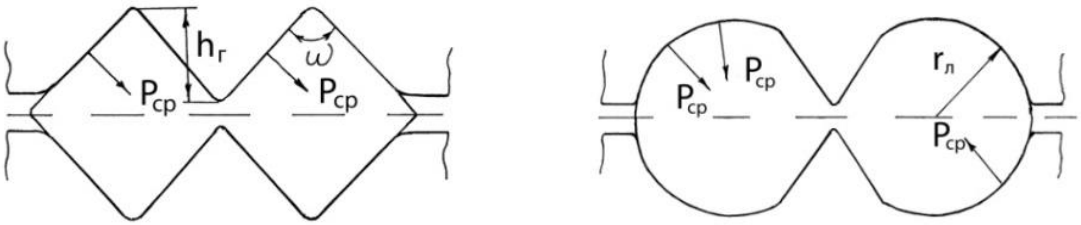
В последнее время строительная отрасль России переживает период подъема, что, в свою очередь, требует увеличение объемов производства строительного проката, в основном арматурных профилей. Решение задачи увеличения объемов производства арматурных профилей возможно либо за счет ввода новых прокатных станов, либо при внедрении прогрессивных технологий, позволяющих без существенных материальных затрат увеличить производительность действующих прокатных агрегатов. Второй путь предпочтительней, и для его реализации можно воспользоваться технологией прокатки – разделения. Суть технологии заключается в том, что из одной заготовки получается несколько изделий путем продольного разделения в процессе прокатки [1,2]. Такой подход решает ряд важных задач, таких как использование крупных непрерывно литых заготовок для действующих мелкосортных станов, увеличение производительности без больших капитальных затрат, повышение энергоэффективности.

Реализуется технология прокатки – разделения по двум направлениям: либо в валках прокатной клети, либо в делительной арматуре при помощи неприводного инструмента. В

последнее время продольному разделению в делительной арматуре отдают предпочтение, так как данный подход позволяет упростить настройку оборудования и обеспечить стабильный процесс разделения одновременно до пяти полос.

Однако для успешной реализации процесса разделения в неприводной делительной арматуре необходимо знать резерв сил трения калибров, формирующих сочлененный профиль. Определению резерва сил трения в вытяжных калибрах посвящено ряд работ [3,4] и, как показали исследования [5,6], данная величина меняется в широких пределах и ее следует учитывать при разработке технологии прокатки – разделения.

Процесс разделения сочлененных профилей в делительной арматуре осуществляется за счет резерва сил трения в очаге деформации клети, формирующей данный сочлененный профиль. От величины резерва сил трения зависит стабильность разделения, возможная толщина перемычки. Рассмотрим две наиболее часто используемые формы калибров для формирования сочлененных профилей, подлежащих разделению делительной арматурой - сочлененные квадраты (ромбы) и сочлененные круги (овалы) (рисунок 1).



а) б

Рисунок 1 – Калибры, формирующие сочлененные профили: а) калибр в виде сочлененного ромба; б) сдвоенный круг

Для определения резерва сил трения рассмотрим прокатку с передним подпором, величина которого Q_1 уравновешивает резерв сил трения. Запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации для калибра, состоящего из нескольких ромбов соединенных перемычкой, спроектировав все силы на направление прокатки (рисунок 1 а):

$$-2np_{ср}R_к G_к h_Г tg\frac{\omega}{2}\int_0^{\alpha}\sin\theta d\theta - 2np_{ср}R_к G_к\left(\frac{B-2h_Г tg\frac{\omega}{2}}{2\sin\frac{\omega}{2}}\right)\sin\frac{\omega}{2}\int_0^{\alpha}\sin\theta d\theta +$$
$$+\frac{2np_{ср}\mu_у R_к G_к h_Г}{\cos\frac{\omega}{2}}\int_0^{\alpha}\cos\theta d\theta + 2np_{ср}\mu_у R_к G_к\left(\frac{B-2h_Г tg\frac{\omega}{2}}{2\sin\frac{\omega}{2}}\right)\int_0^{\alpha}\cos\theta d\theta - Q_1 = 0 \quad , \qquad (1)$$

где $p_{ср}$ – среднее нормальное давление;

n – число сочлененных профилей;

$R_к$ – катающий радиус;

$G_к$ – коэффициент, учитывающий заполнение калибра;

$h_Г$ – высота ручья;

ω – угол при вершине ромба;

α – угол захвата;

θ – текущий угол;

B - ширина калибра;

Q_1 – сила подпора, уравновешивающая резерв сил трения в рассматриваемом калибре;

$\mu_у$ – коэффициент трения при установившемся процессе прокатки.

После интегрирования и преобразований получим:

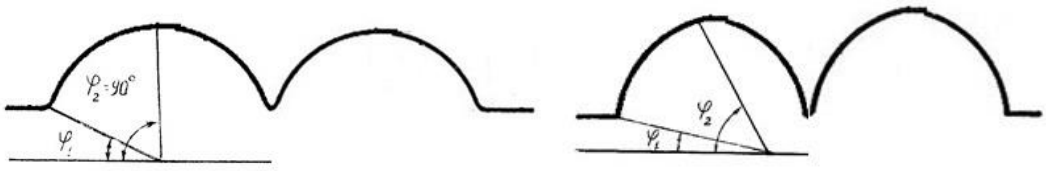
$$Q_1 = 2p_{ср}l_d nG_к \left\{ \left[\frac{2\mu_y}{\sin\frac{\omega}{2}} - \alpha \right] \left[h_Г \cdot tg\frac{\omega}{2} + \left(\frac{B - 2h_Г tg\frac{\omega}{2}}{2} \right) \right] \right\}, \quad (2)$$

где $l_в$ – длина дуги захвата.

Для сочлененный квадратов зависимость (2) упрощается до вида:

$$Q_1 = 2p_{ср}l_d nG_к \left\{ \left[2{,}83\mu_y - \alpha \right] \left[h_Г + \left(\frac{B - 2h_Г}{2} \right) \right] \right\}. \quad (3)$$

Рассмотрим случай формирования сочлененного профиля в виде овалов и ребровых овалов (рисунок 2).



а) б

Рисунок 2 – Калибры, формирующие сочлененный профиль:
а) сочлененный овальные калибры; б) сочлененные ребровые овальные калибры

Запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации для случая формирования сочлененного профиля в овальных калибрах, спроектировав все силы на направление прокатки.

$$\begin{aligned} &-4np_{ср}R_к r_л \left(\varphi_2 - \varphi_1\right) G_к \int_{\varphi_1}^{\varphi_2}\int_0^{\alpha} \sin\omega_{ов} \sin\theta d\omega_{ов} d\theta + \\ &+4np_{ср}\mu_y R_к r_л \left(\varphi_2 - \varphi_1\right) G_к \int_0^{\alpha} \cos\theta d\theta - Q_1 = 0 \end{aligned}, \quad (4)$$

где $r_л$ - радиус овала; φ_1 φ_2 – углы описывающие овал.

После интегрирования и преобразований получим зависимость для определения продольной силы, обеспеченной резервом сил трения калибров, состоящих из сочлененных овалов:

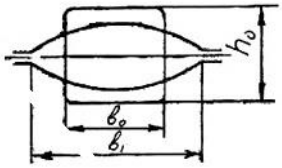
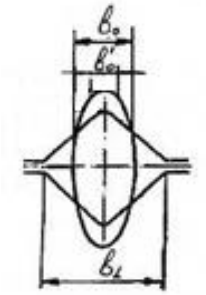
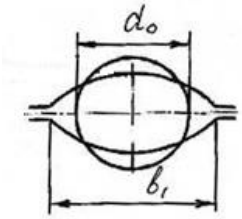
$$Q_1 = 4np_{ср}r_л l_d \left(\varphi_2 - \varphi_1\right) G_к \left[2\mu_y - \alpha\left(\cos\varphi_1 - \cos\varphi_2\right) \right]. \quad (5)$$

Для сочлененных кругов зависимость (4) упростится до вида:

$$Q_1 = 6{,}28np_{ср}r_л l_d G_к \left(2\mu_y - \alpha\right). \quad (6)$$

Во все зависимости для расчета продольной силы, обеспеченной резервом сил трения, входит коэффициент $G_к$, учитывающий степень заполнения очага деформации при прокатке в калибрах разной формы. Использование в расчетах коэффициента $G_к$ обусловлено тем, что контактную площадь при прокатке в калибрах определить не так просто, как на гладкой бочке. На величину контактной площади большое влияние оказывает форма калибра и заготовки. Введение коэффициента $G_к$ позволяет оценить и учесть особенности прокатки в калибрах при определении контактной (активной) площади. Так при прокатке в системе квадрат – ромб коэффициент $G_к$=0,63 – 0,64; в системе ромб – ромб $G_к$=0,65 – 0,68. Для случаев прокатки с другими сочетаниями формы заготовки и калибра коэффициент $G_к$ можно определить по формулам, приведенным в таблице 1.

Таблица 1 – Зависимости для определения коэффициента $G_к$

Форма заготовки и калибра	$G_к$
	$G_к = 1,04\left(0,6 + 0,4\frac{b_0}{b_1}\right)$
	$G_к = 0,55 + 0,45\frac{b_0'}{b_1}$
	$G_к = 0,6 + 0,18\frac{d_0}{b_1}$

Полученные зависимости позволяют определить величину резерва сил трения калибров, формирующих сочлененный профиль для последующего разделения в неприводных устройствах. Данная информация необходима при оцеке устойчивости процесса продольного разделения и подбора режимов деформирования в сочлененных калибрах.

Библиографический список

1. Жучков С.М. Использование неприводных деформирующих средств в процессе сдвоенной прокатки с продольным разделением раската в потоке стана // Сталь. – 1997. - №7. – С. 37 – 41.

2. Следнев В.П. Спаренная прокатка сортовых профилей / В.П. Следнев. – М.: Металлургия, 1988. – 168 с.

3. Фастыковский А.Р. Изучение резервных сил трения при прокатке в вытяжных калибрах / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 4. – С. 22 – 24.

4. Фастыковский А.Р. Неприводные универсальные калибры новое направление в производстве рельсов/ А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Металлург. – 2002. – С. 48 – 50.

5. Фастыковский А.Р. Совершенствование технологии производства арматурных профилей на непрерывных мелкосортных станах /А.Р. Фастыковский, К.В. Волков, В.Н. Перетятько, О.Ю. Ефимов, В.Я. Чинокалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2011. - №10. – С.18 – 21.

6. Ефимов О.Ю. Использование технологии прокатки – разделения на стане 250-1 / О.Ю. Ефимов, В.Я. Чинокалов, А.Р. Фастыковский, И.В. Копылов // Сталь. – 2008. – № 8. – С. 78 – 80.

УДК 621.778.1

СИЛОВЫЕ УСЛОВИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ В РОЛИКОВЫХ ВОЛОКАХ

Фастыковский А.Р., Осколкова Т.Н., Юрьев А.Б., Прудников А.Н.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Успешное развитие обработки металлов давлением в многовалковых волоках требует проведения теоретических исследований. Наибольший интерес представляют зависимости для определения усилия волочения, учитывающие многообразие факторов, влияющих на данный процесс. В статье с использованием метода энергетического баланса получены теоретические зависимости для определения усилия волочения в трехроликовых волоках. Полученные зависимости учитывают как геометрические параметры инструмента, так и режимы формоизменения.*

Ключевые слова*: роликовые волоки, энергетический баланс, усилие волочения.*

FORCE CONDITIONS WHEN DRAWING IN ROLLER LUGS

Fastykovskii A.R., Oskolkova T.N.. Yuryev A.B., Prudnikov A.N.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia

Abstract. *The successful development of metal forming in multi-roll drawing requires theoretical research. The most interesting are the dependencies for determining the drawing force, taking into account the variety of factors that affect this process. In the article, using the energy balance method, theoretical dependences for determining the drawing force in three-roller lugs are obtained. The obtained dependences take into account both the geometric parameters of the tool and the modes of shaping.*

Keywords*: roller lugs, energy balance, drawing force.*

Решение проблем, связанных с созданием эффективных технологических процессов волочения на существующем оборудовании, возможно при использовании роликовых волок. При этом волочильные станы могут эксплуатироваться с применением одновременно роликовых и монолитных волок. Все более широкое использование находит перспективная технология формирования полуфабриката в предчистовых роликовых калибрах и получение окончательных формы и размеров сортового профиля в монолитной волоке.

Значительные силы контактного трения при волочении в монолитных волоках являются причиной низкой стойкости рабочего инструмента (волок), накладывают ограничение на скоростной режим работы, требуют выполнения широкого ряда вспомогательных операций по подготовке поверхности металла к волочению (скальпирование, травление, иглофрезерование, фосфатирование, покрытие бурой и т.п.), диктуют необходимость использования дорогостоящих технологических смазок. Использование роликовых волок позволяет существенно уменьшить отрицательное влияние сил контактного трения на экономические показатели процесса волочения.

Применение роликовых волок позволяет свести к минимуму расходы на подготовку заготовки к волочению, ограничиваясь, как правило, механической или химической (травление) очисткой поверхности металла от окалины, грязи и т.п. Процесс роликового волочения можно проводить с использованием в качестве технологической смазки наиболее дешевых материалов, вплоть до масляно-водяной эмульсии, которая одновременно служит охладителем рабочего инструмента.

Использование роликовых волок позволяет улучшить механические и металлографи-

ческие свойства обрабатываемого металла. Меньший наклеп поверхности металла, более равномерная деформация и возможность получения больших разовых и суммарных вытяжек способствует более равномерному распределению свойств и структуры по сечению профиля, что особенно наглядно проявляется при волочении труднодеформируемых материалов, а также металлов с ярко выраженной литой структурой.

Использование роликовых волок позволяет существенно расширить сортамент изделий, получаемых волочением за счет профилей, отличных от круга [1, 2]. Однако, одним из сдерживающих факторов развития этого перспективного процесса является недостаточно развитая теория волочения в роликовых волоках. Много и не решенных вопросов по оценке энергосиловых параметров при волочении в роликовых волоках.

Для определения зависимости усилия волочения в роликовых волоках от технологических параметров процесса, конструктивных особенностей инструмента воспользуемся энергетическим методом решения задач обработки металлов давлением. Запишем уравнение энергетического баланса для волочения с использованием роликовых волок вида:

$$N_Ф+N_{TP}+N_X-N_в=0, \qquad (1)$$

где N_x – мощность сил сопротивления вращению, Вт;

$N_в$ – мощность, необходимая для деформирования в роликовой волоке, Вт;

N_{TP} – мощность сил трения на контактной поверхности роликовой волоки, Вт;

$N_ф$ – мощность, необходимая для формоизменения, Вт.

Мощность на формоизменение определим по формуле [3]:

$$N_ф = p_{ср} v h_{ср} b_{ср} \ln \frac{h_0}{h_1}, \qquad (2)$$

где v – скорость волочения, м/с;

$h_{ср}$ – средняя высота заготовки в очаге деформации, мм;

h_0, h_1 – начальная и конечная толщина заготовки, мм;

$p_{ср}$ – среднее нормальное напряжение;

$b_{ср}$ – средняя ширина заготовки, мм.

Мощность, необходимая для деформирования в роликовой волоке, найдем по зависимости:

$$N_в= \sigma_в V_{сек}, \qquad (3)$$

где $\sigma_в$ – напряжение, необходимое для деформирования в роликовой волоке, Мпа;

$V_{сек}$ – секундный объем.

Мощность сил трения в очаге деформации, как отмечено в работах [3, 4], складывается из мощности в зоне отставания, опережения и определяется по формулам:

$$N_{TP}=N_{TPотст}+N_{TPопер}, \qquad N_{TP} = \iint_{F_1} \tau_1 \Delta v_1 dF + \iint_{F_2} \tau_2 \Delta v_2 dF, \qquad (4)$$

где Δv_1, Δv_2 – продольные составляющие скоростей скольжения соответственно в зонах отставания и опережения, мм/с;

F_1, F_2 – контактные площади в зонах отставания и опережения, мм^2;

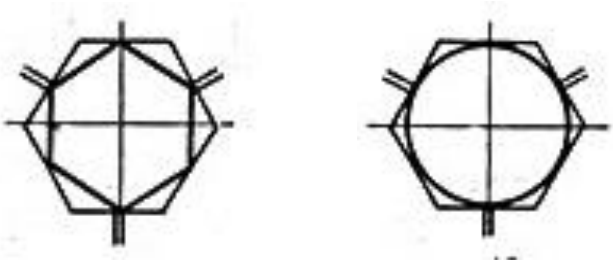
τ_1, τ_2 – касательные напряжения соответственно в зонах отставания и опережения.

Мощность, расходуемая на вращение роликовой волоки [5]:

$$N_x= -\iint_{F1} \tau_1 v_в dF + \iint_{F2} \tau_2 v_в dF. \qquad (5)$$

где $v_в$ – окружная скорость точки на валке, мм/с.

Рассмотрим получение круглой проволоки с использованием трехроликовых волок, работающих по схемам шестигранник – шестигранник и шестигранник – круг (рисунок 1).



а) б)

Рисунок 1 – Волочение в трехроликовых волоках по схемам шестигранник – шестигранник (а), шестигранник – круг (б)

Для решения уравнения (1) воспользуемся следующими допущениями:

– при определении средней площади поперечного сечения полосы в зонах отставания и опережения при деформировании в трехроликовых волоках воспользуемся предложенной в работе [6] экспоненциальной зависимостью (максимальная ошибка не превышает 7 %):

$$S_C = S_1 \lambda_1^{\frac{\varphi_Г}{\alpha_1}}, \tag{6}$$

где S_1 – площадь поперечного сечения после деформирования, мм^2;

λ_1 – коэффициент вытяжки в роликовой волоке;

$\varphi_г$ – угол наклона вектора скорости к горизонтали в соответствующей зоне, рад;

α_1 – угол захвата в роликовой волоке, рад;

– при рассмотрении случая деформирования в роликовой волоке используем аппроксимирующую функцию, рекомендованную в работе [7], для определения площади контакта полосы с валками при волочении по схеме шестигранник – шестигранник (рисунок 1 а) в виде:

$$y_1 = \frac{b}{2}\left[1 - \left(\frac{\theta}{\alpha_1}\right)^2\right], \tag{7}$$

где b – ширина грани ролика, мм;

θ – текущий угол.

При волочении по схеме шестигранник – круг (рисунок 1 б):

$$y_1 = \frac{b}{2}\left[1 - \left(\frac{\theta}{\alpha_1}\right)\right]. \tag{8}$$

После проведения соответствующих вычислений и преобразований получим зависимости для определения усилия волочения в трехроликовых волоках по схемам шестигранник – шестигранник и шестигранник – круг вида:

шестигранник - шестигранник

$$Q_в = \sigma_{Tср} S_1 \ln\lambda + 1{,}005\mu\sigma_{Tср} b \cdot l_d \left[\frac{\lambda^{0{,}83}}{\cos(0{,}17\alpha_1)} - \frac{\lambda^{0{,}333}}{\cos(0{,}663\alpha_1)}\right]. \tag{9}$$

шестигранник - круг

$$Q_в = \sigma_{Tср} S_1 \ln\lambda + 0{,}75\mu\sigma_{Tср} b l_d \left(\frac{\lambda^{0{,}875}}{\cos(0{,}125\alpha_1)} - \frac{\lambda^{0{,}375}}{\cos(0{,}625\alpha_1)}\right). \tag{10}$$

где S_1 – площадь поперечного сечения заготовки после волочения в роликовой волоке, мм^2;

l_d – длина дуги захвата на одном ролике;

λ – коэффициент вытяжки;

$\sigma_{Tср}$ - средний предел текучести металла, который усредняют по начальному и

конечному значению $\sigma_{Tср} = 0,5(\sigma_{T0} + \sigma_{T1})$.

Для определения усилия волочения в роликовых волоках в литературе [8] рекомендуется формула вида:

$$Q_в = k\sigma_{Tср} S_1 \ln\lambda , \qquad (11)$$

где k – коэффициент, учитывающий контактные силы трения и равный 1,3 – 1,4.

Полученные зависимости (9, 10) для определения усилия волочения состоят из двух слагаемых: первая составляющая характеризует величину усилия волочения необходимую для обеспечения работы деформации, вторая составляющая учитывает влияние условий трения на контакте. Рекомендованная в литературе формула (11) учитывает усилие, необходимое для обеспечения работы деформации, а влияние контактных сил трения полагают равным 30 – 40% от этого усилия. Полученные зависимости выгодно отличаются от имеющейся в литературе тем, что при определении составляющей усилия от контактных сил трения учитывают конструктивные особенности роликовых волок, параметров очага деформации, коэффициент трения.

Рассмотрим влияние коэффициента трения и коэффициента вытяжки на составляющие усилия волочения при волочении шестигранной заготовки в шестигранном калибре. Полученные зависимости приведены на рисунках 2 и 3. Изменение коэффициента трения при прочих равных условиях в основном влияет на составляющую усилия волочения от трения, которая в рассматриваемых условиях увеличивается в 2,5 раза.

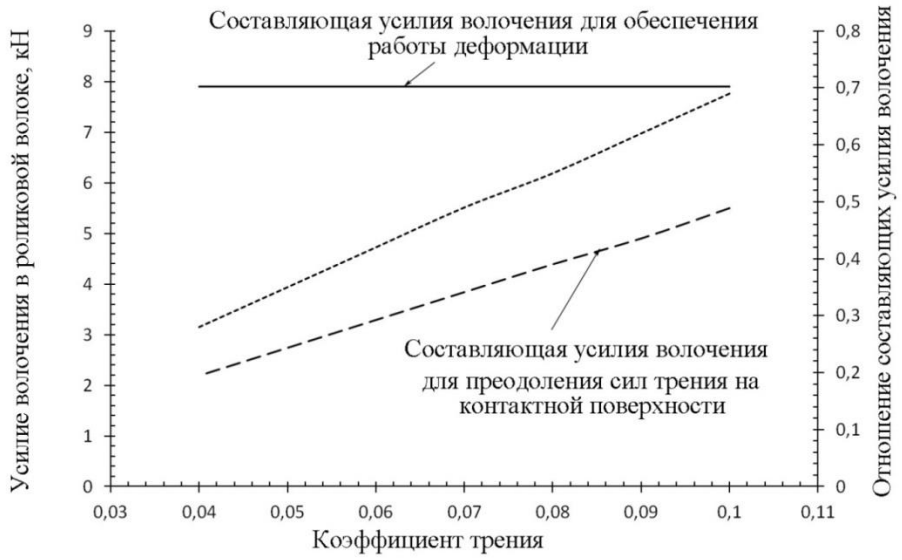


Рисунок 2 — Влияние коэффициента трения на усилие волочения в роликовой волоке шестигранника в шестигранник

Интересно посмотреть зависимость соотношения двух составляющих усилия волочения в исследуемом интервале полученные значения меняются от 0,22 до 0,55 существенно перекрывая интервал рекомендованный в известной формуле (11). Изменение коэффициента вытяжки от 1,1 до 1,35 при волочении шестигранника в шестигранном калибре увеличивает обе составляющие усилия в 2,8 – 3 раза при этом отношение составляющих усилия изменяется от 0,3 до 0,62 так же перекрывая рекомендованный диапазон формулы (11).

Используя полученные формулы для определения усилия волочения шестигранника в круглом калибре построены зависимости, приведенные на рисунках 4, 5. Характер приведенных на рисунках 4, 5 зависимостей при волочении шестигранника в круг очень похож на зависимости волочения шестигранника в шестигранник с незначительными количественными расхождениями.

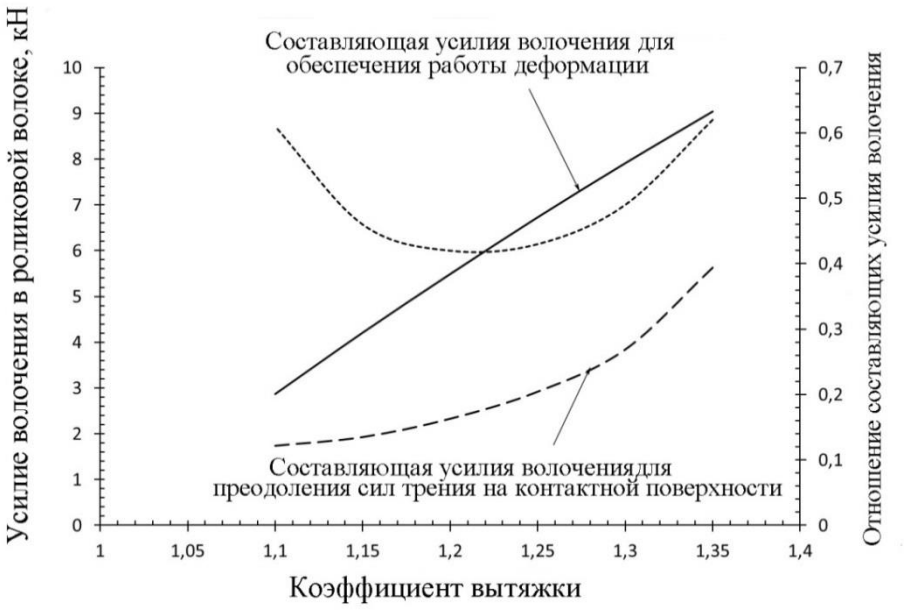


Рисунок 3 - Влияние коэффициента вытяжки на усилие волочения в роликовой волоку шестигранника в шестигранник

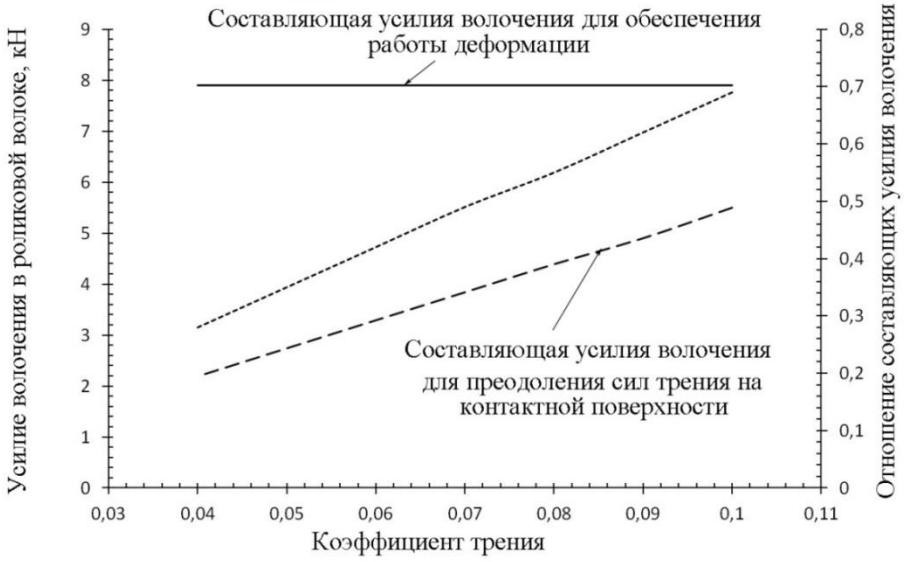


Рисунок 4 - Влияние коэффициента трения на усилие волочения в роликовой волоке шестигранника в круг

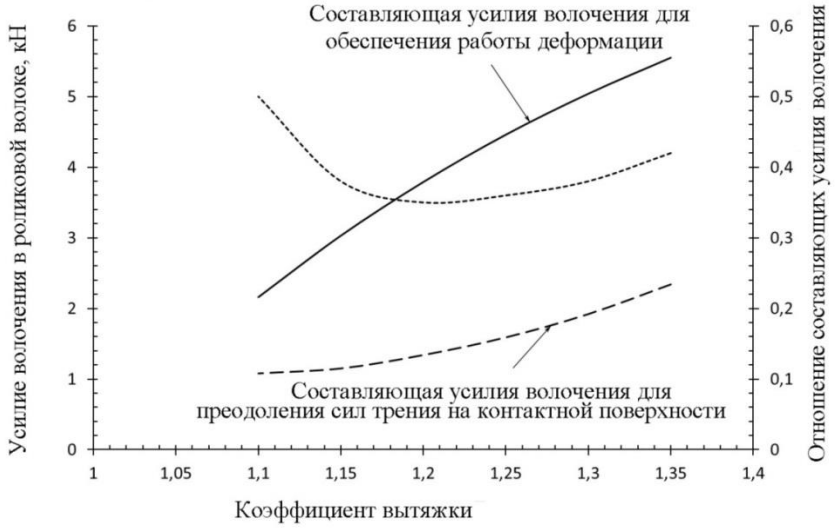


Рисунок 5 - Влияние коэффициента вытяжки на усилие волочения в роликовой волоку шестигранника в круг

Так отношение составляющих усилия волочения при изменении коэффициента вытяжки от 1,1 до 1,35 изменилось от 0,35 до 0,5 при изменении коэффициента трения от 0,04 до 0,1 изменилось с 0,25 до 0,68. Сопоставление полученных данных позволяет сделать вывод о том, что рекомендованный в известной формуле (11) для определения усилия волочения интервал соотношений составляющих усилия волочения в 0,3 – 0,4 не соответствует действительности и требует уточнения.

Библиографический список

1. Фастыковский А.Р. Снижение энергопотребления при получении длинномерных винтовых профилей волочением / А.Р. Фастыковский, Е.В. Чинокалов, Б.М. Лебошкин, О.Ю. Ефимов // Производство проката. – 2013. - №10. – С. 40 – 42.

2. Фастыковский А.Р. Холоднотянутая арматурная проволока с винтовым профилем / А.Р. Фастыковский, Е.В. Чинокалов, А.Г. Милованов // Металлург.– 2014.- №6. – С.128 – 131.

3. Фастыковский А.Р. Изучение резервных сил трения при прокатке в вытяжных калибрах / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 4. – С. 22 – 24.

4. Фастыковский А.Р. Оценка величины резервных сил трения очага деформации / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. - № 8. – С. 42 – 44.

5. Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Теоретическая модель процесса бескалибровой прокатки с использованием резервных сил трения очага деформации / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2003. - № 6. – С. 18 – 20.

6. Выдрин В.Н. К теории расчета удельного давления при прокатке в четырехвалковых калибрах: Сб. науч. трудов. Теория и технология прокатки / В.Н. Выдрин, Ю.П. Сердега, П.М. Сычев. – Челябинск,1971. – №76. – С. 112 – 121.

7. Площадь контакта в трехвалковых калибрах: Сб. науч. трудов. Теория и технология прокатки / Л.А. Барков [и др.] – Челябинск, 1971. – №79. – С. 96 – 99.

8. Рудской А.И. Волочение / А.И.Рудской, В.А. Лунев, О.П. Шабалдо Учебное пособие. Сант-Петербург. Политехнический ун-т. 2011, 126 с.

УДК 621.771.074

УВЕЛИЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ЗАГОТОВОЧНЫХ И СОРТОВЫХ СТАНОВ

Фастыковский А.Р.[1], Леонтьев В.В.[2], Губарев Е.И.[2], Перминов Д.А.[2], Зайков И.Г.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]АО ЕВРАЗ ЗСМК, Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Прокатные валки сортовых и заготовочных станов работают в сложных условиях при воздействии высоких давлений, термоциклировании и абразивного износа. Такие условия работы прокатных валков приводят к быстрому их износу. Для повышения стойкости прокатных валков предлагается усовершенствовать систему их охлаждения за счет применения форсунок новой конструкции, генерирующих водо-воздушную смесь. Приведены результаты работы новой системы охлаждения прокатных валков в условиях действующего производства. Получен положительный эффект по повышению стойкости калибра на 20% и сокращению на 30 % оборотной воды для охлаждения валков.*

Ключевые слова*. Валки, система охлаждения, стойкость калибра.*

INCREASING THE DURABILITY OF ROLLING ROLLS OF BILLET AND LONG MILLS

Fastykovsky A.R.[1], Leontiev V.V.[2], Gubarev E. I.[2], Perminov D.A.[2], Zaikov I.G.[2]

[1]Sibir State Industrial University Novokuznetsk, Russia
[2]EVRAZ ZSMK JSC, Novokuznetsk, Russia

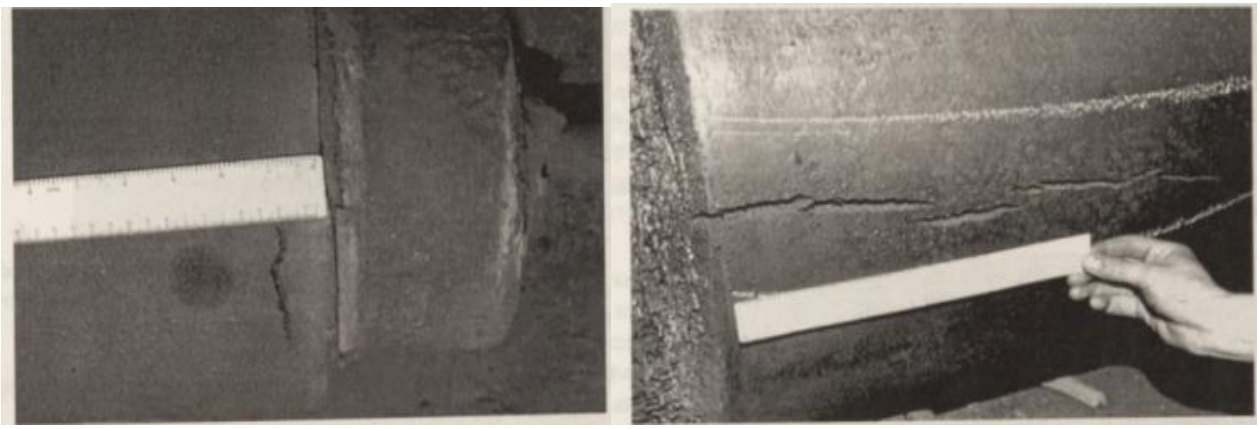
Abstract. *Rolling rolls of long and billet mills operate under difficult conditions under the influence of high pressures, thermal cycling and abrasive wear. Such working conditions of the rolling rolls lead to their rapid wear. To increase the stability of the rolling rolls, it is proposed to improve their cooling system by using a new design of injectors that generate a water-air mixture. The results of the operation of the new cooling system of rolling rolls in the conditions of the current production are presented. A positive effect was obtained to increase the stability of the caliber by 20 % and reduce the recycled water for cooling the rolls by 30%.*

Keywords: *rolls, cooling system, gauge stability.*

Прокатные валки – это инструмент непосредственно участвующий в формоизменении металла. Прокатные валки заготовочных и сортовых станов работают в тяжелых условиях сопряженных с большими нагрузками и высокими температурами [1-3]. Условия эксплуатации валков накладывают на них повышенные требования по прочности и износостойкости. Повысить эксплуатационный период можно двумя путями: совершенствованием химического состава материала валков, созданием благоприятных условий эксплуатации, связанных с оптимизацией условий трения на контактной поверхности в очаге деформации [4, 5] и температурного режима валков.

Более подробно рассмотрим второе направление повышения эксплуатационного периода прокатных валков связанное с температурным режимом работы. В процессе прокатки валки контактируют с горячим металлом, что приводит к местному интенсивному разогреву поверхности валка. Если этот разогрев не компенсировать эффективным охлаждением то возможны нарушения сплошности валков в виде продольных и поперечных трещин (рисунок 1). Не достаточно эффективное охлаждение приводит к появлению на поверхности валков сетки разгара, что с одной стороны приводит к сокращению срока их службы с дру-

гой к образованию поверхностных дефектов на готовой продукции в виде плен.



продольная трещина поперечная трещина

Рисунок 1 – Трещины на валках из-за нарушения температурного режима

Эффективность охлаждения во многом зависит от выбранной охлаждающей среды и используемых устройств. В качестве охлаждающей среду на станах горячей прокатки обычно используется оборотная вода реже водо-воздушная смесь. Не смотря на высокую эффективность водо-воздушной смеси ее широкое использование на станах горячей прокатки сдерживается не совершенством генерирующих ее устройств и высокими требованиями к качеству оборотной воды и давлению сжатого воздуха.

Переломить данную ситуацию возможно использовав новую конструкцию устройства для получения водо-воздушной смеси, которая не чувствительна к перепадам давления сжатого воздуха и повышенной загрязненности оборотной воды [6]. Небольшие размеры и простота конструкции позволяет без проблем устанавливать разработанное охлаждающее устройство, как на горизонтальных, так и на вертикальных валках (рисунок 2).

Рисунок 2 – Форсунка для генерации водо-воздушной смеси

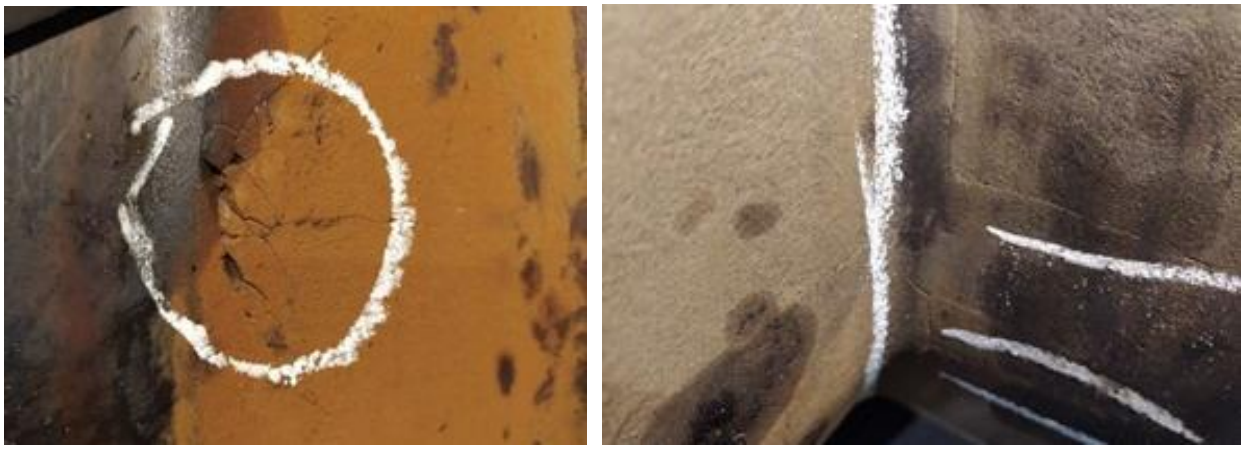
Существующая система охлаждения валков непрерывно-заготовочного стана (НЗС) АО «ЕВРАЗ ЗСМК» имеет следующие недостатки: малую интенсивность теплообмена вследствие незначительной поверхности охлаждения валков и низкого давления охладителя; ненадежность в работе, вызванную засорением отверстий в коллекторах. Указанные недостатки в значительной степени снижают эксплуатационную стойкость валков, отрицательно влияют на тепловой режим валков и устойчивость процесса прокатки.

Эксперименты по оценке эффективности охлаждения прокатных валков водо-воздушной смесью проводили в условиях НЗС АО «ЕВРАЗ ЗСМК». В качестве объекта исследований была выбрана девятая вертикальная клеть.

По существующей технологии охлаждение калибра производится за счет обильной подачи воды со стороны входа и выхода из очага деформации. Большой объем воды для охлаждения валков со стороны входа в очаг деформации приводит к попаданию последней в очаг деформации, что является причиной повышенного износа валков за счет микровзрывов, интенсивного образования сетки разгара. Использование охлаждения только со стороны выхода из очага деформации приведет к нарушению температурного режима и перегреву валков. Для достижения цели увеличения стойкости валков было предложено установить со стороны входа в очаг деформации устройство для водо-воздушного охлаждения разработанной конструкции (рисунок 2).

Для проведения экспериментов была выбрана 9 вертикальная клеть НЗС АО «ЕВРАЗ ЗСМК». На валках 9 клети нарезано три одинаковых квадратных калибра. При проведении эксперимента в промышленных условиях на первом и втором калибрах производили охлаждение по обычной схеме. При прокатке в третьем калибре подачу водо-воздушной смеси осуществляли со стороны входа металла в очаг деформации с помощью двух форсунок с подачей факела водо-воздушной смеси на калибр слева и справа, а на выходе охлаждение производили по существующей схеме. После перевалки клети и разборки валков в вальцетокарном цехе замеряли износ правого и левого валков при помощи шаблонов, щупов, штангенциркуля.

На первом калибре было прокатано 56,5 тыс. т заготовок, а на третьем 53,3 тыс. т. Стойкость первого калибра составила 21,7 тыс.т/мм, третьего 26 тыс.т/мм. Увеличение стойкости калибра составила 22%. Изучение поверхности первого и третьего калибров показало наличие продольных трещин и сетки разгара на первом калибре (рисунок 4) на поверхности третьего калибра такие дефекты отсутствовали. Поперечные трещины, сетку разгара необходимо удалять в процессе переточки, что приводит к дополнительному съему металла и уменьшению срока службы валков.



а б

Рисунок 4 – Трещины (а) и сетка разгара (б) на первом калибре

Полученный положительный эффект от предлагаемой схемы охлаждения валков объясняется тем, что использование водо-воздушной смеси со стороны входа в очаг деформации обеспечивает эффективное капельное охлаждение поверхности калибра и охлаждающая среда не попадает в очаг деформации.

Еще один положительный момент предлагаемой схемы охлаждения это снижение на 30% расхода оборотной воды для охлаждения валков.

Опыт эксплуатации устройства для генерации водо-воздушной смеси показал его работоспособность при перепадах давления воздуха в трассах и использовании оборотной воды низкого качества. Простота изготовления устройства для генерации водо-воздушной смеси, небольшие размеры, удобство крепления на элементах валковой арматуры позволяют использовать его на любом сортовом стане.

Экономический эффект от использования разработанной системы охлаждения валков на девятой клети НЗС АО «ЕВРАЗ ЗСМК» составил 211 тыс. руб./год при затратах на пере-

оборудование системы охлаждения в 6 тыс. руб. При переводе всех клетей НЗС АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на новую систему охлаждения валков экономический эффект составит 2,8 млн. руб./год. При распространении положительного опыта на другие прокатные станы АО «ЕВРАЗ ЗСМК» эффект многократно увеличится.

Библиографический список

1. Фастыковский А.Р., Савельев А.Н. Основы конструирования и безаварийной работы валковой арматуры сортовых станов. Учебное пособие с гриф УМО. – Новокузнецк. СибГИУ. 2007. – 170 с.

2. Фастыковский А.Р. Расчет оборудования прокатных клетей: Учебное пособие. - Новокузнецк. СибГИУ, 2001. – 113 с.

3. Фастыковский А.Р. Конструкции и расчеты оборудования прокатных клетей сортовых и листовых станов / А.Р. Фастыковский, А.Н. Савельев; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк, 2008. – 316 с

4.Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Изучение влияния переднего подпора на протяженность зон скольжения и прилипания в очаге деформации при прокатке // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 2. – С. 15 – 17.

5.Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Изучение резервных сил трения при прокатке в вытяжных калибрах // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 4. – С. 22 – 24.

6. А.с. 1668420, СССР, МКИ^5 C21D 1/62, B21B 45/02. Фастыковский А.Р., Кадыков В.Н., Иванов А.Н. Устройство для охлаждения проката // Опубл. 8.04.91. Бюл. №29.

УДК 621.771.01

ОСОБЕННОСТИ СИЛОВОГО БАЛАНСА УНИВЕРСАЛЬНЫХ КАЛИБРОВ СОВРЕМЕННЫХ РЕЛЬСОБАЛОЧНЫХ СТАНОВ

Фастыковский А.Р.[1], Добрянский А.В.[2], Дорофеев В.В.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]АО ЕВРАЗ ЗСМК, Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Современные рельсобалочные станы имеют в своем составе непрерывно - реверсивные группы клетей, в состав которых входят универсальные клети. Прокатка рельсовых профилей в универсальных калибрах кардинально отличается от прокатки в двухвалковых калибрах, и в настоящий момент не достаточно хорошо изучена, как в теоретическом, так и практическом плане. В статье приведены теоретические зависимости для оценки силового баланса при проходе в универсальных калибрах современных рельсобалочных станов. Показано влияние подпора со стороны неприводных валков на изменение размеров подошвы и головки рельсовых профилей.*

Ключевые слова: *Силовой баланс, универсальный калибр, рельсобалочный стан.*

FEATURES OF THE POWER BALANCE OF UNIVERSAL GAUGES OF MODERN RAIL-AND-BEAM MILLS

Fastykovsky A.R.[1], Dobryansky A.V.[2], Dorofeev V.V.[2]

[1]Sibir State Industrial University, Novokuznetsk, Russia
[2]EVRAZ ZSMK JSC , Novokuznetsk, Russia

Abstract. *Modern rail-rolling mills are composed of continuously reversible groups of stands, which include universal stands. Rolling of rail profiles in universal calibers is radically different from rolling in two-roll calibers, and at the moment is not well studied, both in theoretical*

and practical terms. The article presents theoretical dependences for estimating the power balance during passage in universal gauges of modern rail-and-beam mills. The influence of the support from the side of the non-driven rolls on the change in the size of the sole and head of the rail profiles is shown.

Keywords: *power balance, universal gauge, rail and beam mill.*

Современный рельсобалочный стан в своем составе имеет непрерывно - реверсивную группу клетей (тандем группа), в которую входят универсальные клети. Такая компоновка оборудования позволяет добиться высокой производительности, хороших потребительских свойств рельсовой продукции. Использование универсальных калибрах существенно меняет баланс сил в очаге деформации по сравнению с прокаткой в двухвалковых калибрах, что в свою очередь перераспределяет коэффициенты вытяжки по элементам рельсовых профилей и требует соответствующих корректировок калибровок. На настоящий момент вопрос силового баланса в универсальных калибрах рельсобалочных станов является недостаточно изученным и требует дополнительных исследований.

Особенность прокатки в универсальных калибрах заключается в том, что из четырех валков два горизонтальных - приводные, а два вертикальных - неприводные. Деформирование неприводными валками осуществляется за счет использование резерва втягивающих сил трения приводных валков. При расчетах формоизменения металла в универсальных калибрах необходимо учитывать данный фактор, ибо при небольших значениях резерва втягивающих сил трения возможны пробуксовки и другие негативные явления.

Рассмотрим условия прокатки в универсальных калибрах при условии, что два горизонтальных валка приводные, а два вертикальных - неприводные. Прокатка для рассматриваемого случая возможна при условии:

$$Q_п – Q_н – Q_а › 0, \quad (1)$$

где $Q_п$ – горизонтальная составляющая втягивающих сил трения приводных горизонтальных валков;

$Q_н$ – горизонтальная составляющая силы, необходимой для деформирования металла неприводными валками;

$Q_а$ – горизонтальная составляющая силы, необходимой для работы валковой арматуры.

Устойчивая прокатка в универсальном калибре возможна при 30% запасе втягивающих сил трения, и с учетом данного обстоятельства зависимость (1) преобразуется к виду:

$$(Q_п / (Q_н + Q_а)) › 1,3. \quad (2)$$

Для проверки выполнения условия (2) необходимо определить величины горизонтальных проекций соответствующих сил.

Величину горизонтальной составляющей, необходимой для деформирования металла вертикальными неприводными валками, определим при решении уравнения энергетического баланса вида:

$$N_ф + N_{тр} + N_х – N_н = 0, \quad (3)$$

где $N_ф$ – мощность, необходимая на формоизменение;

$N_{тр}$ – мощность на преодоление сил трения;

$N_х$ – мощность холостого хода;

$N_н$ – мощность, необходимая для деформирования неприводными валками.

При прокатке рельсовых профилей левый и правый вертикальные валки имеют разные контуры поверхности и разные величины деформации головки и подошвы. Для учета данной особенности при определении продольной силы, необходимой для деформирования, сначала рассмотрим симметричную прокатку с размерами и режимами деформации производимой левым валком, затем проведем аналогичные расчеты для правого валка, сложим полученные значения продольных сил и поделим пополам.

При решении уравнения (3) нужно воспользоваться зависимостями для определения

соответствующих мощностей.

Мощность для деформирования неприводными валками $N_н$ можно найти по формуле [1]:

$$N_н = \sigma_н V_{сек}, \tag{4}$$

где $\sigma_н$ – напряжение подпора для деформирования неприводными валками, МПа;

$V_{сек}$ – секундный объем.

Мощность на формоизменение определим по формуле:

$$N_ф = p_{ср} v \omega_{ср} \ln \frac{h_0}{h_1}, \tag{5}$$

где v – скорость прокатки, м/с;

$\omega_{ср}$ – средняя площадь сечения, мм^2;

h_0, h_1 – начальная и конечная толщина полосы, мм; $p_{ср}$ – среднее нормальное напряжение, МПа.

Мощность сил трения на контактной поверхности неприводных валков определим с учетом мощностей сил трения, действующих в зонах опережения и отставания, с использованием зависимостей приведенных в работах [2, 3] по формулам:

$$N_{TP} = \int\int_{F_{от}} \tau_{от} \Delta v_{от} dF + \int\int_{F_{оп}} \tau_{оп} \Delta v_{оп} dF, \tag{6}$$

где $\Delta v_{от}$, $\Delta v_{оп}$ – продольные составляющие скоростей скольжения, соответственно, в зонах отставания и опережения, мм/с;

$F_{от}$, $F_{оп}$ – контактные площади в зонах отставания и опережения, мм^2.

Мощность, расходуемая на вращение неприводных валков [2]:

$$N_x = -\iint_{Fот} \tau_{от} v_в dF + \iint_{Fоп} \tau_{оп} v_в dF, \tag{7}$$

где $\tau_{от}$, $\tau_{оп}$ – касательные силы трения, соответственно, в зонах отставания и опережения, МПа;

$v_в$ – горизонтальная составляющая окружной скорости валков, м/с.

Решая совместно (6) и (7), получена зависимость вида:

$$N_{TP} + N_X = \sum_1^n \left(\int\int_{F_{оп}} \tau_{оп} v_м dF - \int\int_{F_{от}} \tau_{от} v_м dF \right), \tag{8}$$

где $v_м$ – скорость частиц металла на контактной поверхности в направлении касательном к поверхности валков, мм/с.

После соответствующих подстановок и решения уравнения (3) получим зависимость для определения горизонтальной составляющей силы, необходимой для деформирования неприводными вертикальными валками вида:

$$Q_н = p_{ср} S_0 \ln \lambda_н + b_{ср} \mu_н p_{ср} l_{dн} \left[\frac{\lambda_н^{0,75}}{\cos(0,25\alpha_н)} - \frac{\lambda_н^{0,25}}{\cos(0,75\alpha_н)} \right], \tag{9}$$

где S_0 – площадь поперечного сечения на входе в универсальный калибр, мм^2;

$\lambda_н$ – коэффициент вытяжки металла при деформировании неприводными валками;

$\mu_н$ – коэффициент трения в неприводных валках;

$\alpha_н$ – угол захвата неприводными валками, рад;

$l_{dн}$ – длина дуги захвата в неприводных валках;

$b_{ср}$ – средняя ширина в неприводных валках, мм.

Для определения резерва сил трения в приводных валках воспользуемся решением

уравнения равновесия сил в очаге деформации. Рассмотрим предельные условия, когда подпирающая сила уравновешивает резерв сил трения. В этом случае в очаге деформации остается одна зона отставания.

Спроектируем силы, действующие в симметричном очаге деформации, на направление движения металла (ось x):

$$2R_n b_{cp}\int_0^{\alpha}\tau_{cp}\cos\theta d\theta - 2R_n b_{cp}\int_0^{\alpha}p_{cp}\sin\theta d\theta - Q_n = 0\,, \qquad (10)$$

где R_n – радиус приводных валков, мм;

$\tau_{ср}$ – средние касательное напряжение при деформировании в приводных валках, МПа;

θ – текущий угол, рад;

α – угол захвата в приводных валках, рад.

Преобразуем полученное уравнение, допустив, что касательные напряжения связаны с нормальными через коэффициент трения:

$$2R_n b_{cp}\mu_y p_{cp}\int_0^{\alpha}\cos\theta d\theta - 2R_n b_{cp} p_{cp}\int_0^{\alpha}\sin\theta d\theta - Q_n = 0\,, \qquad (11)$$

где Q_n – величина резерва втягивающих сил трения приводных горизонтальных валков, н;

μ_y – коэффициент трения в приводных валках на установившейся стадии прокатки.

После решения уравнения (11) получим зависимость для определения резерва втягивающих сил трения приводных горизонтальных валков вида:

$$Q_n = p_{cp} l_d b_{cp}\left(2\mu_y - \alpha\right)\,, \qquad (12)$$

где l_d – длина дуги захвата в приводных горизонтальных валках, мм.

Еще одним источником реактивной силы является валковая арматура, работа которой обеспечивается резервом сил трения очага деформации обслуживаемой клети. При прокатке железнодорожных рельсов в группе тандем использование валковой арматуры сводится к минимуму с целью снижения поверхностных дефектов и данной составляющей можно пренебречь. При прокатке ассиметричных рельсовых профилей таких как остряковые, усековые рельсы или при использовании универсальных калибров на сортовых станах валковая арматура задействуется в полном объеме. что вносит изменение в энергетический баланс и этот факт нужно учитывать. Основные функции валковой арматуры, обслуживающей универсальный калибр, сводятся к удержанию профиля от сваливания и правке полосы на выходе.

Определим величину потребного продольного усилия для удержания от сваливания в вводной арматуре. Мощность, расходуемую на удержание от сваливания, можно найти по формуле [4]:

$$N_c = M_c\omega = M_c\theta_c v\,, \qquad (13)$$

где M_c – момент скручивания, н*м; ω – угловая скорость скручивания, $с^{-1}$;

v – скорость движения раската, м/с;

θ_c – относительный угол закручивания на единицу длины, рад.

Подставив соответствующую зависимость для определения входящих в зависимость (13) величин [5, 6] после преобразований получим:

$$Q_c = \frac{0{,}157\sigma_s h_{пр}^2\left(3b_{пр} - h_{пр}\right)}{L_c}\,, \qquad (14)$$

где L_c – расстояние от оси удерживающего ролика до оси валков, мм; $b_{пр}$, $h_{пр}$ – ширина и высота приведенной полосы, мм; σ_s – сопротивление деформации, МПа.

Величину продольной силы, необходимой для пластического изгиба выходящего из

очага деформации конца полосы, можно определить по формуле:

$$Q_{изг} = \frac{b_{пр} h_{пр}^2 \sigma_s \mu}{2x\left(1 - \frac{x}{l_{пров}}\right)}, \qquad (15)$$

где $l_{пров}$ – длина проводки, мм;

x – расстояние от носка проводки до места приложения силы, мм;

μ – коэффициент трения между полосой и проводкой.

Продольную силу необходимую для работы валковой арматуры можно найти по формуле

$$Q_a = Q_c + Q_{изг} \ . \qquad (16)$$

Использование универсальных калибров при производстве рельсов по сравнению с классическим способом кардинально меняет баланс сил в очаге деформации. Появляются дополнительные реактивные (подпирающие) силы, действующие со стороны неприводных валков [7 - 10]. Реактивные силы со стороны неприводных валков, действующие на подошву и головку, меняют условия уширения данных элементов (приращение фланцев) в сторону увеличения, что, в свою очередь, снижает коэффициенты вытяжки подошвы и головки в универсальном калибре [11].

Дополнительное приращение фланцев за счет уширения необходимо учесть и компенсировать увеличением деформации в вспомогательной клети дуо.

В литературе известна формула Целикова А.И., Гришкова А.И. для определения уширения (Δb) с учетом внешнего силового воздействия в виде натяжения или подпора [12]:

$$\Delta b = 0,54 C_B C_\sigma \left(l_d - \frac{\Delta h}{2\mu_y}\right) \ln \frac{h_0}{h_1} \ , \qquad (17)$$

где C_B – коэффициент, учитывающий влияние ширины.

Входящий в формулу коэффициент C_σ учитывает влияние натяжения или подпора, имеющих место в силовом балансе очага деформации. С учетом полученных зависимостей (9), (16), коэффициент C_σ можно определить по формуле:

$$C_\sigma = 1 + \frac{2(Q_н + Q_a)}{F_1 \sigma_s}, \qquad (18)$$

где F_1 – площадь поперечного сечения на выходе из очага деформации.

Используя полученные зависимости можно определить приращение ширины элементов рельсового профиля и соответственно коэффициенты вытяжки. Полученная информация необходима для корректировки профиля получаемого в универсальных клетях непрерывной тандем группы современного рельсобалочного стана.

Выводы: Получены зависимости, позволяющие оценить силовой баланс в универсальных калибрах современных рельсобалочных станов, учитывающие подпирающие силы со стороны вертикальных неприводных валков и валковой арматуры. Уточнена известная формула Целикова А.И., Гришкова А.И. для определения уширения элементов рельсовых профилей за счет учета силового баланса универсальных калибров.

Библиографический список

1. Фастыковский А.Р. Изучение резервных сил трения при прокатке в вытяжных калибрах / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. - № 4. – С. 22 – 24.

2. Выдрин В.Н. Динамика прокатных станов / В.Н. Выдрин. – Свердловск: Металлургиздат, 1960. – 254 с.

3. Выдрин В.Н. Процесс непрерывной прокатки / В.Н. Выдрин, А.С. Федосиенко, В.И. Крайнов. – М.: Металлургия, 1970. – 456 с.

4. Федин В.П. Валковая арматура сортовых станов / В.П. Федин, Н.Ф. Грицук. – М.: Металлургия, – 1975. – 216 с.

5. Работнов Ю.М. Механика деформируемого твердого тела / Ю.М. Работнов. – М.: Наука, 1979. – 744 с.

6. Ицкевич Г.М. Сопротивление материалов / Г.М. Ицкевич. – М.: Высшая школа, 1986. – 352 с.

7. Фастыковский А.Р. Изучение закономерностей изменения величины резервных сил трения очага деформации при прокатке / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. - № 12. – С. 5 – 8.

8. Фастыковский А.Р. Учет резервных сил трения при проектировании валковой арматуры / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Металлург. – 2001. - № 12. – С. 43 – 44.

9. Фастыковский А.Р. Новая технология прокатки рельсов с использованием неприводных универсальных калибров / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Материалы юбилейной рельсовой комиссии. – Новокузнецк: 2002. – С. 120 – 126.

10. Фастыковский А.Р. Неприводные универсальные калибры новое направление в производстве рельсов / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетятько // Металлург. – 2002. – С. 48 – 50.

11. Суворов И.К. Уширение при прокатке в неприводных валках / И.К. Суворов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1961. - № 1. – С. 15 – 18.

12. Никитин Г.С. Теория непрерывной продольной прокатки. М: Изд. МГТУ им Баумана. 2009. - 399 с.

УДК 621.74.002.6:681.3

ВОПРОСЫ ЦИФРОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Князев С.В., Куценко А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Куценко А.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru

Аннотация. *В настоящее время на крупных литейных предприятиях в целом решена задача автоматизации управления технологическими процессами с использованием цифровых АСУТП. Они позволяют вести управление процессами в замкнутом контуре (локально) по предопределенным алгоритмам, реализовывать оптимальные стратегии управления с применением систем усовершенствованного управления и автоматически выполнять последовательности операций (например, пуск и останов оборудования, или расчет и ввод металлошихты, расчет рецептур, дозирование и смешивание формовочных и стержневых смесей) многостадийных периодических литейных процессов. Цифровая трансформация может существенно изменить сложившуюся практику работы литейного производства. Цифровая трансформация — это без преувеличения главное направление технологического развития промышленности. Современное промышленное производство использует цифровые и компьютерные технологии во всех аспектах своей работы. Практически все процессы, от непосредственного контроля и управления технологическим процессом до бизнес-планирования и документооборота, осуществляются в настоящее время с применением цифровых данных и цифровой инфраструктуры. Таким образом, цифровая трансформация оказывает влияние на все параметры предприятия: экономическую эффективность производства (производительность, эксплуатационные затраты), надежность (эксплуатационная готовность), безопасность (количество инцидентов), соответствие законодательным нормам по экологии и т.д.. Цифровая трансформация, таким образом, существенно повлияет на рабочие места в литейном производстве, сокращая количество опасных и вредных работ и избавляя от большого объема рутинных занятий, что позволит сотрудникам сосредоточиться на задачах, связанных с повышением эффективности, безопасности и надежности литейного производства, повысит престиж и привлекательность специально-*

сти литейщика.
***Ключевые слова**: литье, технологии, цифрализация, управление, трансформация.*

DIGITAL TRANSFORMATION ISSUES IN FOUNDRY

Knyazev S.V., Kutsenko A.I., Usoltsev A.A., Kozyrev N.A., Kutsenko A.A.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia,krookia@mail.ru

***Abstract:** Currently, large foundries as a whole have solved the problem of automating the control of technological processes using digital automated process control systems. They allow you to control processes in a closed loop (locally) according to predefined algorithms, implement optimal control strategies using advanced control systems and automatically perform sequences of operations (for example, starting and stopping equipment, or calculating and entering metal charges, calculating recipes, dosing and mixing molding and rod mixtures) of multi-batch periodic foundry processes. Digital transformation can significantly change the established practice of foundry. Digital transformation is, without exaggeration, the main direction of technological development of industry. Modern industrial production uses digital and computer technologies in all aspects of its work. Almost all processes, from direct control and management of technological process to business planning and document management, are currently carried out using digital data and digital infrastructure. Thus, digital transformation has an impact on all parameters of the enterprise: economic efficiency of production (productivity, operating costs), reliability (availability), safety (number of incidents), compliance with environmental legislation, etc. Digital transformation will thus have a significant impact on foundry jobs, reducing the number of hazardous and harmful jobs and eliminating a large amount of routine activities, which will allow employees to focus on tasks related to improving the efficiency, safety and reliability of foundry production, will increase the prestige and attractiveness of the foundry specialty.*
***Keywords:** casting, technology, digitalization, management, transformation.*

В современном мире впереди и в выигрыше оказываются именно те компании, которые способны адаптировать свою бизнес-модель и стратегию под меняющиеся условия. При этом, сейчас часто встречающееся словосочетание «цифровая трансформация» примеряют на себя многие, но его смысл часто путают с другими digital-процессами.

Цифровая трансформация – это интеграция digital-технологий во все процессы предприятия. Их внедрение заключается не только в использовании современного оборудования, но и в модернизации подходов к управлению. Максимальный эффект достигается путём отказа от консервативных моделей работы, а также за счёт их преобразования.

Цифровая трансформация – это без преувеличения главное направление технологического развития промышленности. Современное промышленное производство использует цифровые и компьютерные технологии во всех аспектах своей работы. Практически все процессы, от непосредственного контроля и управления технологическим процессом до бизнес-планирования и документооборота, осуществляются в настоящее время с применением цифровых данных и цифровой инфраструктуры.

Таким образом, цифровая трансформация оказывает влияние на все параметры предприятия: экономическую эффективность производства (производительность, эксплуатационные затраты), надежность (эксплуатационная готовность), безопасность (количество инцидентов), соответствие законодательным нормам по экологии и т.д.

Цифровая трансформация должна начинаться с верхнего уровня. нужно повышать уровень технологического IQ сотрудников, адаптировать их к нововведениям, новому стилю управления и работы, вовлекать их в процесс перехода на новый этап развития.

В бизнес-процессы можно внедрить цифровые технологии по:

- Планированию производственной деятельности;

- Управлению материальными потоками и финансами;
- Управлению персоналом;
- Поставкам и коммуникациям с клиентами и т.д.

Цифровая трансформация касается любого направления деятельности. Создание и хранение Big Data (результаты анализов, снимки), промтелевидение, приборы удаленного мониторинга состояния оборудования и мобильные приложения по контролю производства меняют подход к промышленным технологиям. IT-Технологии позволяют применять методы, которые не могут быть реализованы при обычном материальном производстве. То есть IT начинает выступать в качестве важного инструмента мышления.

Одна из ключевых функций цифрового производства – это контроль и идентификация. Такой подход позволяет организовать более гибкий производственный процесс вплоть до каждого изделия. Однако цифровое производства подразумевает под собой не только контроль и идентификацию продукции, но также электронную библиотеку, электронные журналы и паспорта изделий, онлайн цифровой контроль с последующей математической обработкой результатов, создание специальных платформ по контролю за эксплуатацией изделий (обратная связь) и т.д. [1,2,3,4,5].

В результате анализа мнения российских экспертов можно выделить четыре приоритета цифровой трансформации в промышленности:

- Исключение человека из рутинных и опасных производственных процессов.
- Создание цифровых двойников.
- Распределение ресурсов и учет рабочего времени.
- Организация современной культуры коммуникаций.

Под цифровые двойники попадает оптимизация энергопотребления и ресурсное планирование производства, цепочки поставок и ТО и ремонт, модели этапов технологических процессов.

Цифровая трансформация позволяет решать на новом уровне непрерывно усложняющиеся задачи, стоящие перед промышленными предприятиями.

Процесс цифровой трансформации в литейном производстве еще находится на ранней стадии. Степень адаптации цифровых технологий с точки зрения реализации их бизнес-потенциала можно экспертно оценить примерно в 20%.

В настоящее время на крупных литейных предприятиях в целом решена задача автоматизации управления технологическими процессами с использованием цифровых АСУТП. Они позволяют вести управление процессами в замкнутом контуре (локально) по предопределенным алгоритмам, реализовывать оптимальные стратегии управления с применением систем усовершенствованного управления и автоматически выполнять последовательности операций (например, пуск и останов оборудования, или расчет и ввод металлошихты, расчет рецептур, дозирование и смешивание формовочных и стержневых смесей) многостадийных периодических литейных процессов.

В отличие от автоматизации технологического процесса, задачи управления производством в массе своей не автоматизированы. В перечень задач управления производством входят, например, подготовка и контроль выполнения производственных планов, задачи оптимизации и контроля производственных режимов, диагностики и прогнозирования дефектности, задачи контроля состояния основного оборудования, вопросы безопасности и надежности оборудования, вопросы безопасности персонала, контроля выбросов и множество других [6,7,8,9,10,11].

В настоящее время перечисленные задачи решаются за счет рутинной работы сотрудников предприятия с использованием различного независимого программного обеспечения. Это связано с разнообразием таких задач, недостаточным внедрением систем, позволяющих автоматизировать их выполнение, неполнотой исходных данных для работы таких систем, а также неполной интегрированностью существующего программного обеспечения между собой.

Рассматривая их по аналогии с задачами автоматизации технологических процессов,

можно утверждать, что большая часть задач управления производством выполняется в ручном режиме, а не в замкнутом контуре.

Цифровая трансформация позволит «замкнуть» этот контур и обеспечить выполнение таких задач в автоматизированном режиме. Имея всю полноту данных о производстве в реальном времени и в архиве истории, сотрудники предприятия будут применять аналитические приложения (как общецелевые, так и специализированные), для выработки решений и их исполнения. В этих целях могут быть подключены отраслевые эксперты, у которых также будет доступ к необходимой информации. Контроль выполняемых решений осуществляется на основании данных реального времени, автоматически полученных из АСУТП и других источников данных.

Другая группа задач, где цифровая трансформация может существенно изменить сложившуюся практику работы литейного производства — это задачи, непосредственно подразумевающие работу в опасных зонах предприятия и на удаленных объектах. К таким задачам относятся обходы полевых операторов, контроль состояния оборудования, техническое обслуживание и ремонт оборудования и КИП и т.д. Новые подходы позволят не только получить доступ к информации, ранее недоступной для сотрудников, находящихся в опасных зонах, но и сократить количество выходов в такие зоны.

И последним важным аспектом цифровой трансформации в литейном производстве является принципиальное изменение бизнес-процессов, связанных с реализацией готовой продукции потребителям.

Так как среди крупных рыночных игроков часто выступают госкорпорации, транснациональные компании, крупные объединения (многие из них уже более 3 лет занимаются цифровой трансформацией в основных сферах своей деятельности), то в ближайшем будущем они, как заказчики, будут покупать продукцию, технологии, услуги только у тех производителей, которые смогут интегрироваться в их цифровые платформы и только в этом случае поставщики станут актуальны для стратегического развития заказчиков.

Литейное производство – это, в большей степени, заготовительное производство, которое включает совокупность средств, способов и методов человеческой деятельности, направленных на обеспечение машиностроения, приборостроения и других отраслей народного хозяйства литыми заготовками и литыми изделиями. Поэтому, цифровая трансформация в литейном производстве – это объективная необходимость «выживания» всей отрасли в целом.

В ближайшем будущем в рамках цифровой трансформации каждое литое изделие будет иметь цифровой (digital) паспорт, который будет хранить весь жизненный цикл продукта. В общем виде информация о литом изделии будет включать в себя:

– уникальный номер изделия, по которому происходит идентификация серийного номера изделия и выводится персональная информация по конкретному экземпляру;

– технические характеристики изделия (паспорт изделия);

– используемые материалы и/или компоненты, использованные при производстве изделия;

– перечень оборудования, на котором произведено изделие с указанием всех значений параметров технологической цепочки его производства, включая непосредственных исполнителей (смен, бригад, конкретных работников в зависимости от технологической операции) осуществлявших выпуск данного изделия;

– результаты испытаний, диагностики на каждом технологическом этапе производства изделия;

– сведения о методах и средства контроля качества изделия с указанием полученных в ходе данных операций результатов;

– сведения о дефектах, восстановительных и технологических ремонтах по всей цепочке кооперации изготовления изделия;

– условия хранения и эксплуатации изделия;

– условия уничтожения, утилизации или переработки изделия.

Данный подход обеспечит прямую связь с потребителем, наладит оперативный элек-

тронный документооборот изготавливаемой продукции, исключит контрафакт и подделку продукции, выявит возможные причины отказа и поломки изделия в составе оборудования, позволит прогнозировать его техническое состояние и резко повысит уровень управления качеством. Таким образом, создается рабочее Online пространство для оперативного обмена достоверной документацией с завода-производителя и взаимодействия поставщика с заказчиками. Помимо этого, производитель получает значительный объем аналитической информации, грамотно используя который, он сможет удерживать затраты на производство литого изделия на низком конкурентном уровне.

Таким образом, уже сейчас литейным предприятиям необходимо начать разработку стратегии цифровой трансформации своего производства, в которой следует учесть следующие важные аспекты:

–Цифровизация процессов. Данные решения должны упростить технологические процессы производства, техническое обслуживание и ремонт оборудования, административные процессы. Сюда же должны входить мобильные решения для рабочего персонала;

–Роботизация и автоматизация. Сюда входят решения, позволяющие снизить или исключить участие человека в некритичных процессах, а также решения улучшающие контроль и стабильность производственных процессов;

–Пооперационный контроль качества готовой продукции. Сюда входят решения, позволяющие сформировать систему учета и идентификации готовой продукции на предприятии, разработать цифровой (digital) паспорт изделия;

–Системное управление активами предприятия. Сюда входят решения, направленные на организацию взаимодействия в единой информационной системе производителя, поставщиков и потребителей.

–Продвинутая аналитика и искусственный интеллект. Применимы для широкого спектра производственных задач: оптимизации процессов, создания систем динамического управления процессами, сквозного управления качеством продукции.

Цифровая трансформация, таким образом, существенно повлияет на рабочие места в литейном производстве, сокращая количество работ, производящихся в опасных зонах, и избавляя сотрудников предприятия от большого объема рутинных занятий, что позволит им сосредоточиться на задачах, связанных с повышением эффективности, безопасности и надежности литейного производства, повысит престиж и привлекательность специальности литейщика.

Библиографический список

1. Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgopolov A.E. Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012039).

2. Antipenko, V.I., Knyazev, S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo), 1987. no. 7, p. 34

3. Опыт разработки и внедрения автоматизированной системы пооперационного контроля производства отливок/Князев С.В., Усольцев А.А., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А.//Современные технологии в машиностроении: сборник статей XVII международной научно-технической конференции, 2013. -Пенза, ПДЗ -С. 111 -117.

4. Программно-аппаратный комплекс системы анализа дефектности отливок/ Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Чепрасов А.И. // Прогрессивные технологии в современном машиностроении :сборник статей XII Международной научно-технической конференции. Под редакцией Е.А. Чуфистова. Пенза, 2017. С. 20-26.

5. Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством/Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А.//Литейное производство. -1992. -№ 4. -с.26-27.

6. Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgopolov A.E., Mamedov R.O. Detec-

tion of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 -5 (012026).

7. Непрерывный контроль крупногабаритных изделий литейного производства/ Штейн А.М., Чепрасов А.И., Клименов В.А., Князев С.В., Чахлов С.В., Белкин Д.С.// Известия высших учебных заведений. Физика. 2013. Т. 56. № 1-2. С. 267-270.

8. Прогнозирование качественных характеристик стали марки 20ГФЛ/Князев С.В.,Скопич Д.В.,Усольцев А.А.,Фатьянова Е.А.//Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2015. № 2 (12). С. 31 -33.

9. Разработка технологических алгоритмов АСУ ТП смесеприготовления для автоматизированных формовочных линий / С. В. Князев, Г. Л. Хазан, В. И. Антипенко, В. А. Марчуков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1992. – № 2. - С. 64-66.

10. Ключевые показатели качества стали литых изделий для железнодорожного транспорта / С. В. Князев, Д. В. Скопич, Е. А. Фатьянова, А. А. Усольцев, А. И. Куценко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60, № 2. - С. 128-132.

11. Князев С.В., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Михно А.Р. Алгоритмы управления подготовкой формовочных смесей // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2021. Т. 77. № 10. С. 1076-1081.

УДК 621.771.65

АНАЛИЗ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ПРОИЗВОДСТВУ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ ОТБРАКОВКИ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК

Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В.

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

На основании комплекса исследований определены закономерности влияния химического состава отбраковки заготовок рельсовых сталей и режимов их прокатки на качество и эксплуатационные характеристики производимых мелющих шаров. С использованием полученных данных для условий ОАО «Гурьевский металлургический завод» разработан и прошел опытно-промышленное опробование новый эффективный режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали К76Ф. Использование разработанного режима позволяет повысить качество микроструктуры получаемых шаров при одновременном увеличении их эксплуатационных характеристик; ожидаемый экономический эффект от его внедрения составляет 22,5 млн. руб/год.

Ключевые слова: *мелющие шары, рельсовая сталь, твердость, ударная стойкость, отбраковка.*

ANALYSIS AND DEVELOPMENT OF TECHNOLOGICAL SOLUTIONS FOR THE PRODUCTION OF GRINDING BALLS WITH INCREASED PERFORMANCE PROPERTIES FROM THE REJECTION OF RAIL STEELS OF VARIOUS GRADES

Umanskii A.A., Simachev A.S., Dumova L.V.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru

Abstract. *On the basis of a set of studies, the regularities of the influence of the chemical composition of the rejection of rail steel blanks and their rolling modes on the quality and opera-*

tional characteristics of the grinding balls produced have been determined. Using the data obtained for the conditions of "Guryevsky Metallurgical Plant", a new effective mode of rolling grinding balls from the rejection of rail steel billets K76F was developed and passed pilot testing. The use of the developed mode makes it possible to improve the quality of the microstructure of the balls obtained while increasing their operational characteristics; the expected economic effect of its implementation is 22.5 million rubles/year.

Keywords: *grinding balls, rail steel, hardness, impact resistance, rejection*

В последнее десятилетие имеет место тенденция к значительному увеличению отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовой стали на предприятиях, производящих рельсовую продукцию – на текущий момент величина указанной отбраковки оценивается на уровне 1-2 % от общего объема производства и составляет порядка 150 тыс. т/год. Данный факт, прежде всего, связан с постоянным повышением требований к показателям качества и эксплуатационным характеристикам готовых рельсов. Стремление производителей снизить вероятность появления дефектов рельсов в процессе их эксплуатации обуславливает тот факт, что требования внутренней нормативной документации предприятий к качеству непрерывнолитых заготовок по ряду параметров (химическому составу, наличию дефектов) оказываются более жесткими по отношению к требованиям ГОСТ. В результате в значительном количестве отбраковываются заготовки рельсовых сталей, не имеющие выраженных дефектов.

В настоящее время отбракованные непрерывнолитые заготовки используются в качестве металлического лома для выплавки стали. При этом величина потерь, рассчитанная, как разница между себестоимостью производства рельсовой стали и ценой металлолома, оценивается на уровне 10 тыс. руб/т или с учетом объема производства рельсовой стали в России – 10 млрд. руб/год.

Эффективным методом уменьшения рассматриваемого вида потерь является переработка отбраковки заготовок рельсовых сталей в нерельсовые виды проката. Анализ литературных и производственных данных показывает, что ранее имелся положительный опыт производства из такой отбраковки мелющих шаров [1-2]. Однако следует отметить, что использование указанного опыта в настоящее время возможно лишь в ограниченных пределах по причине значительного изменения химического состава рельсовых сталей [3-4] и существенного повышения требований к качеству и эксплуатационным характеристикам мелющих шаров [5-6]. На текущий момент наиболее массовыми марками рельсовых сталей являются стали дополнительно (к легированию ванадием) легированные хромом (76ХФ, 76ХСФ), в том числе стали с повышенным (до заэвтектоидных значений) содержанием углерода (90ХАФ); ранее для массового производства рельсов использовалась сталь 76Ф. Дополнительное легирование хромом связано с переходом на технологию дифференцированной закалки сжатым воздухом или в полимерной среде взамен применяемой ранее технологии объемной закалки в масле, а использование сталей с повышенным содержанием углерода – с освоением производства рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости. Касательно увеличения требований к характеристикам мелющих шаров можно отметить повышение требований к поверхностной твердости шаров, появление новых регламентируемых характеристик (ударная стойкость, объемная твердость).

На ряде отечественных металлургических предприятий имеется практический опыт производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей. В частности, в ОАО «Гурьевский металлургический завод» (ОАО «ГМЗ») в настоящее время освоена технология производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали марки К76Ф, поставляемых ПАО «Мечел». Однако при этом из данной марки стали не производят шары повышенных групп твердости, обладающие регламентированной ударной стойкостью; также не используется отбраковка заготовок рельсовых сталей других марок массового сортамента.

На основании вышесказанного разработка технологических решений по производству мелющих шаров с повышенными эксплуатационными свойствами из отбраковки рельсовых сталей является в настоящее время актуальной научно-практической задачей.

В рамках данного направлении проведены комплексные исследования влияния химического состава рельсовых сталей и параметров производства мелющих шаров из данных сталей на формирование структуры и механических свойств получаемых шаров.

На первом этапе проведены лабораторные экспериментальные исследования влияния химического состава рельсовых сталей на качество их микроструктуры и твердость. В качестве объектов исследований использованы отлитые в формы стальные образцы. Варьирование химического состава полученных образцов достигалось за счет использования в шихте для выплавки стали отбраковки заготовок рельсовых сталей различных марок и за счет дополнительного легирования феррохромом и ферроникелем. Шихтовку плавок производили исходя из получения 5 вариантов химического состава (таблица 1), из которых вариант №1 соответствует стали марки 76ХФ, варианты №2, 4, 5 – стали 76ХФ дополнительно легированной никелем и хромом сверх нормативных значений, а вариант №3 – стали 90ХАФ.

Таблица 1 – Химический состав образцов из рельсовых сталей при проведении лабораторных исследований

№ варианта	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	S	P
1	0,74	0,35	0,80	0,40	0,10	0,11	0,005	0,038	0,012	0,011
2	0,70	0,34	0,77	1,46	0,74	0,12	0,005	0,037	0,012	0,011
3	0,83	0,36	0,83	0,82	0,20	0,12	0,007	0,075	0,017	0,010
4	0,74	0,38	0,77	1,67	0,86	0,10	0,015	0,038	0,010	0,005
5	0,76	0,31	0,74	1,08	0,47	0,12	0,007	0,037	0,009	0,008
Требования к составу рельсовых сталей по ГОСТ 51685-2013										
Сталь 76ХФ	0,71-0,82	0,25-0,60	0,75-1,25	0,20-0,80	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,03-0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Сталь 76Ф	0,71-0,82	0,25-0,60	0,75-1,25	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,03-0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Сталь 90ХАФ	0,83-0,95	0,25-0,60	0,75-1,25	0,20-0,60	Н.б. 0,20	Н.б. 0,20	Н.б. 0,010	0,08-0,15	Н.б. 0,020	Н.б. 0,020
Допустимые отклонения в готовой продукции	±0,02	±0,02	±0,05	±0,02	-	-	-	±0,02	+0,005	+0,005

Образцы, полученные литьем в формы, подвергали термообработке в следующей последовательности:

1) отжиг образцов путем нагрева в печи до температуры 820 ± 20°С и выдержка при заданной температуре в течение 0,5 часа с последующим остыванием на воздухе;

2) нагрев в печи с последующей закалкой в воде; температуру нагрева под закалку выбирали исходя из полученного химического состава стали (для доэвтектоидных сталей – на 30-50°С выше точки A_{C3}, а для заэвтектоидной стали – на 30-50°С выше точки A_{C1});

3) низкий отпуск путем нагрева в печи до температуры 250°С, выдержки при данной температуре в течение 2 ч и остыванием образцов в печи до комнатной температуры.

Выбранная схема термообработки моделирует условия производства катаных мелющих тел: отжиг моделирует процесс нагрева под прокатку, закалка + низкий отпуск являются стандартной термообработкой для мелющих тел повышенной твердости (низкий отпуск снимает закалочные напряжения, практически не снижая твердость).

Проведенными исследованиями микроструктуры исходных образцов установлено (рисунок 1), что при дополнительном легировании рельсовой стали 76ХФ никелем и хромом сверх установленного нормативной документацией предела (варианты №2 и №4 в таблице 1) в литом состоянии имеет место выраженная дендритная ликвация, которая снижается, но полностью не устраняется после отжига. В структуре мелющих тел из заэвтектоидной стали 90ХАФ (вариант №3 в таблице 1) после отжига выявлен расположенный по границам зерен цементит. Указанные

структуры являются дефектными с точки зрения возможности достижения высокой ударной стойкости мелющих тел. Наиболее оптимальной структурой обладают мелющие тела с химическим составом, соответствующим стали 76ХФ (вариант №1 в таблице 1).

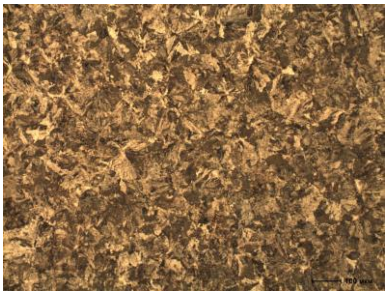
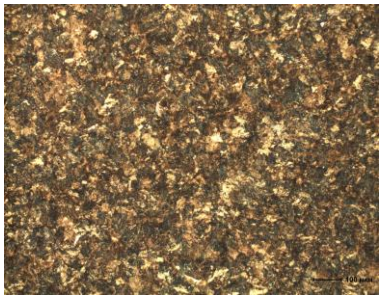
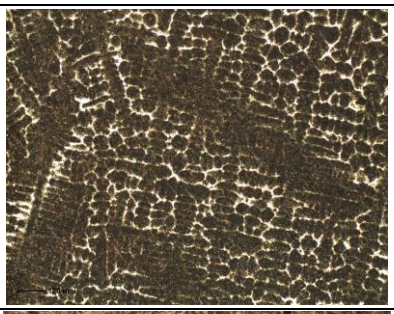
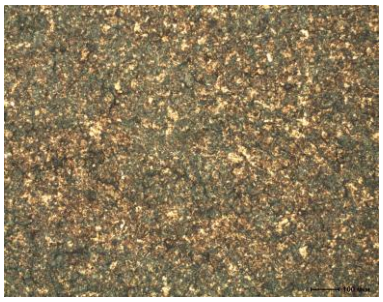
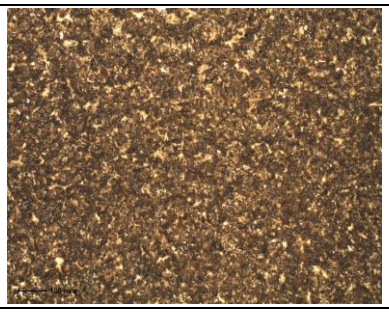
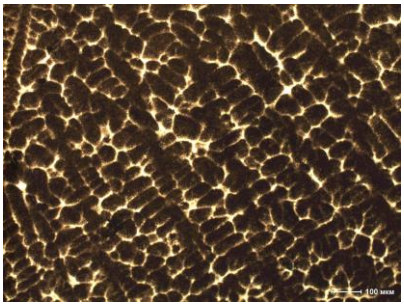
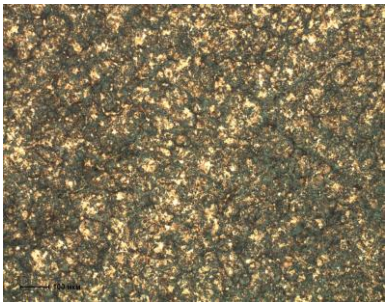
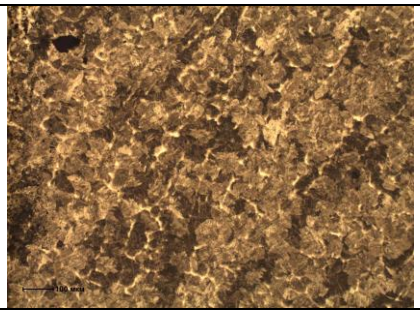
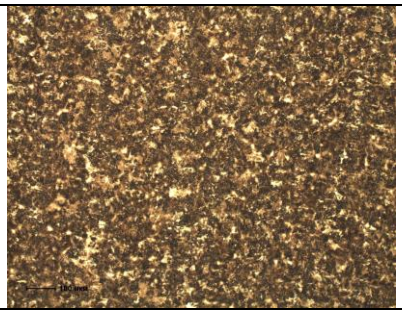
Вариант химического состава	В литом состоянии	После отжига (моделирует нагрев под прокатку)
№1 (сталь 76ХФ)		
№2 (сталь 76ХФ, дополнительно легированная хромом до 1,46% и никелем до 0,74%)		
№3 (сталь 90ХАФ)		
№4 (сталь 76ХФ, дополнительно легированная хромом до 1,67% и никелем до 0,86%)		
№4 (сталь 76ХФ, дополнительно легированная хромом до 1,08% и никелем до 0,47%)		

Рисунок 1 – Микроструктура образцов рельсовых сталей различного состава

Замерами поверхностной твердости образцов после закалки и последующего низкого отпуска установлено отсутствие значимых различий между рассматриваемыми вариантами химического состава; при этом вне зависимости от варианта химического состава имеет место высокая в абсолютных значениях твердость (таблица 2).

Таблица 2 – Твердость образцов рельсовых сталей после термообработки, соответствующей режимам производства мелющих шаров

№ варианта	Твердость, HRC					
	после закалки			после отпуска		
	min	max	средняя	min	max	средняя
1	62	64	63	60	62	61
2	62	64	63	60	61	60
3	60	61	61	58	59	59
4	63	66	65	60	64	62
5	61	64	63	59	61	60

Таким образом, можно сделать вывод, что оптимальным химическим составом для производства мелющих шаров обладают рельсовые стали марок 76ХФ и 76Ф.

На втором этапе в условиях шаропрокатного стана ОАО «ГМЗ» проведены исследования влияния химического состава заготовок стали К76Ф и температуры их прокатки на качество микроструктуры, твердость и ударную стойкость производимых помольных шаров. На основании статистической обработки данных паспортов 50 плавок, проведенной с использованием стандартной методики регрессионного анализа, установлено, что на отбраковку шаров по результатам копровых испытаний значимое влияние оказывает содержание углерода, серы и водорода в стали. Повышение содержания всех перечисленных химических элементов повышает указанную отбраковку:

$$Б_{КОПР} = -12{,}9+11{,}8\cdot[C]+3{,}7\cdot[H] +102{,}3\cdot[S], \quad (1)$$

где $Б_{КОПР}$ – отбраковка шаров по результатам копровых испытаний, %;
[C], [S] – содержание углерода и серы в стали, %;
[H] – содержание водорода в стали, ppm.

Отрицательное влияние повышения содержания углерода на ударную стойкость шаров обусловлено образованием карбидов цементитного типа при достижении содержания углерода, соответствующего заэвтектоидной стали (на рассматриваемой выборке содержание углерода изменялось в пределах 0,75-0,87%). Отрицательное влияние водорода связано с образованием флокенов, выявленных в изломе ряда расколовшихся шаров, а влияние серы – с образованием непластичных сульфидов.

Относительная степень влияния вышеприведенных параметров сталеплавильного передела на отбраковку шаров по результатам копровых испытаний составила 48 % (коэффициент детерминации уравнения (1) составил $k_{сов} = 0{,}48$).

Также установлено, что повышение температуры прокатки в фактическом интервале ее изменения (900-980°С) обуславливает снижение отбраковки шаров по результатам испытаний на ударную стойкость:

$$Б_{КОПР} = 17{,}9 - 0{,}015\cdot[t], \quad (2)$$

где $Б_{КОПР}$ – отбраковка шаров по результатам копровых испытаний, %;
t – температура начала прокатки шаров, °С.

Полученный характер влияния температуры прокатки шаров на их ударную стойкость обусловлен повышением вероятности заваривания дефектов при увеличении температуры деформации за счет повышения пластичности стали. По результатам исследований [7-9], ранее проведенных авторами работы, критерий пластичности рассматриваемой стали К76Ф

увеличивается в интервале температур деформации от 900°С до 1100-1150°С. Относительная степень влияния температуры прокатки на отбраковку шаров по результатам копровых испытаний составила 23% ($k_{сов} = 0,23$).

С целью подтверждения полученных данных проведен опытно-промышленный эксперимент, в ходе которого заготовки рельсовой стали марки К76Ф одной плавки (аналогичного химического состава) прокатаны на шары диаметром 60 мм с температурами 980°С (базовый режим) и 1030°С (новый режим). При этом параметры термообработки шаров для обеих партий выбраны идентичными.

Для оценки влияния режима производства шаров на интенсивность трещинообразования производились металлографические исследования структуры шаров после прокатки (до термообработки). Для проведения указанных исследований шары обоих партий (по 25 шаров от каждой партии) после прокатки и охлаждения на воздухе разрезали на равные части. По полученным данным при использовании базового режима прокатки внутренние трещины обнаружены в 12% шаров, а при использовании нового режима прокатки такие дефекты не выявлены.

Исследования ударной стойкости шаров, проведенные методом копровых испытаний, подтвердили повышение качества их структуры при использовании нового режима прокатки: всего испытано по 50 шаров от каждой партии (таблица 3).

Таблица 3 – Влияние температуры прокатки шаров из рельсовой стали К76Ф на их ударную стойкость

Температурный режим прокатки	Доля шаров выдержавших 75 ударов, %	Доля шаров, не выдержавших испытания, % (количество ударов до разрушения)
Базовый (температура прокатки 980°С)	86	14 (12-29)
Новый (температура прокатки 1030°С)	100	0

Исследованиями микроструктуры шаров после полного цикла термообработки (закалка + отпуск) установлено, что применение нового режима прокатки обуславливает незначительное увеличение размера зерна на поверхности по сравнению с использованием базового режима (таблица 4). При этом средний размер зерна на рассматриваемой выборке практически не изменился, что обусловило отсутствие различий в поверхностной твердости шаров, произведенных с использованием разных температурных режимов прокатки (таблица 4).

Таблица 4 – Влияние температуры прокатки шаров из рельсовой стали К76Ф на качество их микроструктуры и твердость после термообработки

Температурный режим прокатки	Балл зерна по ГОСТ 5639-82		Поверхностная твердость, HRC
	максимальный	средний	
Базовый (температура прокатки 980°С)	6	5,8	56
Новый (температура прокатки 1030°С)	5	5,2	56

Результаты опытно-промышленного опробования нового температурного режима прокатки шаров из рельсовой стали в условиях ОАО «ГМЗ» свидетельствуют о повышении качества микроструктуры и увеличении эксплуатационных характеристик шаров при его использовании. Ожидаемый экономический эффект от внедрения разработанного режима прокатки шаров составляет 22,5 млн. руб/год.

Заключение.

1. Исследованиями, проведенными в лабораторных условиях и в условиях действующего шаропрокатного стана, определены основные закономерности влияния химического состава заготовок рельсовых сталей и режимов их прокатки на качество и эксплуатационные

характеристики производимых мелющих шаров:

- показано, что оптимальным химическим составом для производства мелющих шаров обладают рельсовые стали марок 76ХФ и 76Ф, производство шаров из стали Э90ХАФ и рельсовых сталей дополнительно (сверх требования ГОСТ) легированных хромом и никелем приводит к формированию неоптимальных микроструктур, снижающих ударную стойкость шаров;

- установлено, что повышение содержания углерода, серы и водорода в стали марки К76Ф, а также снижение температуры прокатки в интервале 900-980°С обуславливает снижение ударной стойкости шаров (повышение отбраковки по результатам копровых испытаний).

2. На основании полученных результатов исследований разработан новый режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали К76Ф, опытно-промышленное опробование которого в условиях ОАО «Гурьевский металлургический завод» показало его эффективность. Зафиксировано повышение качества микроструктуры и увеличение эксплуатационных характеристик производимых шаров при его использовании, ожидаемый экономический эффект составляет 22,5 млн. руб/год.

Библиографический список

1. An innovative method for producing balls from scrap rail heads / Pater Z., Tomczak J., Bulzak T. [etc]. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 97. – No. 1-4. – pp. 893-901.

2. Tomczak, J. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails / J. Tomczak, Z. Pater, T. Bulzak // Archives of Metallurgy and Materials. – 2018. – Vol. 63. – No. 1. – pp. 5-12.

3. Совершенствование технологии производства рельсов на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» / Полевой Е. В., Волков К. В., Головатенко А. В. [и др.]. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2013. – №4. – С. 26-28.

4. Черняк, С. С. Разработка состава и технологии изготовления износостойких рельсов из заэвтектоидных сталей / С. С. Черняк, В. Л. Бройдо, Л. В. Тужилина // Современные технологии. Системный анализ. Моделировании. – 2017. - №4 (56). – С. 197-206.

5. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев, Д. Н. Каленкович. // Литье и металлургия. – 2009. – №4 (53). – С. 26-33.

6. Rakhutin, M. G. Ways to improve assessment methods of the main characteristics of grinding balls / M. G. Rakhutin, P. F. Boyko // Ugol'. – 2017. – №12. – pp. 49-52.

7. Patterns of changes in the plastic and deformation characteristics of rail steels alloyed with chromium in the temperature range of hot rolling / A. A. Umansky, A. V. Golovatenko, A. S. Simachev, V. V. Dorofeev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 866(1). – 012015.

8. Plasticity and Deformability of Alloy Rail Steels at Rolling Temperatures / Umanskii A. A., Golovatenko A. V., Simachev A. S. [etc]. // Steel in Translation. – 2019. – Vol. 49. – №6. – pp. 384-389.

9. Experimental studies of plasticity and deformation resistance of chromium rail steels / A. A. Umansky, A. V. Golovatenko, M. V. Temlyantsev, V. V. Dorofeev // Chernye Metally. – 2019. – №6. – pp. 24-28.

УДК 621.74

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ОТЛИВОК ПОСЛЕ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ

Приходько О.Г.[1], Деев В.Б.[2], Прусов Е.С.[3], Куценко А.И.[1], Пономарева К.В.[1], Сметанюк С.В.[2], Сокорев А.А.[2]

[1]***Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, prihodko_og@rambler.ru, aik_mail@mail.ru, kiraponomareva525@mail.ru***
[2]***Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия, deev.vb@mail.ru, smetanyuk.sv@mail.ru,*** **sokorev@ic-ltm.ru**
[3]***Владимирский государственный университет им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир, Россия, eprusov@mail.ru***

Аннотация. *Проведен обзор особенностей кристаллизации и формирования структуры алюминиевых сплавов и отливок, обработанных внешними воздействиями в процессах литья. Показано, что технологии внешнего воздействия на расплав является эффективным средством изменения структуры, механических и литейных свойств отливок и слитков.*

Ключевые слова: *внешние физические воздействия, формирование структуры и свойств, алюминиевые сплавы, литейные свойства, вибрация.*

CRYSTALLIZATION AND STRUCTURE FORMATION OF ALUMINUM ALLOYS AND CASTINGS AFTER EXTERNAL PHYSICAL ACTIONS IN THE CASTING PROCESS

Prikhodko O.G.[1], Deev V.B.[2], Prusov E.S.[3], Kutsenko A.I.[1], Ponomareva K.V.[1], Smetanyuk S.V.[2], Sokorev A.A.[2]

[1] Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, prihodko_og@rambler.ru , aik_mail@mail.ru, kiraponomareva525@mail.ru
[2]National Research Technological University "MISIS", Moscow, Russia, deev.vb@mail.ru , smetanyuk.sv@mail.ru , sokorev@ic-ltm.ru
[3] Vladimir State University named after Alexander Grigoryevich and Nikolai Grigoryevich Stoletov, Vladimir, Russia, eprusov@mail.ru

Abstract. *A review of the features of crystallization and formation of the structure of aluminum alloys and castings, treated by external influences in the casting process is carried out. It is shown that the technology of external action on the melt is an effective means of changing the structure, mechanical and casting properties of castings and ingots.*

Keywords: *external physical influences, formation of structure and properties, aluminum alloys, casting properties, vibration*

При изучении процесса затвердевания необходимо принимать во внимание все особенности теплообмена между отливкой и формой. В частности, должны быть учтены характер течения жидкого металла, выделение теплоты кристаллизации в материале отливки, особенности механизма процесса затвердевания сплавов, геометрические и физические свойства отливки и формы, свойства зазора между ними, изменение зазора в процессе охлаждения отливки и нагрева формы, изменение физических коэффициентов материалов отливки и формы и т.д. Однако учет всех перечисленных факторов связан с большими затруднениями экспериментального и теоретического характера. В общем случае экспериментальные методы распадают-

ся на две большие группы. В первую группу входят методы, охватывающие непосредственный эксперимент с основным объектом исследования – отливкой. Вторая группа соответствует методам аналогии, которые можно условно определить как методы «моделирования».

Общей проблемой при расчете процессов затвердевания является необходимость учета движущейся границы раздела фаз, резкой для чистых металлов и размытой для сплавов, затвердевающих в интервале температур. В реальных условиях литья для всех технических металлов и сплавов характерна дендритная форма роста кристаллов. В этой связи, степень развития указанных дефектов строения литых металлов и сплавов определяется структурой фронта кристаллизации и, следовательно, теми процессами, которые обусловливают формирование кристаллического строения отливки из данного металла или сплава. Поэтому важнейшие свойства реальных отливок практически целиком определяются их кристаллическим строением. Для отливок и слитков типичным является кристаллическое строение, состоящее из трех макроструктурных зон: периферийной, мелкозернистой (зоны «замороженных» кристаллов), зоны столбчатых (шестоватых) кристаллов и центральной зоны равноосных кристаллов. Наружный слой отливок со случайно ориентированными кристаллами, выросшими на начальной стадии затвердевания в условиях взаимной конкуренции, называют еще резкоохлажденной зоной [1]. Наружный слой становится неотчетливым при увеличении температуры заливаемого металла, т. к. образующиеся при заливке на стенках формы кристаллы оплавляются сильно перегретым жидким металлом.

В большинстве случаев литья требуется избежать столбчатой структуры и получить мелкозернистое строение отливок. В работе [2] проведен анализ теорий кристаллизации, объясняющих механизм образования равноосных кристаллов. Проблема кристаллизации отливок представляется, прежде всего, как проблема управления процессом формирования кристаллического строения отливок с целью получения заданного строения и, следовательно, заданных служебных и технологических свойств отливок.

Хорошо известно, что принудительные колебания и перемешивание расплава во время затвердевания (ультразвуковые и механические колебания, продувка газами, наложение вращающихся магнитных полей, взаимодействующих электромагнитных полей) очень эффективно измельчает структуру при затвердевании, но механизм измельчения зерна изучен недостаточно. Полагают, что при наличии колебаний зерно измельчается главным образом в результате разрушения дендритных кристаллов.

В 1878 г. Д.К. Чернов предложил идеи способов постоянного перемешивания расплава во время затвердевания его в изложнице: постоянное и сильное сотрясение изложницы, вращение изложницы с быстрым и прерывистым изменением направления. Первый способ был осуществлен в 1910 г. В.В. Лермантовым и затем В.И. Тыжновым. Опыты показали значительное увеличение плотности, измельчение кристаллического зерна и улучшение свойств литой стали.

Второй способ был осуществлен С.Е. Розенфельдом, С.Б. Юдиным и М.М. Левиным в 1951 г. Периодическое и резкое изменение скорости вращения изложницы вызывает сильное перемешивание расплава и приводит к полному уничтожению зоны столбчатых кристаллов и улучшению механических свойств отливок из аустенитных сталей.

Идея динамического затвердевания отливок и слитков получила практическое воплощение и в других способах перемешивания кристаллизующегося расплава: заливка в наклонную изложницу и несимметричная заливка изложниц сверху; перемешивание расплава в изложнице шомполом; пропускание через расплав газа, ультразвуковое воздействие, перемешивание расплава вращающимся магнитным полем – способ успешно использующийся при непрерывном литье слитков, воздействие электрического тока и др.

В.Д. Добаткин дает следующее объяснение изменению структуры и свойств отливок и слитков при вынужденном движении расплава: любое перемешивание расплава ускоряет процесс охлаждения его в форме, следовательно, ускоряется и начало равноосной кристаллизации, в результате сокращается зона столбчатых кристаллов и измельчается зерно в центральной части слитка.

В.О. Гагегн-Торн в своей теории предполагает, что перемешивание расплава независимо от способа перемешивания мешает образованию сплошной корки на свободной поверхности расплава, залитого в изложницу, а также на поверхности стенки изложницы. Свободные кристаллы, появляющиеся на поверхности стенок и свободной поверхности расплава, при перемешивании разносятся по всему объему расплава и являются затравками для равноосной кристаллизации.

Н.И. Хворинов считает, что при перемешивании расплав разрушает фронт кристаллизации, обломки кристаллов разносятся по всему объему расплава и становятся затравками кристаллизации расплава впереди фронта кристаллизации. При увеличении интенсивности движения (вибрация), число обломков возрастает, что вызывает сокращение столбчатой зоны и приводит к измельчению зерна в отливках и слитках.

По теории А. Оно [1] имеется два фактора воздействия вибрации на структуру затвердевания. Первый фактор состоит в том, что колебания способствуют смачиванию расплавом поверхности формы, а это в свою очередь облегчает теплоотвод от расплава через стенку формы. Но поскольку в обычных условиях поверхность расплава покрыта оксидными пленками, то трудно ожидать однородного его контакта с этой стенкой. Колебания разрушают покровные пленки, облегчают смачивание поверхности формы, в результате скорость охлаждения расплава увеличивается, т. е. облегчается зарождение кристаллов, вследствие этого измельчается структура наружного слоя слитков. Второй фактор заключается в том, что наложение колебаний способствует разобщению шейкообразных кристаллов со стенкой литейной формы. Если металлический расплав содержит достаточно растворенного вещества для формирования дендритных кристаллов при затвердевании, то принудительные колебания могут способствовать формированию равноосных кристаллов.

Когда металл затвердевает в вибрирующей форме, то колебания должны быть эффективны лишь постольку, поскольку они способствуют разобщению кристаллов со стенкой формы в области контакта стенки с поверхностью расплава. Если форма вибрирует во время заливки металла, то вызванное вибрацией волновое движение поверхности расплава будет способствовать разобщению кристаллов со стенкой формы до тех пор, пока не образуется стабильная твердая корочка. Так как верх твердой корочки имеет выступающую часть на уровне свободной поверхности расплава, и выступающие дендриты могут быть источником поставки равноосных кристаллов, то наложение поверхностных колебаний на расплав в форме эффективно даже в период после формирования твердой оболочки, т. е. после завершения заливки расплава.

Имеются основания предполагать, что вибрация наиболее эффективна для разобщения кристаллов со стенкой в начальный период затвердевания [1]. Так, при вибрации у макроструктуры затвердевшего слитка появилась тенденция формирования зоны равноосных кристаллов. Металл, затвердевший в форме, которую подвергали вибрации до тех пор, пока толщина твердой корочки не достигла приблизительно 5 мм, имел такую же структуру, как и в случае застывания в вибрирующей форме в течение всего периода затвердевания. Если же форму поддерживали в стационарных условиях до тех пор, пока толщина твердой корочки не достигала ~10 мм и затем подвергали вибрации до завершения затвердевания, то в окончательной макроструктуре не наблюдали тенденции к формированию равноосной области. Структура в этом случае была подобна структуре металла, затвердевшего в стационарных условиях.

Описанные эксперименты ясно показали, что наложение вибраций наиболее эффективно в начальный период затвердевания, поскольку в этот период они стимулируют отделение кристаллов от мест их зарождения на стенке формы.

Ввиду того, что отделившиеся кристаллы могут расплавляться в горячей жидкости при очень высокой температуре заливки, то вибрацию металла следует осуществлять непрерывно до тех пор, пока температура расплава не снизится до определенного уровня, при котором отделившиеся кристаллы могут сохраниться, т. е. не расплавиться полностью [1].

Кроме измельчения зерна, вибрация способствует очищению расплава от газов и твердых неметаллических включений. Д.К. Чернов указывает, что «достаточно произвести

сравнительно небольшое движение расплава» для всплывания газового пузыря.

Процесс очистки алюминиевых сплавов рассмотрен в работе [3]. По мнению авторов вибрация и ультразвук способствуют удалению из жидких силуминов водорода за счет увеличения его диффузионной подвижности в расплавах. Инерционные колебания при вибровоздействии будут передаваться пузырькам, и способствовать их удалению из расплава. Кроме того, вибрация усиливает эффект модифицирования доэвтектических силуминов натрием. Авторами предполагается, что это происходи из-за более равномерного распределения в расплаве модифицирующих добавок. Существует и насколько других предположений, хотя единой стройной теории нет.

В работе [4] экспериментально подтверждено мнение о том, что вибрационное взаимодействие на расплав связано с теплофизическими условиями его затвердевания. При формировании кристаллических структур вибрационная энергия расходуется не только на разрушение ветвей дендритов и создание в системе дополнительных центров кристаллизации, но и на повышение интенсивности теплоотвода от расплава к стенкам изложницы. Это приводит к повышению темпа кристаллизации расплава и значительному (на 25 – 30 %) ускорению затвердевания слитка.

В исследовании [5] описан разработанный станок объемной вибрации. Отливки, получаемые по предложенной технологии, имеют плотную равномерную и мелкозернистую структуру, не имеющую газовых и усадочных пороков, неоднородности по химическому составу и обладает стабильно высокими прочностными и служебными свойствами.

Рассмотрена [6] схема образования кристаллов в расплаве с позиции механизма разделительной диффузии компонентов и описан модифицирующий эффект внешних воздействий. Показано, что физические воздействия способствуют гомогенизации расплава, что препятствует диффузии компонентов, которая в свою очередь способствует увеличению времени кристаллизации и измельчает структуру.

Следует отметить, что кроме вибрации и перемешивания расплава на структуру полученных слитков оказывают влияние и другие факторы: методы и способы заливки расплавов в форму, материал литейной формы, модифицирующие добавки, температура заливаемого расплава и формы и т. д.

Таким образом, вибрационный метод литья для улучшения качества отливок и слитков известен и используется уже давно. Наряду с опытами промышленного использования вибрации выполнены многочисленные исследования воздействия вибрации на строение и свойства отливок и слитков. Однако в этих исследованиях толкование сущности происходящих явлений и процессов, а также практические выводы и рекомендации часто не согласуются между собой, а иногда и противоречат друг другу и требуют дополнительного теоретического и экспериментального изучения.

В общем, эти разногласия сводятся к двум точкам зрения: увеличение числа центров кристаллизации в расплаве достигается за счет механического разрушения фронта кристаллизации и разрушения дендритных осей под действием упругих сил и явления кавитации; увеличение скорости зарождения центров кристаллизации происходит от волнового давления и разрежения и за счет уменьшения вязкости и поверхностного натяжения расплава при вибрационном воздействии, возникновение зародышей твердой фазы происходит за счет сил вязкого трения вибрируемого расплава с растущими кристаллами.

В лабораторных условиях выполнено [6-10] исследование влияния различных режимов вибрационной обработки расплава на плотность и твердость отливок, изготавливаемых в песчано-глинистых формах. Эксперименты проводились на образцах двух типов с приведенным размером 5 и 6 мм соответственно. Было показано, что вибрация эффективно влияет на процесс кристаллизации. Растет скорость охлаждения отливок за счет образования более плотного контакта металл-форма, увеличивается предусадочное расширение в литейных Al-Si сплавах, за счет выделения кристаллов кремния из жидко-твердой области в твердо-жидкую область. Отливки, полученные при помощи вибрации, имеют плотную, равномерную и мелкозернистую структуру. Также было экспериментально установлено, что для отли-

вок диаметром 30 мм из доэвтектических алюминиевых сплавов наиболее оптимальной является резонансная частота 50 Гц. Доказано, что вибрационное воздействие с оптимальными параметрами существенно влияет на процесс кристаллизации алюминиевых сплавов. Зерно измельчается на 25-40 %, твердость по Бринеллю возрастает на 6-14 %, относительное удлинение возрастает на 30 - 40 %, временное сопротивление разрыву возрастает на 6 - 15 %. Исследования показали, что виброобработка на оптимальных резонансных частотах позволяет повысить плотность металла на 8-12 % и снизить процент брака по герметичности с 15 до 7 %. На рисунке 1 представлены результаты металлографических исследований на образцах с приведенным размером 5 мм, отлитых с различной частотой вибрации.

Без вибрации х100 | *Вибрация с частотой 8,7 Гц х100* | *Вибрация с частотой 50 Гц х100*

Рисунок 1 – Влияние частоты вибрации на структуру алюминиевых отливок

Выводы: Рассмотрены механизмы формирования мелкозернистой структуры отливок и слитков; проведен краткий анализ экспериментальных и теоретических исследований влияния внешних физических воздействий в процессе затвердевания на формирование структуры и свойства отливок. Проведено экспериментальное исследование, подтверждающее эффективное влияние вибрационного воздействия с оптимальными параметрами обработки на процесс кристаллизации алюминиевых сплавов.

Библиографический список

1. Затвердевание металлов. Оно А. – Токио, 1976, Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980. – 152 с.

2. Деев В.Б., Куценко А.И., Приходько О.Г., Прусов Е.С., Сокорев А.А. Влияние внешних воздействий на процессы кристаллизации сплавов и затвердевания отливок // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии : сборник научных трудов. – Москва ; Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2019. – Вып. 42. – С. 28-36.

3. Иванцов А. А., Крушенко Г. Г. О механизме влияния упругих колебаний на алюминиево-кремниевые сплавы. //Литейное производство. – 2003. – № 2. – С. 2-4.

4. Найдек В. Л., Эльдарханов А. С., Нурадинов А. С., Таранов Е. Д. О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов.//Литейное производство. 2003. – № 9. – С. 13 – 15.

5. Чебышев В. А. Станок объемной вибрации. // Литейное производство. – 2003. – № 7. – С. 21-22.

6. Селянин И.Ф., Деев В.Б., Цецорина С.А., Приходько О.Г. О механизме кристаллизации металлических расплавов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 11. – С. 46-48.

7. Селянин И.Ф., Куценко А.И., Морин С.В., Хамитов Р.М., Приходько О.Г. Жидкотекучесть алюминиево-кремниевых сплавов под действием вибрации //Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды региональной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. / Под общей ред. Кулакова С.М. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2004. - Вып. 8. – С 244.

8. Селянин И.Ф., Деев В.Б., Куценко А.И., Приходько О.Г., Махина О.В. Особенности модифицирующей обработки металлических расплавов вибрацией и ультразвуком // Вестник горно-металлургической секции РАЕН: сб. науч. тр. Вып. 31. – Москва-Новокузнецк: Сиб-

ГИУ, 2013. – С. 49-52.

9. Selyanin, I.F., Deev, V.B., Belov, N.A., Prikhodko, O.G., Ponomareva, K.V. Physical modifying effects and their influence on the crystallization of casting alloys. Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2015. 56(4), pp. 434-436.

10. Деев В.Б., Приходько О.Г., Пономарева К.В., Куценко А.И., Сметанюк С.В. Определение параметров кристаллизации литейных сплавов, полученных по ресурсосберегающим технологиям с использованием физических воздействий // Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия – 2017»: труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч.1. 15-16 ноября 2017 г. / под ред. Е.В. Протопопова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – С. 165-168.

СОДЕРЖАНИЕ

ПАМЯТИ НИКОЛАЯ ВАСИЛЬЕВИЧА ТОЛСТОГУЗОВА
Рожихина И.Д. ***4***

СЕКЦИЯ 1: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ **9**

ЛЕГИРОВАНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ ПРИРОДНЫМИ И ТЕХНОГЕННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ
Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Прошунин И.Е., Голодова М.А., Дмитриенко В.И. ***9***

ПОЛУЧЕНИЕ ЖЕЛЕЗНОГО КОНЦЕНТРАТА ПРИ ОБОГАЩЕНИИ ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВЫХ РУД КУЗБАССА И ЕГО ИСПОЛЬЗОВАНИИ В МЕТАЛЛУРГИИ
Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Голодова М.А., Ходосов И.Е.. ..... ***18***

АНАЛИЗ ШЛАКОВОГО РЕЖИМА ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЬНЫХ СИСТЕМ ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ
Павлов А.В., Спирин Н.А., Бегинюк В.А., Косаченко И.Е. ***26***

СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ОКУСКОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО СЫРЬЯ 32
Берсенев И.С., Брагин В.В., Солодухин А.А., Поколенко А.Ю., Бардавелидзе Г.Г., Спирин Н.А ***32***

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ НИОБИЙСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ В ЖИДКОЙ СТАЛИ
Жучков В.И., Заякин О.В., Кель И.Н. ***37***

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАСПЛАВА ПРИ ПРОДУВКЕ НЕЙТРАЛЬНЫЙ ГАЗОМ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА СТАЛИ
Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Полях О.А. ***42***

ПОЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЯ И ФЕРРОСИЛИЦИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАВКОЙ И ОБРАЗОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ
Ёлкин К.С., Рожихина И.Д., Ёлкин Д.К. ***46***

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ
Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Семин А.П.,Бессонов Д.А. ***50***

ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ПРИ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ НА АГРЕГАТЕ КОВШ-ПЕЧЬ
Гизатулин Р.А., Лепихов В.С., Шароватых Д.Ю. ***54***

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ В МЕТАЛЛУРГИИ ЦИНКА
Козлов П.А. ***57***

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ БЕДНЫХ КАРБОНАТНЫХ И ОКСИДНЫХ РУД В АГРЕГАТЕ СЭР
Рыбенко И.А., Цымбал В.П., Kongoli F. **66**

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВСПЕНИВАНИЯ 350-ТОННОЙ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ ПРИ ПЕРЕРАБОТКЕ НИЗКОМАРГАНЦОВИСТЫХ ЧУГУНОВ АО «ЕВРАЗ ЗСМК»
Протопопов Е.В., Полях О.А., Чернышева Н.А., Козьминых Р.А. ***73***

КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ПРИ ПРОДУВКЕ НЕЙТРАЛЬНЫМ ГАЗОМ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОМ КОВШЕ
Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Полях О.А. ***78***

ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАСЧЕТА КАЧЕСТВА И ПРОИЗВОДСТВА АГЛОМЕРАТА НА «ЕВРАЗ ЗСМК»
Леонтьев А.С., Рыбенко И.А ***82***

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО И ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ИЗВЕСТНЯКА НА ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ
Уманский А.А., Козырев Н.А., Жутов С.В., Николаев В.К., Гизатулин Р.А. ***87***

ПОВЕДЕНИЕ МАРГАНЦА В ОКИСЛИТЕЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ
Гизатулин Р.А., Дмитриенко В.И., Дмитриенко А.В., Носов Ю.Н., Ноздрин И.В. ***92***

РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ МНОГОСОПЛОВЫХ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМ С ЦЕНТРАЛЬНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ДЛЯ 350-ТОННЫХ КОНВЕРТЕРОВ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»
Протопопов Е.В., Щипанов С.С., Чернышева Н.А., Сафонов С.О. ***95***

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ МНОГОЦЕЛЕВЫХ ДУТЬЕВЫХ УСТРОЙСТВ И КОНСТРУКЦИИ ДВУХЪЯРУСНОЙ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ ДЛЯ 350-ТОННЫХ КОНВЕРТЕРОВ АО «ЕВРАЗ ЗСМК»
Протопопов Е.В., Щипанов С.С., Чернышева Н.А., Сафонов С.О. ***101***

РАСЧЕТ НА ИМИТАЦИОННОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССОВ В КОЛОННОМ СТРУЙНО-ЭМУЛЬСИОННОМ РЕАКТОРЕ
Сеченов П.А., Рыбенко И.А., Roos K. ***107***

ИЗУЧЕНИЕ ВРЕМЕНИ ПЛАВЛЕНИЯ КОМПЛЕКСНЫХ НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОМ РАСПЛАВЕ
Заякин О.В., Ренёв Д.С., Жучков В.И. ***112***

ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА, ВАНАДИЯ И ТИТАНА ПРИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОМ ОБЖИГЕ ТИТАНОМАГНЕТИТА
Агамирова А.С. ***116***

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДОЖИГАНИЯ ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ В ПОЛОСТИ 160-ТОННОГО КОНВЕРТЕРА АО «ЕВРАЗ ЗСМК»
Протопопов Е.В., Солоненко В.В., Темлянцев М.В., Якушевич Н.Ф., Полях О.А. ***121***

МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЦЕРИЯ МЕЖДУ ШЛАКОМ СИСТЕМЫ CAO-SIO2-CE2O3-15%AL2O3-8%MGO И НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫМ МЕТАЛЛОМ
Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Уполовникова А.Г. ***126***

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ СМЕННОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ
Лубяной Д.А., Юрьев А.Б., Кузнецов И.С., Маркидонов А.В., Лубяной Д.Д. ***131***

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ЧУГУНА В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ С ПРЯМЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ МАРГАНЦЕМ
Лубяной Д.Д., Юрьев А.Б., Маркидонов А.В., Кузнецов И.С.,Лубяной Д.А. ***136***

РАЗРАБОТКА В PASCALABC.NET ПРОГРАММЫ РАСЧЕТА СОСТАВА ШИХТЫ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАКОВ КРЕМНИЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА
Хоанг В.В., Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Плакущий А.В. ***141***

СЕКЦИЯ 2: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА **147**

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
АбатуровоА.А., Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Леонов А.А., Аксенова К.В. ***147***

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГКИХ ИНВАРОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ AL-SI-CU
Афанасьев В.К., Попова М.В., Малюх М.А. ***154***

ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИИ
Князев С. В., Куценко А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Соколов Б.М., Ознобихина Н.В. ***159***

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АЛГОРИТМЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРИГОТОВЛЕНИЕМ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ
Князев С.В., Козырев Н.А., Усольцев А.А. ***163***

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЧУГУНОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГАЗОСБОРНОГО КОЛОКОЛА
Усольцев А.А., Князев С.В., Куценко А.И., Козырев Н.А., Дмитриенко В.И. ***167***

ОЦЕНКА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ ЧУГУНОВ ВЧ50 И ЧХ3
Дмитриенко В.И., Князев С. В., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А. ***177***

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ХН65ВМТЮ (ЭИ896) МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ
Комаров Д.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Чэнь Д., Панченко И.А. ***184***

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ
Кузнецов Р.В., Громов В.Е, Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Кормышев В.Е., Перегудов О.А., Семин А.П. ***189***

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ СИЛУМИНОВ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ И МЕДИ
Попова М.В., Жибинова И.А., Прудников А.Н. ***194***

ОСОБЕННОСТИ МЕТАЛЛОГРАФИИ ВЫСОКОЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА 008ЖР
Афанасьев В.К., Попова М.В., Долгова С.В. ***201***

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДОМЕННОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
Афанасьев В.К., Попова М.В., Долгова С.В., Сагалакова М.М.,Черныш А.П., Жибинова И.А., Малюх М.А. ***208***

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А0 С НИЗКОЙ СТЕПЕНЬЮ ПРОРАБОТКИ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ
Яшин В.В., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю., Латушкин И.А. ***212***

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ И ВЫКАТЫВАЕМОСТИ ДЕФЕКТОВ НА НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОКАТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ В УСЛОВИЯХ СОВРЕМЕННОГО УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА
Уманский А.А., Юрьев А.Б. ***216***

МЕХАНИЗМЫ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВ В ПЕРСПЕКТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
Арышенский Е.В., Коновалов С.В. ***225***

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЛИТЬЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА AL-MG-SI С ИЗБЫТКОМ SI ЛЕГИРОВАННОГО МАЛЫМИ ZR, SC ДОБАВКАМИ
Лапшов М.А, Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю. ***232***

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МИКРОТВЕРДОСТЬ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 9CRMOV-N ИЗГОТОВЛЕННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА
Осинцев К.А., Шляров В.В., Чэнь С., Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Чаплыгин К.К. ***240***

ПРОКАТКА ДЛИННОМЕРНОЙ РЕЛЬСЫ С УСКОРЕНИЕМ
Соловьев В.Н., Белолипецкая Е.С. ***248***

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА РЕАКТИВНОЙ ДИФФУЗИИ ПО ТОЛЩИНЕ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ (ФАЗЫ) ПРИ ВЛИЯНИИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО НИКЕЛЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ
Розенштейн Е.О., Бондарева О.С., Коновалов С.В. ***255***

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С ИНДУКЦИЕЙ 0,3 ТЛ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО СВИНЦА
Серебрякова А.А., Загуляев Д.В, Шляров В.В. ***261***

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ЛИНЕЙНОЕ РАСШИРЕНИЕ ПОРШНЯ ИЗ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА АК5М2
Прудников А.Н., Фастыковский А.Р., Прудников В.А. ***266***

ИССЛЕДОВАНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1424БТ, АМг5М, Д16, 5182 ПРИ СОЕДИНЕНИИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ
Ахкильгов Г.В., Носова Е.А. ***271***

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛИТКОВ ИЗ НАВОДОРОЖЕННЫХ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ
Афанасьев В.К., Прудников А.Н., Попова М.В., Фастыковский А.Р. ***276***

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СТРУКТУР В СЛОИСТОЙ АЛЮМИНИЙ-ТИТАНОВОЙ ЗАГОТОВКЕ, ПОЛУЧЕННОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРОКАТКИ И ОТЖИГА
Штырова А.А., Носова Е.А. ***281***

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЗЕРВА СИЛ ТРЕНИЯ КАЛИБРОВ, ФОРМИРУЮЩИХ СОЧЛЕНЕННЫЙ ПРОФИЛЬ ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ПРОДОЛЬНОГО РАЗДЕЛЕНИЯ
Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А. ***286***

СИЛОВЫЕ УСЛОВИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ В РОЛИКОВЫХ ВОЛОКАХ
Фастыковский А.Р., Осколкова Т.Н., Юрьев А.Б., Прудников А.Н. ***290***

УВЕЛИЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ЗАГОТОВОЧНЫХ И СОРТОВЫХ СТАНОВ
Фастыковский А.Р., Леонтьев В.В., Губарев Е.И., Перминов Д.А., Зайков И.Г. ***296***

ОСОБЕННОСТИ СИЛОВОГО БАЛАНСА УНИВЕРСАЛЬНЫХ КАЛИБРОВ СОВРЕМЕННЫХ РЕЛЬСОБАЛОЧНЫХ СТАНОВ
Фастыковский А.Р., Добрянский А.В., Дорофеев В.В. ***299***

ВОПРОСЫ ЦИФРОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ
Князев С.В., Куценко А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Куценко А.А. ***304***

АНАЛИЗ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ПРОИЗВОДСТВУ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ ОТБРАКОВКИ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК
Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В. ***309***

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ОТЛИВОК ПОСЛЕ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ
Приходько О.Г., Деев В.Б., Прусов Е.С., Куценко А.И., Пономарева К.В., Сметанюк С.В., Сокорев А.А. ***316***

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ:
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО
«Металлургия – 2021»

Труды XXII Международной научно-практической конференции

Часть 1

Под общей редакцией А.Б. Юрьева

Технический редактор Г.А. Морина

Компьютерная верстка Н.В. Ознобихина

Подписано в печать 20.10.2021 г.
Формат бумаги 60×84 1/8. Бумага офисная. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 18,95 Уч.-изд. л. 21,19 Тираж 300 экз. Заказ № 234

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
Издательский центр СибГИУ