Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
профессионального образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»
Российская академия естественных наук

ВЕСТНИК ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ СЕКЦИИ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 36

Москва
Новокузнецк
2016

ISSN 2073–2848

УДК 669.1(06)+669.2/.8.(06)+621.762(06)+669.017(06)
ББК 34.3я4
В 387

В 387 **Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии**: Сборник научных трудов. Вып. 36 / Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянцев (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2016. – 257 с., ил.

Издание сборника статей, подготовленных авторскими коллективами, возглавляемыми действительными членами и членами-корреспондентами РАЕН, других профессиональных академий, профессорами вузов России. Представлены работы по различным направлениям исследований в области металлургии черных и цветных металлов и сплавов, порошковой металлургии и композиционных материалов, физики металлов и металловедения, экономики и управления на предприятиях.

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.
Электронная версия сборника представлена на сайте *http://www.sibsiu.ru* в разделе «Научные издания»

Ил. 77, табл. 31, библиогр. назв. 349.

Редакционная коллегия: Аренс В.Ж., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, вице-президент РАЕН, г. Москва; Райков Ю.Н., д.т.н., д.ч. РАЕН, председатель горно-металлургической секции РАЕН, ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва; Протопопов Е.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (главный редактор), СибГИУ, г. Новокузнецк; Темлянцев М.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (зам. главного редактора), СибГИУ, г. Новокузнецк; Галевский Г.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (зам. главного редактора), СибГИУ, г. Новокузнецк; Буторина И.В., д.т.н., проф., СПбГПУ, г. Санкт-Петербург; Волокитин Г.Г., д.т.н., проф., д.ч. МАНЭБ, ТГАСУ, г. Томск; Медведев А.С., д.т.н., проф., д.ч. МАН ВШ, НИТУ «МИСиС», г. Москва; Максимов А.А., д.т.н., проф., ОАО «Кузнецкие ферросплавы», г. Новокузнецк; Немчинова Н.В., д.т.н., проф., НИ ИрГТУ, г. Иркутск; Руднева В.В., д.т.н., проф. (отв. секретарь), СибГИУ, г. Новокузнецк; Спирин Н.А., д.т.н., проф., д.ч. АИН, УрФУ, г. Екатеринбург; Черепанов А.Н., д.ф.-м.н., проф., член РНК ТММ, ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск; Юрьев А.Б., д.т.н., проф., АО «Евраз – ЗСМК», г. Новокузнецк.

УДК 669.1(06)+669.2/.8.(06)+621.762(06)+669.017(06)
ББК 34.3я4

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2016

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

Галевский Г.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Козырев Н.А.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Оршанская Е.Г.	д-р пед. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Рощин В.Е.	д-р техн. наук, проф., НИУ ЮУрГУ, г. Челябинск
Руднева В.В.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Селянин И.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Скуратов А.П.	д-р техн. наук, проф., СФУ, г. Красноярск
Темлянцев М.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Шур Е.А.	д-р техн. наук, проф., ВНИИЖТ, г. Москва
Якушевич Н.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ 7

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ 8

В.Е. Рощин, А.В. Рощин

Концепция микро-завода по селективному извлечению железа из комплексных руд 9

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский

Термодинамический анализ системы «кремнистый сплав–шлак–газ» 18

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, И.В. Строкина

Закономерности углеродотермического восстановления оксидов железа в присутствии водорода 28

О.А. Полях, Н.Ф. Якушевич

Физико-химические взаимодействия при углеродотермическом восстановлении оксида кремния до карбида в печи Ачесона 34

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев

Физико-химические взаимодействия в ванне ферросилициевой печи..... 40

В.М. Павловец

Принципы структурообразования железорудных окатышей, полученных с регламентированным распределением пористости..... 47

В.М. Павловец, А.В. Герасимук

Анализ термических напряжений в объеме железорудных окатышей, полученных с регламентированным распределением пористости..... 53

Н.Ф. Якушевич, А.А. Максимов, А.Ю. Пронякин, О.А. Полях

Физико-химические основы кристаллизации ферросилиция..... 63

А.В. Феоктистов, А.П. Скуратов, И.Ф. Селянин, М.В. Темлянцев

Исследование тепловой эффективности низкошахтных печей при обогащении дутья кислородом 70

А.В. Феоктистов, И.Ф. Селянин, А.П. Скуратов, М.В. Темлянцев

Совершенствование комплексной детерминированной математической модели процесса плавки материалов в твердотопливной низкошахтной печи 78

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Н.В. Кибко, У.И. Липатова, О.Е. Козырева

Разработка сварочных флюсов на основе шлака производства силикомарганца 94

О.А. Уварова, К.Е. Максакова, Е.Б. Костерев, С.Н. Стрельников

Совершенствование технологии производства металлургической извести 100

В.М. Павловец

Расширение функциональных возможностей центробежных пылеуловителей 104

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ..... 110

В.А. Бородуля, Л.М. Виноградов, А.Ж. Гребеньков, А.А. Михайлов

Синтез карбида кремния в электротермическом реакторе с кипящим слоем углеродных частиц 111

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, С.Г. Галевский, К.А. Ефимова
Защитные металломатричные покрытия с нанокомпонентами 124
Т.И. Алексеева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева
Физико-химические свойства карбида циркония: анализ, систематизация, оценка прикладной значимости 136
Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский
Исследование изменения формы и размера частиц ысокотемпературных соединений хрома в условиях плазменного потока 144
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ 151
А.М. Апасов, Р.А. Шинкевич
К вопросу о предотвращении трещинообразования в изделиях из стали. Теоретическое обоснование 152
А.М. Апасов, Замирбек уулу Осук-Кумуш
Анализ причин разрушения кованых валов из стали 163
А.И. Гусев, Н.В. Кибко, М.В. Попова, Н.А. Козырев, И.В. Осетковский
Структура и свойства наплавленных слоев, полученных с применением порошковых проволок 40ГМФР и 40Х3Г2МФ 174
Д.А. Титов, Н.В. Кибко, Н.А. Козырев, Д.А. Романов
Карбиды в стали системы C-Si-Mn-Cr-W-V 182
Д.А. Титов, Е.С. Корнев, А.В. Корнева, Н.А. Козырев
Применение многофакторного анализа при оценке степени износа наплавленного слоя прокатных валков с использованием порошковых проволок систем C-SI-MN-CR-W-V и C-SI-MN-CR-V-MO 189
В.Н. Цвигун, Е.А. Шур, Р.С. Койнов
Изучение механизмов развития питтинга, сполинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах. Сообщение 6. Процессы деформирования, износа и трещинообразования в верхних слоях головки рельса 194
В.Н. Цвигун, Е.А. Шур, Р.С. Койнов
Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах. Сообщение 7. О механизме роста поперечной овальной усталостной трещины в головке рельса. 208
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ... 218
С.В. Князев, А.А. Усольцев, Д.В. Скопич, Е.А. Фатьянова, А.И. Куценко
Автоматизированная система контроля и управления производством стальных отливок при массовом производстве 219
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ 230
Е.Г. Оршанская, Д.И. Оршанский
Научно-практическая конференция как форма организации самостоятельной работы студентов 231

Е.Г. Оршанская
Использование отзыва как оценочного жанра в электронной образовательной среде вуза..... 238
Л.С. Ширяева
Совет молодых учёных – эффективный инструмент развития кадрового потенциала вуза. Опыт Сибирского государственного индустриального университета 244
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ 252
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ..... 255

ПРЕДИСЛОВИЕ

36-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» содержит статьи российских и зарубежных ученых, посвященные решению различных научно-технических проблем современной металлургии и материаловедения. Теоретические и прикладные исследования выполнены авторскими коллективами сотрудников Сибирского государственного индустриального университета, Сибирского федерального университета, Южно-Уральского государственного университета (Национального исследовательского университета), Национального минерально-сырьевого университета «Горный», Юргинского технологического института, ГНУ «Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси».

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований в областях повышения качества железорудного сырья и ферросплавов, математического моделирования тепловой работы и повышения тепловой эффективности низкошахтных печей, синтеза порошковых материалов в плазменном потоке, автоматизированных систем контроля и управления производства стальных отливок.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 37-м выпуске сборника научных трудов.

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

УДК 661.665

В.Е. Рощин, А.В. Рощин*

Южно-Уральский государственный университет (НИУ),
г. Челябинск, Россия

*НИИЦ ERG, г. Астана, Республика Казахстан

КОНЦЕПЦИЯ МИКРО-ЗАВОДА ПО СЕЛЕКТИВНОМУ ИЗВЛЕЧЕНИЮ ЖЕЛЕЗА ИЗ КОМПЛЕКСНЫХ РУД

Для извлечения железа из бедных и комплексных руд необходимы технологические схемы, базирующиеся на процессах селективного извлечения железа. Авторами разработаны теоретические принципы и предложен способ селективного восстановления железа в кристаллической решётке комплексных оксидов. Рассмотрены возможные схемы селективного извлечения железа из комплексных руд с получением уникальной продукции на основе первородного железа, а также побочной продукции из содержащихся в комплексных рудах невосстанавливаемых оксидов титана и магния.

The technological schemes based on the processes of selective iron extraction are needed for iron extraction from poor and complex ores. The theoretical principles of selective iron reduction inside the crystal lattice of complex oxides were developed and the process was offered by the authors. The different possible schemes of selective iron extraction from complex ores were analyzed with producing unique production based on primary reduced iron and secondary products from non-reduced oxides of titanium and magnesium.

Введение

Чёрная металлургия является одной из базовых отраслей промышленности России, в значительной мере определяющих развитие других ведущих отраслей и экономики страны в целом, поскольку основными потребителями металлопродукции являются машиностроение (~ 30 %), строительство (~ 30 %) и нефтегазовая отрасль (~ 32 %). В то же время – это одна из самых энерго- и ресурсозатратных отраслей экономики [1].

Последнее обусловлено тем, что современный технологический процесс получения стальных изделий состоит из ряда последовательных этапов получения промежуточных продуктов – чугуна, ферросплавов, стали, стальных слитков и заготовок, стального листа и сортового проката, их термической и механической обработки. Это сопровождается потерями металла при получении каждого продукта. При этом на всех стадиях металл нагревается и охлаждается, а при получении чугуна, ферросплавов и стали – плавится и кристаллизуется. Причём плавится не только металл, но и балластные вещества в

виде доменных, ферросплавных и сталеплавильных шлаков. Это не только сопряжено с огромным расходом энергии, но и ведёт к потреблению в технологическом процессе многих вспомогательных материалов в виде огнеупоров, шлакообразующих и флюсующих добавок, образованию большого количества шлака, пыли, газообразных веществ, что создаёт неблагоприятную экологическую обстановку вблизи металлургических предприятий и запредельную нагрузку на природу.

И хотя многие страны постоянно ужесточают экологические требования к металлургическому производству, а металлурги тратят всё больше средств на выполнение этих требований, общество вследствие первостепенной значимости металлургии для технического прогресса в целом вынуждено мириться и с её низкой энергоэффективностью, и с высокой ресурсозатратностью, и с огромной экологической нагрузкой на природу. Оправданием этому является сложившийся технологический процесс и отсутствие реальной альтернативы ему.

В настоящее время основными производителями металла являются металлургические комбинаты с полным металлургическим циклом (интегрированные заводы) и мини-заводы, которые производят сталь из металлического лома.

Интегрированные заводы (комбинаты) предназначены в первую очередь для извлечения железа из руды и изготовления из первородного металла наиболее чувствительного к примесям неудаляемых в процессе производства стали цветных металлов плоского проката. В основе таких заводов лежит двухстадийный процесс – агло-доменное производство чугуна и кислородно-конвертерный передел чугуна в сталь.

Двухстадийная схема производства стали заключает в себе явное противоречие: на стадии получения чугуна железо из рудных материалов восстанавливают путём связывания кислорода руды углеродом, но при этом вследствие растворения углерода в железе вместо целевого продукта (железа) получают чугун. Вторая стадия производства стали заключается в окислении углерода чугуна кислородом в кислородном конвертере. При этом окисляется не только углерод, но и значительное количество железа, кремния, марганца, восстановленных из руды при доменной плавке, а вместо необходимой стали снова получают полупродукт – стальной расплав, насыщенный кислородом. Для удаления кислорода из окисленного стального полупродукта разработаны различные агрегаты внепечной обработки расплава, в которых кислород удаляют нередко снова при помощи углерода.

Двухстадийная схема производства стали сложилась благодаря изобретению Г. Бессемером способа получения жидкой стали в конвертере более полутора веков назад и с тех пор не претерпела принципиальных изменений. Во второй половине XX века в результате появления кислородного конвертера, агрегатов ковшевой металлургии, непрерывной разливки стали на машинах непрерывного литья и литейно-прокатных агрегатах произошли значительные изменения в технологии второй стадии. Однако внутренние противо-

речия двухстадийной схемы остались и, что особенно важно, не произошло принципиальных изменений в технологии восстановительных процессов на стадии извлечения железа из руды.

Проблемы собственно агло-доменного производства усугубляются проблемами, связанными с получением ещё одного обязательного компонента доменного процесса – кокса. Ограниченные запасы коксующегося угля, удалённость его месторождений от металлургических центров и отсутствие необходимой инфраструктуры в регионах с перспективными запасами такого угля определяют быстро нарастающий дефицит и высокую стоимость кокса. Производство кокса к тому же является одним из самых экологически опасных производств. Выбросы опасных веществ на стадии подготовки шихтовых материалов для доменной плавки – при производстве агломерата и в коксохимическом производстве составляют почти 70 % всех вредных выбросов в металлургии.

Кокс в доменных печах выполняет функции не только источника тепловой энергии, но и восстановителя железа, а также служит в качестве разрыхлителя шихтовых материалов для обеспечения газопроницаемости, необходимой для эффективного теплообмена в условиях противотока газов и шихты в печи. На разных этапах развития металлургии требования к топливу–восстановителю–разрыхлителю неуклонно возрастали. В настоящее время все эти три функции при доменной плавке может выполнять только кокс – самое дефицитное и дорогое топливо, расход которого не может быть меньше некоторого минимума, который, по-видимому, уже достигнут.

Мини-заводы. Экономическая эффективность интегрированных заводов базируется преимущественно на больших объёмах производства, то есть на экстенсивных показателях. Поэтому производительность успешно работающих интегрированных заводов обычно составляет 5…10 млн. тонн стали в год, а некоторых и больше. Однако увеличение масштабов производства даёт в последнее время всё меньший эффект.

Вместе с тем, в промышленно развитых районах, часто расположенных на значительном расстоянии и от источников железорудного сырья и от водных артерий, образуется много металлического лома, который является ценным исходным материалом для переработки в сталь. В таких регионах целесообразно строительство металлургических заводов, в составе которых нет коксохимического и агло-доменного производств. Поскольку наиболее приспособленным агрегатом для переплава металлического лома является дуговая электропечь, то она является центральным звеном в структуре такого завода, а технологические линии по переработке лома с получением прокатной продукции часто называют электросталеплавильными комплексами. Помимо дуговых сталеплавильных печей и установок ковшовой металлургии такие комплексы включают машины непрерывного литья заготовок, сортовые и проволочные прокатные станы.

Благодаря быстрому прогрессу в совершенствовании конструкции электропечей, технологии плавки и внепечной обработки, созданию высокопроиз-

водительных машин непрерывного литья сортовых заготовок и высокоскоростных сортовых прокатных станов на фоне непрерывного подорожания коксующегося угля электросталеплавильные комплексы становятся всё более привлекательными. При относительно небольшом объёме производства, минимальном технологическом цикле, высокой загруженности агрегатов и их минимальных простоях, незначительных выбросах технологических отходов в окружающую среду они характеризуются относительно простой структурой управления, минимальными затратами на производство и могут быть целенаправленно ориентированы на региональных потребителей, быстро реагировать на частые изменения спроса на ту или иную продукцию и её качество. Такие комплексы показывают высокую рентабельность и оказываются экономически эффективными даже при объёмах производства 0,1 – 0,5 млн. т стали в год.

Учитывая небольшой объём производства, минимальные затраты на производство и управление, компактную планировку на минимальной площади, минимальную нагрузку на окружающую среду высокоэффективные электросталеплавильные комплексы получили название мини-заводов. В состав мини-заводов обычно входит одна или две (редко три) технологических линии «дуговая электропечь – агрегаты внепечной обработки – машина непрерывного литья заготовок».

Увеличение электрической мощности и вместимости дуговых печей, повышение скорости разливки металла способствовали быстрому увеличению производительности технологических линий. И если ещё в конце прошлого века термин мини-завод действительно соответствовал заводу с небольшим объёмом годового производства, то в настоящее время производительность одной технологической линии может достигать 2 млн. т стали в год, а электросталеплавильный комплекс из двух технологических линий в составе интегрированного комбината ОАО «ММК» способен производить 4 млн. т. Поэтому сейчас наряду с термином «мини-завод» для обозначения специализированного на переработке металлического лома завода всё чаще используется название «электросталеплавильный комплекс», причём такие комплексы стали создавать и в структуре интегрированных заводов, в частности ММК.

Высокая экономическая эффективность мини-заводов обусловила их быстрое распространение, в результате чего возникла острая конкуренция на рынке металлолома и повысилась цена лома. Кроме того, переплав лома приводит к загрязнению стали примесями цветных металлов, что ограничивает сортамент производимой на мини-заводах продукции.

Интегрированные мини-заводы. Большинство мини-заводов специализируется на производстве длинномерного сортового проката, мало чувствительного к примесям цветных металлов. Однако в последнее время электросталеплавильные комплексы в структуре интегрированных заводов, в том числе ММК, работают с потреблением в шихте жидкого чугуна, что позволяет им успешно производить и плоский прокат.

Использование в шихте дуговых сталеплавильных печей до 40 % жидкого чугуна существенно повышает технико-экономические показатели работы дуговой печи и позволяет получать сталь, пригодную для производства плоского проката. Однако это возможно лишь в том случае, когда электросталеплавильный комплекс вписан в структуру интегрированного завода.

При строительстве мини-заводов в районах с неразвитой металлургией для обеспечения качественным первородным сырьём их целесообразно комбинировать с агрегатами металлизации по технологиям Midrex, HYL и другими или с агрегатами получения жидкого чугуна по технологиям Corex, Finex и другими. Примерами заводов полного цикла, работающих с использованием металлизованного сырья, могут быть завод в Саудовской Аравии или Оскольский металлургический комбинат в России, а с получением жидкого чугуна по технологии Corex – завод Baosteel в КНР, по технологии Finex – завод Posko в Республике Корея.

Общим для отмеченных бездоменных технологий производства стали из руды является восстановление железа в агрегатах шахтного типа, поскольку в них легко реализовать противоток газов и шихтовых материалов и обеспечить тем самым хорошие условия теплообмена. Однако в использовании печей шахтного типа заключается и принципиальный недостаток этих технологий. Производительность шахтных агрегатов растёт с увеличением высоты шахты, однако при некоторой критической высоте возникают те же проблемы с газопроницаемостью шихты, что и в доменных печах.

Исходя из этого, для металлизации разрабатываются процессы, в которых твёрдофазное восстановление осуществляется на поду, например в кольцевых печах с вращающимся подом (процессы FASTMET и FASTMELT). В последние годы японская компания Kobe Steel Ltd разработала процесс ITmk3 (Iron-Making Technology Mark «3») прямого восстановления железа с получением гранулированного чугуна (nuggets) в кольцевой печи, в которой совмещены процессы восстановления, плавления и отделения шлака от чугуна.

При нагреве шихтовых материалов в слое на поду ухудшаются условия теплообмена между газами и шихтой, но устраняются ограничения шахтных агрегатов по газопроницаемости шихтовых материалов. В связи с этим существенно снижаются требования к шихтовым материалам по механическим свойствам, что позволяет, в частности, использовать менее прочные неспечённые рудоугольные окатыши.

В целом можно отметить, что развитие внедоменных восстановительных технологий позволило достаточно успешно решить проблему металлургического кокса, использовать природный газ и низкокачественный уголь в качестве не только топлива, но и восстановителя железа, снизить требования к качеству и подготовке рудных материалов.

Концепция завода по извлечению железа из комплексных руд. Рассмотренные варианты внедоменного получения чугуна базируются на теоретических предпосылках, разработанных для доменного процесса, поэтому также пригодны для переработки только железных моноруд. Однако в ряде регио-

нов с длительно развивавшимся металлургическим производством, например в Западной Европе или на Южном Урале в России, запасы таких руд либо уже исчерпаны, либо близки к этому. Поэтому заводы в регионах со «старой» металлургией переходят на переработку металлического лома по схеме минизаводов с неизбежным снижением качества металла. В то же время в ряде таких регионов имеются большие запасы комплексных, в том числе сидеритовых, титаномагнетитовых и ильменитовых руд, вовлечение в переработку которых способно обеспечить устойчивую работы металлургического комплекса на протяжении многих десятилетий при высоком качестве продукции. Однако при существующих технологиях извлечения железа переработка таких руд пока возможно только в ограниченных количествах в качестве добавок к традиционному сырью.

Нами разработаны теоретические принципы селективного восстановления железа в кристаллической решётке комплексных оксидов, в которых железо находится в узлах одной кристаллической решётки совместно с изоморфными катионами магния, марганца, алюминия, хрома, титана и других элементов [2 – 4]. На основе положений теории селективного восстановления в лабораторных условиях отработаны способы и определены параметры технологического процесса восстановления железа в кусковых сидеритовых, титаномагнетитовых, ильменитовых, хромитовых и других комплексных рудах с получением металло-оксидного композита, состоящего из чистого первородного железа и оксидов невосстанавливаемых металлов – магнезии, диоксида титана или высокотитанистого шлака (рисунки 1 и 2). Поскольку восстановление осуществляется в объёме кусков руды, то в восстановленный металл не попадают примеси, содержащиеся в угле, в том числе сера.

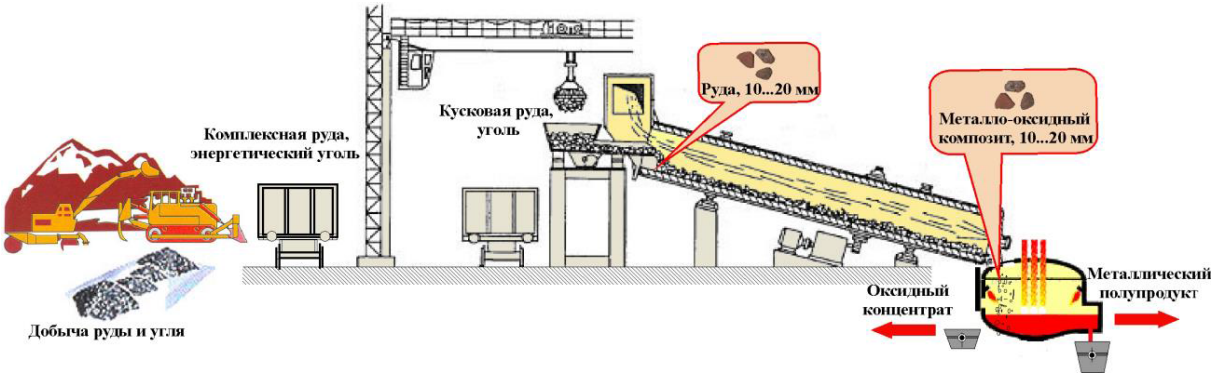
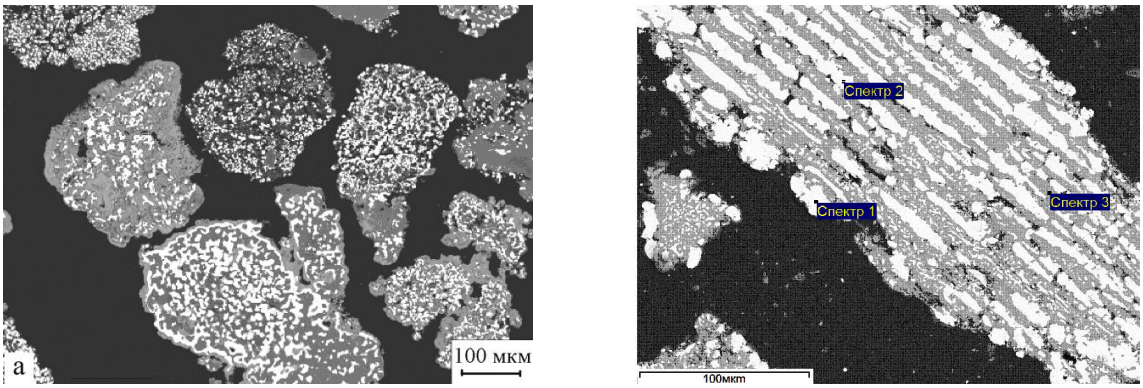


Рисунок 1 – Схема переработки комплексных ильменитовых, титаномагнетитовых и сидеритовых руд в кусках с получением металло-оксидных концентратов



а б

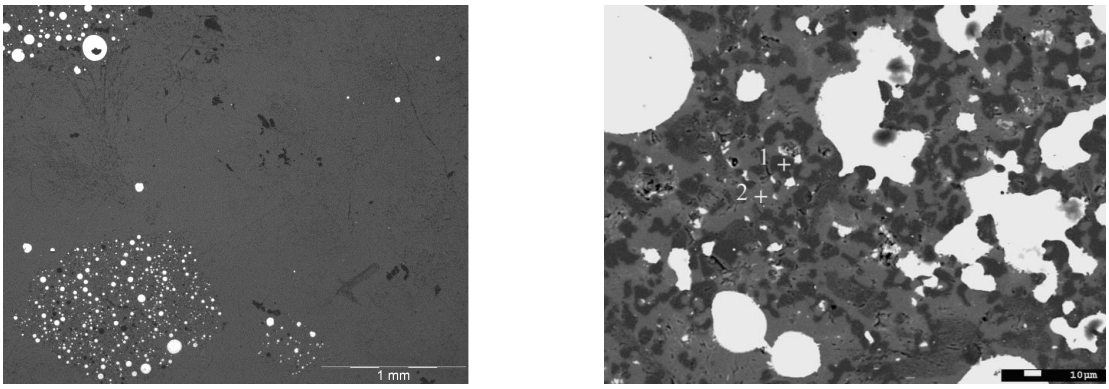
Состав фаз в спектрах: 1 – 98,04 % Fe, 1,96 % Ti; 2 – 97,44 % Fe, 2,56 % Ti; 3 – 67,71 % O; 0,99 % Fe, 29,33 % Ti

Рисунок 2 – Металло-оксидные композиты Fe–MgO (а) и Fe–TiO2 (б), полученные из сидеритовой и ильменитовой руд

Железо-магнезиальный композит, получаемый из бакальской руды, содержит металлическое железо (60 – 85 %), оксид магния (15 – 25 %), оксиды марганца (3 – 6 %), а также в небольшом количестве остаточные оксиды железа, кремния и алюминия. Его можно использовать в неразделённом состоянии в электросталеплавильном производстве в качестве заменителя чугуна с целью разбавления примесей, вносимых металлическим ломом, и как источник поступления в шлак MgO, тормозящего эрозию футеровки. В конвертерном производстве он может применяться вместо магнезиальных флюсов, используемых для повышения содержания MgO в шлаках с целью увеличения стойкости огнеупорной футеровки, а также как источник поступления чистого первородного железа. При безфлюсовой плавке в дуговых печах из такого композита можно получить чистый металлический полупродукт и оксидный концентрат в виде гетерогенного шлака, содержащего до 80 % MgO (рисунок 3). Такой концентрат вполне годится к использованию в дуговых печах и конвертерах в качестве магнезиального флюса.

Состав железо-титанатного композита определяется соотношением оксидов в исходной руде. Однако в любом случае при разделительной плавке в дуговой печи весь титан остаётся в шлаковой фазе. Концентрат диоксида титана, образующийся при разделительной плавке продуктов восстановления из ильменитовой руды, может быть использован для получения технического диоксида титана, а титанатные шлаки от плавки титаномагнетитов – для получения ферротитана [5 – 7].

Результаты лабораторных исследований подтверждены экспериментами по селективному восстановлению железа в промышленной трубчатой печи, подобрано стандартное оборудование для организации промышленного производства, оценены экономические показатели производства.



а б

% масс: 1 – 80,08 MgO; 0,59 Al203; 0,22 SiO2; 0,29 CaO; 7,84 MnO; 10,98 FeO; 2 – 25,74 MgO; 0,80 Al2O3; 37,57 SiO2; 26,74 CaO; 5,79 MnO; 3,35 FeO

Рисунок 3 – Растворение металло-оксидного композита Fe–MgO в шлаке (а) и состав оксидных фаз в объёме растворяющегося композита (б)

Селективное восстановление и извлечение железа из комплексных руд может осуществляться в уже разработанных и используемых в промышленных масштабах агрегатах, для этого не требуется глубокое обогащение руд и сложная многоступенчатая подготовка рудного сырья, в том числе производство агломерата, изготовление окатышей или брикетов. Восстановителем железа в комплексных рудах вместо дефицитного и дорогого кокса служит низкосортный энергетический уголь. Вследствие отсутствия необходимости получения кокса и агломерата резко улучшаются экологические показатели производства, а безфлюсовая технология разделительной плавки существенно уменьшает потребность в различных шлакообразующих добавках и образование отвальных шлаков. Безфлюсовая разделительная плавка не требует расплавления концентрата тугоплавких оксидов – они могут удаляться из плавильного агрегата в виде гетерогенного шлака. Значительно уменьшается расход энергии на плавление и благодаря поступлению в плавильный агрегат горячего продукта восстановления, а также использованию на нагрев руды в восстановительном агрегате тепла исходящих из плавильного агрегата газов. Несоизмеримо по сравнению с интегрированными заводами уменьшаются затраты на капитальное строительство – предлагаемая схема получения первородного железа из комплексных руд фактически предполагает создание «интегрированного» минизавода, аналогичного по масштабам производства и капитальным затратам существующим минизаводам по переработке металлического лома.

Заключение

Переработка нового металлургического сырья – комплексных железосодержащих руд должна базироваться на новых теоретических подходах и требует разработки новых технологических схем восстановления металлов.

Возможность практического осуществления селективного восстановления и извлечения металлов из комплексных руд пока доказана лишь в лабораторных условиях. Но нет никаких принципиальных затруднений для проведения крупномасштабных исследований селективного восстановления и извлечения железа из комплексных руд в уже существующих агрегатах типа многоподовых, трубчатых или кольцевых печей.

Экономическая эффективность переработки комплексных руд по предлагаемой схеме при относительно небольших масштабах производства, определяемых производительностью восстановительных агрегатов, и относительно небольших капитальных вложениях может базироваться на получении высокотехнологичных продуктов с использованием уже разработанного технологического оборудования. На таких заводах целесообразно организовать глубокую переработку высококачественного первородного металла не только в дорогостоящую традиционную продукцию типа тонкой полосы, но и в продукцию с высокой добавленной стоимостью. В частности, на металлургическом микро-заводе можно организовать производство сердечников трансформаторов с уникально высоким уровнем магнитных свойств из нанокристаллической ленты, получаемой непосредственно из металлического расплава. Целесообразно также изготовление заготовок очень сложной формы, производимых методами прямого прототипирования из металлических микропорошков, которые можно получать методами распыления расплавов. По-видимому, на таких предприятиях целесообразно организовать и глубокую переработку второго продукта селективного восстановления, в частности концентрата оксидов титана для получения пигментного диоксида титана или сплавов титана, концентрата оксида магния – для изготовления магнезиальных флюсов для сталеплавильных агрегатов и других продуктов.

Безотходная технология пирометаллургической переработки комплексных железосодержащих руд с извлечением не только железа, но и других ценных компонентов без глубокой подготовки рудного сырья, использования кокса, производства агломерата, окатышей или брикетов, позволяющая получать чистое первородное железо и концентраты ценных оксидов в уже разработанных, изготавливаемых и используемых в промышленных масштабах агрегатах в полной мере отвечает всем современным требованиям, соответствует уровню науки и техники XXI века.

Масштабность решаемой проблемы вполне оправдывает целесообразность практической проверки предлагаемых подходов к переработке комплексных руд.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Носов С.К. Теоретическая база, современные технологии и инновации чёрной металлургии / С.К. Носов, А.В. Рощин, В.Е. Рощин, Б.П. Черняховский // Электрометаллургия. – 2012. – № 4. – С. 2-10.

2. Рощин В.Е. Физические основы селективного восстановления металлов в кристаллической решётке комплексных оксидов / В.Е. Рощин, А.В. Рощин // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 2013 . – № 5. – С. 44–54.

3. Рощин В.Е. Селективное восстановление металлов в решётке комплексных оксидов / В.Е. Рощин, А.В. Рощин // Металлы. – 2013. – № 2. – С. 12–20.

4. Рощин В.Е. Физика процессов окисления и восстановления металлов в твердой фазе / В.Е. Рощин, А.В. Рощин // Металлы. – 2015. – № 3. – С. 19-25.

5. Рощин В.Е. Возможности двухстадийной переработки концентратов титаномагнетитовых руд / В.Е. Рощин, А.В. Асанов, А.В. Рощин // Электрометаллургия. – 2010. – № 6. – С. 15-25.

6. Рощин В.Е. Южно-Уральские титаномагнетиты как источник первородного железа для сталеплавильной и диоксида титана для титановой промышленности / В.Е. Рощин, А.В. Рощин // Сборник трудов XIII Конгресса сталеплавильщиков. – Екатеринбург: ООО «Эзапринт». – 2014. – С. 467-471.

7. Рощин В.Е. Основы селективного восстановления железа в титаномагнетитах с получением концентрата оксидов титана. Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершённых фундаментальных исследований и НИОКР / В.Е. Рощин, А.В. Рощин // Труды научно-практической конференции. – Екатеринбург: Уральский рабочий. – 2015. – С. 68-73.

УДК 666.782:536.7

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИСТЕМЫ «КРЕМНИСТЫЙ СПЛАВ–ШЛАК–ГАЗ»

Проанализировано состояние исходных термодинамических данных базовых химических реакций взаимодействия кремния с кислородом, протекающих с образованием монооксида и диоксида кремния. Скорректировано уравнение зависимости $\Delta Gf(T)$ для реакции $2Si + O_2 = 2SiO$. Рассчитаны равновесные значения P_{SiO_2} и P_{O_2} в газовой фазе, состоящей из кислорода и монооксида кремния над кремнистыми сплавами со значениями $X_{[Si]} = 0{,}1 - 1{,}0$, в диапазоне температур 1700–2300 К. Определено влияние активности оксида кремния в шлаковом

расплаве на равновесный состав газовой фазы. Показано, что в высококремнистых сплавах ($a_{Si} > 0{,}2$) наибольшее влияние на состав газовой фазы оказывает температура.

The condition of the original thermodynamic data of base chemical reactions between silicon and oxygen flowing to form carbon monoxide and silicon dioxide analyzed. Adjusted equation of dependence $\Delta Gf(T)$ for the reaction $2Si + O_2 = 2SiO$. Equilibrium values P_{SiO_2} and P_{O_2}in a gas phase consisting of oxygen and silicon monoxide over silicon alloys with values $X_{|Si|} = 0{,}1-1{,}0$ in the temperature range of 1700-2300 K rated. The effect of the activity of silica in the melted slag on the equilibrium composition of the gas phase. It has been shown that high-silicon alloys ($a_{Si} > 0{,}2$) the greatest effect on the gas phase composition by temperature.

Расплавы с высоким содержанием кремния взаимодействуют с кислородом с образованием газообразного монооксида кремния (SiO) и твердого или жидкого диоксида (SiO_2). Пренебрегая испарением компонентов металлического расплава и возможным испарением оксидов шлакового расплава (при температурах менее 2000 К упругость пара $P_{Si}^0 < 2$Па и $P_{SiO_2} < 0{,}07$Па [1]), равновесный состав газа, состоящего, в основном, из SiO_2и O_2, можно оценить из констант равновесия реакций (1)–(4) (стехиометрические коэффициенты реагентов приведены к 1моль O_2):

– для двухфазного (бивариантного) равновесия (металлический расплав–газ)

$$2|Si| + O_2 = 2SiO_г, \quad (1)$$

$$K_1 = P_{SiO_г}^2 \cdot a_{|Si|}^{-2} \cdot P_{O_2}^{-1}, \quad (1.1)$$

$$lnK_1 = -2\Delta G_{SiO}^0 \cdot (RT)^{-1}, \quad (1.2)$$

– при равновесных концентрациях кислорода в газовой фазе может протекать доокисление монооксида кремния до SiO_2 (или, наоборот, диссоциация SiO_2) по реакции

$$2SiO_г + O_2 = 2SiO_2, \quad (2)$$

$$K_2 = a_{SiO_2}^2 \cdot P_{SiO}^{-2} \cdot P_{O_2}^{-1}, \quad (2.1)$$

$$lnK_2 = -2(\Delta G_{SiO_2}^0 - \Delta G_{SiO}^0) \cdot (RT)^{-1}. \quad (2.2)$$

Одновременное протекание реакций (1) и (2) характеризуется параметрами трехфазного моновариантного равновесия (металлический расплав–шлак–газ), определяемых из констант равновесия реакций (3, 4):

$$|Si| + O_2 = SiO_2, \quad (3)$$

$$K_3 = a_{SiO_2} \cdot a_{Si}^{-1} \cdot P_{O_2}^{-1}, \quad (3.1)$$

$$lnK_3 = -\Delta G_{SiO_2}^0 \cdot (RT)^{-1}, \quad (3.2)$$

$$|Si| + SiO_2 = 2SiO_г, \quad (4)$$

$$K_4 = P_{SiO}^2 \cdot a_{|Si|}^{-1} \cdot a_{SiO_2}^{-1}, \quad (4.1)$$

$$lnK_4 = -(2\Delta G_{SiO}^0 - \Delta G_{SiO_2}^0) \cdot (RT)^{-1}. \quad (4.2)$$

Из констант равновесия реакций (1), (2) определяется

$$P_{O_2} = K_1^{-1} \cdot a_{Si}^{-2} \cdot P_{SiO}^2 = K_2^{-1} \cdot a_{SiO_2}^2 \cdot P_{SiO}^{-2}, \quad (1,2\text{-}3)$$

$$P_{SiO} = K_1^{1/4} \cdot K_2^{-1/4} \cdot a_{SiO_2}^{1/2} \cdot a_{Si}^{-1/2}, \quad (1,2\text{-}4)$$

Для трехфазного равновесия (металл–шлак-газ):

$$P_{O_2} = K_3^{-1} \cdot a_{Si}^{-1} \cdot a_{SiO_2}, \quad (3.3)$$

$$P_{SiO} = K_4^{1/2} \cdot a_{Si}^{1/2} \cdot a_{SiO_2}^{1/2}. \quad (4.3)$$

В сочетании с константами равновесия реакций (1) и (2) находятся:

$$K_4 = K_1 \cdot K_3^{-1}, \quad (4.4)$$

$$K_2 = K_3^2 \cdot K_1^{-1}. \quad (2.5)$$

Подставив (2.5) в уравнения (1,2-3) и (1,2-4), можно записать для двухфазного состояния

$$P_{O_2} = K_3^{-1} \cdot a_{Si} \cdot a_{SiO_2}, \quad (3.4)$$

$$P_{SiO} = K_1^{-3/4} \cdot K_3^2 \cdot a_{Si}^{1/2} \cdot a_{SiO_2}^{1/4}. \quad (1,3\text{-}4)$$

Таким образом, состав газовой фазы над кремнистыми сплавами при заданных температуре и давлении может быть однозначно определен при известных значениях a_{Si} и a_{SiO_2} и констант равновесия базовых реакций K_1 и K_3, найденных из корректных зависимостей $\Delta G_1^0 = f(T)$ и $\Delta G_3^0 = f(T)$.

Точность термодинамических оценок зависит от точности принимаемых исходных термодинамических параметров: $a_{[Si]} = f(x_i, T)$, $a_{(SiO_2)} = f(x_{(SiO_2)}, x_{(Me_xO)}, T)$, $\Delta G_T^0(1) = f(T)$, $\Delta G_T^0(3) = f(T)$.

Для реакции (3) значения $\Delta G_T^0(3) = f(T)$ определялись и уточнялись многократно. На рисунке приведены значения $\Delta G_T^0 = f(T)$ для реакций (1) и (2) по разным литературным источникам [1–13]. Раннее часто использовались [2,3] данные Ричардсона [4], в настоящее время наиболее часто используются данные справочников [1,5–8]. Данные справочника [1], а также аналогичных зарубежных изданий, часто используются в базах данных различных программ («Астра», «Плазма», «Терра» и др.), реализуемых в компьютерных расчетах, однако некоторые авторы [11] отдают предпочтение данным, приведенным в работе [9]. В настоящей работе для анализа физико-химических процессов, протекающих в интервале температур 1690–1996 К, использовались уравнения, рекомендованные в работе [10], полученные с использованием данных справочника [1] – трехчленное

$$\Delta G^0_{1690-1996} = -981862 - 44{,}87 T \lg T + 363{,}8T \frac{Дж}{моль\ O_2}, \quad (1.5)$$

или дающее практически одинаковые результаты, двучленное

$$\Delta G^0_{1690-1996} = -946250 + 187{,}88T \frac{Дж}{моль\ O_2}, \quad (1.6)$$

которое с точностью 0,2 % соответствует данным справочника [5].

Рассчитанные по этим уравнениям значения $\lg P_{O_2} = f(\Delta G_3^0)$ для температур 1673, 1773, 1873 и 1973 К представлены на рисунке 1 б, а влияние a_{Si} и a_{SiO_2} на изменение величины P_{O_2} показано на рисунке 2, из которого видно, что для шлаков, насыщенных кремнеземом, или в отсутствии шлака ($a_{SiO_2} = 1$),

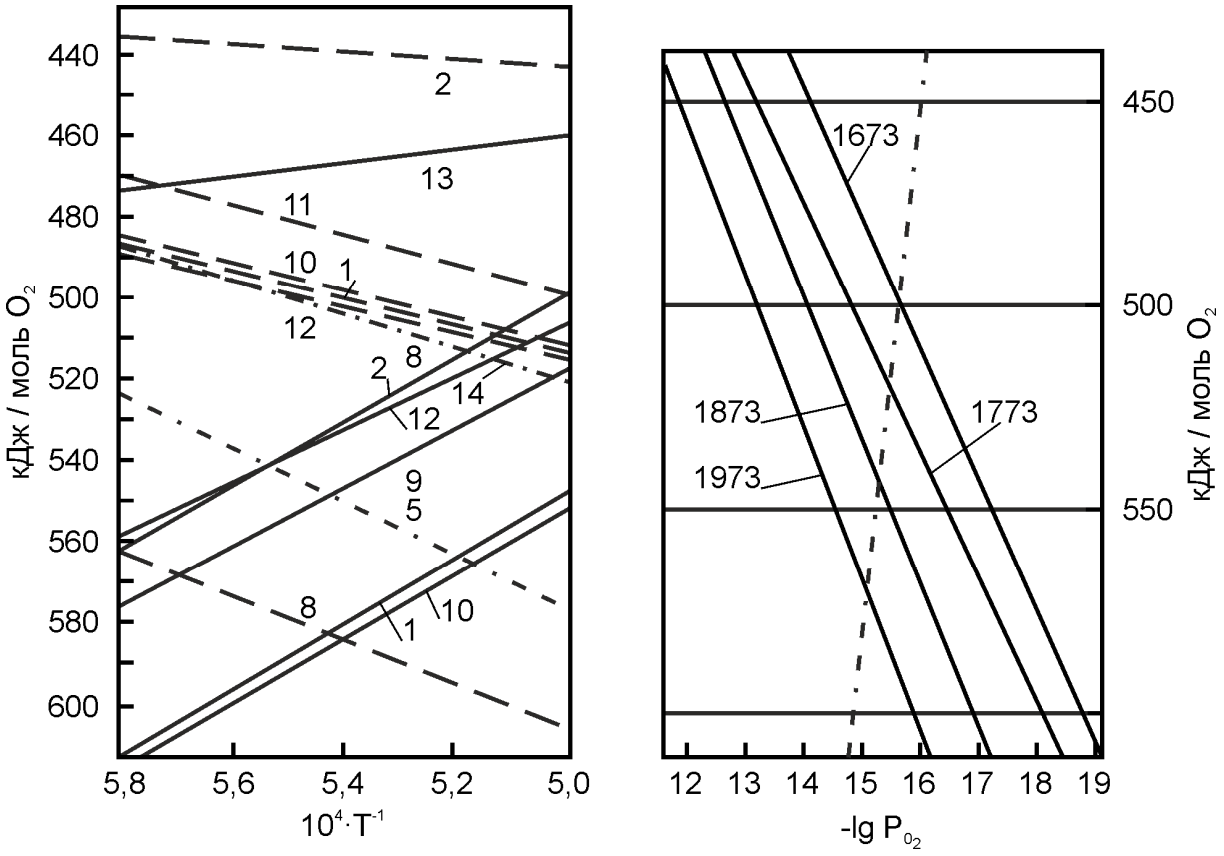


Рисунок 1 – Зависимости $\Delta G^\circ = f(T)$ (*а*) для реакций (3) ———, (1) — — — и – . – . – (скорректированная); (6) — . . — . . —, а также изотермы зависимости $-\lg P_{O_2} = -\dfrac{\Delta G^\circ}{RT}$ (*б*): $\Delta G^\circ = f(T)$ для реакции (3) (———); (6).

Цифры у линий – номера источников по библиографическому списку

равновесные значения lgP_{O_2} снижаются с –14,7 при 1973 К до –16,05 при 1873 К и до –17,56 при 1773 К и эта тенденция сохраняется при снижении a_{SiO_2}. Снижение a_{SiO_2} с 1 до 0,05 практически равнозначно снижению температуры на 100 К. Для окисления сплавов с низким содержанием кремния ($a_{Si} < 0{,}2$) необходимо повышение концентрации кислорода в газовой фазе на 2–3 порядка как для кислых шлаков ($a_{SiO_2} > 0{,}5$), так и для основных ($a_{SiO_2} < 0{,}5$).

Значения констант равновесия реакции (1) определялись различными методами, как экспериментальными (масспектроскопия и др.) [14,15,19], так и расчетными, в том числе, с использованием уравнения:

$$SiO_2 + C = SiO + CO. \qquad (5)$$

Используя достаточно надежные значения ΔG^0_{CO} [5] для реакции

$$C + 1/2O_2 = CO, \qquad (6)$$

получено

$$\Delta G^0(5) = \Delta G^0_{SiO} + \Delta G^0_{CO} - \Delta G^0_{SiO_2}, \qquad (5.1)$$

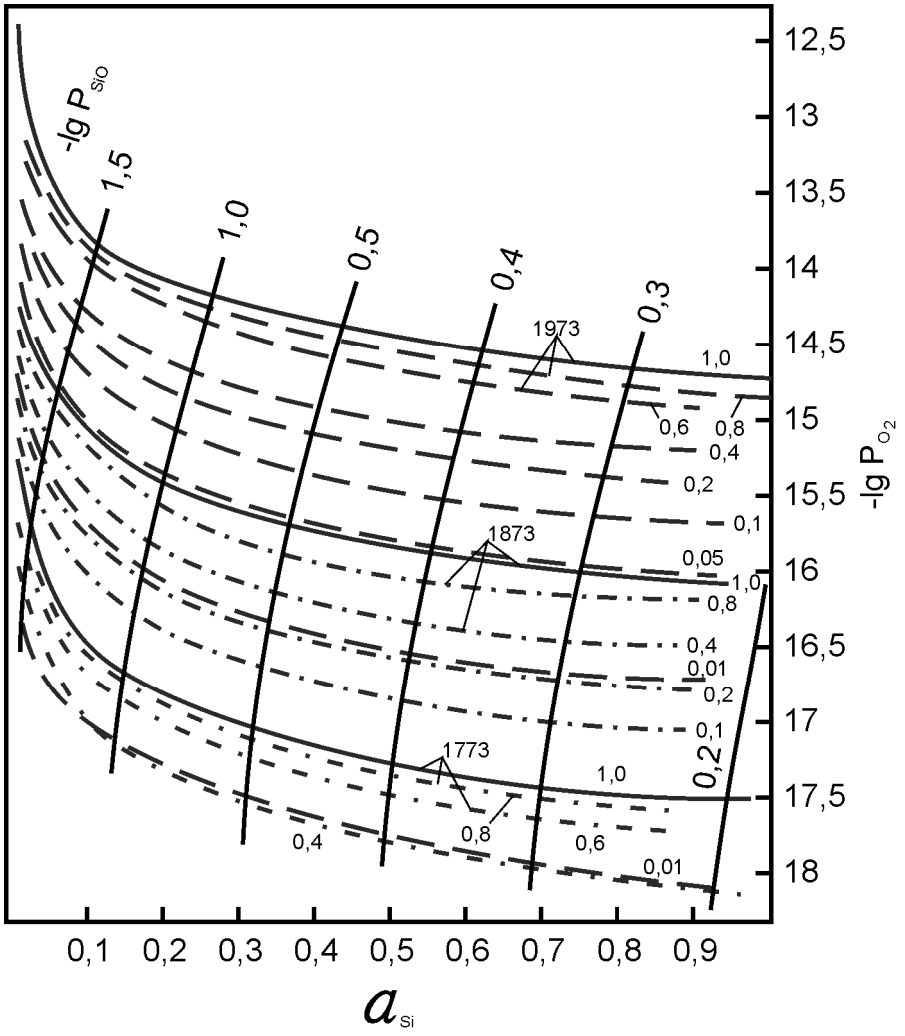


Рисунок 2 – Зависимость $-\lg P_{O_2} = f(a_{Si}, a_{SiO_2}, T)$ для реакции (3). Цифры у кривых – значения a_{SiO_2}; ——— – зависимость $-\lg P_{SiO} = f(a_{Si}, -\lg P_{O_2})$

$$\Delta G^0_{1500-2000}(6) = -118000 - 84{,}35T \frac{Дж}{моль\ CO}. \qquad (6.1)$$

Разброс значений ΔG^0 для реакции образования монооксида кремния по реакции (1), по данным разных авторов [1,2,8, 10-12], весьма значительный (рисунок 1), что связано с трудностями достижения равновесных состояний системы, высокой летучестью монооксида кремния, конденсации его из газовой фазы при понижении температуры, образования жидких растворов с диоксидом кремния [19,20].

Для реакций (1) и (4), протекающим с образованием монооксида кремния, часто принимаются следующие зависимости $\Delta G^0 = f(T)$ [10]:

$$\Delta G^0(1) = -290720 + 41{,}18T\,lgT - 245{,}52T \frac{Дж}{моль\ O_2}, \qquad (1.3)$$

$$\Delta G^0(1) = -330600 - 89{,}04T \frac{Дж}{моль\ O_2}, \qquad (1.4)$$

$$\Delta G^0(4) = 741142 + 86{,}05T\,lgT - 609{,}32T \frac{Дж}{моль\ O_2}. \qquad (4.2)$$

Из уравнений (4.1), (1.1) и (2.1) следует $K_4^2 = \frac{K_1}{K_2}$. На графике с координатами $\frac{K_1}{K_2} = f(K_4^2)$ функция должна соответствовать прямой линии с углом наклона $tg\alpha = 1$. Фактически рассчитанная по уравнениям (1.1), (2.1), (4.1) в температурном интервале 1700–1996 К зависимость соотношений $\frac{K_1}{K_2} = f(K_4^2)$ значительно отклоняется от прямой линии $tg\alpha = 1$ (рисунок 3).

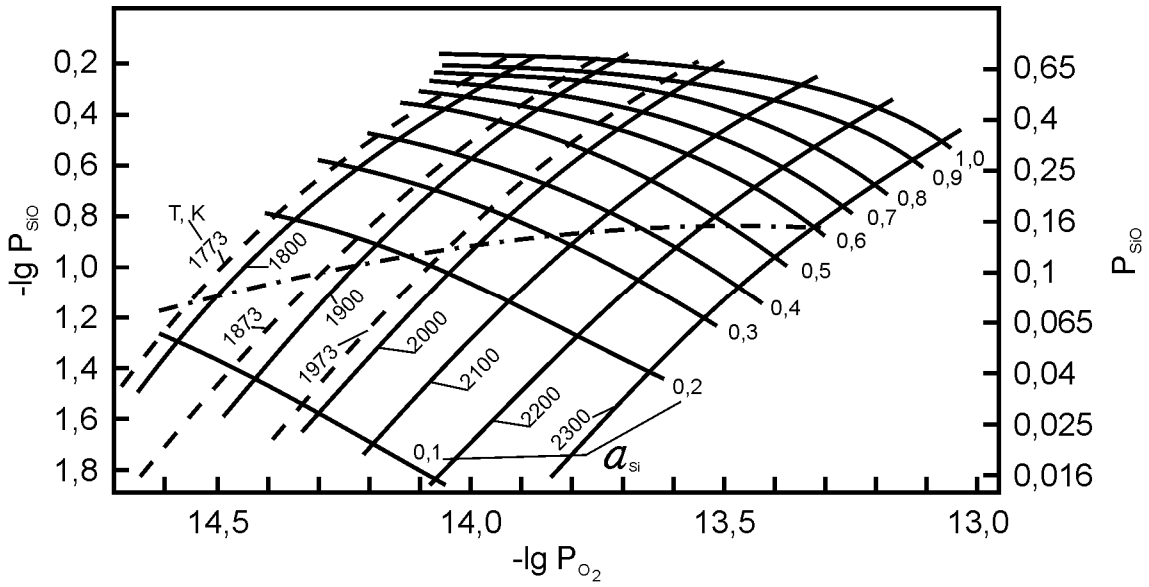


Рисунок 3 – Зависимость равновесной концентрации монооксида кремния P_{SiO}, $\lg P_{SiO}$ от парциального давления кислорода в газовой фазе, температуры и активности кремния в металлическом расплаве; _ . _ . _ – условия равновесия реакции $SiO_г + 1/2O_2 = SiO_2$ ($a_{SiO_2} = 1$)

Считая, что принятые зависимости $\Delta G^0(1)$ и $\Delta G^0(4)$ достаточно надежны, сделана корректировка зависимости $\Delta G^0(1)$. В дальнейшем для расчетов принимается

$$\Delta G^0(1) = -290000 - 110T \frac{Дж}{моль\ O_2}. \qquad (1.5)$$

На рисунке 4 представлены зависимости концентраций монооксида кремния в зависимости от температуры и парциального давления кислорода в газовой фазе, полученные с использованием уравнений (1.5), (3.6), (1.2-3), (1,2-4). Рассчитанные по уравнениям (3.4) и (1,3-4) значения $P_{SiO} = f(a_{Si}, P_{O_2}, T)$ представлены также на рисунке 2 в виде линий постоянных значений $-lgP_{SiO}$ в диапазоне (-0,2)–(-7,5).

В присутствии в газовой фазе монооксида углерода (CO) кремний металлического расплава может взаимодействовать с ним по реакциям

$$|Si| + (CO) = SiO + C_{тв}, \qquad (7)$$

$$|Si| + 2CO = SiO_2 + 2C_{тв}. \qquad (8)$$

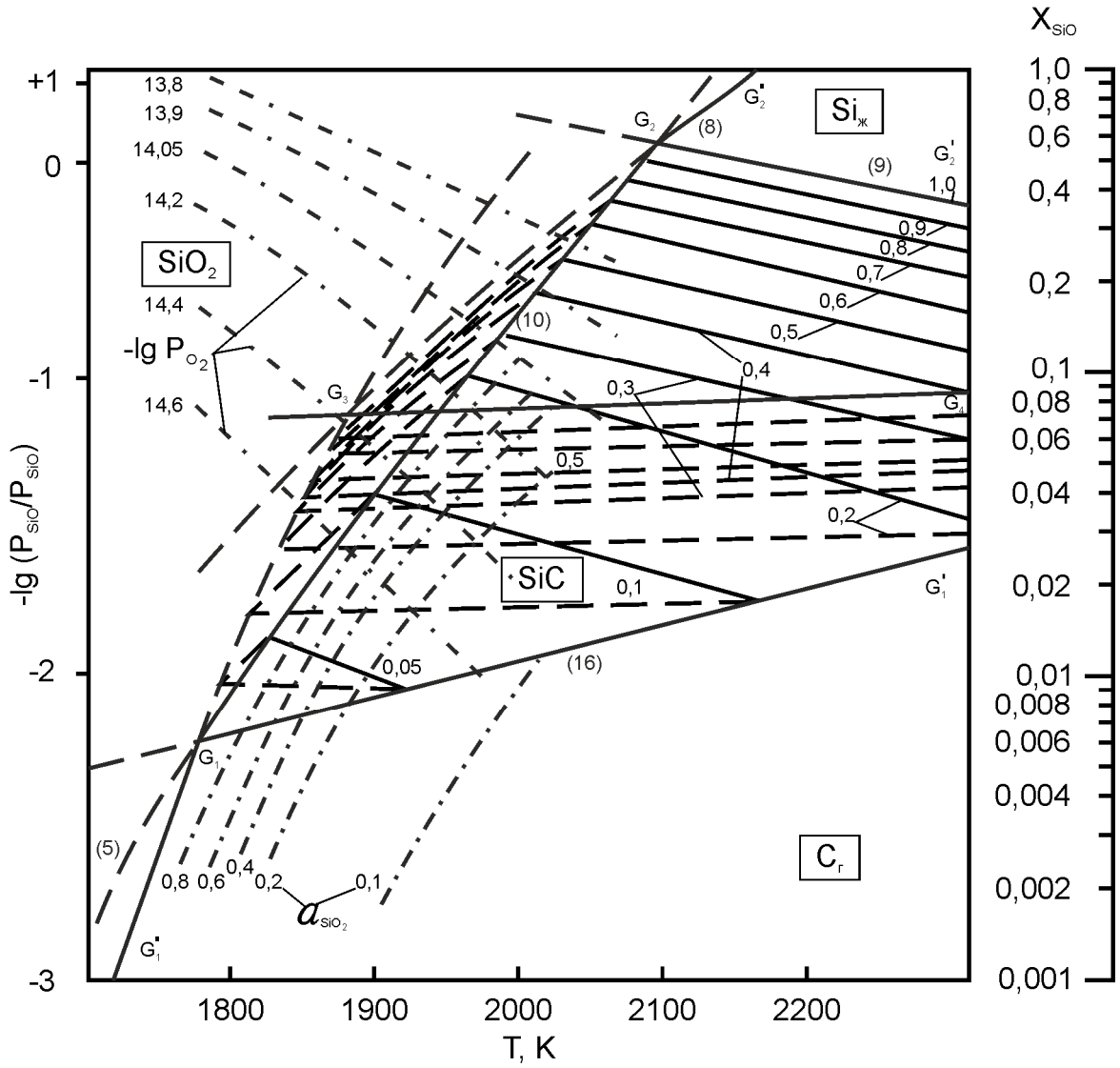


Рисунок 4 – Диаграмма фазово-химических равновесий системы $|\mathrm{Si}|_{MeX_i} - (\mathrm{SiO_2})_{\text{шлак}} - (\mathrm{SiO{+}CO})_{\text{газ}} - \mathrm{C}_{\text{тв}} - \mathrm{SiC}_{\text{тв}}$:

_____ – стабильные трехфазные равновесия (8) $-(\mathrm{SiO_2})_{\text{шлак}} - \mathrm{C}_{\text{тв}} - \text{газ}(\mathrm{SiO} + \mathrm{CO})$; (9) $-|\mathrm{Si}|_{\text{ж}} - \mathrm{SiC}_{\text{тв}} - \text{газ}$; (10) $-(\mathrm{SiO_2}) - \mathrm{SiC} - \text{газ}$; (16) – $\mathrm{C}_{\text{тв}} - \mathrm{SiC}_{\text{тв}} - \text{газ}$; _ _ _ – метастабильные трехфазные для реакций равновесия (5), (7), (10), (15); _____ и _ _ _ – то же при значениях $a_{\mathrm{Si}} = 0{,}9 \div 0{,}05$; _ . _ . _ . _ . для реакции (10) при $a_{\mathrm{SiO_2}} = 0{,}8 \div 0{,}1$; _ . . _ . . _ – $-\lg P_{\mathrm{O_2}} = f(x_{\mathrm{SiO}}, T)$

Образовавшийся в качестве продукта реакций (7), (8) углерод растворяется в металлическом расплаве вплоть до его насыщения, а при охлаждении выделяется из расплава в виде сажистого углерода или в виде карбида кремния (SiC), образующегося в высококремнистых сплавах по реакции:

$$|Si|_{ж} + |C|_{ж} = SiC_{тв}. \qquad (9)$$

В газовой фазе могут протекать также реакции взаимодействия монооксидов кремния и углерода с образованием твердых продуктов (C, SiO_2, SiC) по реакциям (5), (10) [20,21]

$$3SiO + CO = SiC + 2SiO_2. \quad (10)$$

Так как в высококремнистых сплавах растворимость углерода мала, расплав (по крайней мере, его поверхностный слой) быстро насыщается углеродом, что в дальнейшем приводит к образованию плотных оксикарбидных пленок (SiO_xC_y) , и делает невозможным проплавление сплава без интенсивного перемешивания.

Равновесные значения $P_{CO} = f(\tau)$ для кремнистых сплавов можно определить по равновесным значениям $P_{O_2} = f(T, x_{|Si|})$ для сплавов заданного состава из константы равновесия реакции (6) (рисунок 1). Очевидно, что при значениях P_{CO} больших, чем равновесные для расплавов с заданными параметрами, монооксид углерода будет являться окислителем для кремния, что необходимо также учитывать при реализации процессов, протекающих в вакууме или в атмосфере нейтральных газов.

Области термодинамически стабильного существования твердофазных продуктов в зависимости от температуры, концентрации монооксида кремния в газовой фазе (P_{SiO}), состоящей из монооксидов кремния и углерода ($SiO + CO$), активности кремния в металлическом расплаве и активности кремнезема (a_{SiO_2}) в шлаковом расплаве при общем давлении газовой фазы $P_{общ} = P_{SiO} + P_{CO} = 1$ атм. представлены на рисунке 4.

По аналогии с публиковавшимися ранее такого рода диаграммами состояния системы *Si–O–C* [16–18, 10], здесь представлены: область термодинамически стабильного сосуществования оксидной фазы с газовой фазой, содержащей монооксид кремния (бивариантное равновесие), ограничена справа линиями $(G_1 - G_1'') - (G_1 - G_2) - (G_2 - G_2''')$, представляющих, соответственно, трехфазные (моновариантные) равновесия *(SiO_2–$C_{тв}$–газ), (SiO_2–$SiC_{тв}$–газ), (SiO_2–$Si_{ж}$–газ)* для условий $a_{SiO_2} = 1, a_C = 1, a_{Si} = 1$; область жидкого кремния, ограниченная линиями моновариантных равновесий $G_2 - G_2''$ ($a_{SiO_2} = 1, a_{Si} = 1$) и $G_2 - G_2'$ ($a_{Si} = 1$); область твердого углерода (графита), ограниченная линиями $G_1 - G_1''$ и $G_1 - G_1'$; область карбида кремния $G_1 - G_2 - G_2' - G_1'$, ограниченная линиями трехфазных моновариантных равновесий *SiO_2–SiC–газ* ($G_1 - G_2$), $Si_{ж}$–*SiC–газ* ($G_2 - G_2'$), *SiC–$C_{тв}$–газ* ($G_1 - G_1'$). Область карбида кремния распространяется далее в сторону высоких температур вплоть до виртуальной инвариантной точки G_4 (*Si–SiC–C–газ*, T=3193 K), которая, как показано в работе [8], фактически не существует, вследствие резкого увеличения при температурах выше 2500 K концентрации в газовой фазе паров *Si, Si_2, Si_3, SiC, SiC_2, Si_2C* и др., в связи с чем область существования карбида кремния ограничена на диаграмме изотермой 2300 K ($G_2' - G_1'$).

Точки *G_1, G_2, G_3, (G_4)* характеризуют четырехфазные инвариантные равновесия, описываемые реакциями:

$$SiO_2 + 3C = SiC + 2CO \quad , \qquad (11)$$

$$SiO_2 + 2SiC = 3Si + 2CO \quad , \qquad (12)$$

$$SiO_2 + 2C = Si_{ж} + 2CO \quad , \qquad (13)$$

$$SiC_{тв} = Si_{ж,г} + C \quad . \qquad (14)$$

Моновариантное равновесие вдоль кривой G_3–G_4, описываемое реакцией:

$$SiO_г + C_{тв} = Si_{ж} + CO \quad , \qquad (15)$$

характеризуется как нестабильное, однако в реальных технологических процессах это взаимодействие имеет место, а в случаях, когда активность кремния в сплаве мала, реакция (15) имеет преимущественное развитие.

Снижение концентрации и, соответственно, активности кремния в металлическом расплаве приводит к понижению равновесной концентрации монооксида кремния в газовой фазе по отношению как к реакции (13), так и к реакции (15).

Снижение активности кремнезема (a_{SiO_2}) в шлаковом расплаве приводит к смещению границы области существования оксидного расплава в сторону более высоких температур (рисунок 4). При заданной температуре (например, 1900 К) при понижении активности кремнезема в шлаковом расплаве концентрация монооксида кремния в газовой фазе снижается на порядок (с 0,02 при $a_{SiO_2} = 1$ до 0,002 при $a_{SiO_2} = 0{,}1$).

На рисунке 4 показаны также линии постоянных значений параметра $lgP_{O_2} = f(T, x_{SiO})$, которые показывают, что при незначительном повышении концентрации кислорода в газовой фазе (например, с $P_{O_2} = 1 \cdot 10^{-14{,}6}$ до $P_{O_2} = 1 \cdot 10^{-14{,}4}$) равновесная концентрация при заданной температуре для монооксида кремния (x_{SiO}) увеличивается кратно (с 0,05 до 0,15 при 1800 К и с 0,02 до 0,06 при 1900 К), что может существенно повлиять на улет кремния в виде монооксида $SiO_г$, но обеспечивает возможность получения сплава с более высоким содержанием кремния (на 0,1–0,2 x_{Si}). Аналогичный эффект может быть достигнут при повышении температуры на 100 К (при P_{SiO}=0,1 повышение температуры с 1900 до 2000 К приводит к снижению lgP_{O_2} с -14,4 до -14,2).

Выводы

1) Показано, что для описания термодинамических свойств системы «кремнистый сплав–шлак–газ» достаточно иметь корректные термодинамические характеристики $\Delta G^0 = f(T)$ четырех, а в присутствии углерода пяти реакций:

$$2|Si| + O_2 = 2SiO_г,$$
$$2SiO_г + O_2 = 2SiO_2,$$
$$|Si| + O_2 = 2SiO_2,$$
$$|Si| + SiO_2 = 2SiO_г,$$
$$C + 1/2O_2 = CO.$$

2) Выполнен анализ исходных термодинамических данных рассматриваемых реакций. Скорректирована зависимость $\Delta G^0 = f(T)$ для реакции (1). Предложено для расчетов использовать зависимость $\Delta G^0\,(1) = -290000 - 110T\frac{Дж}{моль\ O_2}$.

3) Рассчитаны и графически представлены зависимости равновесных значений $lgP_{O_2} = f(x_{Si}, T, x_{SiO_2})$для реакций $|Si| + O_2 = SiO_2$ и $2|Si| + O_2 = 2SiO_г$.

4) Установлено, что в присутствии углерода в системе *Si–O–C* равновесная концентрация монооксида кремния в газовой фазе лимитируется комплексом взаимосвязанных факторов: температурой, концентрацией кремния в металлическом расплаве, окислительной способностью газовой фазы, активностью кремнезема (a_{SiO_2}) в оксидном расплаве.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 1–4 / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1979–1982. – 1620 с.

2. Елютин В.П. Производство ферросплавов. – М.: Металлургия, 1957. – 436 с.

3. Гельд П.В., Есин О.А. Процессы высокотемпературного восстановления. – Свердловск: Металлургиздат, 1957. – 645 с.

4. Richardson F.D., Joffers J.H.T. Jron and steel Inst. 160. 4.3. – 1948. – P. 261–270.

5. Эллиот А.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1969. – 252 с.

6. JANAF Termochemical Tables. Sec. NBS USA, Washington, 1971. – P. 1100.

7. JANAF Termochemical Tables. Michigan, US. Departament of Commerce / National Berean of Standards / Institute for Applild Technology, 1965–1968, Juni 1971, Supplements 1974,1975.

8. Куликов И.С. Термодинамика оксидов / Справ. изд. – М.: Металлургия, 1986. – 344 с.

9. Кубашевский О., Олкокк К.Б. Металлургическая термохимия / пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 392 с.

10. Толстогузов Н.В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 239 с.

11. Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 704 с.

12. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы сталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.

13. Самсонов Г.В. Физико-химические свойства окислов. – М.: Металлургия, 1969. – 455 с.

14. Зайцев А.И., Могутнов Б.М., Шахназов Е.Х. Физическая химия металлургических шлаков. – М.: Интерконтакт Наука, 2008. – 352 с.

15. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский Н.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.

16. Kriwsky W.A., Schuman K. // Trans of metals. Soc. AJME. – 1961. – V. 221. – P. 898–903.

17. Рябчиков И.В. Термодинамические исследования системы Si–O–C при высоких температурах // Изв. АН СССР. Металлы. – 1966. – № 2. – С. 14–18.

18. Muller M.B., Olsen S.E., Tuset I.K. Heat fnd Mass Transfer in the ferrosilicon process // Scandinavion of metallurgy. – 1972. – № 1. – P. 145–155.

19. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. – 250 с.

20. Якушевич Н.Ф, Коврова О.А. Физико-химические взаимодействия в руднотермических печах при плавке кремния // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. – № 8. – С. 3–8.

21. Полях О.А., Галевский Г.В., Якушевич Н.Ф. Анализ физико-химических процессов образования и исследование свойств микрокремнезема // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Москва – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. – Вып. 15. – С. 49–55.

УДК 669.041

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, И.В. Строкина

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ ЖЕЛЕЗА В ПРИСУТСТВИИ ВОДОРОДА

Выполнен расчет и построение диаграммы фазово-химических равновесий в сложной системе Fe-C-O_2-H_2. Определены оптимальные параметры углеродотермического восстановления оксидов железа в присутствии водорода.

The calculation and building up the diagram of phase-chemical balances in the complex system Fe-O_2-C-H_2 had been performed. Optimal parameters of iron oxides in presence hydrogen uglerodotermicheskogo reduction had been defined.

В современной металлургической промышленности при использовании в шихте металлизованного железорудного сырья, процесс восстановления окси-

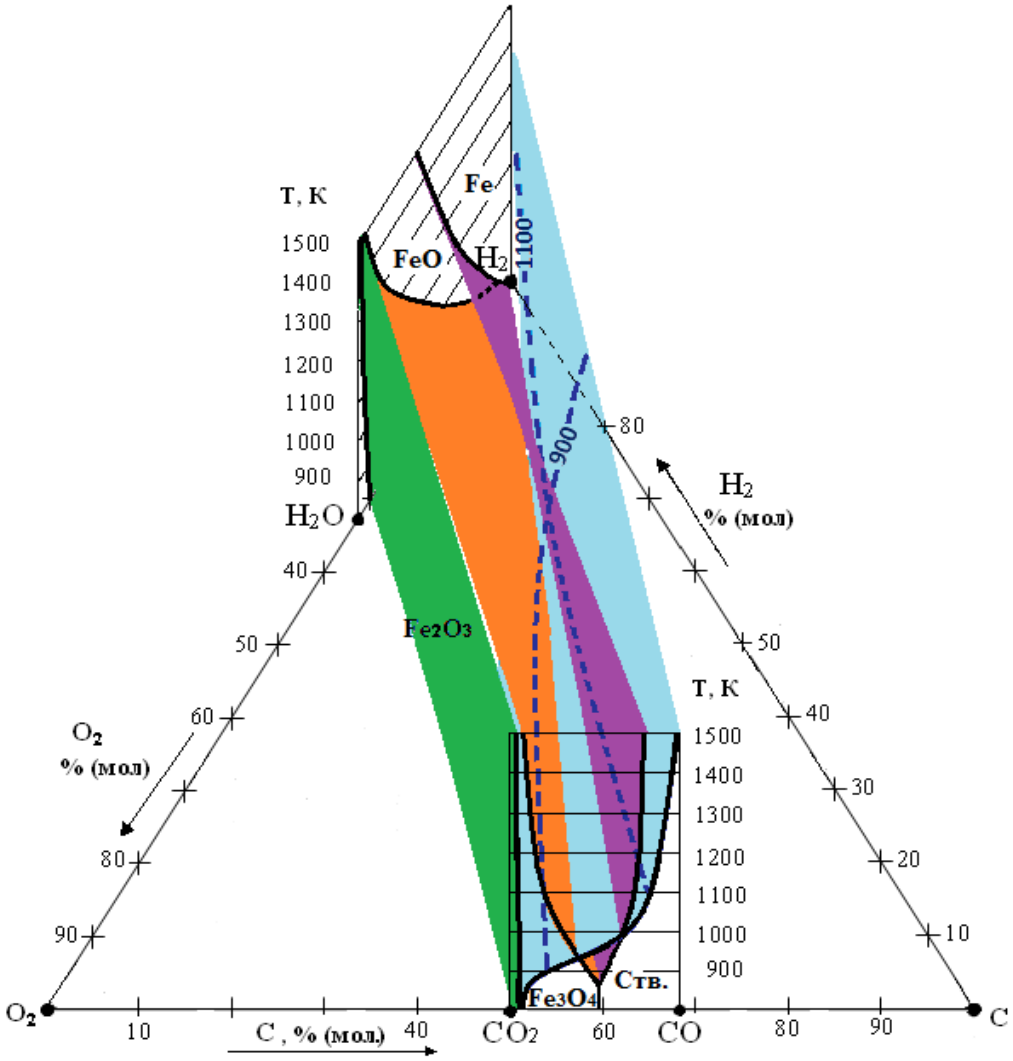
дов железа в 85 % случаев осуществляется конвертированным природным газом, состоящим, в основном, из $CO+H_2$. Соответствующие установки газофазного восстановления требуют дополнительных конструктивных затрат, связанных с каталитическим конвертированием и подводом газа-восстановителя. Оптимальную восстановительную газовую среду можно создать при углеродотермическом восстановлении с добавлением в газовую фазу определенного количества водорода. Твердый углерод в этом случае играет роль регенератора CO и H_2 по реакциям $CO_2+C=2CO$ и $H_2O+C=H_2+CO$. Такой режим может быть обеспечен при применении в качестве восстановителей полукоксов бурых или длиннопламенных углей, торфа или тощих и слабоспекающихся углей – наиболее дешевых и недефицитных материалов с большим содержанием летучих.

Хорошо изучены закономерности восстановления оксидов железа в отдельных системах Fe-C-O и Fe–O–H, а термодинамические показатели комплексной системы $Fe–C–O_2–H_2$ до сих пор не охарактеризованы. Важно обозначить параметры перехода оксидов железа между собой, выявить термодинамические условия для полного и неполного восстановления в системе $Fe–C–O_2–H_2$.

Обобщение имеющегося материала по количественным характеристикам равновесия реакций восстановления оксидов железа в отдельных системах Fe–C–O и Fe–C–H, показало, что изменения термодинамических характеристик прочности оксидов железа в сложной системе $Fe–C–O_2–H_2$ закономерны и протекание реакций окисления и восстановления зависит от таких термодинамических параметров как температура, давление, состав газовой фазы. Обозначение фазово-химических превращений в системе $Fe–O_2–C–H_2$ осуществлялось при помощи программного обеспечения MathCAD по методике термодинамического расчета равновесного состава для случая постоянства температуры и давления.

Комплекс расчетов фазово-химических равновесий в системе $F-C-O_2-H_2$, построение диаграмм отдельных равновесных поверхностей, описывающих термодинамические закономерности восстановления высшего оксида до железа металлического и равновесной поверхности углеродоотложения в системе $C-O_2–H_2$, изложены ранее в работах [1–6].

Обобщенная информация о системе $Fe-C–O_2–H_2$ представлена на рисунке 1 в виде комплексной диаграммы фазово-химических равновесий, на которой в координатах температура – состав газовой фазы выделены объёмные области существования отдельных твердых фаз ($C_{тв}$, Fe_2O_3, Fe_3O_4, FeO, Fe), сосуществующих с газовой фазой, состав которой представляется на треугольнике концентраций в координатах $C_{тв}–H_2–O_2$ (%, мол). Разделяющие эти области поверхности представляют трехфазные равновесия (Fe–FeO–газ, $FeO–Fe_3O_4$–газ, $Fe_3O_4–Fe_2O_3$–газ, $Fe–C_{тв.}$–газ), а линии их пересечения – соответствующие четырехфазные равновесия (Fe_3O_4-FeO-$C_{тв}$-газ, FeO-Fe-$C_{тв}$-газ).

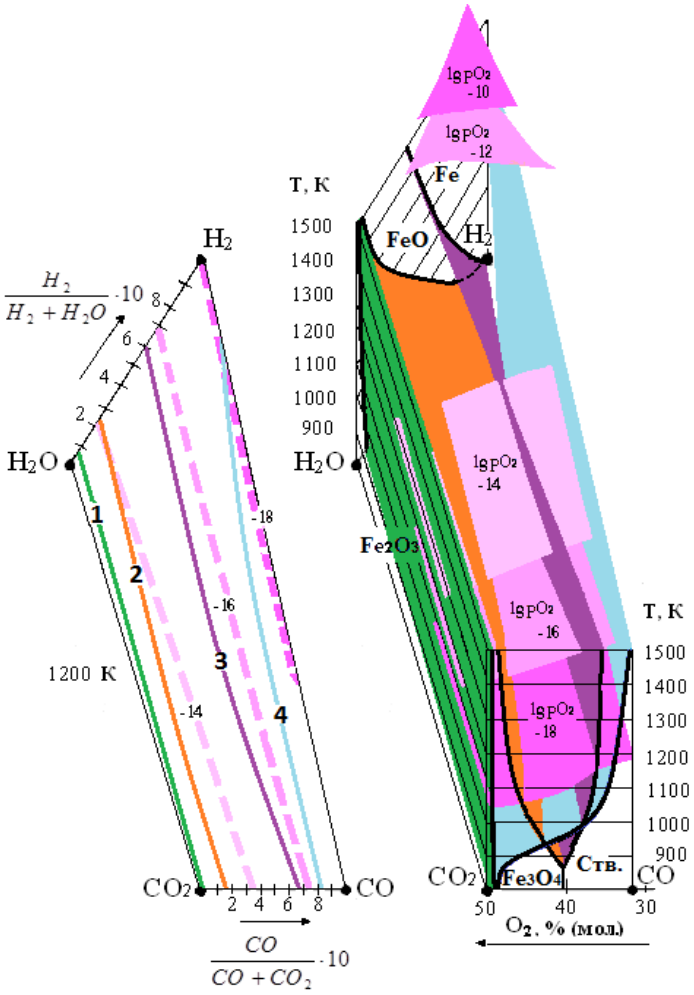


- равновесная трехфазная поверхность Fe_2O_3 – Fe_3O_4 - газ;
- равновесная трехфазная поверхность Fe_3O_4 – FeO - газ;
- равновесная трехфазная поверхность FeO – Fe - газ;
- равновесная трехфазная поверхность Fe - $C_{тв.}$ - газ;
- изотермы поверхности углеродоотложения

Рисунок 1 – Диаграмма фазово-химических равновесий в системе Fe–C–O_2–H_2

В газовой фазе, содержащей CO, CO_2, O_2, H_2 и H_2O, в довольно широком интервале изменяются состав и свойства газовых смесей от окислительной атмосферы с преимущественным содержанием CO_2 (H_2O) до восстановительной, в которой преобладает CO (H_2). Охарактеризовать состав и окислительно-восстановительные свойства газовой фазы системы Fe–O_2–C–H_2 возможно при помощи величины кислородного потенциала. На рисунке 2 представлены в объемном виде постоянные значения кислородных потенциалов как фрагменты поверхностей одинаковых равновесных значений lg pO_2 (–10, -12, –14, –16, –18).

Пересечение поверхностей lg pO_2 с двухфазными областями системы Fe–C–O_2–H_2, с поверхностями трехфазных равновесий, а также с линиями четырехфазных равновесий, позволяет охарактеризовать основные параметры технологических процессов (температура, окислительно–восстановительные свойства газовой фазы, возможность выделения сажистого углерода) [5]. Изотермические сечения объемной диаграммы (например, выделено изотермическое сечение 1200 К) показывают необходимое соответствие параметров (T, lg pO_2 и состав газовой фазы).



- равновесная трехфазная поверхность Fe_2O_3 – Fe_3O_4 – газ (справа),
1 - проекция ее изотермы (слева);
- равновесная трехфазная поверхность Fe_3O_4 – FeO – газ (справа),
2 - проекция ее изотермы (слева);
- равновесная трехфазная поверхность FeO – Fe – газ (справа),
3 - проекция ее изотермы (слева);
- равновесная трехфазная поверхность Fe - $C_{тв.}$ - газ (справа),
4 - проекция ее изотермы (слева);
… - равновесные поверхности lg pO_2 = const

Рисунок 2 – Диаграмма фазово-химических равновесий в системе Fe-CO-CO_2-H_2-H_2O (справа) и ее изотермический разрез при 1200 К

Обогащение газовой фазы системы C-O_2-H_2 водородом сопровождается смещением линий постоянных значений (-lg pO_2) к более отрицательным значениям, т.е. к увеличению восстановительной способности атмосферы. В таблице 1 количественно оценено изменение значений lg pO_2 в зависимости от концентрации водорода в системе.

Таблица 1 – Изменение значений lg pO_2, в %, в зависимости от количества присутствующего водорода в газовой фазе C–O_2–H_2 в определенном интервале температур

Концентрация H_2 в газовой фазе *C-O_2–H_2*, % моль	Температурный интервал, К	Уменьшение *lg pO_2*, в %
20	1300-1500	2,0
30	1200-1400	2,5
40	1100-1200	2,7
50	1000-1100	3,0
60	900-1000	6,0
70	800-900	8,0
80	700-800	10,0

При температуре ниже 1000 К и содержании водорода в системе более 50 % восстановительные свойства атмосферы увеличиваются, в основном, за счет протекания реакций с участием водорода, так как изменение отношений концентраций CO:CO_2 сравнительно малы. Вблизи температуры 1100 К равновесный состав газовой фазы изменяется в сторону больших величин CO/CO_2. Для достижения термодинамически наилучших показателей восстановления, достаточная концентрация водорода в газовой фазе системы Fe–O_2–C–H_2 составляет 10–40 %. Дальнейшее увеличение содержания H_2 в газовой фазе не влияет на термодинамику восстановительного процесса.

В работах [1, 2] установлено, что степень металлизации железа α порядка 90 % достигается при температурах ≈1100 К в системе с содержанием водорода ≈40 %, тогда как в системе с 10 % H_2 α = 90 % наблюдается при 1170 К, при условии отсутствия кинетических затруднений при восстановлении.

Исследования по кинетике восстановления оксидов железа твердым углеродом в присутствии водорода, показали, что восстановление протекает ступенчато в соответствии с адсорбционно-автокаталитической теорией. Подтверждена высокая скорость диффузии молекулы H_2, большая скорость адсорбционно-химического акта, лучшая адсорбируемость по сравнению с молекулой CO, эффективность протекания процесса восстановления.

Выводы: Углеродотермическое восстановление оксидов железа в присутствии водорода зависит от таких термодинамических параметров как температура, давление, состав газовой фазы. Рассчитана и построена диаграмма фазово-химических равновесий в системе Fe–O_2–C–H_2. Охарактеризованы окислитель-

но-восстановительные свойства газовой фазы системы $Fe–O_2–C–H_2$ посредствам изменений значений кислородного потенциала, выраженного через $lg\ pO_2$, в зависимости от состава гомогенной газовой смеси и температуры. Установлено, что добавка водорода до 40 % интенсифицирует процесс восстановления, а также снижает необходимую температуру начала процесса восстановления оксидов железа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Якушевич Н.Ф. Определение оптимальных режимов восстановления железорудных концентратов комбинированными восстановителями ($C_{ТВ.}+H_2$) / Н.Ф. Якушевич, И.В. Чужинова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. Вып. 20: СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 25-36.

2. Якушевич Н.Ф. Выбор оптимального режима твердофазного восстановления Бакчарских железорудных концентратов полукоксом / Н.Ф. Якушевич, К.С. Ёлкин, И.В. Чужинова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. Вып. 21: СибГИУ. – Новокузнецк, 2008. – С. 27-33.

3. Строкина И.В. Изменения окислительно-восстановительных свойств газовой фазы системы $C\text{-}O_2\text{-}H_2$ / И.В. Строкина, Н.Ф. Якушевич // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2011. – № 6. – С. 3-5.

4. Якушевич Н.Ф. Определение параметров окислительно-восстановительных процессов в системе $Fe\text{-}C\text{-}O_2\text{-}H_2$ / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2011. – № 8. – С. 13-18.

5. Якушевич Н.Ф. Термодинамические закономерности фазово-химических равновесий в системе $Fe\text{-}C\text{-}O_2\text{-}H_2$ / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 4. – С. 10-15.

6. Вяткин Г.П. Системный анализ процессов восстановления оксидов железа в атмосфере водяного газа в присутствии углерода / Г.П. Вяткин, Г.Г. Михайлов, Ю.С. Кузнецов, О.И. Качурина, С.В. Дигонский // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – № 4. – С. 12-18.

УДК 662.732

О.А. Полях, Н.Ф. Якушевич

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОМ ВОССТАНОВЛЕНИИ ОКСИДА КРЕМНИЯ ДО КАРБИДА В ПЕЧИ АЧЕСОНА

Проведен анализ физико-химических взаимодействий при углеродотермическом восстановлении оксида кремния до карбида. Предложена схема механизма образования карбида кремния в печи Ачесона.

The analysis of physical and chemical interactions at carbon thermal restoration of oxide of silicon to carbide is carried out. The scheme of the mechanism of formation of carbide of silicon in Acheson's furnace is offered.

Карбид кремния – материал, обладающий большим набором уникальных свойств: тугоплавкостью, химической стойкостью по отношению к газам и кислотам, высокой твердостью, электропроводностью и др., благодаря которым он широко используется в различных отраслях промышленности (металлургии, химии, электротехнике) в качестве восстановителей, науглероживателей, абразивных материалов, огнеупорных материалов, высокотемпературных и химически стойких конструкций, электронагревателей, полупроводниковых элементов.

В зависимости от назначения применяются различные способы высокотемпературного синтеза, обеспечивающие получение продукта с необходимыми заданными свойствами.

Условия образования карбида кремния в наиболее распространенном варианте синтеза в керновых печах Ачесона требуют тщательного теоретического анализа.

Несмотря на то, что процесс образования карбида кремния хорошо описывается суммарной реакцией:

$$SiO_2 + 3C_{\square} - SiC + 2CO_{\square}, \qquad (1)$$

химизм процесса, как показывает термодинамический анализ процесса восстановления кремнезема углеродом [1, 2] и кинетические исследования взаимодействий типа $SiO_2 \mid C_{\square}$, $SiO_2 \mid SiC_{\square}$, $SiO_{\square} + C_{\square}$ [3-7], оказывается достаточно сложным и предполагает участие в процессе промежуточных продуктов – монооксида кремния, кремнекислородного расплава SiO_{2-x}, а при высоких температурах (более 2500 К) также паров кремния и его карбидов.

Предлагаемая схема физико-химических взаимодействий, построенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований,

достаточно полно описывающая процессы массопереноса в печи Ачесона, представлена на рисунке.

При использовании достаточно мелких хорошо перемешанных материалов первичным взаимодействием является твердофазное контактное взаимодействие оксида кремния с углеродом $SiO_{2(тв)} + C_{(тв)}$ (1), в результате которого уже при температуре ≈1500 К образуются газообразные монооксиды кремния и углерода, а при температурах выше 1800 К – карбид кремния и дефицитный по кислороду кремнекислородный расплав.

Карбид кремния может образовываться и за счет взаимодействия газообразного монооксида кремния с твердым углеродом (2). Это взаимодействие также является ведущим в восстановительном процессе и от степени его развития зависит полнота извлечения кремния в карбид.

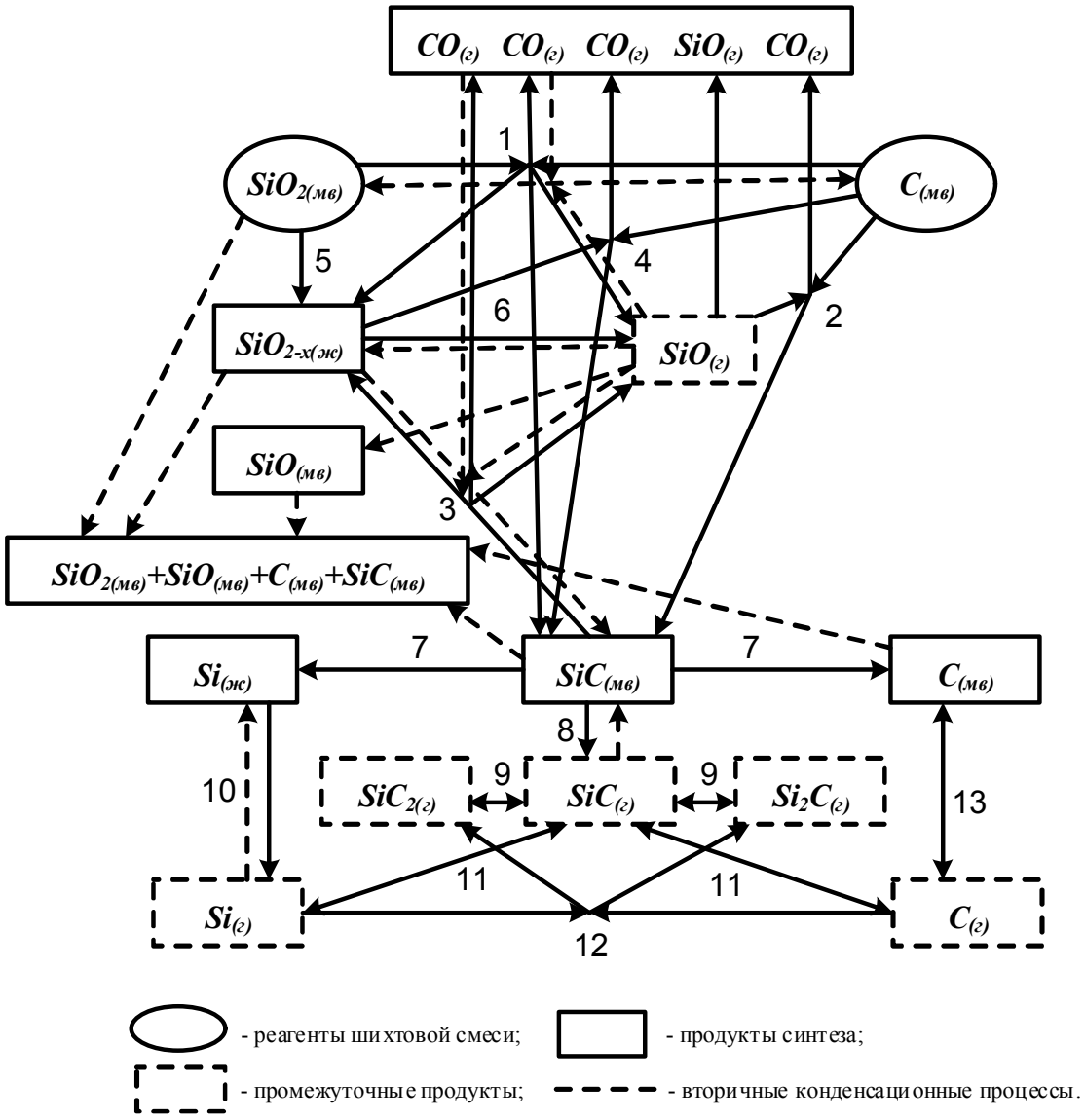


Рисунок 1 – Схема взаимодействий в процессе углеродотермического синтеза карбида кремния

Образование дефицита кислорода в оксиде кремния приводит к образованию в зоне контакта кварцевых зерен с углеродом пленок кремнекислородного расплава, при этом увеличивается поверхность контакта оксида кремния с углеродом и процесс восстановления интенсифицируется. При небольшом дефиците кислорода в оксиде кремния образование кремнекислородного расплава происходит при температурах, близких к температуре плавления кремнеземсодержащего материала, однако по мере увеличения дефицита кислорода и особенно в присутствии примесей температура начала образования жидкой фазы может быть снижена до ≈1700 К, то есть ниже температуры начала образования карбида кремния.

Таким образом, восстановление кремния углеродом до карбида в значительной степени осуществляется через образование расплава (4), который при высоких скоростях химических реакций и достаточно длительных выдержках успевает перерабатываться без значительного накопления за исключением случаев, когда в зоне локальных перегревов происходит плавление кварца (5). Повышение дефицита кислорода в кремнекислородном расплаве приводит к интенсификации процесса испарения монооксида кремния (6), что так же положительно влияет на скорость целевой суммарной реакции. Образовавшийся карбид кремния при дальнейшем повышении температуры взаимодействует с кремнеземом (3), что в значительной степени интенсифицирует процесс газификации кремнекислородного расплава, как за счет непосредственного протекания реакции в зоне контакта с карбидом, так и за счет повышения дефицита кислорода и, как следствие, интенсификации процесса испарения монооксида кремния. Этот процесс имеет важное значение еще и потому, что карбид кремния, как правило, вводится непосредственно в шихту в качестве возвратных продуктов, в виде недовосстановленного материала – аморфа, содержащего до 70 % SiC.

При нагреве до температур выше 2400 К карбид кремния начинает частично диссоциировать на жидкий кремний и твердый углерод (7), при этом образующийся графит накапливается на поверхности керна, а кремний – в блоке карбида кремния. При недостатке углерода в шихте, образовавшемся в локальных зонах при плохом перемешивании шихты или при неправильной шихтовке, могут создаться условия для интенсивного образования кремния при более низких температурах (по реакции $SiO_2 + 2C_{тв} = Si + 2CO_{г}$), в этом случае получается «закремненный продукт».

При еще более высоких температурах (более 2600 К) карбид кремния начинает заметно сублимировать (8) (попутно может испаряться кремний, и в очень небольшой степени сублимировать углерод); при этом в газовой фазе протекают химические реакции с образованием газообразных молекул Si_2C, SiC_2 (9), Si_2, Si_3 (11), C, C_2, C_3 (13). Эти процессы обратимы и при незначительном понижении температуры (при диффузии газа в низкотемпературные горизонты) происходит конденсация паров SiC на поверхности мелких кристаллов, за счет чего реализуется их рост до более крупных размеров и осуществляется основная цель высокотемпературного синтеза. При неправильно выбранной шихтовке соотношение компонентов в газовой фазе изменяется и в процессе конденсации

паров может образоваться жидкий кремний либо твердый углерод, что приводит к загрязнению продукта.

При дальнейшем охлаждении газа конценрация монооксида углерода в газовой фазе может оказаться выше равновесной для реакций:

$$SiO_{2(тв)} + C_{(тв)} = SiO_{(г)} + CO_{(г)}, \quad (2)$$

$$2SiO_{2(тв)} + SiC_{(тв)} = 3SiO_{(г)} + CO_{(г)}. \quad (3)$$

В этом случае реакции будут протекать в обратную сторону и из газовой фазы будут конденсироваться $SiO_{2(тв)}$ (или $SiO_{2-x(ж)}$), в результате чего в определенных температурных зонах образуются побочные продукты – аморф, шлаковые сростки (смесь недовосстановленной шихты с возгонами оксидов кремния, алюминия, кальция и других примесей), образующиеся при температурах 1500–1600 К, силоксикон, образующийся при температуре 1300–1500 К, состоящий на 80–90 % из возгонов монооксидов кремния (смесь SiO_2, $SiO_п$, $Sic_п$) (все вторичные процессы на рисунке обозначены пунктирными линиями). Поскольку концентрация свободного монооксида углерода в высокотемпературной зоне незначительна [2], количество возгонов невелико и потери кремния с силоксиконом и шлаковыми сростками также невелики (аморф возвращается в производство). Улет кремния с газовой фазой, имеющий место при нарушениях технологического процесса, как правило, также не превышает 5 %.

При использовании для синтеза карбида кремния в печах большой мощности (до 10 МВА) материалов крупностью 5-15 мм уменьшается роль твердофазного контактного взаимодействия (1) и возрастает роль термовосстановительной диссоциации как в процессах газификации (3), (6), так и в процессах карбидообразования (2), (4). Так как эти процессы лимитируются диффузией кислорода из внутренних объемов кусков кварцита к их поверхности, длительность технологического процесса увеличивается до 90–100 ч, а кинетические закономерности связаны с уменьшением поверхности ($d^2>0$) и объема ($d^3\rightarrow 0$) исходных материалов.

Уникальные свойства карбида кремния позволяют использовать его во многих отраслях промышленности, причем во многих случаях форма и крупность кристаллов кремния не имеют значения, достаточно иметь материал, в котором кремний и углерод находились бы в химически связанном виде. В этом случае технология синтеза может быть значительно упрощена. Во-первых, температура синтеза может быть снижена на 800-900 К, а время синтеза сокращено до 20-40 минут, что позволяет осуществить непрерывный технологический процесс, организовать экологически чистое производство, снизить расход электроэнергии в 2 раза, значительно снизить себестоимость продукции и, соответственно, расширить возможности ее использования. Во-вторых, расширяется диапазон используемых для этой цели материалов, как по крупности, так и по содержанию примесей. Например, для получения карбидных материалов, используемых для раскисления стали и легирования ее кремнием и углеродом, можно применять коксы, полукоксы, угли, шунгиты крупностью 3-10 мм. В качестве кремнеземсодержащего сырья можно использовать низкокачественные пески

или пылевые отходы производства кремния и кремнистых ферросплавов, что также значительно снижает себестоимость продукции и позволяет широко использовать ее в таких крупнотоннажных отраслях, как металлургия, производство огнеупоров и др.

Снижение температуры процесса позволяет осуществлять синтез в проходных печах непрерывного действия (электрокальцинаторы, трубчатые электропечи сопротивления или индукционные, щелевые керновые печи и т.п.). Кинетическими исследованиями установлено, что при использовании брикетированных материалов фракции -10 мкм степень восстановления 100 % достигается за 15 минут при температурах 1900-1950 К, причем при степени восстановления 60-70 % (через 10 минут) брикеты спекаются, в дальнейшем превращаются в тонкий порошок, что говорит о том, что при этих температурах процесс восстановления также протекает через образование расплава, который в последующем полностью перерабатывается. Качественно схема взаимодействий в таком процессе отличается от рассмотренной выше отсутствием примесных продуктов плавки (аморф, силоксикон. сростки). При непрерывном способе производства примеси равномерно распределяются в удаляющемся из печи карбидном материале, при этом существенно возрастает роль процесса карбидизации углерода монооксидом кремния (2), образующемся в зоне высоких температур (2000 К) и взаимодействующим затем с углеродом в широком температурном интервале. К моменту достижения шихтой температурной зоны, в которой термодинамически возможно образование карбида кремния по целевой суммарной реакции (1800 К), поверхность углеродистого восстановителя оказывается полностью карбидизированной и ведущим процессом, лимитирующим газификацию оксида кремния и последующую карбидизацию (силицирование) углерода, оказывается взаимодействие (3).

Восстановление оксида кремния углеродом в условиях, исключающих образование кремнекислородного расплава (Т<1750 К, Р<100 Па), даже при использовании мелкодисперсной, хорошо перемешанной и брикетированной шихты (пыль сухой газоочистки производства кремния и ферросилиция фракции -10 мкм и сажа (кокс) фракции -25 мкм) [8], процесс настолько сильно лимитируется диффузией кислорода в твердом кремнеземе, что оказывается возможной лишь частичная газификация оксида кремния (за 30-40 минут изменение массы реагентов, взятых в соотношении $C:SiO_2 = 3$, составляет 20-40 % [9]), карбидизация же углерода происходит в очень незначительной степени.

Таким образом, при определении оптимальных технологических параметров синтеза необходимо учитывать степень развития процессов образования оксидных расплавов, газификации кремнекислородного расплава, карбидизации углеродистого материала монооксидом кремния.

Выводы. Предложена схема физико-химических взаимодействий, построенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований, достаточно полно описывающая процессы массопереноса в печи Ачесона.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Якушевич Н.Ф. Диаграмма фазово-химических равновесий системы Si–O–C / Н.Ф. Якушевич, В.И. Бердников // Известия вузов. Черная металлургия, 1984. – № 10. – С. 4–7.

2. Якушевич Н.Ф. Термодинамическая модель углетермического производства карбида кремния / Н.Ф. Якушевич, С.Ф. Павлов // Сб. науч. трудов «Кремнистые ферросплавы». – М.: Металлургия, 1988. – С. 100-106.

3. Толстогузов Н.В. Исследование газификации кремнезема в процессе восстановления углеродом / Н.В. Толстогузов, Н.Ф. Якушевич, Л.С. Тропина [и др] // Сб. науч. трудов «Производство ферросплавов». В.1. – Кемерово, 1975. – С. 60–76.

4. Якушевич Н.Ф. Кинетика взаимодействия карбида кремния с кремнеземом / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Материалы конференции «Научно-технический прогресс и повышение качества производства кремния». – Иркутск, 1991. – С. 5–6.

5. Кожевников Г.Н. Низшие окислы кремния и алюминия в электрометаллургии / Г.Н. Кожевников, А.Г. Водопьянов. – М.: Наука, 1977. – 144 с.

6. Якушевич Н.Ф. Физико-химические взаимодействия в руднотермических печах при плавке кремния / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. – № 8. – С. 3–8.

7. Якушевич Н.Ф. Механизм межфазных взаимодействий в ванне ферросилициевой печи / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев // Компьютерные методы в управлении электротехнологическими режимами руднотермических печей : Материалы Всероссийского науч.-техн. Совещания. – Санкт - Петербург: С-ПтТИ, 1998. – С. 59 - 65.

8. Полях О.А. Анализ физико-химических процессов образования и исследование свойств микрокремнезема / О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Москва – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. – Вып. 15. – С. 49–55.

9. Лазаревский П.П. Комплексное изучение металлургических характеристик и повышение эффективности использования кварцитов Сунгайского рудопроявления: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук / П.П. Лазаревский; СибГИУ. – Новокузнецк, 2013. – 23 с.

УДК 669.168.782.046

Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ВАННЕ ФЕРРОСИЛИЦИЕВОЙ ПЕЧИ

Проведен анализ и предложена схема механизма физико-химических взаимодействий в ванне ферросилициевой печи. Установлено, что процесс углеродотермического восстановления диоксида кремния в условиях плавки ферросилиция достаточно сложен, многоканален, протекает с образованием промежуточных продуктов (SiO_2, $SiC_{тв.}$), зависит от распределения температурных зон в ванне печи, соотношение компонентов в шихтовой смеси, свойств и качества используемых материалов.

The analysis is carried out and the scheme of the mechanism of physical and chemical interactions in a bathtub of the ferrosilicium furnace is offered. It is established that process of carbon thermal restoration of dioxide of silicon in the conditions of melting of ferrosilicium is rather difficult, many channels, proceeds with formation of intermediate products (SiO_2, $SiC_{тв.}$), the ratio of components in burdening mix, properties and quality of the used materials depends on distribution of temperature zones in a furnace bathtub.

Технология плавки ферросилиция в руднотермических печах аналогична выплавке кремния. Основное отличие заключается во введении в шихту железной стружки, что приводит к значительным изменениям технологического режима и структуры схемы физико-химических взаимодействий в ванне печи. Наиболее важной особенностью является появление жидкого металлического расплава при низких температурах (≤1600 К), что изменяет последовательность протекания химических реакций, существенно увеличивает их скорость за счет увеличения межфазной реакционной поверхности, увеличения скорости доставки компонентов в реакционную зону путем диффузии через жидкий металлический расплав, растворения карбидных пленок, образующихся на поверхности и в порах углеродистого восстановителя и затрудняющих доставку монооксида кремния к атомам углерода. Появляются новые физико-химические процессы, такие как растворение углерода в металлическом расплаве, взаимодействие железоуглеродистого расплава с карбидом кремния, приводящее к его разрушению и переходу кремния и углерода в металлический расплав, с монооксидом кремния газовой фазы с восстановлением кремния и поглощением его металлическим расплавом, с диоксидом кремния в местах непосредственного контакта с кварцитом, также приводящее к переходу кремния в металлический расплав.

Суммарный результат этих процессов – раннее восстановление кремния с растворением его в металлическом расплаве, в котором в момент его образования химический потенциал кремния имеет очень низкие (близкие к нулевым) значения, что и обеспечивает переход в него кремния из всех сосуществующих кремнийсодержащих фаз. Как показывают термодинамические расчеты и прямые экспериментальные исследования [1] уже при 1600 К равновесное содержание кремния в металлическом расплаве составляет ≈15 %.

На рисунке 1 показано распределение компонентов по температурным зонам печи при выплавке железокремниевых сплавов с исходными мольными отношениями в шихтовой смеси Si:Fe=6; 3,71; 2,63, соответствующими получению сплавов с содержанием кремния соответственно 75, 65 и 45 % масс. (для сравнения приведены также данные для чистого кремния [2]).

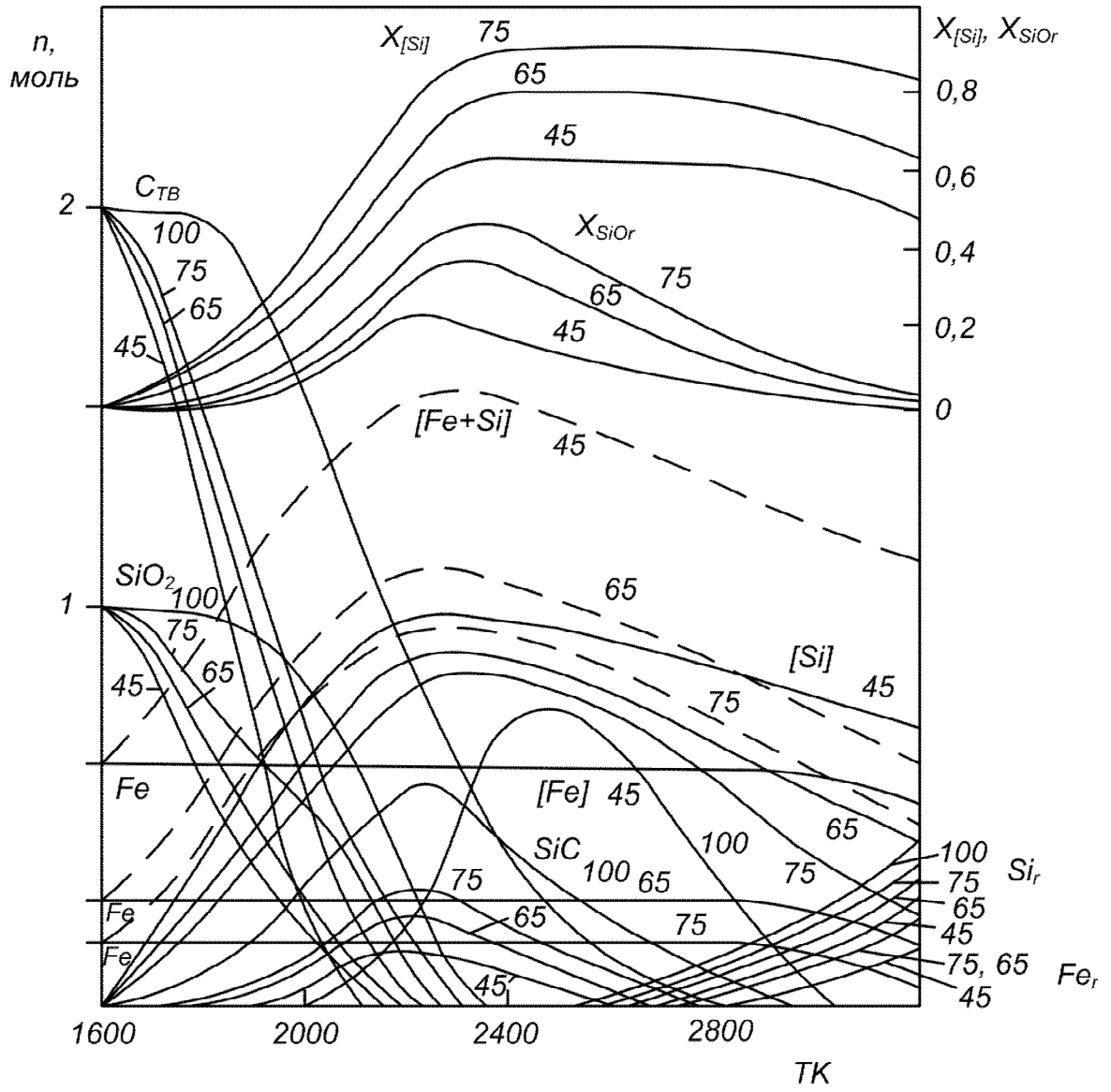


Рисунок 1 – Распределение компонентов по температурным зонам в печах для выплавки кремния и ферросилиция

Заметное восстановление кремния (с растворением его в металлическом расплаве) начинается фактически с момента образования жидкого металлического расплава, т.е. при температуре ≈1600 К, возможно, в незначительной степени и при более низких температурах, например, при введении в шихту чугунной стружки, плавящейся при температуре ≈1450 К). Скорость восстановления кремния тем выше, чем больше содержание железа в исходной шихте и, следовательно, больше объем и поверхность металлического расплава и его способность поглощать кремний из газовой фазы, с поверхности кварцита, а при температурах выше 1800 К и из образовавшихся на поверхности углеродистого восстановителя карбидных пленок. Максимальная скорость восстановления наблюдается для шихт с соотношением Si:Fe=2,63, рассчитанных на получение сплава ФС45, минимальная – для шихт с соотношением Si:Fe=6 (ФС75).

Чем больше в сплаве железа, тем полнее извлечение кремния в сплав и выход сплава (пунктирная линия), максимум извлечения, близкий к 100 % (n_{Si}≈1), также наблюдается для шихт, рассчитанных на получение сплава ФС45. Температура, при которой достигается максимальное извлечение кремния повышается при увеличении концентрации кремния в сплаве, она соответствует температуре поверхности реакционного тигля и несколько ниже, чем для кремния (на 100–200 К). Здесь же (на стенках реакционного тигля) достигается максимальная концентрация кремния в сплаве ($x_{|Si|75}$=0,80; $x_{|Si|65}$=0,79; $x_{|Si|45}$=0,62), которая в дальнейшем остается постоянной и понижается лишь в зоне электрических дуг, когда испарение кремния из расплава протекает более интенсивно, чем испарение железа.

Образование карбида кремния при плавке ферросилиция возможно лишь при достижении содержания кремния в сплаве более 30 % масс. [3], что достижимо в равновесных условиях при температуре ≈1800 К и, очевидно, возможно в периферийных зонах печи при медленном сходе шихты и, соответственно, медленном прогреве материалов. В неравновесных условиях, даже при более высоких температурах возможно существование кремнистого расплава с более низким содержанием кремния. который при взаимодействии с карбидом, образовавшимся на поверхности углеродистого восстановителя, растворяет в себе кремний.

Таким образом, при плавке ферросилиция образование карбида кремния в небольших количествах наблюдается при температуре выше 1800 К и протекает в значительно меньшей степени, чем при плавке кремния (тем меньшей, чем больше в шихте железа). Максимальное содержание карбида кремния в продуктах также наблюдается в температурной зоне, соответствующей поверхности реакционного тигля. Однако следует отметить, что образование карбида кремния за счет взаимодействия кокса с газовым потоком, исходящим из зоны высоких температур и содержащим сверхравновесные концентрации монооксида кремния, происходит и при более низких температурах, вплоть до температуры термодинамической стабильности монооксида кремния (≈1500 К).

Концентрация монооксида кремния в газовой фазе, соответствующая равновесным значениям (тем более низким, чем больше железа в сплаве), достига-

ется лишь в зоне, прилегающей к поверхности реакционного тигля ($x_{SiO(г)75} \geq 0{,}4$; $x_{SiO(г)65} \geq 0{,}35$; $x_{SiO(г)45} \geq 0{,}2$), при более низких температурах она интенсивно уменьшается, так как монооксид кремния, образующийся в зоне высоких температур, не только расходуется на образование карбида кремния, но и интенсивно взаимодействует с металлическим расплавом.

Концентрация монооксида углерода, непрерывно удаляющегося из печной ванны, по мере повышения температуры понижается, так что при достижении зоны, прилегающей к поверхности реакционного тигля, отношение $x_{SiO} : x_{CO}$ в газовой фазе примерно соответствует равновесным значениям для данного сплава.

В парогазовой фазе, заключенной в объеме реакционного тигля, химические реакции протекают в условиях, близких к равновесным, и концентрации компонентов обусловлены, в основном, термодинамическими факторами (температура, активности компонентов в сосуществующем с парогазовой фазой металлическом расплаве), в связи с чем, даже если принять, что при высоких температурах $a_{SiO2} \approx x_{SiO2}$ и $a_{Fe} \approx x_{Fe}$ концентрация пара кремния тем ниже, чем выше концентрация железа в сплаве. Заметное испарение железа наблюдается лишь при температурах более 3000 К.

Так как при плавке ферросилиция температуры в объеме и на поверхности реакционного тигля ниже, чем при плавке кремния, и процессы испарения протекают менее интенсивно, конденсационные процессы в меньшей степени влияют на выход кремния. Тем не менее процессы испарения кремния и железа и их последующая конденсация оказывают существенное влияние на теплоперенос и являются регуляторами температурного режима плавки.

Полная схема механизма взаимодействий, имеющих место в печной ванне при плавке ферросилиция, представлена на рисунке 2. Цифрами на схеме обозначены номера взаимодействий и процессов в соответствии с их описанием.

1. Первичным физико-химическим процессом, протекающим при наиболее низких температурах (1500–1800 К), является процесс плавления железа и науглероживания его за счет непосредственного контакта с коксом и взаимодействия с газовой фазой.

2. Взаимодействие открытой поверхности углеродистого восстановителя с монооксидом кремния, образовавшемся в зоне высоких температур, осуществляемое при температурах выше 1500 К, скорость и полнота протекания которого зависят от количества восстановителя в шихте, его крупности, пористости, реакционной способности, скорости нагрева реакционных материалов, концентрации монооксида кремния в газовой фазе и других факторов; результатом такого взаимодействия является карбидизация поверхностных слоев кокса (при этом слой карбида при температуре 1973 К за 30 минут проникает внутрь куска восстановителя на глубину 0,04–0,08 мм в плотных материалах (графит, антрацит) и до 1–1,5 мм в древесном угле [3–9]).

3. Твердофазное контактное взаимодействие, происходящее в местах непосредственного контакта кварцита с коксом, результатом которого является газификация диоксида кремния, а при температурах выше 1800 К – образование дефицитного по кислороду кремнекислородного расплава.

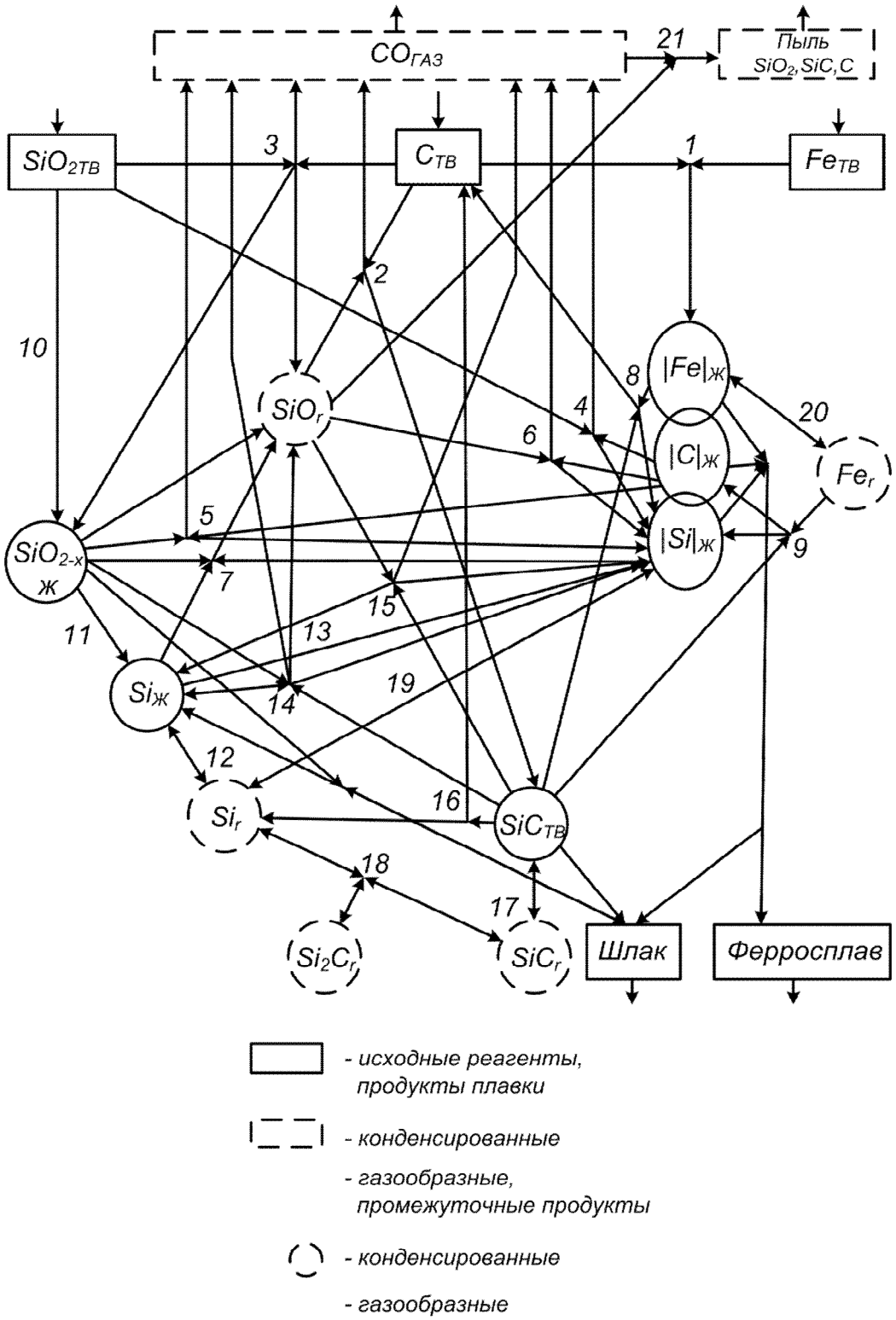


Рисунок 2 – Схема физико-химических взаимодействий при плавке ферросилиция в руднотермической печи

При использовании крупнокусковой шихты это взаимодействие имеет незначительное развитие, тем более что концентрация монооксида кремния в потоке газовой фазы, исходящем из высокотемпературных зон, как правило, выше

равновесной по отношению к реакции газификации, в связи с чем в низкотемпературных зонах эта реакция идет в обратном направлении.

4-5. Контактное взаимодействие углерода, растворенного в металлическом расплаве, с кремнекислородным расплавом или твердым кварцитом, в результате которого уже при низких температурах происходит восстановление кремния с переходом его в металлический расплав.

6. Взаимодействие металлического расплава с монооксидом кремния газовой фазы, в результате которого кремний восстанавливается углеродом расплава и переходит в сплав.

7. Взаимодействие восстановленного кремния с кремнекислородным расплавом с образованием газообразного монооксида.

8-9. Взаимодействие образовавшегося на поверхности кусков кокса карбида кремния с железом расплава (8) и его парами (9), в результате которого происходит разрушение карбида, при этом кремний переходит в расплав, а углерод либо растворяется, если расплав не насыщен углеродом, либо выделяется в свободном виде и в дальнейшем принимает участие в физико-химических процессах..

10. Плавление оксида кремния с переходом его в кремнекислородный расплав.

11-13. Расслоение кремнекислородного расплава с выделением из него расплава, обогащенного примесями (CaO, Al_2O_3 и др.), и жидкого кремния с возможным переходом его в пар (12) и железокремниевый расплав (13).

14. Взаимодействие кремнекислородного расплава с карбидом кремния с образованием кремния, растворяющегося в ферросплаве, и монооксидов кремния и углерода.

15. Взаимодействие монооксида кремния с карбидом, протекающее, в основном, в зоне, прилегающей к поверхности реакционного тигля, и приводящее к образованию кремния, растворяющегося в сплаве.

16. Диссоциация карбида кремния в зоне высоких температур (выше 2800 К) с образованием паров кремния и твердого углерода.

17-18. Испарение карбида кремния с последующим взаимодействием его паров с кремнием и другими компонентами газовой фазы с образованием молекул Si_2C, SiC_2 и др. Эти реакции обратимы и имеют тем меньшее развитие, чем больше железа в сплаве и, соответственно, чем ниже температура в реакционном тигле и чем меньше карбида кремния на его поверхности.

19. Испарение кремния из металлического расплава в подэлектродном пространстве и последующая конденсация пара кремния на стенках реакционного тигля.

20. Испарение железа в зоне электрических дуг и конденсация его паров вблизи поверхности реакционного тигля.

21. Вторичные процессы конденсации монооксида кремния в зоне низких температур.

Таким образом, разработанные схемы физико-химических взаимодействий при плавке ферросилиция и кремния [3] дают возможность делать более кор-

ректные теоретические и практические выводы в плане интерпретации технологических процессов, а так же механизма образования микрокремнезема [5–7].

Выводы.

Предложена схема физико-химических взаимодействий, построенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований, достаточно полно описывающая процессы массопереноса в ванне ферросилициевой печи.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Якушевич Н.Ф. Активность кремния в сплавах Mn–Si–C / Н.Ф. Якушевич, Н.В. Толстогузов, В.Д. Муковкин // Известия вузов. Черная металлургия. – 1969. – № 2. – С. 48–50.

2. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. – 250 с.

3. Якушевич Н.Ф. Физико-химические взаимодействия в руднотермических печах при плавке кремния / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. – № 8. – С. 3–8.

4. Толстогузов Н.В. Механизм восстановления кремния при плавке кремнистых сплавов / Н.В. Толстогузов, Н.Ф. Якушевич, А.М. Январев [и др.] // Сб. науч. трудов: Механизм и кинетика восстановления металлов. – М.: Наука, 1970. – С. 187-191.

5. Якушевич Н.Ф. Механизм межфазных взаимодействий в ванне ферросилициевой печи / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев // Компьютерные методы в управлении электротехнологическими режимами руднотермических печей: Материалы Всероссийского науч.-техн. совещания. – Санкт - Петербург: С-ПтТИ, 1998. – С. 59 – 65.

6. Полях О.А. Физико-химические процессы пылеобразования при выплавке ферросилиция // О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич [и др.]. // Сб. науч. тр.: Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии / СибГИУ. – Новокузнецк, 1999. – Вып. 8. – С. 41-45.

7. Галевский Г.В. Физико-химическая аттестация пылевых выбросов производства кремния высококремнистых ферросплавов / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Коврова [и др.] // Сб. науч. тр.: Вестник горно-металлургической секции АЕН РФ. Отделение металлургии. Вып.1. – Новокузнецк: СибГГМА, 1994. – С. 15-23.

8. Полях О.А. Анализ физико-химических процессов образования и исследование свойств микрокремнезема / О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Москва – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. – Вып. 15. – С. 49–55.

9. Мизин В.Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В.Г. Мизин, Г.В. Серов. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.

УДК 669. 162. 12:622

В.М. Павловец

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ПРИНЦИПЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПОРИСТОСТИ

Показаны возможности структурообразования железорудных окатышей, сформированных с регламентированным распределением пористости. Получено распределение открытых и закрытых пор в объеме окатышей, в зависимости от величины пористости и массовой доли зародышевых центров окатышей.

The possibilities of structure of iron ore pellets formed from the regulated distribution of porosity. The distribution of open and closed pore volume of pellets , depending on the size and porosity of the mass fraction of pellets germinal centers.

Технологическая схема производства железорудных окатышей включает окомкование шихты с получением влажных окатышей на низкотемпературной стадии процесса и упрочняющую термообработку окомкованного сырья на высокотемпературной стадии технологии, после которой получаются окисленные окатыши, пригодные для длительной транспортировки к потребителям и последующей плавки или металлизации. Упрочняющая термообработка окатышей в режимах сушки, подогрева и обжига с использованием 100 % технологического топлива (20-25 $м^3$/т) и 80 % электроэнергии (5-10 кВт/т) осуществляется на обжиговых конвейерных машинах, где и происходит основное структурообразование (формирование пористости, межчастичной минеральной связки и других характеристик). Формирование формы, размеров и характера (открытая, закрытая) пористости в процессе обжига является трудноконтролируемым, поскольку на него накладываются многочисленные сопутствующие физико-химические процессы. Применяя перспективные методы струйного теплосилового воздействия на комкуемую шихту и, придав окомкователю новые функциональные возможности [1-5], можно снизить затраты на тепловую обработку окатышей, увеличить производительность технологических агрегатов и сформировать оптимальную структуру, благоприятную для последующего обжига и заключительной восстановительно-тепловой обработки.

Целью работы является исследование новых принципов структурообразования при формировании окатышей, основанных на струйной теплосиловой обработке влажной шихты на низкотемпературной стадии технологии производства окатышей.

При работе окомкователя по технологии ЗНД (зародышеобразование напылением и доокомкование) [7-10] на днище тарели в рабочей зоне окомкователя из влажной шихты формируется шихтовый гарнисаж (ШГ), который выходит на поверхность холостой зоны в верхней четверти тарели. На гарнисаж напыляется влажная шихта низкотемпературными воздушно-шихтовыми струями (ВШС) и формируется плотный напыленный слой (НС). Напыленный слой шихты вместе с верхней частью гарнисажа, принудительно разделенный на множество зародышевых фрагментов и очищенный до заданной толщины, является шихтовой матрицей для получения зародышей с управляемой структурой. Для получения зародышей на поверхности НС наносят продольные, а затем поперечные разрезы глубиной до 5-10 мм металлическими делителями, установленными в нижней части холостой зоны тарели. Зародыши, сцепленные с гарнисажем, срезаются (очищаются) с его поверхности для получения кусков, близких к сферокубу или сферопризме. Из холостой зоны тарели зародыши поступают в рабочую зону окомкователя, где увлажняются и комкуются влажной шихтой до размеров кондиционных окатышей.

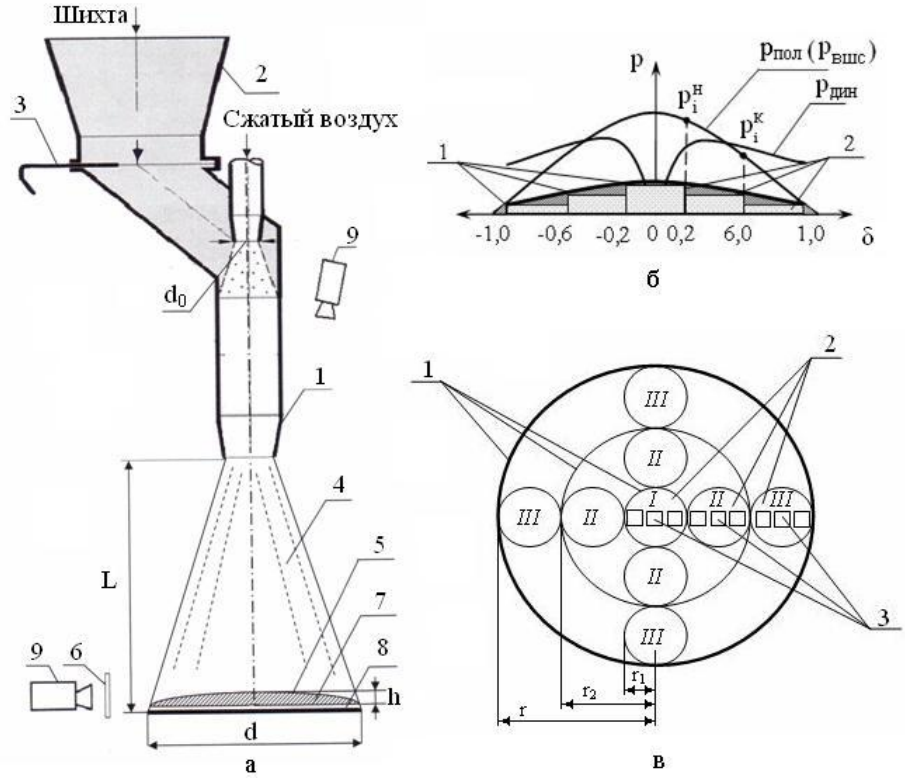
Воздушношихтовая струя формируется в технологическом пространстве между разгрузочным узлом питательного конвейера и днищем окомкователя. В металлургии широко используются многофазные струи, структурно состоящие из потока твердых и (или) жидких частиц, рассредоточенных в потоке высоконапорного газообразного энергоносителя: сжатого или вентиляторного воздуха, острого пара, продуктов факельного сжигания топлива, высокотемпературной плазмы. Трехфазные (твердые частицы, жидкая связка в потоке воздуха) струи применяют для нанесения защитных, теплоизоляционных и упрочняющих покрытий, позволяющих регулировать свойства изделия. Эти технологии позволяют получить плотный напыленный слой твердых частиц на поверхности металлов, футеровок и ограждений без участия механических систем [6]. Достоинство пневмосистем является отсутствие подвижных элементов, надёжность, долговечность, пожаробезопасность, работа без сливных линий, возможность удаления воздуха в атмосферу.

При ударе влажной шихты о гарнисаж её кинетическая энергия трансформируется в энергию формования напыленного слоя, сопровождаемого уплотнением (2400-3600 кг/м^3), упрочнением (до 200 МПа) и частичным обезвоживанием НС. Влажность НС, из которого формируются зародыши, ниже на 0,3-0,7 % влажности загружаемой шихты потока при работе на холодном ($t_в$=20-30 ºС) сжатом воздухе. Использование сжатого воздуха с температурой 140-150 °С позволяет снизить влажность НС на 2,5-3,2 %.

Влажные окатыши по технологии ЗНД (зародышеобразование напылением шихты и доокомкование зародышей) структурно состоят из расположенных в их центре (сердцевине) зародышей влажностью $W_{зр}$=(0,92-0,94)$W_ш$ и плотностью $\rho_{зр}$=2400-3200 кг/м^3 и шихтовой оболочки влажностью $W_{об}$=(1,0-1,1)$W_ш$ (где $W_ш$ – влажность загружаемой шихты, %) и плотностью $\rho_{об}$= 3200-3600 кг/м^3.

Эксперименты проводили на лабораторном окомкователе диам. 0,62 м, работающем с частотой 6 об/мин и наклоненном к горизонту под углом 45 град.

Шихту тейского железорудного концентрата ($d_ч$ = 0,068 мм, $W_ш$ = 8,25 %) расходом 0,01 кг/с напыляли струйным аппаратом (СА) с относительного расстояния L/d_{ca} =5; 10; 15 (где L, d_{ca} – расстояние от среза сопла СА до гарнисажа и диаметр сопла СА, м). Угол атаки СА к гарнисажу составлял 90 град. Схема отбора проб и направление фото - и видеосъемки показаны на рисунке 1.



В позиции а: 1 – струйный аппарат; 2 – бункер шихты; 3 – шибер; 4 – воздушношихтовая струя; 5 – напыленный слой шихты; 6 – защитный стеклянный экран; 7 – контрастная основа; 8 – опора; 9 – видеокамеры

В позиции б и в: 1 – границы зон; 2 – расположение образцов в зонах; 3 – места фотосъемки

Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки для видеосъемки процесса напыления влажной шихты на контрастную поверхность – а, поле давлений струи на поверхности напыленного слоя – б и схема взятия образцов в зонах I - III – в.

Методика отбора проб из НС для анализа пористости образцов подробно описана в работах [10,11]. В первой серии опытов определяли плотность и пористость образцов в зависимости от безразмерного текущего радиуса δ ($\delta=r_i/r$, где r_i – текущее значение радиуса НС; r – радиус НС, м; i – порядковый номер зоны) и параметра L/d_{ca}. Зона I (δ_1= 0-0,2) находилась в центре НС (на оси струи) в круге радиусом r_1.Зона II (δ_2= 0,2-0,6) занимает кольцевое пространство вокруг зоны I, ограниченное радиусом r_1 (внутренний) и r_2 (наружный). Периферийная зона III ограничена кольцом радиусами r_2 и r (δ_3= 0,6-1,0). По-

ристость (открытую $П_{отк}$, закрытую $П_з$ и общую $П_о$, %) определяли по стандартной методике (ГОСТ 25732-88 Методика определения истиной, объемной, насыпной плотности и пористости), дублируя результаты экспериментов. Результаты опытов по первой серии экспериментов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Пористость образцов, вырезанных из НС, после их обжига

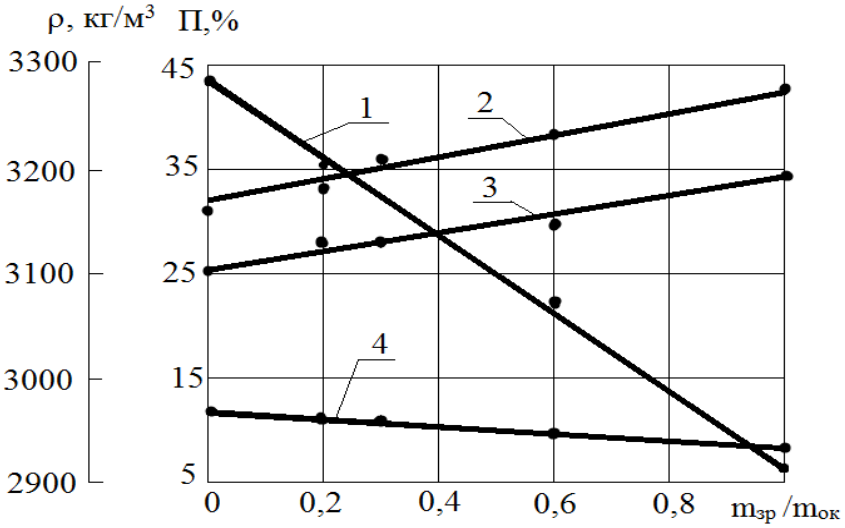
X(R)	Зона НС (δ)	$\rho_{каж}$, кг/м ^{3}	$П_о$, %	$П_{отк}$, %	$П_з$, %
0	0-0,2	3240/2916/2630	34,4/40,1/46,7	24,3/30,4/38,6	10,1/9,7/8,1
	0,2-0,6	3110/2810/2585	37,0/43,1/47,7	26,9/33,6/40,5	10,0/9,5/7,2
	0,6-1,0	2960/2705/2512	40,0/45,2/49,1	30,6/36,2/42,6	9,4/9,0/6,5
0,5	0-0,2	3148/2820/2558	36,2/42,9/48,2	26,0/34,1/40,9	10,2/8,8/7,3
	0,2-0,6	3006/2715/2510	39,1/45,0/49,1	29,9/37,4/42,1	9,2/7,6/7,0
	0,6-1,0	2854/2612/2460	42,2/47,1/50,2	33,1/38,7/43,8	9,1/8,4/6,4
0,9	0-0,2	3105/2770/2522	37,1/43,9/48,9	27,5/36,1/41,8	9,6/7,8/7,1
	0,2-0,6	2954/2665/2480	40,2/46,0/49,8	31,2/38,4/42,8	9,0/7,6/7,0
	0,6-1,0	2802/2586/2426	43,2/47,6/50,9	34,7/41,1/44,7	8,5/6,5/6,2
Примечание: $П_о = (1 - \rho_{каж}/\rho_{ист})100$ %, где $\rho_{ист} = 4936$ кг/м^3. Температура обжига 1200 ^{o}C, время обжига 10 мин. В дроби: $L/d_{са}$ =5; 10; 15. X(R) – радиальная координата тарели окомкователя;					

Во второй серии опытов по вышеприведенной методике получали сферокубические зародыши размерами (высота ребра) 5, 10, 12 мм и средней плотностью 2910 кг/м^3, полученные делением НС в центральной зоне НС. Для этого напыленный слой формировали на тарельчатом окомкователе, напыляя влажную шихту в точку с координатой X(R)=0,5. После чего зародыши доокомковывали в режиме переката до окатышей размером 16 мм, подавая в слой зародышей влажную шихту до массового соотношения «шихта-зародыши», равного 4. Одновременно слой увлажняли тонкораспыленным потоком воды. Полученные окатыши сушили при температуре 300 ^{o}C в течении 15 минут, после чего обжигали при температуре 1200 ^{o}C в течение 10 минут. Исследовали влияние массового соотношения зародыша в окатыше ($m_{зр}/m_{ок}$) на плотность и пористость окатышей. Результаты опытов по второй серии экспериментов представлены на рисунке 2.

Результаты экспериментов показывают (табл.1), что общая и открытая пористость НС возрастают пропорционально увеличению $L/d_{са}$, падению среднего давления ВШС ($Р_{вшс}$) и росту координаты δ в направлении от оси НС к его периферии. Для объяснения полученных результатов провели анализ макроструктуры поверхности свежеполученного НС (рисунок 3).

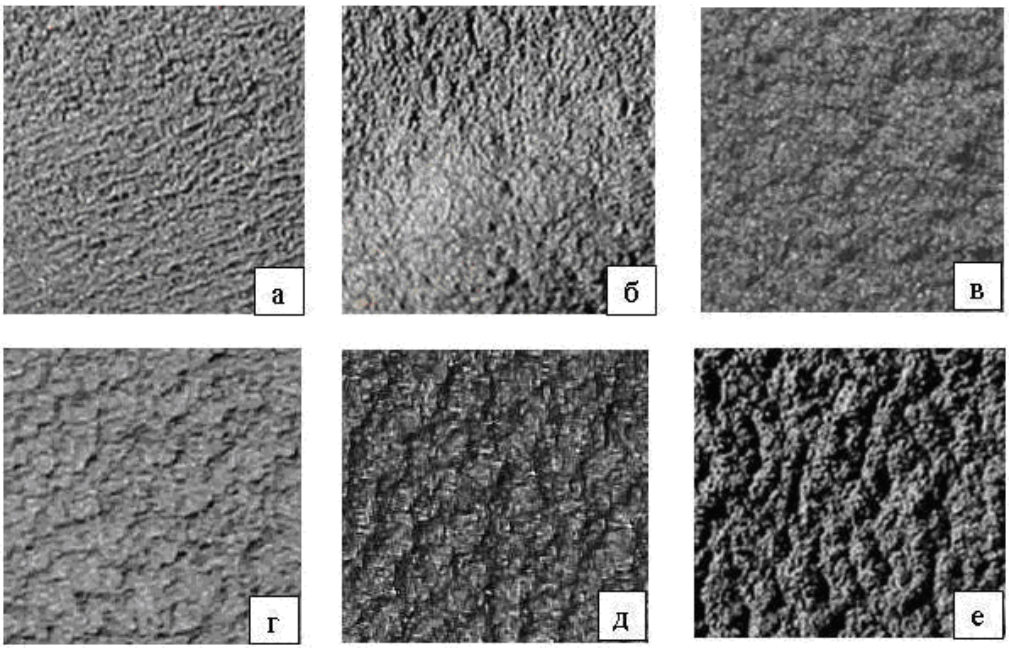
Установили, что в процессе напыления влажной шихты на поверхности НС формируются концентрические извилистые поры, глубина и форма которых зависит от зоны НС, параметра $L/d_{са}$, влажности, расхода шихты и параметров струйного процесса, Формирование этих пор обусловлено сдвиговой деформа-

цией влажной шихты на поверхности НС, которая в свою очередь связана с величиной и характером динамического давления ($Р_{дин}$) воздуха, движущегося на



1 – кажущаяся плотность окатышей, кг/м^3;
2, 3, 4 – общая, открытая и закрытая пористость, %

Рисунок 2 – Зависимость кажущейся плотности и пористости обожженных окатышей от массовой доли зародышей в окатышах



а) шихтовый гарнисаж; б) δ=0; β=90°; в) δ=0,2; β =90°;
г) δ=0,5; β =90°; д) δ=0,5; β =45°; е) δ=0,6; β =45°

Рисунок 3 – Макроструктура напыленного слоя. Увеличение 5 ^{x}

поверхности НС. Как видно (рисунок 1), динамическое давление воздуха меняется от нуля на оси НС до максимального значения в зоне II (δ = 0,3-0,4), после чего падает до минимума в зоне III. При течении воздуха на поверхности НС возникают силы трения, которые приводят в сдвигу сырой массы в радиальном направлении НС и позволяют воздействовать на структуру НС и формировать открытую пористость. Установили, при L/d_{ca} более 20 глубина пор и их извилистость уменьшаются, расстояние между ними возрастает и структурные отличия в зонах НС исчезают. При L/d_{ca} менее 5 указанные поры в зоне I и частично в зоне II визуально не наблюдаются, поскольку при высоких давлениях ВШС влага выжимается на поверхность НС, формируя тонкий слой влагошихтовой пульпы, которая заполняет концентрические поры и разглаживает поверхность НС.

Выводы. Показаны новые принципы структурообразования в процессе получения влажных окатышей за счет использования технологии принудительного зародышеобразования на низкотемпературной стадии производства. В основу принудительного зародышеобразования положен метод внешнего теплосилового напыления влажной железорудной шихты на шихтовый гарнисаж в рабочем пространстве окомкователя, которое позволяет формировать характер и менять величину пористости окатышей. Формирование окатышей с повышенной долей открытой пористости позволяет прогнозировать повышение их реакционной способности при последующей восстановительно-тепловой обработке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент № 2377323 Россия, МКИ[7] С22В 1/24. Способ получения окатышей / В. М. Павловец. – № 20081268894/02. Заявл. 01.07.08; Опубл 27.12.09 Бюл. № 36 // Изобретения. Полезные модели. 2009. – № 36

2. Патент № 2385351 Россия, МКИ[7] С22В 1/24. Способ получения окатышей / В. М. Павловец. – № 20081339095/02. Заявл. 01.10.08; Опубл. 27.03.10 Бюл. № 9 // Изобретения. Полезные модели. 2010. – № 9

3. Патент № 2387720 Россия, МКИ[7] С22В 1/24. Способ подготовки шихты к спеканию / В. М. Павловец. – № 2008151256/02. Заявл. 23.12.08; Опубл. 27.04.10 Бюл. № 12 // Изобретения. Полезные модели. 2010. – № 10

4. Патент № 2390570 Россия, МКИ[7] С22В 1/24. Способ термообработки окатышей / В. М. Павловец. – № 2008139092/02. Заявл. 01.10.08; Опубл. 27.05.10 Бюл. № 15 // Изобретения. Полезные модели. 2010. – № 15

5. Патент № 2402619 Россия, МКИ[7] С22В 1/24. Способ получения окатышей / В. М. Павловец. – № 20091209993/02. Заявл. 02.06.09; Опубл. 27.10.10 Бюл. № 30 // Изобретения. Полезные модели. 2010. – № 30

6. Сизов А. М. Диспергирование расплавов сверхзвуковыми струями / А. М. Сизов. – М.: Металлургия, 1991. – 184 с.

7. Павловец В. М. Принципы организации принудительного зародышеобразования в холостой зоне тарельчатого окомкователя / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 4. – С. 3 – 6.

8. Павловец. В. М. Исследование процесса получения окатышей с использованием принудительного зародышеобразования / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 6. – С. 15 – 20.

9. Павловец В. М. Напыление влажной шихты на железорудные окатыши / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия, 2003. – № 12. – С. 7 – 11.

10. Павловец В. М. Исследование структурных характеристик шихтового покрытия, напыленного на поверхность железорудных материалов / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия, 2004. – № 4. – С. 7 – 12.

11. Павловец В. М. Исследование характеристик шихтового покрытия, напыленного на железорудные материалы низкотемпературными струями сжатого воздуха / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 2. – С. 7 – 12.

УДК 669. 162. 12:622

В.М. Павловец, А.В. Герасимук

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

АНАЛИЗ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЪЕМЕ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПОРИСТОСТИ

Рассчитаны и проанализированы термические напряжения в объеме железорудных окатышей, сформированных с регламентированным распределением пористости. Получены кинетические значения радиальных и тангенциальных термонапряжений в объеме окатышей в зависимости от изменения пористости по сечению окатышей.

Calculated and analyzed the thermal stresses in the volume of iron ore pellets formed from the regulated distribution of porosity. Kinetic values tangential and radial thermal stresses in the bulk of pellets depending upon the porosity changes over the section of the pellets

Расчёт термических напряжений, формируемых нестационарным температурным полем железорудных окатышей, позволяет сравнить их величину с предельными разрушающими нагрузками [1], оценить влияние фазовых переходов на двух- и трёхслойную структуру [2], а в ряде случаев подобрать эффективный режим термообработки [3]. Регламентированное воздействие на структуру окатышей с помощью методов теплосилового напыления влажной шихты в про-

цессе их формообразования позволяет целенаправленно влиять на характер пористости и её распределение по сечению окатышей [4-7]. Это, в свою очередь, способно изменить термонапряженное состояние спекаемых окатышей в процессе обжига и воздействовать на технологический режим их производства. Поэтому оценка роли термических напряжений в формировании железорудных окатышей на начальных стадиях спекания и выбор технологического маршрута с учетом термонапряженного состояния последних также представляет практический интерес.

Целью работы является анализ роли термических напряжений, возникающих в объёме нагреваемых окатышей, сформированных с регламентированным распределением пористости по его сечению, в активации режима спекания железорудных окатышей.

Для расчётов термических напряжений в объеме спекаемых окатышей использовали три типа окатышей (рисунок 1).

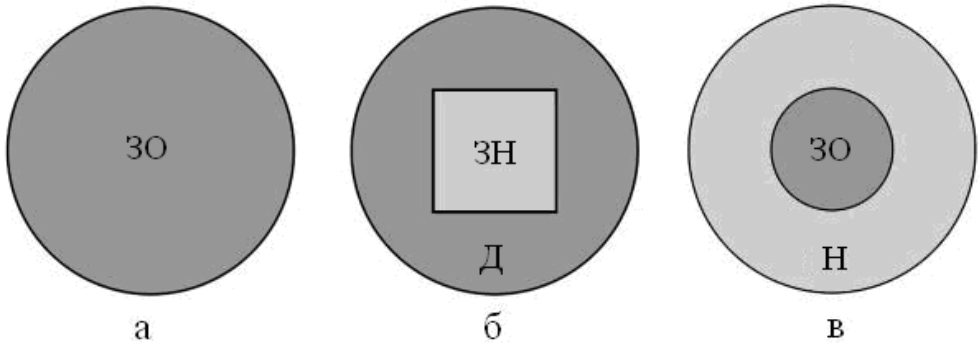


Рисунок 1 – Схематическое изображение окатышей, полученных по технологии ЗО (а), ЗНД (б), ЗОН (в). Индекс З означает зародышеобразование, О – окомкование, Н – напыление, Д – доокомкование

Окатыши первого типа (рисунок 1, а), которые использовались для сравнительной оценки термонапряженного состояния, были сформированы по технологии (ЗО), реализованной в настоящее время в промышленности на основе капельного зародышеобразования и окомкования зародышей в режиме переката [8-10]. Условно считали, что для окатышей этого типа характерно равномерное распределение пористости по сечению окатышей, включая зародышевый центр и оболочку. Окатыши второго типа (рисунок 1, б) были сформированы по технологии принудительного зародышеобразования ЗНД (зародышеобразование напылением и доокомкование зародышей) [4-7]. Процесс получения сырых железорудных окатышей по технологии ЗНД включает две основные стадии: принудительное зародышеобразование и формирование оболочки окатыша доокомкованием зародыша в режиме переката. В окатышах этого типа, технология получения которых была отработана в лабораторных условиях, зародыши были сформированы напылением шихты на гарнисаж окомкователя с последующим делением плотного напылённого слоя шихты на мерные зародышевые фрагменты. Принудительное зародышеобразование – это независимое формообразование влажной шихты, осуществляемое теплосиловым напылением материала

сжатым воздухом на шихтовый гарнисаж в холостой (незанятой материалом) зоне окомкователя с последующим делением напыленного слоя (НС) шихты на зародыши независимо от процессов, протекающих в слое комкуемых материалов. Технология ЗНД позволяет реально менять относительную пористость зародышей Θзр от 0,2 до 0,6 и массовую долю зародыша в окатыше η (η=mзр/mок, где mзр – масса зародыша, г; mок – масса окатыша, г) от 0 до 1. В производственных условиях относительную пористость оболочки Θоб окатышей, полученной доокомкованием в режиме переката, менять достаточно сложно. Поэтому в расчётах её величину условно приняли постоянной Θоб = 0,3. Окатыши третьего типа (рисунок 1, в) были сформированы по технологии ЗОН [3, 7]. Согласно этой технологии зародышами могут быть окатыши некондиционных размеров диаметром от 1 до 14 мм, полученные окомкованием влажной шихты в режиме переката. Массовая доля зародышей этого типа окатышей способна так же изменяться от 0 до 1, но пористость условно остаётся постоянной и равной $\Theta_{зр} = 0,3$. Оболочку окатышей, сформированной по технологии ЗОН, получают теплосиловым напылением влажной шихты на поверхность перекатывающихся окатышей. Напыление позволяет менять относительную пористость напыляемой оболочки от 0,2 до 0,6. Для окатышей технологий ЗНД и ЗОН оценивалось влияние напыленной массы на термонапряженное состояние окатышей.

Величину термических напряжений в объеме окатыша можно найти на основе решения задачи о нагреве пористой сферы в среде с постоянной температурой при граничных условиях III рода. Возникающие вследствие температурной неравномерности радиальные σ_r и тангенциальные σ_τ напряжения рассчитывали по следующим уравнениям [11]:

$$\sigma_r = 4\mu\alpha\,(3\alpha + 2\mu)\,(I_1 - \{I_2/\rho^3\}) / (\lambda + 2\mu) \qquad (1)$$

$$\sigma_\tau = 2\mu\alpha\,(3\alpha + 3\mu)\,(\{I_2/\rho^3\} + 2I_1 - T) / (\lambda + 2\mu) \qquad (2)$$

где α – коэффициент линейного термического расширения; Для магнетита $\alpha = 8,5 \cdot 10^{-6}\ K^{-1}$ [12]; μ, λ – постоянные Ламе. Их определяли по нижеприведенным выражениям:

$$\mu = E / [2(1+\nu)]:\ \lambda = E\,\nu / [(1+\nu)\,(1-2\nu)];$$

где E – модуль Юнга пористого материала; ν – коэффициент Пуассона, равный для магнетита 0,23 [12]. T – текущая температура окатыша, °C; I_1, I_2 – среднеинтегральные температуры окатыша, °C. Их вычисляли по выражениям:

$$I_1 = \int_0^1 T\cdot\rho^2\,d\rho = (T_c/3) - (T_c - T_0)\sum_{n=1}^{\infty} B_n\,(Fo)\sin\mu_n\,(1-\mu_n\cdot ctg\,\mu_n); \qquad (3)$$

$$I_1 = \int_0^\rho T\cdot\rho^2\,d\rho = (\rho^3\cdot T_c/3) - (T_c - T_0)\sum_{n=1}^{\infty} B_n(Fo)\cdot\sin(\mu_n\cdot\rho)\cdot[1-\mu_n\cdot\rho\ ctg(\mu_n\cdot\rho)]; \qquad (4)$$

Текущую температуру по радиусу пористой сферы определяли по следующему выражению [13]:

$$T = T_0 + (T_c - T_0)[1 - \sum_{n=1}^{\infty}\,(A_n\cdot\sin\mu_n\cdot\rho\cdot\exp(-\mu_n^2\cdot Fo))/(\mu_n\cdot\rho)]; \qquad (5)$$

где μ_n, A_n – коэффициенты, зависящие от числа Био [13]; $Fo = a\cdot\tau / R^2$ – число Фурье, имеющее смысл приведенного времени; T_0 – начальная температура ма-

териала; T_c – температура греющей среды; $\rho = r/R$ – относительный радиус окатыша; B_n (Fo) – комплекс, вычисляемый по выражению: B_n (Fo) = A_n exp ($-\mu_n^2 \cdot$ Fo) / μ_n^3.

Модуль Юнга для пористого шара определяли с учетом его пористости на основании данных работы [14]:

$$E = 12E_0(1 - \Theta_{ок})^3/(4 - 3\Theta_{ок}); \quad (6)$$

где $Å_0$ – модуль Юнга беспористого материала. Для магнетита $E_0 = 10^5$ МПа; $\Theta_{ок}$ – относительная пористость железорудных окатышей. Она зависит от пористости зародыша и пористости оболочки и ее рассчитывали по выражению:

$$\Theta_{ок}=(\Theta_{зр}\cdot m_{зр} + \Theta_{об}\cdot m_{об}) / m_{зр} + m_{об} = (\Theta_{зр}\cdot m_{зр} + \Theta_{об}\cdot(m_{ок} - m_{зр}))/m_{ок} = \Theta_{зр}\,\eta + \Theta_{об}\,(1 - \eta), \quad (7)$$

В расчётах учитывали, что для технологий ЗНД пористость зародышей выше пористости оболочки, а для технологии ЗОН пористость зародышей ниже пористости оболочки и изменяется по координате ρ ступенчато на границе раздела.

Среднеквадратичные термические напряжения, обусловливающие сдвиговую деформацию, рассчитали по уравнению:

$$\sigma = \{[(\sigma_r^2 + \sigma_\tau^2 - \sigma_r\cdot\sigma_\tau) + (\Theta_{ок}(\sigma_r + \sigma_\tau)^2)/(4(1 - \Theta_{ок}))]/(1 - \Theta_{ок})^3\}^{0,5}. \quad (8)$$

На рисунках 2-5 представлены результаты расчетов по вышеприведенным выражениям, выполненные при следующих условиях T_c=1300 ^{0}C; T_0=500 ^{0}C, $Bi = 1,0$ и $Fo = 0,1$.

Как следует из анализа расчетных данных радиальные термонапряжения для всех видов окатышей по характеру являются растягивающими, снижаясь от максимального значения в центре шара и до нуля на его поверхности (рисунок 2). Для технологий ЗНД и ЗОН σ_r очень близки. В сечении $\rho = 0$ σ_r = 117 МПа (ЗНД), σ_τ = 125 МПа (ЗОН). Тангенциальные термонапряжения по сечению шара больше радиальных, лишь во внутренних слоях шара они примерно равны радиальным и уменьшаются до нуля в сечении, равном ρ = 0,72. С увеличением ρ от 0,72 до 1,0 они меняют знак и становятся сжимающими. Причем в сечении окатышей, ограниченном интервалом ρ =0-0,72, у окатышей технологии ЗОН σ_τ выше, чем σ_τ окатышей технологии ЗНД. В сечении ρ =0,72-1,0, напротив, у окатышей технологии ЗОН σ_τ ниже, чем σ_τ окатышей технологии ЗНД, но численные значения термонапряжений относительно близки.

Среднеквадратичные напряжения являются результирующими, и их величина не зависит от характера σ_r и σ_τ. Можно заметить, что максимальные значения σ достигаются в центре и на поверхности шара, а минимальные в сечении ρ = 0,72, что объясняется знакопеременной величиной радиальных напряжений. Поскольку с увеличением времени разность температур поверхность - центр шара уменьшается, то снижается и величина σ (рисунок 2, б). По этой же причине (изменение ΔT) возрастают значения σ с увеличением $Âi$.

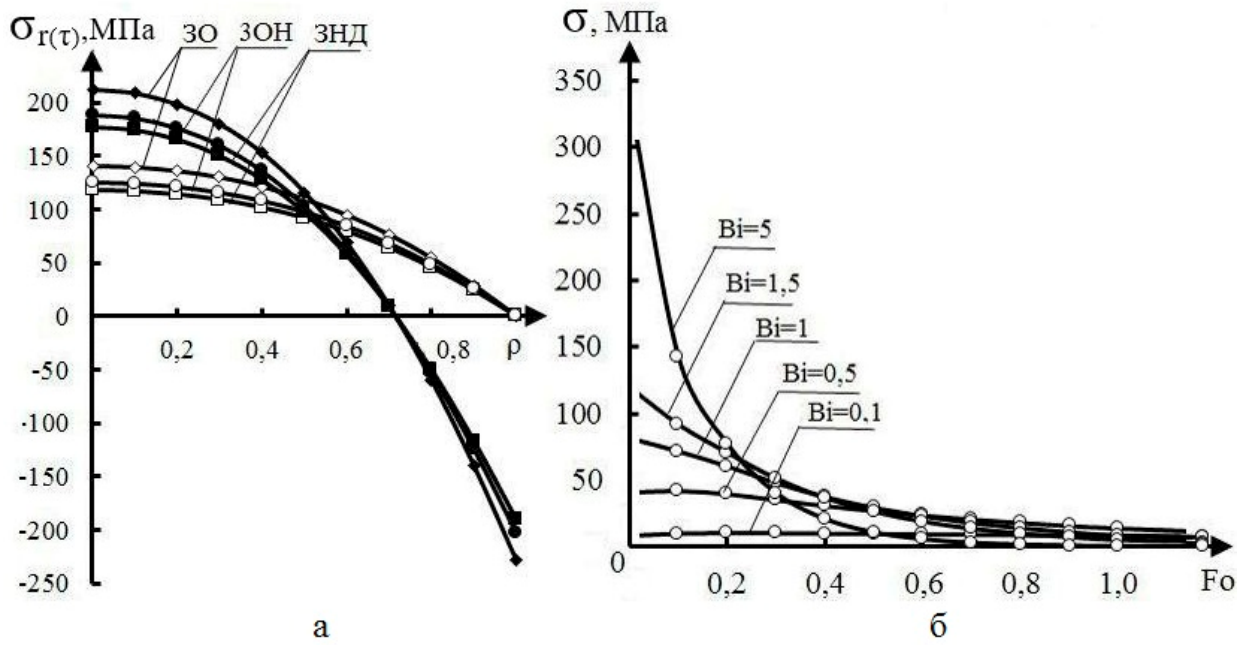


Рисунок 2 – Распределение радиальных σ_r, тангенциальных σ_τ термических напряжений по сечению шара (а) и изменение среднеквадратичных термонапряжений σ в процессе нагрева (б). В позиции (а) приведены данные для технологии ЗО Θ = 0,2; для ЗНД $\Theta_{зр}$ = 0,3, $\Theta_{об}$ = 0,2; для ЗОН $\Theta_{зр}$ = 0,2, $\Theta_{об}$ = 0,3, η = 0,6, ♦,●, ■ – σ_τ; ◊, ○, □ – σ_r. В позиции (б) представлены расчетные данные для технологий ЗО, ЗОН, ЗНД, ρ = 0,6, η = 0,6

Расчеты показывают, что в окатышах полученных по технологии ЗО, при равных тепловых условиях развиваются максимальные термонапряжения (рисунки 2, 3). Окатыши, сформированные по технологиям ЗОН и ЗНД, во всех случаях подвержены меньшим значениям термонапряжений. Причем у окатышей, окомкованных по технологии ЗО, величина σ может превышать σ окатышей, полученных по технологии ЗОН и ЗНД, почти в 2 раза. Характер изменения термонапряжений и их величина в зависимости от η (рисунок 4, а) показывает, что при η=0-0,5 минимальная величина σ (100-120 МПа) сформирована у окатышей технологии ЗОН. При η>0,5 и до η=1,0 характер термонапряжений меняется практически зеркально и минимальное значение получено у окатышей технологии ЗНД. Это обусловлено величиной и характером изменения пористости по сечению окатышей, изготовленных по технологиям ЗОН и ЗНД (рисунок 4, б). При этом зависимость σ от $\Theta_{ок}$ показывает почти линейное убывание термонапряжений с ростом общей пористости (рисунок 5). Расчеты предполагали, что технология напыления шихты направлена на снижение пористости окатыша в зародыше (ЗНД), либо в его оболочке (ЗОН). Поэтому увеличение доли напыленной массы для технологий ЗНД и ЗОН повышает общую пористость окатышей (рисунок 4, б, 5). Согласно этому величина термических напряжений будет в общем случае уменьшаться: для окатышей технологии ЗНД с уровня 160 МПа до 100 МПа при росте η от 0 до 1, а для окатышей технологии ЗОН с уменьшением η от 1 до 0.

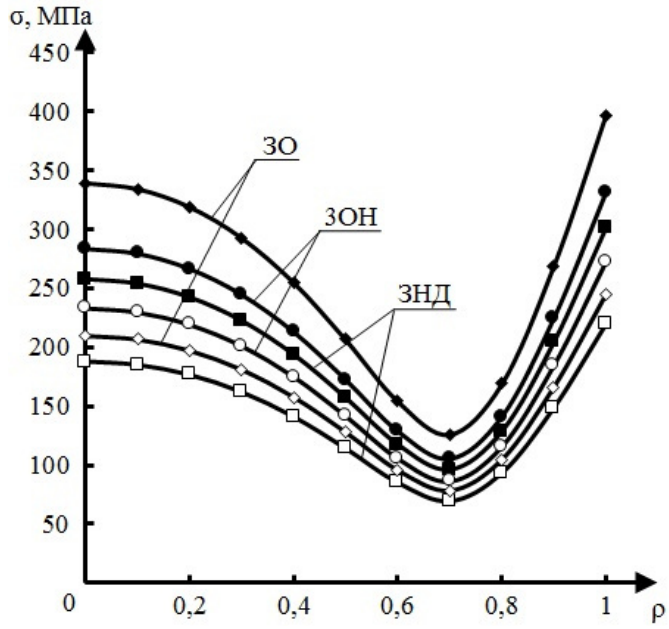


Рисунок 3 – Распределение суммарных термонапряжений по сечению окатышей, полученных по технологиям: ЗО (♦ – $\theta_{ОК}$ = 0,2; ◊ – $\theta_{ОК}$ = 0,35), ЗОН (● – $\theta_{ЗР}$ = 0,2, $\theta_{ОБ}$ = 0,35, ○ – $\theta_{ЗР}$=0,2, $\theta_{ОБ}$ = 0,5), ЗНД (■ – $\theta_{ЗР}$ = 0,35, $\theta_{ОБ}$=0,2, □ – $\theta_{ЗР}$ = 0,5, $\theta_{ОБ}$ = 0,2), η = 0,6

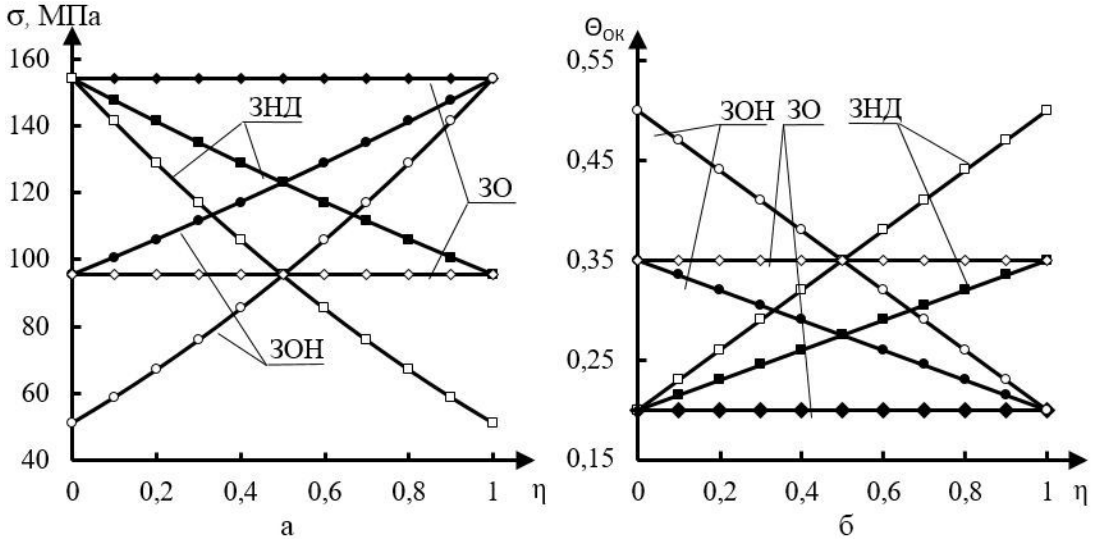


Рисунок 4 – Зависимость суммарных термонапряжений (а) и общей пористости (б) от массовой доли зародыша в окатышах, полученных по технологиям: ЗО (♦ – $\theta_{ОК}$ = 0,2; ◊ – $\theta_{ОК}$ = 0,35), ЗОН (● – $\theta_{ЗР}$ = 0,2, $\theta_{ОБ}$ = 0,35, ○ – $\theta_{ЗР}$ = 0,2, $\theta_{ОБ}$ = 0,5), ЗНД (■ – $\theta_{ЗР}$ = 0,35, $\theta_{ОБ}$ = 0,2, □ – $\theta_{ЗР}$ = 0,5, $\theta_{ОБ}$ = 0,2), ρ = 0,6

Уровень снижения σ можно обеспечить до 50 МПа при $\theta_{ОБ} = 0,5$. Причем в технологии ЗО пористость окатышей всегда ниже. Зависимость суммарных термонапряжений от общей пористости показывает уменьшение их значений для окатышей, полученных по любой технологии (рисунок 5).

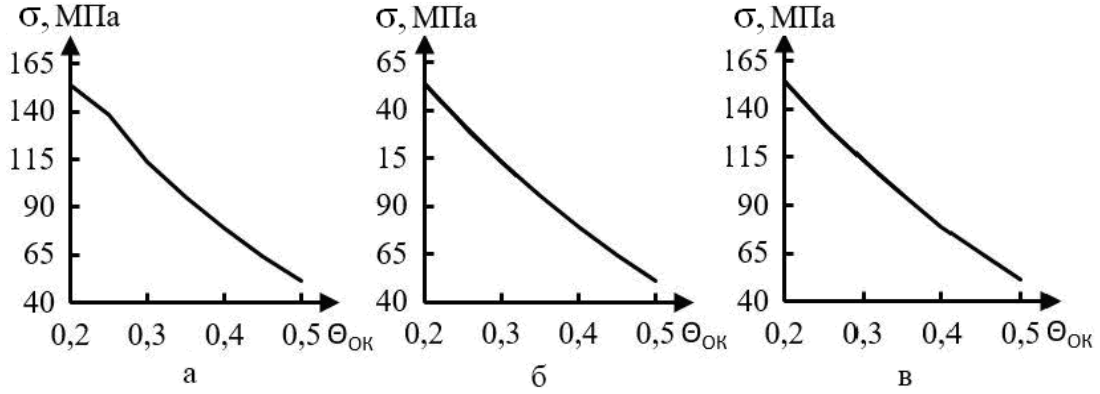


Рисунок 5 – Зависимость суммарных термонапряжений от общей пористости окатышей, полученных по технологиям ЗО (а), ЗНД (б), ЗОН (в) при $\eta = 0 - 1$, $\theta_{ЗР} = 0,2 - 0,5$, $\theta_{ОБ} = 0,2 - 0,5$, $\rho = 0,6$. Полиномиальные уравнения зависимостей σ от $\theta_{ОК}$ для окатышей, полученных по технологиям ЗО, ЗНД, ЗОН представлены ниже: $\sigma = 1254,7\ \Theta_{ок}^3 - 989,47\ \Theta_{ок}^2 - 142,12\ \Theta_{ок} + 213,38$ (ЗО),

$\sigma = -9,5715\ \Theta_{ок}^3 + 338,8\ \Theta_{ок}^2 - 576,92\ \Theta_{ок} + 256,23$ (ЗОН), $\sigma = -10,15\ \Theta_{ок}^3 + 339,24\ \Theta_{ок}^2 - 577,03\ \Theta_{ок} + 256,24$ (ЗНД).

Возможности окатышей каждой технологии релаксировать возникающие термонапряжения можно оценить с помощью анализа прочностного состояния тела, температурного поля окатыша и его интенсивности нагрева в зародыше и оболочке. Учитывая связь термонапряжений с прочностным состоянием тела, можно прогнозировать, что окатыши технологии ЗНД способны выдержать более высокую нагрузку, поскольку пористый и менее прочный зародыш равномерно зажат плотной оболочкой. В технологии ЗОН, напротив, плотный зародыш окружен более рыхлой и менее плотной оболочкой, которая теоретически способна разупрочниться в большей степени, даже в отсутствии термонапряжений. Этот вывод сделан в предположении того, что разрушающие или истирающие усилия действуют в первую очередь на поверхностный (оболочку) слой окатыша. При этом у окатышей технологии ЗОН на поверхности уровень термонапряжений существенно ниже, чем в центре, так как $\Theta_{об} > \Theta_{зр}$. Оболочка окатыша технологии ЗНД способна теоретически выдержать большие усилия, поскольку $\Theta_{об} < \Theta_{зр}$. Однако в оболочке окатышей термонапряжения (σ_i =160 МПа) существенно выше, чем в зародышевой части окатыша (σ_i =60-100 МПа) (рисунок 4, а). Поэтому возможности неразрушающей релаксации термонапряжений в оболочке окатышей технологий ЗНД и ЗОН примерно равноценны.

Учитывая, что температурное поле окатышей и термическая массивность тела в начальном периоде термообработки зависят от пористости зародыша и

оболочки окатыша, выполнили расчеты числа Bi (Bi = αS/λ, где α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м^2·К); S – глубина прогрева, равная радиусу окатыша, м; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)), для окатышей технологий ЗНД и ЗОН.

Коэффициент теплопроводности вычислили по выражению:

$$\lambda = \lambda_0 - K \cdot \Theta_{ок},$$

где λ_0, К – опытные константы. λ_0=1,73; К=2,64.

Рассчитанные величины чисел Bi для α = 150 Вт/(м^2·К) и S = 0,008 м приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Теплофизические свойства окатышей

Теплофизические свойства окатышей	η		
	0	0,5	1,0
λ, Вт/(м·К)	1,2/0,8	1,0/1,0	0,8/1,2
Bi	1,0/1,5	1,2/1,2	1,5/1,0
Примечание: числитель – окатыши технологии ЗНД, знаменатель – окатыши технологии ЗОН			

В технологии ЗНД с ростом доли более пористого и менее теплопроводного зародыша термическая массивность окатыша повышается по числу Био с 1,0 до 1,5. В технологии ЗОН вывод аналогичный – с увеличением доли напыленной массы (η уменьшается с 1,0 до 0) термическая массивность пористой сферы также возрастает. Вопрос о том, в какой части окатыша – в центре или на поверхности должна быть более высокая интенсивность нагрева, является оценочным. Если учесть значительную температурную разность по сечению окатыша, то более высокую интенсивность нагрева целесообразно формировать в центральной части окатыша, где $t_{зр} < t_{об}$. Этому условию удовлетворяют окатыши, полученные по технологии ЗНД, в которых η>0,5.

Силы, ответственные за термонапряженное состояние окатышей, можно сравнить с капиллярными силами, действующими на частицы в ходе термообработки. Величина этих сил зависит от влажности материала. Поэтому, если окатыши имеют остаточную влажность, что теоретически возможно для центральных (зародышевых) слоев технология ЗОН и ЗО, то это может осложнить термонапряженное состояние пористого тела [3]. Для сравнения термических напряжений с напряжениями Лапласа рассчитывали среднеквадратичные сдвиговые напряжения, вызываемые в пористом шаре капиллярными силами, по выражению [1]:

$$\sigma^{п}_{i} = 4{,}5\ \gamma_{п}\ \Theta_{ок}^{\ 0{,}5} / r_{о}, \qquad (9)$$

где $\gamma_{п}$ – поверхностная энергия, Дж/м^2; $r_{о}$ – средний размер частиц, м;

Величина $\sigma^{п}_{i}$ для окатышей, изготовленных из качканарского железорудного концентрата ($\gamma_{п}$ = 1,01 Дж/м^2 [16]), Θ = 0,30 и $r_{о}$ = 0,074 мм) равна 0,33 МПа. Прочность на сжатие полностью сухих железорудных образцов, полученных по технологиям ЗНД, ЗОН, ЗОНД, не превышает 0,8-1,0 МПа (прочность окатышей

для этой нагрузки составляет 40-50 Н/окат.). По характеру действия $\sigma^{п}_{i}$ являются контактными напряжениями, развивающимися в железорудном окатыше за счет межчастичных сил взаимодействия, которые обеспечивают прочность окатышей перед спеканием.

Расчет σ для окатышей, нагреваемых от температур конца сушки (500 ^{0}C) до температур подогрева и обжига (1000, 1100, 1200, 1300 ^{0}C), приведенный на рисунках 2-5, показал, что величина σ в начале нагрева (Fo = 0,1) на оси шара для Bi = 1,0 многократно превышает значение $\sigma^{п}_{i}$. Причем железорудные окатыши не разрушаются в ходе интенсивного нагрева, о чем свидетельствуют как модельные эксперименты [3], так и промышленные исследования [8-10], указывающие на допустимость обжига окатышей с высокой скоростью нагрева в начальной стадии спекания.

В интервале температур от конца сушки (450-500 ^{o}C) до температур начала спекания (850-920 ^{o}C) прочность окатыша обеспечивается слабыми коагуляционными силами и силами межчастичного взаимодействия [3,16]. Поскольку частицы пористого объема произвольно расположены в пространстве, то приложение усилий от термонапряжений может происходить не обязательно по нормали к поверхности, проходящей через центр тяжести частицы, а в произвольной точке. В результате этого создается момент сил, способный повернуть частицу на определенный угол. При достижении определенного энергетического уровня системы в контактах частиц начинается пластическое течение вещества и образование расплава, в результате чего создаются условия для релаксации термических напряжений и активированного скольжения частиц по поверхности друг друга. Микродеформация межчастичных контактов приводит к релаксации термонапряжений, но частицы не выходят из зоны действия сил механического взаимодействия $\sigma^{п}_{i}$ и нарушения межчастичных связей не происходит. Результатом приложения сил от действующих термонапряжений является активно проходящая усадка и уплотнение в период нагрева железорудных окатышей. При дальнейшем нагреве термонапряжения способны усилить пластическую деформацию перегретых межчастичных контактов и изменить структуру поверхности частиц, повышая ее дефектность и искаженность, что еще в большей степени удаляет порошковую систему от термодинамического равновесия.

Выводы. В работе выполнена сравнительная оценка термических напряжений, возникающих в объёме нагреваемых окатышей, сформированных с регламентированным распределением пористости по его сечению, и разработаны рекомендации по совершенствованию теплового режима обжига окатышей. Анализируя температурное поле и термонапряженное состояние окатыша в зародыше и оболочке, пришли к выводу о предпочтении окатышей технологии ЗНД, в структуре которых сформирован пористый зародыш с $\eta>0,5$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ярошенко Ю. Г. Термонапряженное состояние железорудных окатышей в начальной стадии спекания / Ю. Г. Ярошенко [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 1987. – № 10. – С. 102 – 105.

2. Меламуд С.Г., Методика расчета напряжений в обожженных железорудных окатышах при их охлаждении / С.Г. Меламуд, Б.П. Юрьев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2015. – № 12. – С. 10 – 15.

3. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд / В.М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.

4. Павловец В.М. Принципы организации принудительного зародышеобразования в холостой зоне тарельчатого окомкователя / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 4. – С. 3 – 6.

5. Павловец В.М. Исследование теплосиловых режимов напыления влажной шихты, предназначенных для принудительного зародышеобразования / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 6. – С. 9 – 13.

6. Павловец. В.М. Исследование процесса получения влажных окатышей с использованием принудительного зародышеобразования / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 6. – С. 15 – 20.

7. Павловец В.М. Сравнение способов получения комбинированных окатышей путем напыления шихты низкотемпературными струями сжатого воздуха / В. М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 11 – 17.

8. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей / Ю. С. Юсфин [и др.]. – М.:Металлургия, 1994. – 240 с.

9. Ручкин И.Е. Производство железорудных окатышей / Ручкин И. Е. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.

10. Маерчак Ш. Производство окатышей / Маерчак Ш. – М.: Металлургия, 1982. – 232 с.

11. Боли Э. Теория температурных напряжений / Э. Боли, Д. Уэйнер. – М.: Мир, 1964. – 518 с.

12. Мельникова И. В. Справочник (кадастр) физических свойств горных пород / И. В. Мельникова. – М.: Недра, 1975. – 279 с.

13. Лыков А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: Высшая школа, 1967. – 599 с.

14. Тучинский Л. И. Пластическая релаксация термических напряжений в неизотермических условиях / Л. И. Тучинский // Порошковая металлургия. – 1982. – № 11. – С. 24 – 29.

15. Скороход В. В. Условия пластичности пористых тел / В. В. Скороход // Порошковая металлургия. – 1978. – № 11. – С. 83 – 87.

16. Урусов В. С. Энергетическая кристаллохимия / В. С. Урусов. – М.: Наука, 1975. – 335 с.

УДК 669.15-198

Н.Ф. Якушевич, А.А. Максимов*, А.Ю. Пронякин*, О.А. Полях

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

* ОАО Кузнецкие ферросплавы, г. Новокузнецк

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

На основе анализа диаграмм состояния систем Fe–Si и Fe–Si–Al рассмотрены процессы кристаллизации и твердофазных превращений в сплавах ФС-75, ФС-65, ФС-45 и влияние примесей (алюминия) на возможность рассыпания сплавов. Показано, что механизмы кристаллизации расплавов разных составов отличаются весьма существенно, как по химизму процесса, так и по количеству и составу продуктов кристаллизации. Процесс рассыпания ферросилиция зависит от многих факторов: состав сплава, степень перегрева, скорость охлаждения, завершенность твердофазных реакций и т.д.

On the basis of the analysis of charts of a condition of the Fe-Si and Fe-Si-Al systems processes of crystallization and solid-phase transformations in alloys of FS-75, FS-65, FS-45 and influence of impurity (aluminum) on a possibility of dispersal of alloys are considered. It is shown that mechanisms of crystallization of fusions of different structures differ very significantly, both on chemism of process, and by quantity and structure of products of crystallization. Process of dispersal of ferrosilicium depends on many factors: structure of an alloy, overheat degree, cooling speed, completeness of solid-phase reactions, etc.

Явление рассыпаемости слитков ферросилиция приводит к снижению выхода кондиционных товарных сортов ферросилиция, сопровождается выделением ядовитых и в определенных условиях пожароопасных и взрывоопасных газов [1]. Основными причинами этого явления считается возникновение термических напряжений при полиморфном превращении лебоита, сопровождающимся значительным увеличением объема ($\Delta V \approx 17$ %), влиянием примесей (Al, Ca, As, P, S) на образование в процессе кристаллизации легкоплавких многокомпонентных эвтектик, располагающихся по границам зерен кремния и силицидов железа и образующих с целевыми компонентами сплава (Fe, Si, C) сложные химические соединения (карбиды, фосфиды, арсениды, сульфиды), взаимодействующие с влагой воздуха с образованием гидратов ($Ca(OH)_2$, $Al(OH)_3$) и газообразных соединений (PH_3, AsH_3, H_2S, C_2H_2) [2, 3].

Результаты и всестороннее рассмотрение вопроса

Более подробный анализ процессов кристаллизации и твердофазных превращений можно сделать на основе современных диаграмм состояния (Fe–Si, Fe–Si–Al и др.) [2, 4, 5]. Фрагмент диаграммы состояния Fe-Si в интервале концентраций 33–100 % масс. Si представлен на рисунке 1.

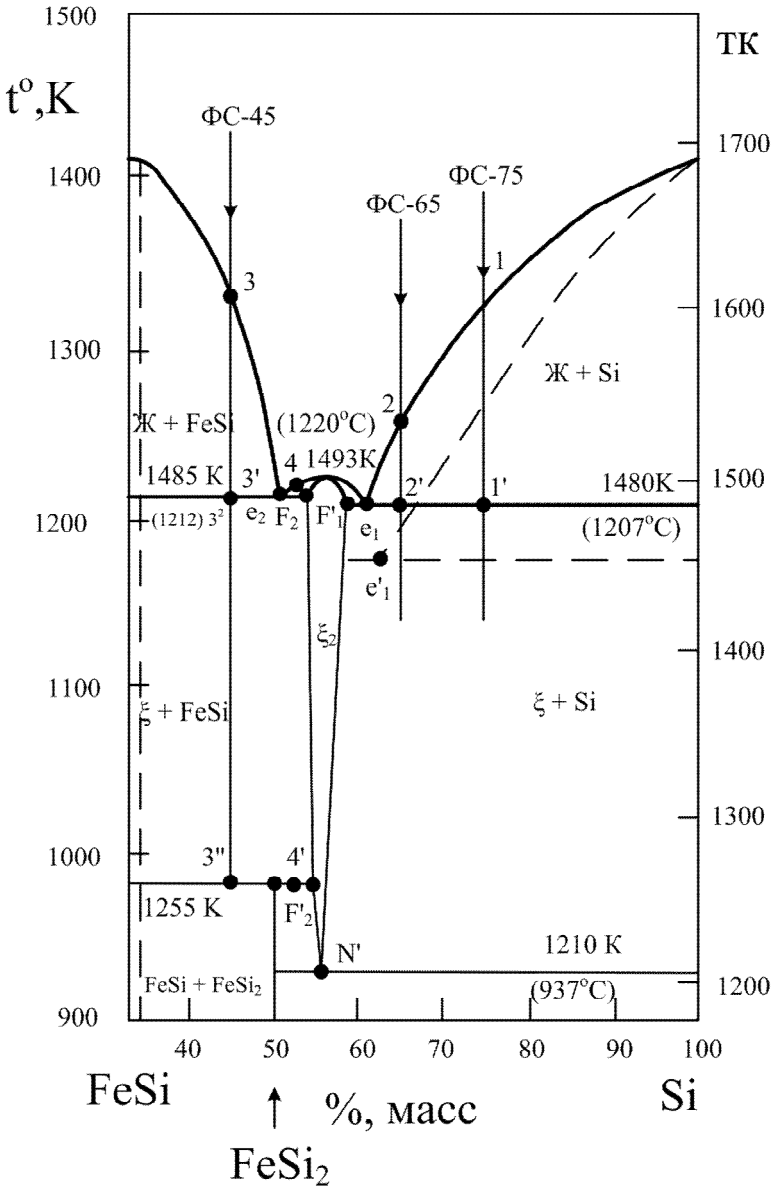


Рисунок 1 – Фрагмент диаграммы состояния Fe-Si

В диапазоне концентраций кремния 33,3–50,1 % масс. при охлаждении кристаллизуется моносилицид железа FeSi, в интервале концентраций кремния 61–100 % масс. при первичной кристаллизации выделяются кристаллы кремния, в промежуточном интервале концентраций 50,1–61 % масс. Si из жидкой фазы при охлаждении выделяется лебоит – ξ фаза $FeSi_{2,33}$, плавящаяся конгруентно при 1493 К. Плотность лебоита 5,06 г/см^3. В твердом виде образует он растворы с кремнием и моносилицидом, область которых сужается до нулевых значений

при 1210 К. С кремнием и моносилицидом лебоит образует эвтектики – e_1 (1480 К, 61 % масс. Si) и e_2 (1485 К, 50 % масс. Si). Состав лебоита, соответствующий точке конгруентного плавления (1493 К, 55 % масс. Si), идентифицируется как $FeSi_{2,33}$, однако, учитывая нестехиометричность растворов, его представляют как фазу $FeSi_2$, дефицитную по содержанию железа $Fe_xSi_{2,33}$ (x=0,77–0,87). Лебоит участвует в двух эвтектических реакциях:

$$Ж_{e_1} \rightleftarrows Si + \xi \quad (1480\ К), \tag{1}$$

$$Ж_{e_2} \rightleftarrows FeSi + \xi \quad (1485\ К). \tag{2}$$

При x_{Fe}=0,77–0,82 из пересыщенного по кремнию раствора лебоита при охлаждении от 1480 до 1210 К выделяются кристаллы кремния:

$$\xi_{x_{Fe}=0,77} \rightarrow Si + \xi_{x_{Fe}=0,82}. \tag{3}$$

При 1210 К лебоит распадается по перитектоидной реакции с образованием стехиометрического дисилицида $FeSi_2$ и кремния:

$$\xi_{x_{Fe}=0,82} \rightarrow FeSi_2 + Si. \tag{4}$$

Это превращение протекает с увеличением объема (до 17 %) и является одной из основных причин рассыпаемости сплавов с содержанием кремния 65 % масс. и более. Так как в этих сплавах лебоит образуется в процессе кристаллизации эвтектики e_1 в виде мелкодисперсной эвтектической смеси (ξ+Si), а при охлаждении рост зерен практически не происходит, более того, происходит частичный распад лебоита, с образованием новой фазы (кремния), уже на этом этапе в структуре эвтектической твердой смеси возникают локальные напряжения и микротрещины. При кристаллизации сплава ФС-75 количество жидкого эвтектического расплава e_1≈50 %. Количество кристаллов кремния в эвтектической смеси менее 10 % и, следовательно, количество лебоита при равновесной кристаллизации может достигать ≈40 % от массы исходного расплава.

При кристаллизации сплава ФС-65 количество кристаллов кремния, выделяющихся в интервале температур 1570–1480 К (т. 2–2'), значительно меньше (≈25 %), а эвтектической смеси (ξ+Si), образующейся при кристаллизации расплава состава e_1 (61 % Si) – значительно больше (75 %), что обусловливает большую, по сравнению с ФС-75, склонность к рассыпанию (количество лебоита в этом сплаве при равновесной кристаллизации может достигать 65 %). Следует отметить, что при значительном перегреве сплавов над поверхностью ликвидуса и последующем резком охлаждении (что часто имеет место при разливке ферросилиция) температура начала кристаллизации снижается, а в последующем, за счет более интенсивного выделения теплоты кристаллизации снижается также и температура конца кристаллизации, и изменяются параметры эвтектик (пунктирные линии на рисунке 1).

При кристаллизации сплава ФС-45 в качестве первично кристаллизующейся фазы в интервале температур 1600–1485 К (т. 3–3') выделяются кристаллы моносилицида кремния, их количество при достижении температуры эвтектики e_2 (1485 К) составит при равновесной (без переохлаждения) кристаллизации ≈33 % (соответственно ≈ 67 % эвтектики e_2).

При 1485 К протекает эвтектическая реакция (2), в результате которой из жидкого расплава состава e_2 выделяются моносилицид железа FeSi и твердый раствор лебоита состава точки F_2 (50,1 % Si). В закристаллизовавшейся эвтектической смеси (FeSi+лебоит F_2) содержится ≈19 % кристаллов кремния и, соответственно, ≈81 % лебоита, то есть всего фазы лебоита ≈54 %.

При охлаждении до 1255 К лебоит состава F_2' вступает в реакцию с моносилицидом;

$$FeSi + \xi_{F'} \rightarrow xFeSi_2 + (1-x)FeSi^0. \quad (5)$$

При этом лебоит полностью исчезает, а моносилицид остается в избытке ($FeSi^0$). После реакции в сплаве должно содержаться ≈30 % остаточного моносилицида и 70 % дисилицида $FeSi_2$.

При охлаждении сплавов, содержащих 50–54 % Si (e_2 –F_2), например, сплав состава т.4, при 1255 К взаимодействие моносилицида FeSi с лебоитом приводит к исчезновению моносилицида, а лебоит состава F_2' остается в избытке (ξ^0):

$$FeSi + \xi_{F_2'} \rightarrow FeSi_2 + \xi^0_{F_2'}. \quad (6)$$

При дальнейшем охлаждении количество и состав компонентов смеси дисилицид–лебоит изменяется незначительно, а при 1210 К остаточный лебоит состава т. N' взаимодействует с дисилицидом с образованием кремния и исчезновением лебоита:

$$FeSi_2 + \xi_N \rightarrow Si + FeSi_2. \quad (7)$$

Реакция (7) протекает с увеличением объема, однако поскольку количество лебоита в т. $4'$ незначительно, она не оказывает существенного влияния на рассыпаемость сплава.

Особый интерес представляет кристаллизация сплава, соответствующего по составу точке конгруентного плавления лебоита. В этом случае в отсутствие посторонних примесей при медленном охлаждении может наблюдаться псевдомонокристальная кристаллизация с образованием только крупных монокристаллов лебоита, которые при охлаждении до 1210 К продиссоциирует на кремний и дисилицид $FeSi_2$ (эвтектоидная реакция):

$$\xi_{N'} \rightarrow Si + FeSi_2. \quad (8)$$

Эта реакция, которая раньше идентифицировалась как полиморфное превращение лебоита, протекает с увеличением объема, однако крупные прочные монокристаллы лебоита могут длительное время выдерживать без разрушений возникающие в них напряжения, а небольшая площадь межзеренных границ минимизирует влияние примесей на процесс рассыпания. В этом случае система оказывается термодинамически нестабильной и при наличии провоцирующих факторов (длительное хранение, наличие примесей, повышенная влажность) такие сплавы также могут рассыпаться.

Особое значение в проблеме рассыпаемости ферросилиция занимают примеси Al, Ca, P, As, S, C, которые поступают в ферросилиций с сырьевыми ма-

териалами (кварциты, пески, коксы, угли, железная стружка, окалина и др.). Влияние примесей на процесс кристаллизации с участием лебоита рассмотрено на примере хорошо изученной системы Fe–Si–Al, диаграмма состояния которой представлена на рисунке 2 [4].

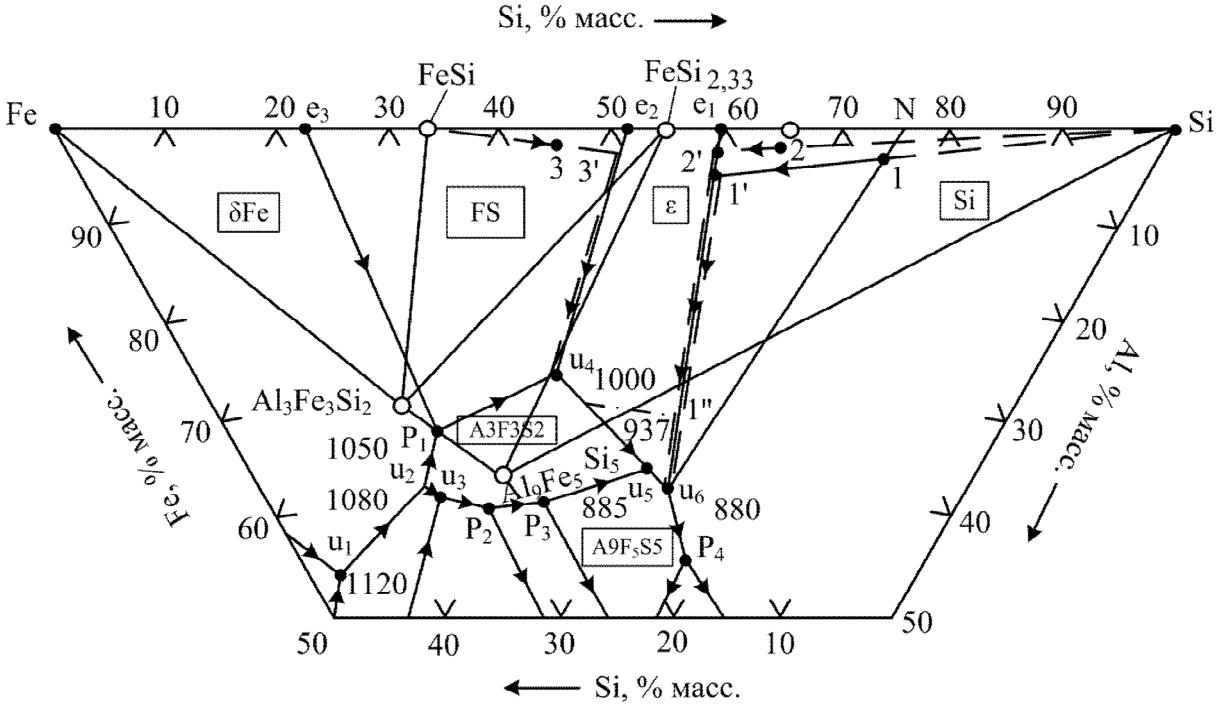


Рисунок 2 – Фрагмент диаграммы состояния системы Fe–Si–Al

Алюминий присутствует в ферросилиции в качестве примеси, в наибольших по сравнению с другими примесями концентрациях (до 2 % и более) [6,7] и его влияние на процесс кристаллизации наиболее показательно.

В соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Si–Al, кроме кремния и силицидов в конечных фазах кристаллизации могут образовываться тройные химические соединения, плавящиеся инконгруентно: $Al_3Fe_3Si_2$, $Al_{12}Fe_6Si_5$, $Al_9Fe_5Si_5$, Al_3FeSi_2, $Al_{15}Fe_6Si_5$, Al_4FeSi. Непосредственно к полям кристаллизации кремния, лебоита и моносилицида примыкают поля кристаллизации соединений $Al_3Fe_3Si_2$, $Al_9Fe_5Si_5$, которые присутствуют в фазах конечной кристаллизации.

При кристаллизации сплава ФС-75, содержащего ≈1,5 % Al, точка состава сплава (т. 1) лежит в поле кристаллизации кремния, на участке $1-1'$ из жидкого расплава выделяются кристаллы кремния, далее, вдоль пограничной кривой моновариантного равновесия e_1–u_6 из расплава кристаллизуются одновременно две кристаллические фазы – кремний и лебоит, заканчивается кристаллизация в точке u_6 при температуре 880 ^{0}C по перитектической реакции:

$$ж + FeSi_2 \rightarrow Al_9Fe_5Si_3 + Si \quad (9)$$

Переход лебоита в дисилицид $FeSi_2$ совершается вдоль изотермы 937 ^{0}C, а конкретно для сплавов ФС-75 и ФС-65 – в точке 1" на пограничной кривой e_1–u_6. Следовательно, на участке 1'–1" протекает эвтектическая реакция:

$$ж \rightarrow \xi + Si, \quad (10)$$

а на участке 1"–u_6:

$$ж \rightarrow FeSi_2 + Si. \quad (11)$$

Заканчивается кристаллизация в инвариантной точке четырехфазного равновесия u_6 при 880 ^{0}C, при этом содержание алюминия в жидком маточном расплаве состава т. u_6 возрастает до 38 %, а содержание кремния, соответственно, снижается до 36 %. Количество жидкости, кристаллизующейся в т. u_6, характеризуется отрезком 1–N_1 на прямой N_1 – u_6 и составляет ≈ 4,5 %, количественное соотношение $Si:FeSi_2 \approx 1:1$.

Кристаллизация сплава ФС-65 (Al≈1 %) – т. 2, протекает аналогично, с той разницей, что количество кристаллов кремния, выделившегося на участке первичной кристаллизации (2–2') будет значительно меньше (≈20 %), а кристаллов $FeSi_2$, образовавшихся в результате реакции (11) – больше (≈78 %), что в значительной степени предопределяет повышенную рассыпаемость ферросилиция.

Кристаллизация сплава ФС-45 (Al≈1 %) протекает иначе. Точка состава сплава 3 лежит в поле элементарного фазного треугольника FeSi–ξ– $Al_3Fe_3Si_2$, вследствие чего расплав заканчивает кристаллизацию в инвариантной точке четырехфазного равновесия u_4 (Al 26 %, Si 32 %) при температуре ≈1000 ^{0}C. Так как точка состава сплава ФС-45 лежит в поле кристаллизации моносилицида FeSi, то в результате первичной кристаллизации на участке 3–3' выделяются кристаллы моносилицида в количестве ≈33 % от массы расплава. При дальнейшем охлаждении кристаллизация идет по моновариантной пограничной кривой e_2–u_4 с выделением на участке 3'– u_{11} двух твердых фаз – моносилицида FeSi и лебоита Fe_xSi_2, при этом концентрация алюминия в остаточном маточном расплаве возрастает до 26 %, а концентрация кремния снижается до 32 %. В конечной инвариантной точке пути кристаллизации u_4 (35 % Si, 26% Al) протекает перитектическая реакция:

$$ж_{u_4} + FeSi \rightarrow FeSi_2 + Al_3Fe_3Si_2. \quad (12)$$

Количество конечного жидкого расплава состава т. u_4, кристаллизующегося при 1000 ^{0}C при исходном содержании алюминия 1 %, составляет ≈7 %.

При кристаллизации сплавов, содержащих 55–56 % Si, точка составов которых лежит в поле кристаллизации лебоита, при любом содержании алюминия в сплаве (2–3 % и более) осуществляется монокристальная кристаллизация лебоита, заканчивающаяся в точке u_5 по перитектической реакции:

$$ж_{u_5} + \xi \rightarrow Al_3Fe_2Si_2 + Al_9Fe_{52}Si_5. \quad (13)$$

Количество конечной кристаллизующейся жидкости u_5 (35 % Si, 37 % Al) и, соответственно, вторично кристаллизующихся фаз, зависит от содержания алюминия в исходном расплаве. При содержании алюминия в сплаве ≈2 % количество жидкости составит ≈3 %.

Следует отметить, что эвтектоидные и перитектоидные реакции (5)–(7) при наличии примесей (Al, Ca, P) протекают в присутствии жидкой фазы, и часть напряжений, возникающих при увеличении объема воспринимается жидкостью, что приводит к значительному повышению давления, а после окончания кристаллизации – к концентрации напряжений на границах зерен матричных кристаллов (FeSi, $FeSi_2$, Si) и избыточных фаз выделения (сложные соединения с примесями).

Наличие в структурных фазах ферросилиция кальция и фосфора усложняет анализ, однако, так как содержание кальция в 4–5 раз, а фосфора в 40–50 раз меньше содержания алюминия, доля соединений с кальцием и фосфором очень мала и их количественное участие в процессе кристаллизации несущественно.

Выводы

На основании анализа диаграмм состояния систем Fe–Si и Fe–Si–Al, показано, что механизм процесса рассыпания ферросилиция сложен и зависит от состава сплава, степени его перегрева, скорости охлаждения и степени завершенности твердофазных эвтектоидных и перитектоидных реакций, относительного количества эвтектических структур и, соответственно, площади межзеренных поверхностей в закристаллизовавшихся смесях, присутствия примесей, обеспечивающих протекание фазово-химических превращений в присутствии жидкой фазы, вплоть до конечной температуры кристаллизации, которая на 300–400 К ниже температур кристаллизации двойных эвтектик e_1 и e_2, и приводящих к значительному увеличению количества межзеренных фаз выделения, их состава и структуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зубов В.Л. Электрометаллургия ферросилиция, физико-химия и технология получения ферросилиция / В.Л. Зубов, М.И. Гасик. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 703 с.

2. Гельд П.В. Силициды и переходные металлы четвертого периода / П.В. Гельд, М.И. Гасик. – М..: Металлургия. 1971. – 584 с.

3. Радугин В.А. Исследование механизма рассыпаемости ферросилиция / В.А. Радугин // В сб. «Совершенствование производства ферросилиция» – Новокузнецк, 1997. – С. 28-32.

4. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред О.А. Банных, М.Е. Дриц. – М.: Металлургия, 1986. – 439 с.

5. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник // под общей ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.

6. Якушевич Н.Ф. Анализ фазово-химических равновесий в системе расплав (Fe - Si - C) - шлак (CaO -Al_2O_3 - SiO_2) - газ (O_2 - SiO - CO) / Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский, А.А. Тяжина // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58. – № 5. – С. 316-321.

7. Якушевич Н.Ф. Механизм межфазных взаимодействий в ванне ферросилициевой печи / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев // Компьютерные методы в управлении электротехнологическими режимами руднотермических печей: Материалы Всероссийского науч. - техн. совещания – Санкт - Петербург: С-ПтТИ, 1998. – С. 59 - 65.

УДК 669.162

А.В. Феоктистов, А.П. Скуратов*, И.Ф. Селянин, М.В. Темлянцев

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ НИЗКОШАХТНЫХ ПЕЧЕЙ ПРИ ОБОГАЩЕНИИ ДУТЬЯ КИСЛОРОДОМ

В статье проведено исследование тепловой эффективности работы низкошахтных печей при обогащении дутья кислородом и использовании в качестве топлива кокса и антрацита. Показано, что обогащение дутья кислородом обеспечивает снижение удельного расхода топлива при отоплении печи как коксом, так и антрацитом. Установлено, что экономически целесообразно использовать обогащение дутья кислородом при превышении стоимости одного кг кокса над стоимостью одного м^3 кислорода минимум примерно в 7 – 8 раз.

The article deals with the investigation of the thermal efficiency of furnaces for the enrichment of blast with oxygen and used as fuel coke and anthracite. It is shown that the enrichment of blast with oxygen provides the decrease in specific fuel consumption at heating furnace as coke and anthracite. It is established that economically feasible to use the enrichment of blast with oxygen in excess of the cost of one kg of coke over the cost of one m^3 of oxygen at least about 7 – 8 times.

Низкошахтные печи – литейные вагранки для переплава чугуна, кислородные вагранки для осуществления процесса Окси-Кап (Oxy-Cup), вагранки для плавки силикатных материалов, базальтовых пород и шлаков получили широкое распространение как в России, так и за рубежом [1]. Фактически 98 % таких печей работает на твердом топливе. Традиционным топливом для низкошахтных печей является металлургический (литейный) кокс, однако в связи с его высокой стоимостью проводятся исследования по применению для отопле-

ния низкошахтных печей альтернативных видов твердого топлива, например антрацита и тощих углей [2 – 8]. Конструкций низкошахтных печей развиваются в основном в направлении увеличения производительности, интенсификации процесса плавки, энерго- и ресурсосбережения, повышения его эффективности, экономичности и экологичности [1].

Одним из направлений интенсификации плавки материалов в низкошахтных печах является обогащение дутья кислородом. Первые опыты по применению кислорода в низкошахтных печах были проведены в СССР в 1934 г. на Уральском заводе (УЗТМ). Применению кислорода в вагранке посвящена монография Л.И. Леви [9], где приводятся экспериментальные данные и некоторые теоретические соображения положительного влияния указанного фактора на интенсификацию технологического процесса. При обогащении дутья кислородом с 21 до 42 % температура чугуна повышается с 1390 до 1550 °С а угар элементов уменьшается. Однако, Н.Г. Гиршович [10] после анализа неудачных опытов применения кислорода в ваграночном процессе в производственных условиях пришел к выводу, что эксперименты Л.И. Леви требуют дополнительной проверки. Излишки кислорода в дутье увеличивают скорость выгорания углерода топливной насадки, скорость схода шихты повышается, увеличивается время прогрева шихты до температуры плавления, технологическая рабочая высота топливной насадки уменьшается, что в итоге приводит к снижению температуры чугуна.

Обогащение дутья кислородом с одной стороны приводит к уменьшению массы газов на единицу сгоревшего топлива, повышению температуры в зоне горения за счет уменьшения тепловых потерь с отходящими газами, с другой стороны способствует замедлению теплообменных процессов в шахте в связи с уменьшением скорости движения газов, что снижает уровень подогрева опускающихся в ней шихтовых материалов. Таким образом, очевидно, что степень обогащения дутья кислородом для конкретных условий имеет оптимальное или рациональное значение, обеспечивающее максимальную эффективность этого способа интенсификации плавки. По мнению [8] наиболее эффективно обогащение дутья кислородом на 3 – 4 %.

При применении кислорода для интенсификации тепловой работы и повышения тепловой эффективности промышленных печей и нагревательных установок существенную роль играет экономический фактор. Как показывает анализ специальной технической литературы и опыт применения кислорода в различных технологиях, в большинстве случаев, с точки зрения повышения тепловой эффективности обогащение дутья кислородом оправдано и способствует снижению расходов топлива, однако с экономической приводит к повышению затрат на нагрев или плавление материалов, а соответственно повышает себестоимость получаемой продукции [11 – 13]. Соответственно обогащение дутья кислородом целесообразно применять в случаях необходимости достижения определенных параметров технологии, например как регулирующее средство для оперативного повышения температуры расплава, в случаях ее снижения. В то же время, анализ тенденций изменения цен на кокс и кислород показывает актуаль-

ность и перспективность этого способа интенсификации плавки материалов в низкошахтных печах.

В связи с этим научно-практический интерес представляет тепловая эффективность работы низкошахтной печи при обогащении дутья кислородом. В данной работе проведено исследование влияния обогащения дутья кислородом на показатели тепловой эффективности низкошахтной печи для плавки чугуна с внутренним диаметром 0,9 м.

В качестве основных критериев тепловой эффективности использовали удельный расход $B_{уд}$ условного топлива на тонну чугуна и коэффициент полезного действия КПД которые определяли по соотношениям (1) и (2) соответственно:

$$B_{уд}=B\cdot Q_н^р/(29{,}3\cdot M_ч), \text{ кг у.т./т чугуна} \quad (1)$$

где B – масса топлива, кг; $Q_н^р$ – низшая теплота сгорания топлива, МДж/кг; $M_ч$ – масса расплава чугуна, т.

$$КПД=(Q_ч+Q_ш)/Q_{хт}\cdot 100, \% \quad (2)$$

где $Q_ч$ и $Q_ш$ – физическое тепло получаемого расплава чугуна и шлака, МДж; $Q_{хт}$ – химическое тепло реакций горения топлива, МДж.

Расчеты материального и теплового балансов выполняли на 100 кг металлозавалки, температуру выпуска металла принимали на уровне 1400 °С, температуру колошниковых газов 500 °С [14]. В расчетах использовали два варианта отопления печи: традиционная технология – топливо кокс в комплексе с холодным дутьем с содержанием H_2O 1,2 – 1,5 % и альтернативная технология – топливо антрацит в комплексе с подогревом до 400 °С и увлажнением до 5 – 15 % дутья [3 – 7]. Составы кокса и антрацита, представленны в таблице 1 [15].

Таблица 1 – Составы кокса и антрацита, используемые в расчетах

Топливо	Состав рабочей массы, %						
	$C^р$	$H^р$	$O^р$	$N^р$	$S^р$	$W^р$	$A^р$
Кокс	86,16	0,38	0,29	1,18	0,39	1,8	9,8
Антрацит	85	1,6	1,1	0,9	1,7	4	5,7

При задании одинаковых параметров работы печи (производительности, температуры расплава и др.) определяли расходы топлива и составляли тепловые балансы для каждого из исследуемых вариантов. В таблице 2 и на рисунках 1 и 2 представлены результаты исследования.

Проведенные расчеты показывают, что кокс и антрацит данных составов имеют близкие низшие теплоты сгорания 29,16 и 29,53 МДж/кг соответственно. Увлажнение дутья приводит к существенному росту действительного расхода воздуха, необходимого для горения. В частности по сравнению с сжиганием кокса применение для сжигания антрацита увлажненного дутья до 5, 10 и 15 % H_2O приводит к росту действительного расхода воздуха на 7, 13 и 20 % соответственно, что влечет за собой увеличение объемов продуктов сгорания. Обогащение

дутья кислородом с 21 до 29 % приводит к уменьшению объемов окислителя подаваемого на горение и соответственно объемов продуктов сгорания на 28 %.

В случае работы печи на коксе без подогрева дутья обогащение воздуха подаваемого на горение кислородом до 29 % приводит к снижению потерь тепла с уходящими газами с 20,3 до 15,6 %, это обеспечивает повышение КПД печи с 44,1 до 46,9 % т.е. почти на 3 % и экономию 6,8 кг у.т. / т чугуна.

Таблица 2 – Тепловые балансы низкошахтной печи при работе на коксе и антраците и обогащении дутья кислородом

Вариант	$t_д$, °С	O_2, %	H_2O %	Приходные статьи, %				Расходные статьи, %								КПД, %	$B_{уд}$, кг у.т./т
				$Q_{хт}$	$Q_д$	$Q_{ок}$	$Q_{шо}$	$Q_ч$	$Q_ш$	$Q_{ри}$	$Q_{ивт}$	$Q_{ивд}$	$Q_{фуг}$	$Q_{хуг}$	$Q_ф$		
1 К	20	21	1,5	93,6	0,8	4,8	0,7	37,6	3,7	3,7	0,4	0,8	20,3	27,3	6,3	44,1	112,6
2 К	20	23	1,5	93,6	0,7	4,9	0,7	38,3	3,8	3,7	0,4	0,7	18,9	27,8	6,4	44,9	110,4
3 К	20	25	1,5	93,6	0,7	5,0	0,7	38,9	3,8	3,8	0,4	0,6	17,7	28,2	6,5	45,7	108,7
4 К	20	27	1,5	93,6	0,6	5,1	0,7	39,4	3,9	3,9	0,4	0,6	16,6	28,6	6,6	46,3	107,2
5 К	20	29	1,5	93,5	0,6	5,2	0,8	39,9	3,9	3,9	0,4	0,6	15,6	29,0	6,7	46,9	105,8
1 А	400	21	5	80,2	14,5	4,7	0,7	36,1	3,6	3,5	0,7	2,9	20,9	26,2	6,0	49,5	100,3
2 А	400	23	5	81,1	13,4	4,8	0,7	36,9	3,6	3,6	0,7	2,7	19,5	26,8	6,2	50,0	99,4
3 А	400	25	5	82,0	12,5	4,9	0,7	37,6	3,7	3,7	0,7	2,5	18,3	27,3	6,3	50,4	98,6
4 А	400	27	5	82,7	11,6	4,9	0,7	38,2	3,8	3,7	0,7	2,3	17,2	27,7	6,4	50,7	97,9
5 А	400	29	5	83,3	10,9	5,0	0,7	38,7	3,8	3,8	0,7	2,2	16,3	28,1	6,5	51,0	97,3
6 А	400	21	10	79,7	15,2	4,4	0,6	34,4	3,4	3,4	0,7	6,4	21,0	25,0	5,7	47,4	104,7
7 А	400	23	10	80,7	14,1	4,6	0,7	35,2	3,5	3,4	0,7	5,9	19,7	25,6	5,9	48,0	103,4
8 А	400	25	10	81,6	13,1	4,6	0,7	36,0	3,6	3,5	0,7	5,5	18,5	26,1	6,0	48,5	102,3
9 А	400	27	10	82,3	12,2	4,7	0,7	36,7	3,6	3,6	0,7	5,2	17,5	26,6	6,1	49,0	101,4
10А	400	29	10	83,0	11,5	4,8	0,7	37,3	3,7	3,6	0,7	4,9	16,5	27,1	6,2	49,4	100,6
11А	400	21	15	79,2	16,0	4,2	0,6	32,3	3,2	3,2	0,7	10,8	21,0	23,5	5,4	44,9	110,7
12А	400	23	15	80,2	14,8	4,3	0,6	33,3	3,3	3,3	0,7	10,0	19,7	24,2	5,6	45,6	108,8
13А	400	25	15	81,2	13,8	4,4	0,6	34,2	3,4	3,3	0,7	9,3	18,6	24,8	5,7	46,3	107,3
14А	400	27	15	81,9	12,9	4,5	0,7	34,9	3,5	3,4	0,7	8,7	17,6	25,4	5,8	46,8	106,0
15А	400	29	15	82,6	12,1	4,6	0,7	35,6	3,5	3,5	0,7	8,2	16,7	25,9	6,0	47,4	104,8

Примечание: $Q_д$ – физическая теплота дутья, $Q_{ок}$ – теплота окисления примесей чугуна, $Q_{шо}$ – теплота шлакообразования, $Q_{ри}$ – теплота разложения извести, $Q_{ивт}$ – теплота испарения влаги топлива, $Q_{ивд}$ – теплота испарения влаги дутья, $Q_{фуг}$ – физическая теплота уходящих газов, $Q_{хуг}$ – химическая теплота уходящих газов, $Q_ф$ – потери тепла через футеровку в окружающую среду.

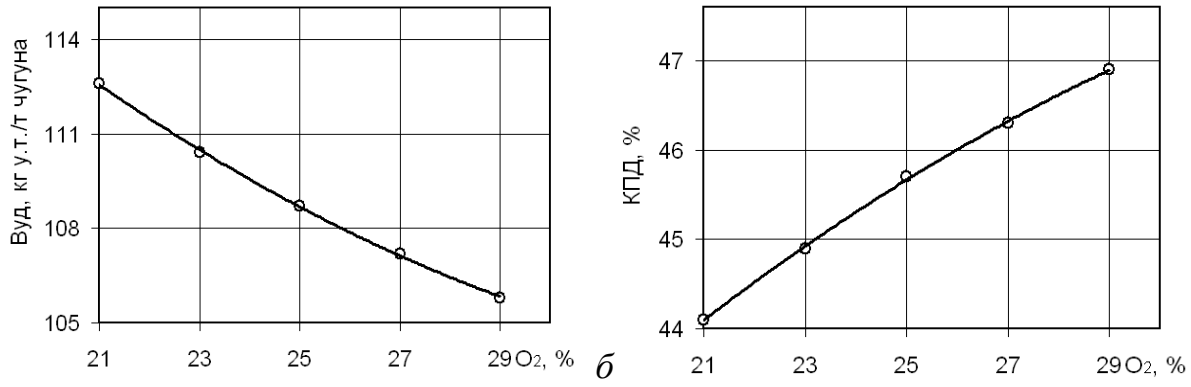
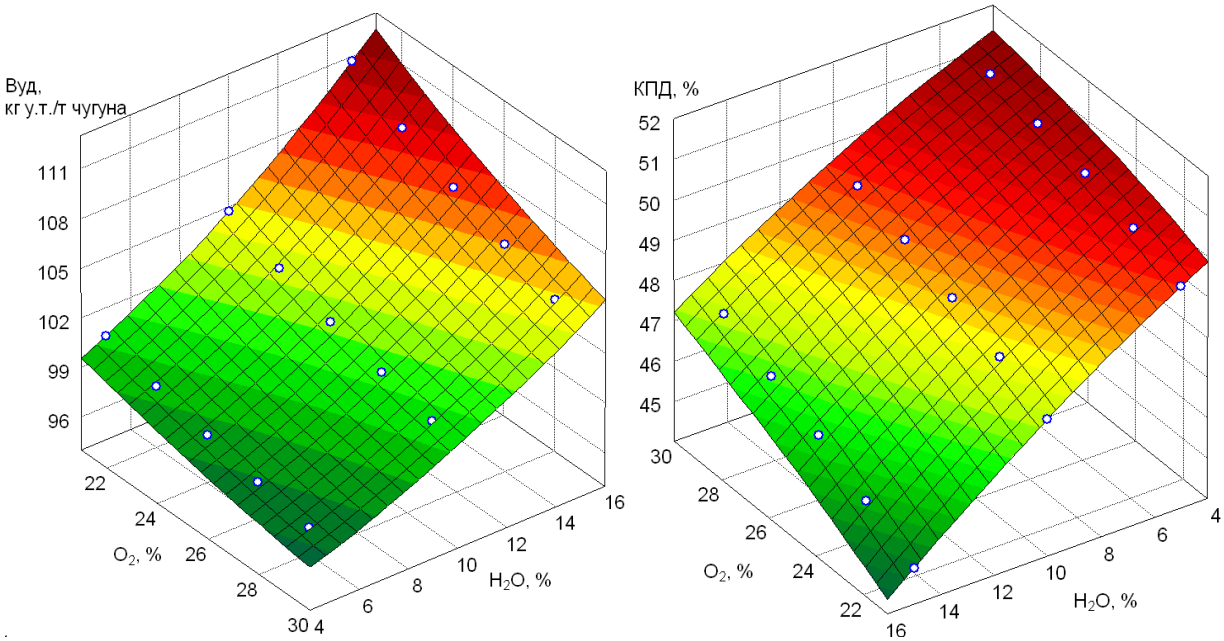


Рисунок 1 – Зависимость удельного расхода топлива (*а*) и коэффициента полезного действия (*б*) от содержания кислорода в дутье при работе печи на коксе

При работе печи на антраците с подогретым и увлажненным дутьем, повышение содержания кислорода в последнем приводит с одной стороны к снижению приходной статьи физическая теплота дутья с 14,5 – 16 % до 11 – 12 % для различных значений влажности, а с другой стороны снижает потери тепла с уходящими газами с 21 % до 16 – 17 %. При использовании в качестве топлива антрацита обогащение дутья кислородом повышает тепловую эффективность работы печи, КПД возрастает на 1,5 – 2,5 %, а удельный расход условного топлива снижается на 3 – 5,9 кг у.т. / т чугуна, причем этот эффект проявляется в большей степени с повышением влажности дутья.

Для оценки экономической эффективности применения кислорода проведено исследование влияния соотношения цен на топливо и кислород на общие затраты при проведении плавки. Для исследования выбраны варианты плавки 2 К – 5 К. В таблице 3 представлены данные по влиянию содержания кислорода в дутье на необходимые объемы дополнительно подаваемого кислорода и экономию кокса, полученные из расчетов балансов, представленных выше.



а *б*

Рисунок 2 – Зависимость удельного расхода топлива (*а*) и коэффициента полезного действия (*б*) от содержания кислорода и влажности дутья при работе печи на антраците

Таблица 3 – Влияние содержания кислорода в дутье на необходимые объемы дополнительно подаваемого кислорода и экономию кокса

№	Содержание кислорода в дутье, %	Дополнительная подача кислорода, м^3	Экономия кокса, кг
1	23	1,89	0,3
2	25	3,44	0,4
3	27	4,69	0,6
4	29	5,77	0,7

Анализ уровня цен на литейный кокс, показывает, что в зависимости от качества и поставщиков они колеблются в среднем в интервале 25 – 30 руб/кг. Для кислорода разброс цен значительно выше и обусловлен в том числе фактором его доступности. В частности, при эксплуатации низкошахтных печей в условиях крупных металлургических предприятий, имеющих в своем составе кислородно-конвертерное производство цена кислорода может составлять 2 – 3 руб/м^3, в то же время при использовании технического кислорода, транспортируемого в баллонах его стоимость может достигать 27 – 30 руб/м^3. На рисунке 3 представлены зависимости изменения затрат при плавке чугуна в низкошахтной печи от цен на кокс и кислород.

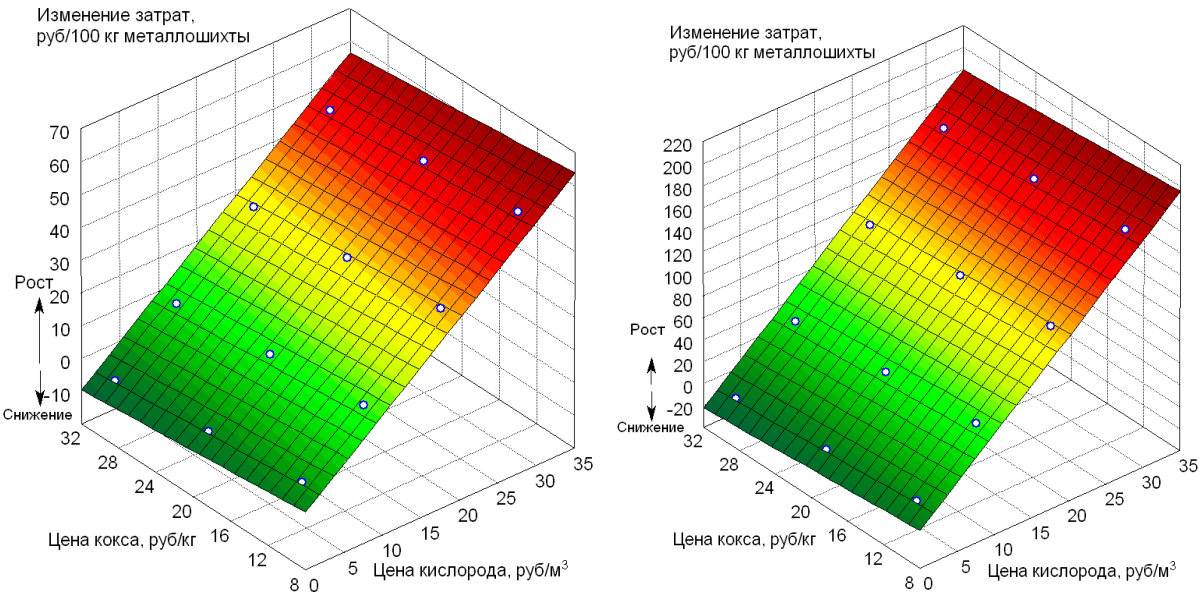


Рисунок 3 – Зависимость изменения затрат при плавке чугуна в низкошахтной печи от цен на кислород и кокс при содержании кислорода в дутье 23 % (*а*) и 29 % (*б*)

Анализ результатов расчетов показывает, что экономически целесообразно (увеличение затраты на применение кислорода меньше чем снижение затрат от сокращения расхода кокса) использовать обогащение дутья кислородом при превышении стоимости одного кг кокса над стоимостью одного м^3 кислорода минимум примерно в 7 – 8 раз. Учитывая, что стоимость кокса значительно выше чем стоимость антрацита и тощих углей, то обогащение дутья кислородом в большей степени ориентировано на низкошахтные печи, работающие на коксе.

Сопоставление результатов расчетов теплового баланса и результатов промышленных экспериментов по обогащению дутья кислородом при плавке чугуна в низкошахтных печах, представленных в работах [6, 7, 16] показывает, что на практике обогащение дутья кислородом при сохранении расхода кокса оказывает влияние одновременно на температуру расплава и производительность печи. В частности, при обогащении дутья кислородом в интервале 22,1 –

26 % через 15 и 20 мин после начала эксперимента температура чугуна составляла 1350 – 1360 °С, затем с увеличением времени продувки температура чугуна снижалась до 1250 °С и в последующем стабилизировалась на уровне 1300 – 1320 °С. Несмотря на более низкую температуру чугуна увеличение производительности печи при росте содержания кислорода в дутье с 21 до 25 % составило примерно 20 %. В работах [6, 7, 16] сделаны выводы, что обогащение дутья кислородом на уровне 2,87 %, приводит к росту производительности печи на 25 %, расход кокса при этом остается постоянным, температура металла снижается незначительно.

Оценка изменения физического тепла чугуна при повышении производительности печи на 20 % и снижении температуры расплава на 50 °С (с 1300 до 1350 °С) показывает, что в первом случае оно увеличится примерно на 220 – 230 кДж/кг расплава, а во втором снижается на примерно 30 кДж/кг, что обеспечивает положительный совокупный эффект в 190 – 200 кДж/кг и подтверждает повышение тепловой эффективности печи при обогащении дутья кислородом.

Выводы: Обогащение дутья кислородом до 29 % в случае работы печи на коксе обеспечивает повышение КПД на 2,8 % и экономию 6,8 кг у.т. / т чугуна. При работе печи на антраците обогащение дутья кислородом обеспечивает увеличение КПД на 1,5 – 2,5 % и снижение удельного расхода условного топлива на 3 – 5,9 кг у.т. / т чугуна. Установлено, что экономически целесообразно использовать обогащение дутья кислородом при превышении стоимости одного кг кокса над стоимостью одного $м^3$ кислорода минимум примерно в 7 – 8 раз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Феоктистов, А.В. Практика и перспективы промышленного применения низкошахтных печей / А.В. Феоктистов, А.П. Скуратов, И.Ф. Селянин, М.В. Темлянцев // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2016. – № 18. – С. 69 – 77.

2. Страхов, В.М. Использование антрацита для выплавки чугуна в вагранках / В.М. Страхов, Н.Г. Гриценко // Кокс и химия. – 1997. – № 7. – С. 11 – 15.

3. Селянин, И.Ф. Технология ваграночной плавки чугуна и оксидных материалов с применением в качестве топлива антрацита / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 12. – С. 36 – 39.

4. Феоктистов, А.В. Ваграночный комплекс с использованием в качестве топлива антрацита и тощих углей // А.В. Феоктистов, Е.В. Протопопов, С.А. Бедарев, О.Г. Модзелевская // Металлург. – 2014. – № 10. – С. 24 – 27.

5. Феоктистов, А.В. Шихта ваграночной плавки при замене кокса на угли / А.В. Феоктистов, Е.В. Протопопов, С.А. Бедарев, О.Г. Модзелевская // Литейщик России. – 2014. – № 11. – С. 21 – 23.

6. Феоктистов, А.В. Теоретические основы разработки ресурсосберегающих технологий и интенсификации ваграночного процесса / А.В. Феоктистов. – Москва: Теплотехник, 2012. – 280 с.

7. Селянин, И.Ф. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных печах малого диаметра. В 3 т. Т. 1 / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев. – Москва: Теплотехник, 2010. – 379 с.

8. Матюхин, В.И. Расчет и проектирование ваграночного комплекса плавки чугуна / В.И. Матюхин, А.В. Матюхин. – Екатеринбург: УФГАУ ВПО «Уральский Федеральный университет имени Б.Н. Ельцина», 2015. – 364 с.

9. Леви, Л.И. Кислород в процессе получения чугунного литья / Л. И. Леви. – Москва: Машгиз, 1955. – 275 с.

10. Гиршович, Н. Г. Прогрессивные процессы в литейном производстве / Н.Г. Гиршович, М. А. Иоффе. – Ленинград: ЛДНТП, 1956. – 254 с.

11. Ревун, М.П. Интенсификация работы нагревательных печей / М.П. Ревун, В.И. Гранковский, А.Н. Байбуз. – Киев: Техніка, 1987. – 136 с.

12. Запольская, Е.М. Исследование эффективности использования кислорода при отоплении стендов высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей / Е.М. Запольская, М.В. Темлянцев, К.Е. Костюченко, М.В. Матвеев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2013. – № 6. – С. 3 – 7.

13. Запольская, Е.М. Анализ основных направлений повышения энерготехнологической эффективности стендов высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей / Е.М. Запольская, М.В. Темлянцев, К.Е. Костюченко // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2013. – № 15. – С. 128 – 134.

14. Металлургические печи. Теория и расчеты. В 2 т. Т.2 / В.И. Губинский [и др.]; под общ. ред. В.И. Тимошпольского, В.И. Губинского. – Минск: Белорус. наука, 2007. – 832 с.

15. Равич, М.Б. Топливо и эффективность его сжигания / М. Б. Равич. – М.: Наука, 1970. – 359 с.

16. Обогащение дутья кислородом в ваграночном процессе. Экспериментальные данные. Аналитический анализ данных лабораторных и промышленных испытаний / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, В.А. Мыльников [и др.] // Перспективные промышленные технологии и материалы : науч. тр. СибГИУ / Сиб. гос. индустр. ун-т; отв. ред. В.Е. Громов, С.М. Кулаков. – Новосибирск, 2004. – С. 197 – 212.

УДК 669.162

А.В. Феоктистов, И.Ф. Селянин, А.П. Скуратов*, М.В. Темлянцев

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ ДЕТЕРМИНИРОВАННОЙ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ПЛАВКИ МАТЕРИАЛОВ В ТВЕРДОТОПЛИВНОЙ НИЗКОШАХТНОЙ ПЕЧИ

В статье представлены результаты разработки комплексной детерминированной математической модели плавки чугуна и силикатных материалов в низкошахтных печах. Модель позволяет моделировать тепловые и аэродинамические процессы шахтной плавки при использовании пылеугольного топлива, подогреве и обогащении дутья кислородом.

The article presents the results of comprehensive deterministic mathematical model of melting iron and silicate materials in shaft furnaces. The model allows to simulate the thermal and aerodynamic processes mine melting when using pulverized coal, the heating and enrichment of the blast with oxygen.

В настоящее время для плавки чугуна и силикатных материалов широкое распространение получили низкошахтные печи [1]. Для исследования тепловой работы шахтных печей активно применяют различные методы математического моделирования. Их применение предопределено возможностью более оперативного, чем при физическом моделировании, получения массива данных о процессе плавки материалов, информации о ряде параметров, непосредственное измерение которых затруднено, а так же меньшими затратами на организацию и проведение экспериментов.

В области моделирования тепловой работы шахтных печей наиболее масштабные исследования проведены для доменных печей. В этом направлении больших успехов достигли научные коллективы Всесоюзного научно-исследовательского института металлургической теплотехники, института металлургии УрО РАН, УрФУ, МИСиС [2]. В частности, математическая модель доменного процесса УрФУ (УГТУ-УПИ) [3 – 7] разработана на принципах натурно-модельного подхода. Для настройки параметров модели используются практические данные о работе доменной печи. В общем виде модель представляет собой систему детерминированных зависимостей, характеризующих тепловой, восстановительный, дутьевой, газодинамический и шлаковый режимы доменной плавки. Модель состоит из двух частей: базового со-

стояния и прогнозирующей. Модель базового (эталонного) состояния обеспечивает ретроспективную оценку состояния процесса по усредненным показателям за базовый период работы. Прогнозирующая модель позволяет оценить показатели доменного процесса в случае изменения условий плавки.

Для решения задач анализа и прогноза показателей доменной плавки с использованием реально доступной информации о работе печи проведена декомпозиция исходной системы на три подсистемы: теплового состояния печи; дутьевого и газодинамического режимов плавки; шлакового режима [3]. Моделирование теплового состояния печи включает оценку влияния топливно-сырьевых условий и параметров комбинированного дутья на производительность печи и удельный расход кокса, прогноз изменения химического состава продуктов плавки при изменении параметров загружаемой шихты и комбинированного дутья. Целью моделирования дутьевого и газодинамического режимов доменной плавки является оценка влияния параметров комбинированного дутья и загружаемой шихты на параметры фурменного очага и перепады давления в отдельных зонах печи. Моделирование шлакового режима ориентировано на решение следующих технологических задач: получение шлака с необходимыми свойствами на протяжении всех стадий шлакообразования; получение чугуна требуемого химического состава при допустимом содержании серы; получение шлака, обеспечивающего достаточную газопроницаемость зоны шлакообразования, ровного схода шихты в печи и устойчивого теплового состояния доменной плавки [3, 6]. Разработанные модели нашли практическое применение на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ОАО «Металлургический завод им. А.К. Серова» [7].

Натурно-модельный подход при создании математических моделей доменных печей в значительной степени оправдан тем, что для оценки теплового состояния доменных печей, оснащенных современными автоматическими системами управления, используются более 200 переменных [4].

Технология плавки чугуна и оксидных материалов в НШП имеет существенные отличия от технологии процесса в доменных печах. НШП предназначены для переплава материалов. Протекающие в них физико-химические окислительно-восстановительные процессы фактически не оказывают влияния на химический состав конечного продукта. Выход шлака в НШП для получения чугуна машиностроительного назначения составляет 40 – 60 кг на тонну чугуна, что на порядок меньше данного показателя для доменных печей.

Математические модели технологии НШП по содержанию проще моделей доменного процесса. В НШП основную роль играют процессы аэродинамики газового потока в слоях кокса и шихты, газообразования в топливной насадке, механика движения шихты и кокса по шахтному створу печи, теплообмена между каплями и струями чугуна с газовым потоком в топливной насадке и фрагментами шихты в зоне ее подогрева, процессы выноса шлака в верхние горизонты шахты, потери тепла через кладку шахты и лещадь печи.

Все перечисленные процессы достаточно хорошо исследованы на лабораторных и полупромышленных установках и экспериментальные результаты

представлены в виде критериальных уравнений. Поэтому математическую модель можно построить в детерминированной форме, а некоторые параметры, входящие в дифференциальные и критериальные уравнения скорректировать в соответствии с реальными условиями технологического процесса.

Одной из наиболее полных и комплексных моделей плавки материалов в НШП является математическая модель, разработанная коллективом ученых [8 – 10], однако она не позволяет исследовать влияние подогрева, обогащения дутья кислородом, применения пылеугольного топлива (ПУТ) на тепловую работу НШП.

Актуальность выбора этих направлений исследования связана с тем, что на оптимальные показатели работы шахтной печи по производительности и по температуре выпускаемого металла основное влияние оказывает высота топливной насадки и распределение температуры газового потока по ее высоте. На это указывают первые производственные эксперименты по обогащению дутья кислородом, которые оказались неудачными [11 – 14]. Температура поверхности кусков кокса в области фурм резко повышалась, скорость горения кокса увеличивалась пропорционально содержанию кислорода в дутье, коксовая насадка просаживалась, уменьшался угол наклона плоскости скольжения, по которой топливо поступает в очаги горения, уменьшается время теплообмена между жидкими струями (каплями) чугуна с газовым потоком и, как следствие, выход печи из оптимального режима плавки. С увеличением содержания кислорода в дутье необходимо пропорционально повышать расход кокса для поддержания оптимальной высоты топливной насадки. Добавление в дутье природного газа и кислорода в оптимальных соотношениях возвращает технологию плавки в устойчивый режим: коксовая насадка приобретает необходимую высоту, околофурменные области захолаживаются, окислительные зоны увеличивают свои размеры в радиальном и вертикальном направлениях, температурная кривая газового потока выравнивается по названным направлениям, что увеличивает время контакта жидких продуктов плавки с газовым потоком и, как следствие, повышение температуры выплавляемого чугуна.

Технология плавки при вдувании ПУТ в шахтные печи находится в незавершенной стадии разработки. Рекомендации по количеству ПУТ на тонну чугуна самые различные: от 50 кг/т до 280 кг/т. Исследователям и технологам следует учитывать, что коксовая насадка дает не только необходимое тепло для протекания металлургических процессов, но и служит постелью для твердой шихты. Шихта на твердой коксовой насадке подвергается нагреву и физико-химической обработке восстановленными топочными газами. Оптимального соотношения в комбинированном дутье между добавками кислорода, природного газа и ПУТ еще не найдено. Полной замены твердого топлива на ПУТ достичь не удается, на это указывают неудачные попытки применения газовых НШП (вагранок) для выплавки чугунов.

В связи с этим в рамках данной работы была разработана новая усовершенствованная математическая модель, отличающаяся наличием допол-

нительных блоков. Математическая модель теплообмена между твердой шихтой, жидкими продуктами плавки и газовым потоком, процессов выноса шлака в верхние горизонты шахты, потерь тепла через кладку шахты и подину печи изложена в работе [15] и содержание ее осталось неизменным. В структуру модели добавлен блок 1.1 – расчета времен горения ПУТ в кислородной зоне, блоки 2 и 3 – изменены с учетом добавления ПУТ в дутье, подогрева и обогащения дутья кислородом. Структура усовершенствованной математической модели представлена на рисунке 1.

Содержание математической модели

Блок 1.1

Расчет по математической модели начинается с определения времени горения частицы ПУТ. Время $\tau_{общ}$ горения частицы складывается из времени $\tau_{в.л.}$ нагрева частицы до воспламенения (1.2), времени $\tau_{г.л.}$ выгорания летучих (1.3), времени $\tau_{п.к.}$ прогрева коксового остатка (1.4) и времени $\tau_{г.к.}$ горения коксового остатка (1.5).

Общее время горения частицы ПУТ будет равно:

$$\tau_{общ.} = \tau_{в.л.} + \tau_{г.л.} + \tau_{п.к.} + \tau_{г.к.}, \quad (1.1)$$

$$\tau_{в.л.} = 2{,}35 \cdot 10^{15} \overline{T}_1^{-4} d_т \quad (1.2)$$

где $\overline{T}_1$ – температура газовой среды, К; $d_т$ – среднегеометрический размер частицы, м.

$$\tau_{г.л.} = 0{,}45 \cdot 10^{-6} d_т^2, \quad (1.3)$$

$$\tau_{п.к.} = 5{,}36 \cdot 10^4 \overline{T}_г^{-1,2} d_т^{1,5} \quad (1.4)$$

$$\tau_{г.к.} = 3{,}09 \cdot 10^6 \frac{100 - A_к^C}{100} \frac{\rho_к d_т^2}{T_1^{0,9} O_2} \quad (1.5)$$

где O_2 – % кислорода в дутье; $\rho_к$ – плотность коксового остатка кг/м^3; $A_к^C$ – % золы в сухой массе топлива;

$$A_к^C = A^p \frac{100}{100 - W^p};$$

где A^p – % золы в рабочей массе топлива; W^p – влажность рабочей массы, %;

$$\rho_к = \rho_{уч} \frac{100 - W^p - V^p - A^p}{100};$$

где $\rho_{уч}$ – плотность угля, кг/м^3; V^p – содержание летучих в рабочей массе. %.

В модели принято, что расход, а, следовательно, и скорость дутья остается постоянной. Частица ПУТ проходит путь равный двум диаметрам куска кокса. После прохождения этого пути частица сталкивается с куском кокса, ее скорость становится равна нулю и она снова начинает набор скорости до следующего столкновения с куском кокса на расстоянии равном двум диаметрам куска кокса. Относительная скорость определяется как разность между скоростью дутья и скоростью частицы ПУТ в заданный момент времени (1.6).

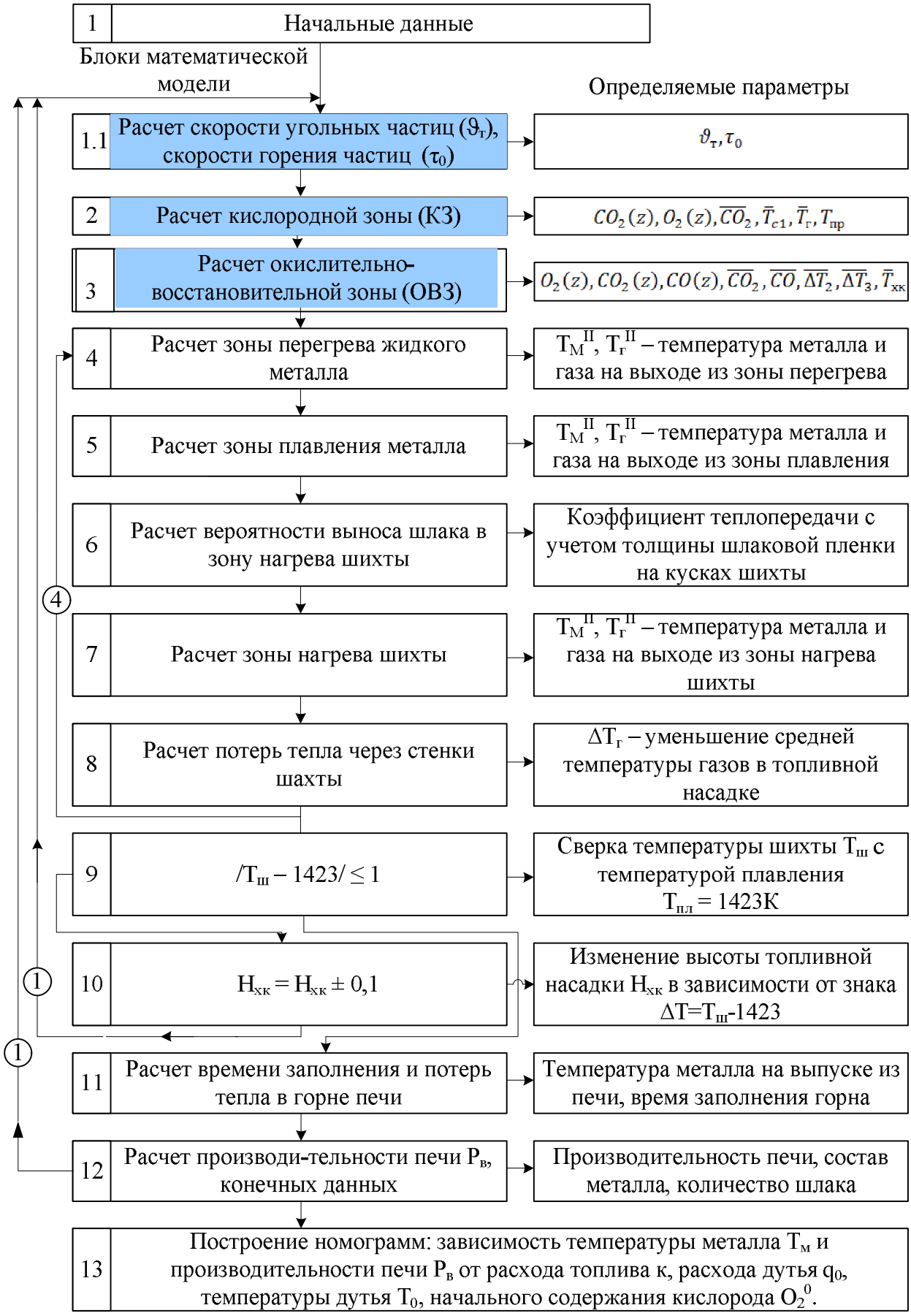


Рисунок 1 – Структура математической модели

$$V_{\text{отн.}}(t) = V_1 - V_{\text{т}}(t), \tag{1.6}$$

где V – скорость дутья, м/с; t – время движения частицы ПУТ, с; $V_{\text{т}}(t)$ – скорость частицы ПУТ в момент времени t, м/с.

Дифференциальное уравнение относительной скорости по времени в турбулентном режиме имеет вид:

$$\frac{dV_{\text{отн.}}(t)}{dt} = -\frac{k(V_{\text{отн.}})}{m} V_{\text{от}}^2, \tag{1.7}$$

где k – константа пропорциональности; m – масса частицы, равная $m = \frac{\pi d_{\text{т}}^3 \rho_{\text{т}}}{6}$.

$$k = c \frac{\rho_{\text{г}}}{2} \frac{\pi d_{\text{т}}^2}{4}, \tag{1.8}$$

где $\rho_{\text{г}}$ – плотность газовой среды, кг/м^3; c – аэродинамический коэффициент сопротивления газовой среды, равное:

$$c = \frac{24}{Re} + \frac{4}{Re^{2/3}}, \tag{1.9}$$

где Re – число Рейнольдса, равное:

$$Re = \frac{d_{\text{т}} V_{\text{от}}}{\nu_{\text{г}}}, \tag{1.10}$$

где $\nu_{\text{г}}$ – кинематическая вязкость газовой среды, м^2/с.

Подставив в уравнение (1.9) число Рейнольдса получим:

$$c = \frac{24\nu_{\text{г}}}{d_{\text{т}} V_{\text{отн}}} + \frac{4\nu_{\text{г}}^{2/3}}{d_{\text{т}}^{2/3} V_{\text{отн}}^{2/3}}, \tag{1.11}$$

Комбинируя (1.8) и (1.11), имеем:

$$k = \frac{3\nu_{\text{г}} \rho_{\text{г}} \pi d_{\text{т}}}{V_{\text{отн}}} + \frac{\nu_{\text{г}}^{2/3} \rho_{\text{г}} \pi d_{\text{г}}^{4/3}}{V_{\text{отн}}^{2/3}}, \tag{1.12}$$

Окончательно уравнение (1.7) приобретает форму:

$$\frac{dV_{\text{отн}}(t)}{V_{\text{отн}}} = -\frac{18\nu_{\text{г}} \rho_{\text{г}} V_{\text{отн}}}{d_{\text{т}}^2 \rho_{\text{т}}} - \frac{6\nu_{\text{г}}^{2/3} \rho_{\text{г}} V_{\text{отн}}^{4/3}}{d_{\text{т}}^{5/3} \rho_{\text{т}}}, \tag{1.13}$$

Т.к. кинематическая вязкость газовой среды, плотность газа, плотность и диаметр частицы постоянны, для упрощения выражения зададим коэффициенты a_1 и a_2, которые равны:

$$a_1 = \frac{18\nu_{\text{г}} \rho_{\text{г}}}{d_{\text{т}}^2 \rho_{\text{т}}}, \tag{1.14}$$

$$a_2 = \frac{6\nu_{\text{г}}^{2/3} \rho_{\text{г}}}{d_{\text{т}}^{5/3} \rho_{\text{т}}}, \tag{1.15}$$

Выражение (1.13) примет вид:

$$\frac{dV_{\text{отн}}(t)}{dt} = -a_1 V_{\text{отн}} - a_2 V_{\text{отн}}^{4/3}, \tag{1.16}$$

Данное уравнение для нахождения скорости $V_{\text{отн}}$ можно решить численным методом. Для определения относительной скорости в момент времени $t + h$

где h – величина шага по времени, воспользуемся методом Рунге-Кутта. Значение относительной скорости будет равно:

$$(V'_{\text{отн}})_{i+1} = (V'_{\text{отн}})_i + \frac{h}{6}(k_1 + 2k_2 + 2k_3 + k_4), \quad (1.17)$$

где $(V'_{\text{отн}})_{i+1}$ – относительная скорость в момент времени $t + h$, м/с; $(V'_{\text{отн}})_i$ – относительная скорость в момент времени t, м/с.

$$k_1 = -a_1 V'_{\text{отн}} - a_1 V'^{4/3}_{\text{отн}}, \quad (1.18)$$

$$k_2 = -a_1\left(V'_{\text{отн}} + \frac{hk_1}{2}\right) - a_2\left(V'^{4/3}_{\text{отн}} + \frac{hk_1}{2}\right), \quad (1.19)$$

$$k_3 = -a_1\left(V'_{\text{отн}} + \frac{hk_2}{2}\right) - a_2\left(V'^{4/3}_{\text{отн}} + \frac{hk_2}{2}\right), \quad (1.20)$$

$$k_4 = -a_1\left(V'_{\text{отн}} + hk_3\right) - a_2\left(V'^{4/3}_{\text{отн}} + hk_3\right), \quad (1.21)$$

Пройденный частицей путь определяется по формуле, м:

$$s = V_{\text{т}} h \quad (1.22)$$

В каждый момент времени t определяется скорость частицы ПУТ и пройденный ею путь, за время равное h. Полученные значения пройденного пути суммируются для определения момента столкновения частицы ПУТ с кусками кокса и времени прохождения ею кислородной зоны. Если время движения частицы ПУТ превышает время ее горения, расчет останавливается.

В реальных условиях плавки материалов в НШП, работающих по технологиям, предусматривающим применение ПУТ, частицы топлива сталкиваются с кусками кокса. Это соответствующим образом сказывается на их скорости и времени прохождения кислородной зоны. В моделе учтено произвольное положение кусков кокса в кислородной зоне и направление отскока частицы ПУТ после соударения с куском кокса. Расчетные формулы математической модели, учитывающей случайные столкновения аналогичны. Относительная скорость определяется по формуле (1.7).

В процессе движения частица ПУТ сталкивается с кусками кокса, после чего вектор ее движения откланяется от вертикали на угол α (рисунок 2).

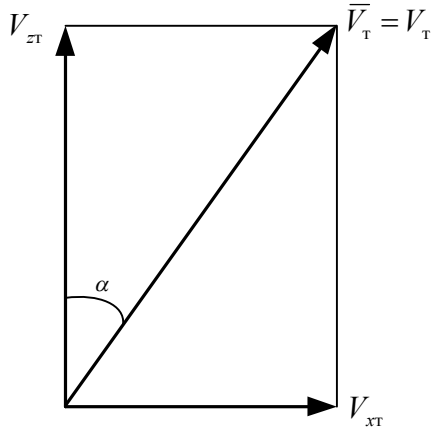


Рисунок 2 – Вектор скоростей частицы ПУТ после соударения с куском кокса ($V_{\text{т}}$ – скорость частицы ПУТ; $V_{\text{тв}}$ – вертикальная скорость частицы ПУТ, $V_{\text{тг}}$ – горизонтальная скорость частицы ПУТ)

В результате этого частице ПУТ требуется больше времени для преодоления кислородной зоны. Угол, на который может измениться вектор движения частицы, меняется от 0^0 до 90^0. Скорость движения частицы под углом α к вертикальной плоскости определяется из уравнения (1.6).

Скорость движения частицы в вертикальной плоскости будет равна, м/с:

$$V_{тв} = V_т \cos\alpha\,, \tag{1.23}$$

Кроме того, согласно разработанной модели, максимальный путь (в вертикальной плоскости), который может преодолеть частица ПУТ, до соударения с куском кокса, равна диаметру куска кокса (рисунок 3, а). А минимальный путь равен 0,37 диаметра куска кокса (рисунок 3, б).

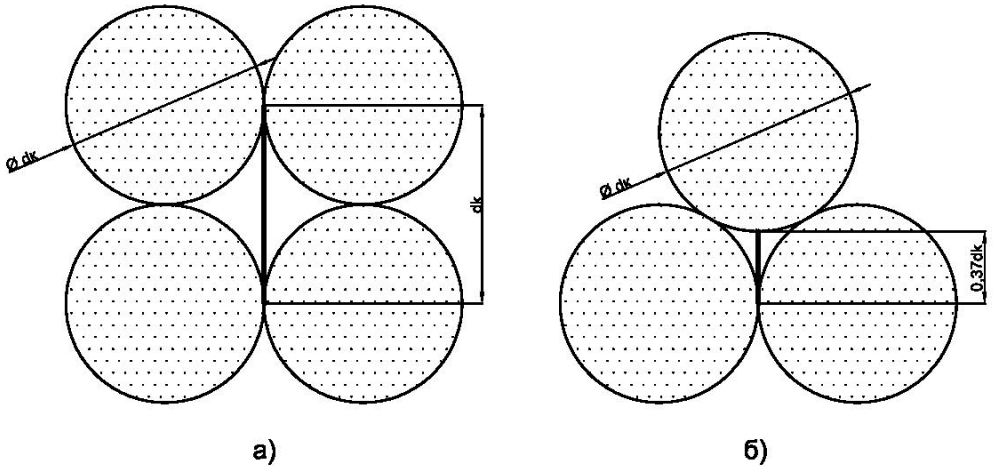


Рисунок 3 – Схема расположения кусков кокса в кислородной зоне

Для определения пройденного частицей ПУТ пути вверх и угла α в математической модели использован генератор случайных чисел. После каждого соударения частицы ПУТ с куском кокса, генерируется новый коэффициент пройденного частицей ПУТ пути (Rnd_1) и угла отклонения от вертикальной плоскости (Rnd_2). Значение коэффициентов Rnd_1 и Rnd_2 колеблется в границах от нуля до единицы. Пройденный частицей ПУТ путь до удара определяется по формуле:

$$l = l_{\min} + Rnd_1\left(l_{max} - l_{min}\right),, \tag{1.24}$$

где $l_{\min}$ – минимальный путь, который может пройти частица ПУТ, м; $l_{\max}$ – максимальный путь, который может пройти частица ПУТ, м;

Угол, на который отклоняется частица после удара, определяется по формуле:

$$\alpha = \frac{\pi}{2} Rnd_2,, \tag{1.25}$$

При угле $\alpha = 90^0$ частица ПУТ движется в горизонтальной плоскости до следующего соударения с куском кокса. При угле $\alpha = 0^0$ частица ПУТ движется в вертикальной плоскости до следующего соударения с куском кокса.

Высота, на которую поднимается частица ПУТ, определяется по формуле:

$$s(t) = l(t) \cdot \cos\alpha,, \tag{1.26}$$

В каждый момент времени t определяется скорость частицы ПУТ и ее скорость в вертикальной плоскости, пройденный ею путь и высота на которую она поднимается, за время равное h. Полученные значения пройденного пути суммируются для определения момента столкновения частицы ПУТ с кусками кокса. Полученные значения высоты, на которую поднимается частица, так же суммируются, для определения времени прохождения ею кислородной зоны.

Газообразование (газификация) в топливной насадке при подогреве и обогащении дутья кислородом рассчитывается по методике, изложенной в монографиях [14 – 18].

Блок 2 Кислородная зона (КЗ)

В кислородную зону вместе с дутьем подается пылеугольное топливо (ПУТ) в количестве y, % от металлозавалки. Горение ПУТ в пределах КЗ идет по реакции

$$C + O_2 = CO_2 + Q_1 \qquad (I)$$

По этой же реакции (I) идет горение твердого топлива. Расходование кислорода по высоте слоя кокса (антрацита) описывается выражением

$$\frac{dQ_2}{dz} = -\varphi_1 \cdot F_1 \cdot O_2 \cdot \frac{1}{1+Sm_1}. \qquad (2.1)$$

После интегрирования (1) имеем

$$O_2(z) = O_2^0 \exp(-A_1 z), \qquad (2.2)$$

где $A_1 = \varphi_1 \cdot F_1 \cdot \frac{1}{1+Sm_1}$;

$$\varphi_1 = 0{,}343 Re_1^{-0{,}17};\ Re_1 = \frac{\vartheta_1 \cdot d_к}{\bar{\nu}_1};\ F_1 = \frac{6(1-\varepsilon_к)\psi_1}{d_к};\ \vartheta_1 = \frac{g_0}{\varepsilon} \cdot \frac{\bar{T}_1}{273},$$

где $\bar{\nu}_1$ – кинематическая вязкость газа, рассчитывается по отдельной подпрограмме ПП2 по составу газа.

Реакция $2C + O_2 = 2CO + Q_2$ резко интенсифицируется при температуре T_c = 2200 К; Q_2 = 244434 кДж/кмоль.

Расход кислорода (O_2, %) при достижении температуры T_c = 2200 К за счет реакции (I) $C + O_2 = CO_2 + Q_1$, Q_1= 408842 кДж/кмоль определяется по соотношению

$$O_2^* = \frac{T_c \cdot \bar{c}_1 \cdot 22{,}4 \cdot 100}{Q_1}, \qquad (2.3)$$

где $\bar{c}_1$ – теплоемкость газа, рассчитывается по отдельной подпрограмме ПП1. Состав газа O_2^*, $CO_2 = O_2^0 - O_2^*$, $N_2 = 100 - O_2^0$.

После подстановки (2.3) в (2.2) определяем высоту кислородной зоны

$$z_{кз} = ln\frac{O_2^0}{O_2^*} \cdot \frac{1}{A_1} = ln\frac{O_2^0}{O_2^*} \cdot \frac{d_к \cdot (1+Sm_1) \cdot Re^{0{,}17}}{0{,}343 \cdot 6(1-\varepsilon_к)\psi_1}. \qquad (2.4)$$

Блок 3 Окислительно-восстановительная зона (ОКВ)

Высота ОКВ-зоны равна

$$H = H_{хк} - z_{кз}. \qquad (2.5)$$

В ОКВ-зоне идут параллельно две реакции

$$2C + O_2 = 2CO + Q_2, \quad \text{(II)}$$

$$CO_2 + C = 2CO - Q_3. \quad \text{(III)}$$

Расходование кислорода по высоте зоны описывается кинетическим уравнением

$$\frac{dO_2^*}{d_z} = -\varphi_2 \cdot F_2 \cdot O_2^* \cdot \frac{1}{1+Sm_2}. \quad (2.6)$$

После интегрирования (2.6) при изменении z от $z_{кз}$ до текущего его значения $z > z_{кз}$, получаем

$$O_2^*(z) = O_2^* \exp(-A_2 z). \quad (2.7)$$

среднее значение кислорода в ОКВ-зоне

$$\overline{O}_2^* = \frac{O_2^*}{A_2(H_{хк} - z_{кз})}\left[1 - exp[A_2(H_{хк} - z_{кз})]\right];$$

где $A_2 = \varphi_2 \cdot F_2 \cdot \frac{1}{1+Sm_2}$ (2.8)

$\varphi_2 = 0{,}28Re_2^{-0{,}19}$; $Re_2 = \frac{\vartheta_2 \cdot d_к}{\overline{\nu}_2}$; $\vartheta_2 = \frac{g_0 \cdot \overline{T}_2}{\varepsilon \cdot 273} \cdot B_2$;

$F_2 = \frac{6(1-\varepsilon_к)\psi_2}{d_к}$; $B_2 = \frac{CO' + (100 - O_2^0)}{100}$; $CO' = \frac{2 \cdot O_2^*}{1 + 0{,}01 \cdot O_2^*}$.

Содержание CO(z) по высоте ОКВ-зоны рассчитывается по уравнению

$$CO(z) = \frac{2[O_2^* - O_2^*(z)]}{1 + 0{,}01 \cdot O_2^*(z)}. \quad (2.9)$$

Кинетика реакции (III) дается уравнением

$$\frac{dCO_2}{dz} = -\frac{к_{пр}}{\vartheta_3} \cdot F_3 \cdot CO_2 \cdot \frac{Sm_3}{Sm_3 + 1}. \quad (2.10)$$

После интегрирования (2.10) имеем ($z_{кз} \le z \le H_{хк}$)

$$CO_2(z) = (O_2^0 - O_2^*)\exp(-A_3 z); \quad (2.11)$$

где $A_3 = \frac{к_{пр}}{\vartheta_3} \cdot F_3 \cdot \frac{Sm_3}{Sm_3 + 1}$; (2.12)

$к_{пр} = 1{,}6 \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{192600}{R T_{сз}}\right)$; $R = 8{,}29 \frac{Дж}{моль \cdot °C}$;

$\vartheta_3 = \vartheta_2$; $F_3 = F_2$; $Sm_3 = Sm_2$.

Определение средней температуры поверхности кокса в кислородной зоне, $T_{пр}$ и $\overline{T}_г$

$$T_с = \frac{0{,}2186 \cdot E^*}{a \cdot 10^{-4} \cdot E^* + b - lg\beta^*}; \quad (2.13)$$

$E^* = E/4{,}1868$; $a = 1$; $b = 0{,}395$; $\beta^* = \beta_0 \left(\frac{T_д}{273}\right)\left(\frac{O_2^0}{21\%}\right)$;

$\beta_0 = 2{,}5$ при $T_д = 273К$; $O_2^0 = 21\%$.

$$T_{пр} = \frac{Q_1 \cdot (O_2^0 - O_2^*)}{\bar{c}_1 \cdot 22{,}4 \cdot 100} + T_д \cdot \frac{\bar{c}_д}{\bar{c}_1}, \quad (2.14)$$

где $T_{пр}$ – приведенная температура газа; $\bar{c}_д$ – средняя теплоемкость дутья.

$$\overline{T}_г = 2T_с - T_{пр}, \quad (2.15)$$

где $\overline{T}_г$ – средняя температура газа в кислородной зоне.

Определение средней температуры газа в окислительно-восстановительной зоне

Среднее значение содержания кислорода по реакции (II) ($2C + O_2 = 2CO + Q_2$):

$$\overline{O}_2^* = \frac{O_2^*}{A_2(H_{хк} - z_{кз})}\left[1 - exp[-A_2(H_{хк} - z_{кз})]\right]. \quad (2.16)$$

Повышение температуры газа за счет реакции (II):

$$\Delta\overline{T}_2 = \frac{Q_2 \cdot \overline{O}_2^*}{\overline{c}_{г2} \cdot 22{,}4 \cdot 100};$$

$$\overline{CO}_{II} = \frac{2 \cdot (O_2^* - \overline{O}_2^*)}{1 + 0{,}01 \cdot \overline{O}_2^*}, \quad (2.17)$$

где $\overline{CO}_{II}$ – среднее содержание $\overline{CO}$ в ОКВ-зоне.

Среднее значение содержания CO_2 в ОКВ-зоне по реакции (III) ($CO_2 + C = 2CO - Q_3$):

$$\overline{CO}_2 = \frac{(o_2^0 - o_2^*)}{A_3(H_{хк} - z_{кз})}\left[1 - exp[-A_3(H_{хк} - z_{кз})]\right]. \quad (2.18)$$

Понижение температуры газа за счет реакции (III):

$$\Delta\overline{T}_3 = \frac{Q_3 \cdot \overline{CO}_2}{\overline{c}_{г2} \cdot 22{,}4 \cdot 100}. \quad (2.19)$$

Температура газа в ОКВ-зоне:

$$\overline{T}_2 = \overline{T}_г + \Delta\overline{T}_2 - \Delta\overline{T}_3. \quad (2.20)$$

Определение средней температуры газов в коксовой насадке

$$\overline{T}_к = \frac{\overline{T}_г \cdot z_{кз} + (\Delta\overline{T}_2 - \Delta\overline{T}_3)(H_{хк} - z_{кз})}{H_{хк}} - \Delta\overline{T}_n, \quad (2.21)$$

где $\Delta\overline{T}_n = 20\frac{Д_1}{1{,}13}$ – потери температуры газа за счет потери тепла через стенки шахты на высоте $H_{хк}$; ΔT_n – определена численным методом в работе [16]; $Д_1$ – диаметр шахты печи.

Среднее содержание газов в ОКВ-зоне

$\overline{CO}_2$ – определяется по (2.18); $\overline{CO} = \overline{CO}_{II} + \overline{CO}_{III}$

$\overline{CO}_{III} = \frac{2(\overline{O}_2^* + \overline{CO}_2)}{1 + 0{,}01(o_2^* + \overline{CO}_2)}$; $\overline{N}_2 = 100 - (\overline{CO}_2 + \overline{CO} + \overline{O}_2^*)$.

Коэффициент увеличения выхода газов

$B_2'' = \frac{\overline{CO} + \overline{N}_2 + \overline{CO}_2 + \overline{O}_2^*}{100}$.

Содержание газов на выходе из ОКВ-зоны определяется по (2.7), (2.9) и (2.11) при $z = H_{хк}$; т.е. $O_2 = O_2^*(H_{хк})$; $CO = CO(H_{хк})$; $CO_2 = CO_2(H_{хк})$; $N_2(H_{хк}) = 100 - [CO_2(H_{хк}) + CO(H_{хк}) + O_2^*(H_{хк})]$

Коэффициент увеличения выхода газов

$$B_2''' = \frac{CO(H_{хк}) + N_2(H_{хк}) + CO_2(H_{хк}) + O_2^*(H_{хк})}{100}.$$

Окончательный состав газов в пересчете на 100 % с учетом коэффициента B_2''' будет равен

$O_2 = O_2^*(H_{хк}) / B_2'''$; $CO_2 = CO_2(H_{хк})/B'''$; $CO = CO(H_{хк})/B'''$; $N_2 = N_2(H_{хк})/B'''$.

Блок-схема кислородной (КЗ) и окислительно-восстановительной зон (ОКВ) представлены на рисунке 4.

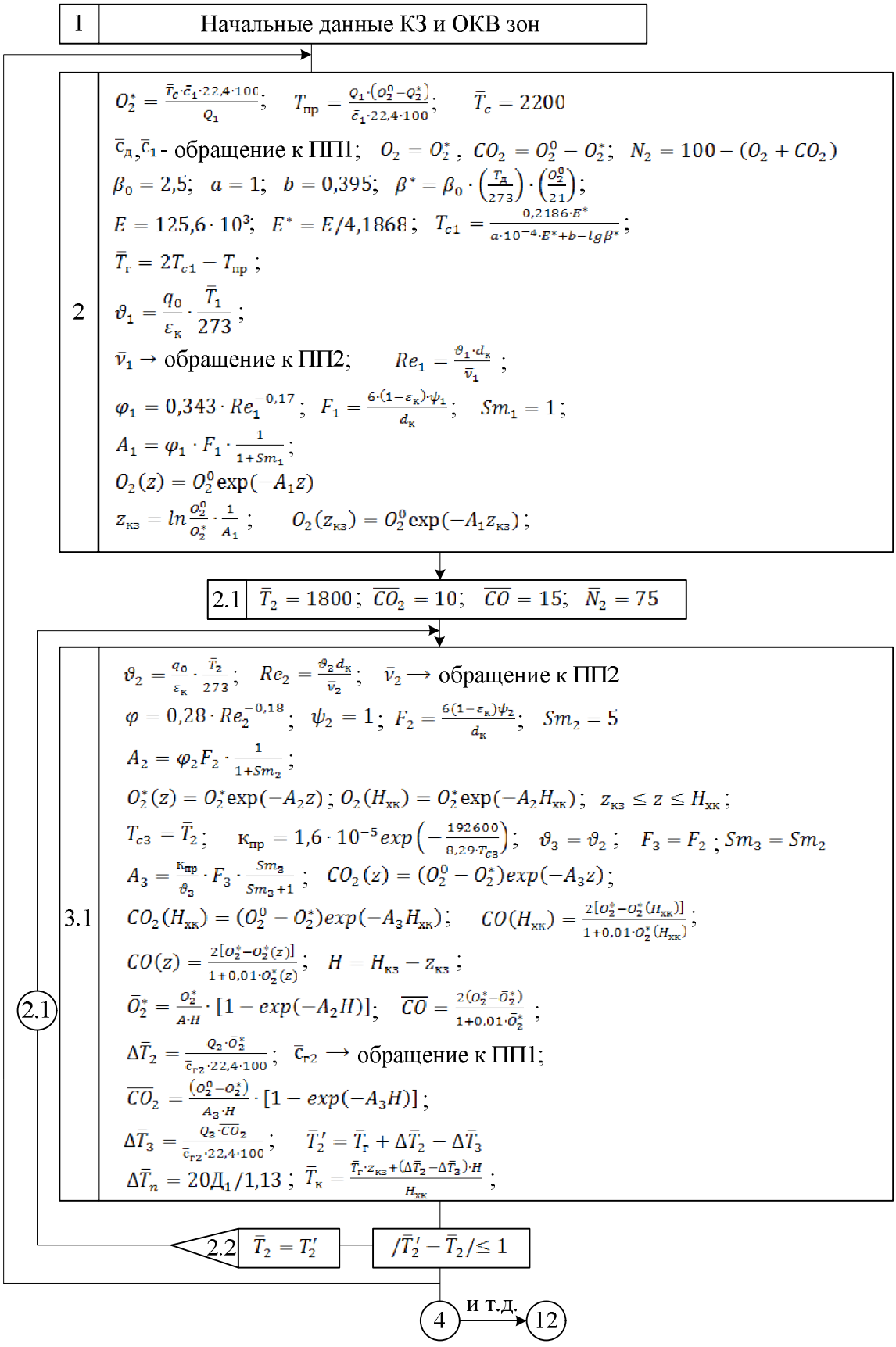


Рисунок 4 – Блок-схема кислородной и окислительно-восстановительной зон

Исходными данными для разработанной математической модели являются следующие параметры.

Кислородная зона

Начальные данные: O_2^0 – содержание кислорода в дутье, %; q_0 – расход дутья, нм^3/(м^2·с); $T_д$ – температура дутья, К; **к** – расход кокса (антрацита), % к металлозавалке; $\varepsilon_к$ – порозность слоя кокса; ψ – коэффициент формы куска топлива; $q_п$ – расход угольной пыли (ПУТ), % к металлозавалке; $Д_1$ – диаметр печи, м; $CO_2^к$ – содержание CO_2 в газах кислородной зоны; $\bar{T}_г$ – средняя температура газа в кислородной зоне; $к_з$ – коэффициент замещения кокса – ПУТ; $d_к$ – средний размер кусака топлива, м; $d_т$ – средний размер частицы угольной пыли, м; Sm_1 – критерий Семенова; с – содержание углерода в топливе, %; $H_{жк} = 1{,}165\sqrt{Д_1}$ – высота топливной насадки, м; $H_п = 4{,}345\sqrt{Д}$ – полезная высота печи, м; $N_2^0 = 100 - O_2^0$ – содержание кислорода в дутье, %; $Q_1 = 408842$ кДж/кмоль; $E = 30 \cdot 10^3 \text{ккал/моль} = 125{,}6 \cdot 10^3 \text{кДж/моль}$.

Окислительно-восстановительная зона (ОКВ)

Начальные данные: $\bar{T}_2$ – средняя температура газа в ОКВ-зоне; $Q_2 = 244434$ кДж/кмоль; $Q_3 = -162405$ кДж/кмоль.

Подпрограммы:

1. ПП-1. Подпрограмма расчета средней кинематической вязкости газов, м^2/с.

$$\bar{\nu}(\text{воздух}) = 13{,}23 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}68}$$
$$\bar{\nu}_{O_2} = 13{,}4 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}6814}$$
$$\bar{\nu}_{N_2} = 13{,}3 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}68}$$
$$\bar{\nu}_{CO} = 13{,}3 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}6915}$$
$$\bar{\nu}_{CO_2} = 6{,}9 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}7945}$$
$$\bar{\nu}_{H_2O} = 8{,}0 \cdot 10^{-6} \cdot (\bar{T}/273)^{1{,}19}$$
$$\bar{\nu}_г = \left[\bar{\nu}_{O_2} \cdot O_2 + \bar{\nu}_{N_2} \cdot N_2 + \bar{\nu}_{CO_2} \cdot CO_2 + \bar{\nu}_{CO} \cdot CO + \bar{\nu}_{H_2O} \cdot H_2O\right]/100$$

2. ПП-2. Подпрограмма расчета средней теплоемкости газов, кДж/(м^3·град)

$$\bar{c}(\text{воздух}) = 1{,}2991 + 0{,}000111(\bar{T} - 273)$$
$$\bar{c}_{O_2} = 1{,}3059 + 0{,}000131(\bar{T} - 273)$$
$$\bar{c}_{N_2} = 1{,}2987 + 0{,}000095(\bar{T} - 273)$$
$$\bar{c}_{CO} = 1{,}2992 + 0{,}000102(\bar{T} - 273)$$
$$\bar{c}_{H_2} = 1{,}2766 + 0{,}0000655(\bar{T} - 273)$$
$$\bar{c}_{H_2O} = 1{,}4943 + 0{,}21425 \cdot 10^{-3}(\bar{T} - 273) + 0{,}00565 \cdot 10^{-6}(\bar{T} - 273)^2$$
$$\bar{c}_{CO_2} = 1{,}6 + 0{,}796 \cdot 10^{-3}(\bar{T} - 273) - 0{,}19245 \cdot 10^{-6}(\bar{T} - 273)^2$$
$$\bar{c}_г = \left[\bar{c}_{O_2} \cdot O_2 + \bar{c}_{N_2} \cdot N_2 + \bar{c}_{CO_2} \cdot CO_2 + \bar{c}_{CO} \cdot CO + \bar{c}_{H_2O} \cdot H_2O\right]/100$$

Аналитические зависимости получены путем аппроксимации табличных данных [18] в виде степенных рядов $\bar{c} = a_0 + a_1(\bar{T} - 273) + a_2(\bar{T} - 273)^2$; $\bar{v} = v_0(\bar{T}/273)^n$.

В разработанной математической модели процент ПУТ по отношению к металлозавалке не рекомендуется превышать 3 %, при обогащении дутья кислородом до 25,5 % O_2. Высота коксовой насадки, производительность печи и температура выплавляемого металла остаются на прежнем уровне как и при плавке на воздушном дутье с расходом кокса к = 14 %, при коэффициенте замены кокса на ПУТ $к_з \approx 1{,}0$. Производительность печи $P_п \sim \frac{O_2^0 \cdot g_0}{к}$, где O_2^0 – процентное содержание кислорода в дутье, g_0 – расход дутья, нм^3/(м^2·с). На воздушном дутье O_2^0 = 21 %, к = 14 %. Поэтому должно соблюдаться равенство $\frac{21}{14} = \frac{21+\Delta O_2}{14+ПУТ}$, из которого следует $\Delta O_2 = \frac{21}{14} \cdot ПУТ$.

Без обогащения дутья кислородом расход кокса следует уменьшить на расход ПУТ, что следует из очевидного равенства $\frac{O_2^0}{к} = \frac{O_2^0}{(к-ПУТ)+ПУТ}$. В данном варианте часть кислорода ΔO_2 пойдет на сжигание ПУТ, остаток кислорода $O_2^* = O_2^0 - \Delta O_2$ расходуется на сжигание уменьшенного количества кокса. Выходные параметры печи и высота коксовой насадки останутся неизменными.

Горение твердого топлива по реакции (I) ограничено температурой поверхности куска топлива (T_c). При $T_c \geq 2200$ К резко интенсифицируется вторая реакция горения (II). Этот температурный порог при горении кускового слоя топлива на воздушном холодном дутье был обнаружен многими исследователями (З.Ф. Чуханов, Л.А. Вулис, Г.Ф. Кнорре, Н.В. Лавров и др). При прогреве и обогащении дутья кислородом температурный передел достигается при относительном меньшим содержании O_2, кислородная зона выклинивается, окислительно-восстановительная зона расширяет свои геометрические границы.

В низкошахтных печах (НШП) давление газов в очагах горения не превышает $P \leq 12$ кПа. В доменных печах давление газов на порядок выше и кинетика реакций сдвигается в сторону реакции (I), которая протекает без изменения объема газообразных исходных и конечных продуктов. Поэтому температурный критерий T_c сдвигается в сторону более высоких температур $T_c \geq 2300$ К. В математической модели НШП температурный критерий принят равным T_c = 2200 К. Механика движения шихты, расчет сил и давлений на топливную насадку из комбинации топлив (100 % К; 60 % К + 40 % А; 100 % А, где К – кокс, А – антрацит) даны в отдельном блоке модели.

Настройку и верификацию математической модели проводили с использованием результатов промышленных экспериментов по плавке чугуна в низкошахтных печах с применением дутья, обогащенного кислородом [13, 14, 19]. На рисунке 5, в качестве примера, показаны результаты математического моделирования, а именно расчета с применением разработанной модели температуры чугуна в зависимости от содержания кислорода в дутье (сплошная

линия), точками показаны экспериментальные данные. Погрешность расчета температуры чугуна не превышает ±12 °С. Принимая во внимание комплексность математической модели, возможность учета взаимосвязи факторов и процессов, имеющих различную физическую природу, а также ее область применения и назначение, модель признана достоверной, а ее точность удовлетворительной для прогнозных и инженерных расчетов.

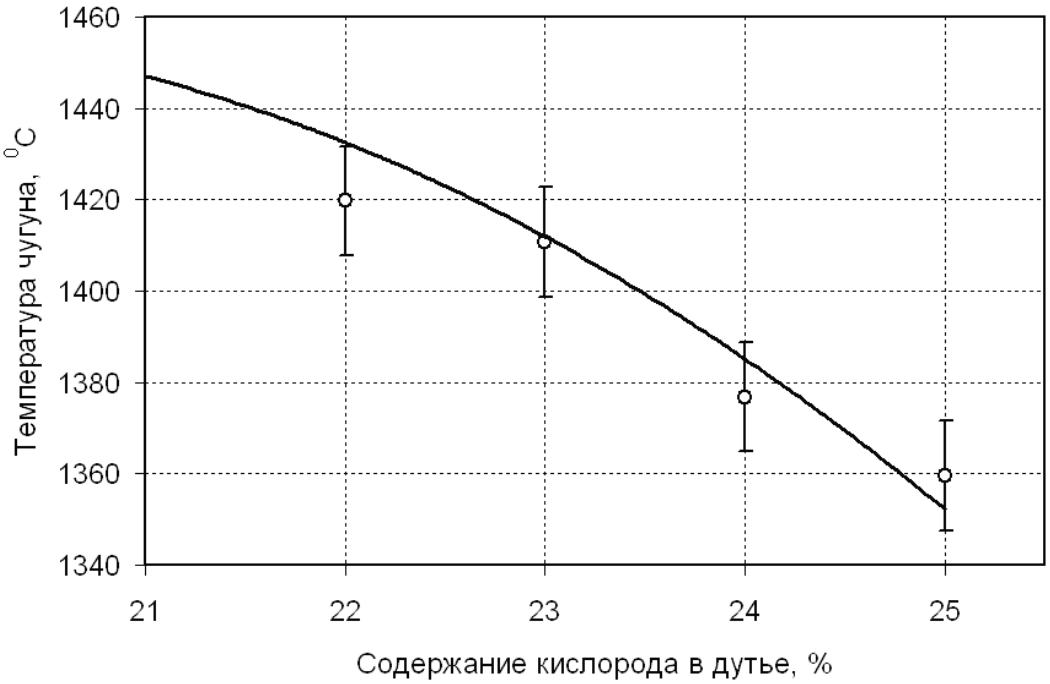


Рисунок 5 – Результаты определения температуры чугуна в зависимости от обогащения дутья кислородом: сплошная линия – математическое моделирование, точки – экспериментальные данные

Выводы: Разработана новая, усовершенствованная комплексная детерминированная математическая модель прочеса плавки чугуна и силикатных материалов в низкошахтных печах. Модель содержит блоки позволяющие учитывать применение ПУТ, подогрев и обогащение дутья кислородом. Модель прошла верификацию и признана достоверной.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Феоктистов А.В. Практика и перспективы промышленного применения низкошахтных печей / А.В. Феоктистов, А.П. Скуратов, И.Ф. Селянин, М.В. Темлянцев // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2016. – №18. – С. 69 – 77.

2. Лисиенко В. Г. Топливо. Рациональное сжигание, управление и технологическое использование: в 3 кн. Кн. 2 / В.Г. Лисиенко, Я.М. Щелоков, М.Г. Ладыгичев; под ред. В.Г. Лисиенко. – Москва: Теплотехник, 2004. – 832 с.

3. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.Л. Терентьев [и др.]. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2005. – 301 с.

4. Суханов Е.Л. Определение методом моделирования показателей доменного процесса при изменении условий плавки / Е.Л. Суханов, С.А. Загайнов, Ю.О. Раев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 8. – С. 129–133.

5. Разработка математической модели с переменной структурой для анализа и прогноза показателей работы доменной печи на основе отчетных данных / Л.Ю. Гилева, Ю.Г. Ярошенко, С.А. Загайнов, Е.Л. Суханов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1993. – № 4. – С. 51–55.

6. Разработка и внедрение математического и программного обеспечения для гибких технологических режимов работы доменных печей / С.А. Загайнов, О.П. Онорин, Л.Ю. Гилева [и др.] // Сталь. – 2000. – № 9. – С. 12–14.

7. Современные принципы построения математической модели доменного процесса для решения технологических задач / С.А. Загайнов, О.П. Онорин, Н.А. Спирин, Ю.Г. Ярошенко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 12. – С. 3–7.

8. Куценко А.И. Математическая модель ваграночной плавки / А.И. Куценко // Повышение эффективности литейного производства в 13-й пятилетке. – Ленинград: Ленинград. дом науч.-техн. пропаганды, 1989. – С. 40–43.

9. Селянин И.Ф. Расчет теплотехнических параметров ваграночной плавки с помощью ЭВМ / И.Ф. Селянин // Технологическая теплофизика. Раздел 1. Методы теплофизических исследований. – Тольятти: ТПИ, 1988. – С. 14–15.

10. Селянин И.Ф. Численное моделирование процессов в шахтных печах малого диаметра / И.Ф. Селянин, И.В. Романов // Повышение эффективности литейного производства: материалы науч.-техн. конф. – Ленинград: Ленингр. дом НТП, 1990. – С. 30–34.

11. Леви Л.И. Кислород в процессе получения чугунного литья / Л.И. Леви. – Москва: Машгиз, 1955. – 275 с.

12. Гиршович Н.Г. Прогрессивные процессы в литейном производстве / Н.Г. Гиршович, М.А. Иоффе. – Ленинград: ЛДНТП, 1956. – 254 с.

13. Феоктистов А.В. Теоретические основы разработки ресурсосберегающих технологий и интенсификации ваграночного процесса / А.В. Феоктистов. – Москва: Теплотехник, 2012. – 280 с.

14. Селянин И.Ф. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных печах малого диаметра. В 3 т. Т. 1 / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев. – Москва: Теплотехник, 2010. – 379 с.

15. Селянин И.Ф. Ваграночный процесс с оптимальным распределением дутья по высоте зоны горения / И.Ф. Селянин, Г.Л. Маркс: Новокузнецк, СибГГМА, 1997. – 213 с.

16. Чуханов З.Ф.. Некоторые проблемы топлива и энергетики / З.Ф. Чуханов. – М.: АНСССР., 1961. – 478 с.

17. Основы практической теории горения. Под ред. В.В. Померанцева. – Л.: Энергия, 1973. – 264 с.

18. Расчет нагревательных и термических печей. Справочное издание. Под ред. В.М. Тымчака. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

19. Обогащение дутья кислородом в ваграночном процессе. Экспериментальные данные. Аналитический анализ данных лабораторных и промышленных испытаний / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, В.А. Мыльников [и др.] // Перспективные промышленные технологии и материалы : науч. тр. СибГИУ / Сиб. гос. индустр. ун-т; отв. ред. В.Е. Громов, С.М. Кулаков. – Новосибирск, 2004. – С. 197 – 212.

20. Ярошевский С.Л. выплавка чугуна с применением пылеугольного топлива. М.: Металлургия, 1988. – 176 с.

21. Горбис З.Р. Теплообмен и гидромеханика дисперсных сквозных потоков. М.: Энергия, 1970. – 424 с.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Н.В. Кибко, У.И. Липатова, О.Е. Козырева

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

РАЗРАБОТКА СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ НА ОСНОВЕ ШЛАКА ПРОИЗВОДСТВА СИЛИКОМАРГАНЦА

Показана принципиальная возможность применения ковшевого шлака производства силикомарганца и пыли газоочистки алюминиевого производства для изготовления сварочных флюсов. Определено оптимальное содержание компонентов в сварочных флюсах. Приведены результаты металлографических исследований. Использование углеродфторсодержащей добавки позволяет снизить уровень загрязненности сварного шва неметаллическими включениями.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ и научно-производственного центра « Сварочные процессы и технологии».

Введение. В настоящее время возросло внимание к вопросу разработки новых флюсов и добавок к ним. Использование в качестве компонентов сварочных флюсов отходов металлургического производства значительно снижает себестоимость получаемых флюсов и позволяет эффективно использовать отходы производства. [1-8]. Данная работа приводит результаты по использованию в качестве сварочного флюса отвального ковшевого шлака производства силикомарганца и пыли газоочистки алюминиевого производства

Результаты и всестороннее рассмотрение вопроса. Исследование проводили с использованием флюса, изготовленного из ковшевого шлака производства силикомарганца, выплавленного в рудотермических печах углетермическим способом непрерывным процессом и пыли газоочистки алюминиевого производства (таблица 1).

Пыль газоочистки алюминиевого производства смешивали с жидким стеклом и использовали для изготовления углеродфторсодержащей добавки ФД-УФС по технологии, защищенной патентами РФ [9,10]. Изготовление флюса проводили путем дробления, грохочения, просева через сито на фракцию 0,45-2,5 мм ковшевого шлака производства силикомарганца и смешением с различным процентным содержанием углеродфторсодержащей добавки (1-й образец - без ФД-УФС и со 2 по 5-й образцы соответственно 2,4,6,8 % ФД-УФС). Отработку сварочных режимов проводили сварочным трактором ASAW-1250 с использованием сварочной проволоки марки Св-08ГА диаметром 4 мм. Сварку пластин 500×75 мм толщиной 16 мм проводили встык двухсторонней сваркой без скоса кромок под слоем флюса. Сварку образцов проводили на режимах: Iсв=700 А; Uд=30 В; Vсв=35 м/час.

Таблица 1 – Химический состав компонентов

Компонент	MnO	SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	FeO	Na_2O	K_2O	F	S	P	C
шлак производства силикомарганца	8,01	46,46	22,85	6,48	9,62	0,38	0,36	0,62	0,76	0,17	0,01	
пыль газоочистки производства силикомарганца	0,6	2,33	2,1	0,8	43,27	2,1	10,6	0,8	23,6	0,38	0,10	12,5

Полученные сварные швы приведены на рисунке 1.

Металлографический анализ осуществляли с помощью микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений от ×100 до ×1000 после травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 при увеличении ×100. Исследование

продольных образцов на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778-70. Полированную поверхность изучали при увеличении ×100 с помощью микроскопа OLYMPUS GX-51.

а

б

в

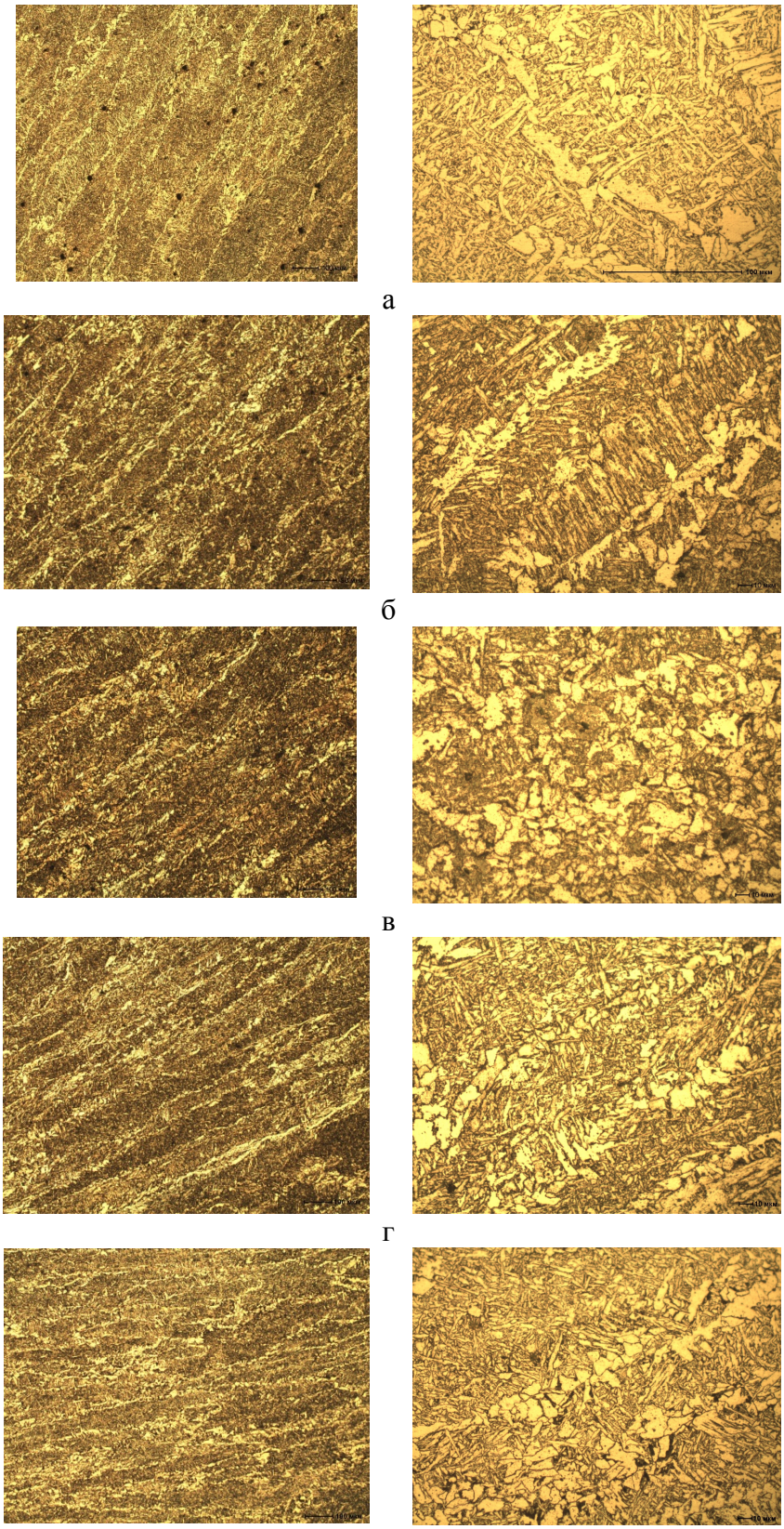
г

д

а – образец 1, б – образец 2, в – образец 3, г – образец 4,д- образец 5

Рисунок 1 – Валик сварного шва образцов

Металлографический анализ показал, что сварные швы исследуемых образцов имеет феррито-перлитную структуру с видманштеттовой направленностью, которая характеризуется наличием отдельных участков феррита, имеющих игольчатое строение. В некоторых областях присутствует полосчатость феррито-перлитной структуры (рисунок 2).



а – образец 1, б – образец 2, в – образец 3, г – образец 4, д – образец 5

Рисунок 2 – Микроструктура сварного шва исследуемых образцов

Величина зерна в структуре сварного шва образца № 1 по шкале зернистости соответствуют № 4, 5. Размер зерна в структуре сварного шва образцов № 2 и № 3 соответствует № 5, 6 и 7. Величина зерна для образцов № 4 и № 5 соответствует № 5,6,7. Таким образом, установлено, что повышение содержания ФД-УФС в исследуемых составах флюсов способствует измельчению зерна аустенита сварного шва.

Исследования характера неметаллических включений показали, что в зоне сварных швов изученных образцов обнаружены силикаты недеформирующиеся, силикаты хрупкие, оксиды точечные и оксиды строчечные (рисунок 3).

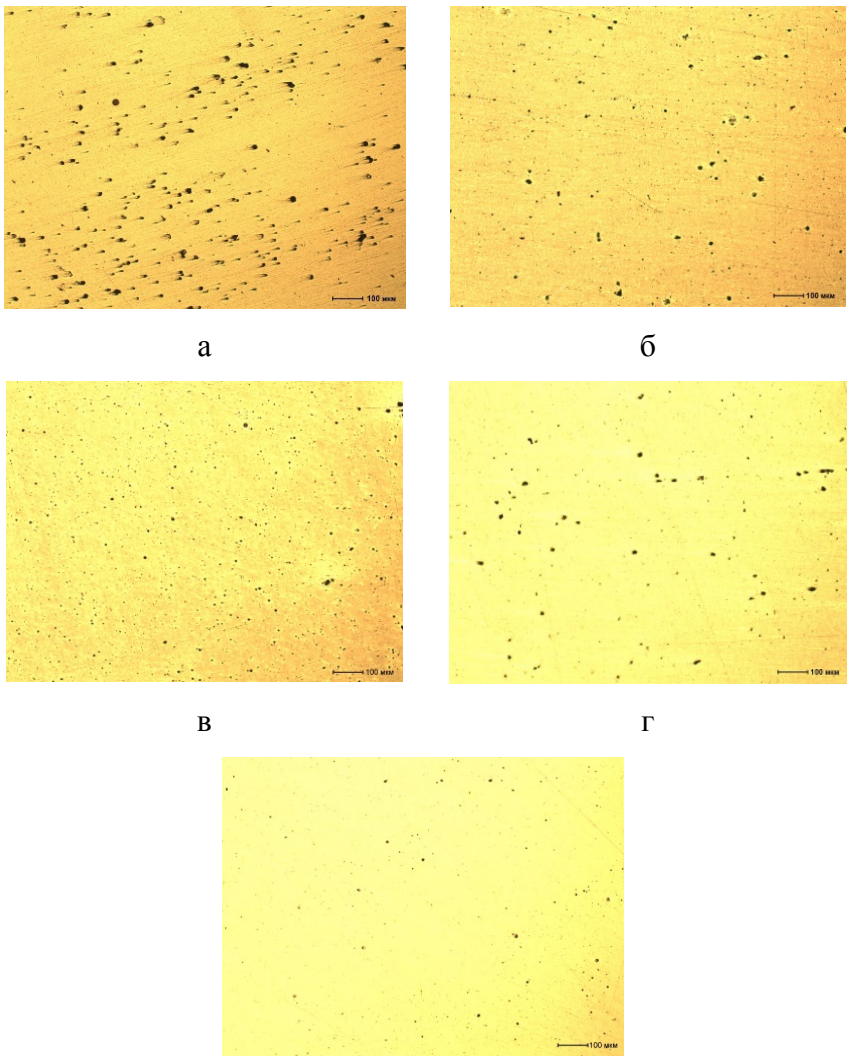


Рисунок 3 – Характер неметаллических включений в зоне сварного шва исследуемых образцов

В зоне сварного шва образца № 1 обнаружены оксиды точечные балла 1 а, силикаты недеформирующиеся в основном балла 4 б и 3 б и реже балла 4 а, редко встречаются силикаты хрупкие балла 3 б. В зоне сварного шва образцов

№ 2 и № 3 присутствуют силикаты недеформирующиеся балла 2б, 4б и оксиды точечные балла 1 а. В зоне сварного шва образца № 4 обнаружены силикаты недеформирующиеся балла 2б, 1б и оксиды точечные балла 1 а. В зоне сварного шва образца № 5 присутствуют силикаты недеформирующиеся балла 2 б и оксиды точечные балла 1а. Причем, как видно уровень загрязненности сварного шва (рисунок 3) введение в состав шлака производства силикомарганца углеродфторсодержащей добавки (ФД-УФС) снижает уровень загрязненности сварного шва неметаллическими включениями, обеспечивая уменьшение их количества и размеров, в том числе снижает уровень загрязненности силикатами хрупкими.

Проведенные исследования легли в основу технологии производства сварочных флюсов на основе шлака производства силикомарганца и углеродфторсодержащей добавки марки ФД-УФС [11,12].

Выводы:

В результате проведенных лабораторных экспериментов показана принципиальная возможность применения шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов.

Введение в шлак производства силикомарганца углеродфторсодержащей добавки марки ФД-УФС способствует улучшению структуры сварного шва, измельчая зерно.

Введение углеродфторсодержащей добавки обеспечивает снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями сварного шва, уменьшаются их размеры и количество.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams/ Yu. S. Volobueva, O. S. Volobueva, A. G. Parkhomenkob, E. I. Dobrozhelac & O. S. Klimenchukd//Welding International.– 2012. – Volume 26. – № 8. – p. 649-653

2. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties/ Amado Cruz Crespoa, Rafael Quintana Puchola, Lorenzo Perdomo Gonzáleza, Carlos R. Gómez Péreza, Gilma Castellanosa, Eduardo Díaz Cedréa & Tamara Ortíza / Welding International. – 2009. – Volume 23. – № 2. – p. 120-131

3. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding / V.V. Golovko & N.N. Potapov // Welding International. – 2011. – Volume 25. – № 11. – p. 889-893.

4. New carbon-fluorine additives for welding fluxes / N.A. Kozyrev, N.E. Krukov, R. Ev. Krukov, A.V. Roor, L.P. Bashchenko, U.I. Lipatova / Steel in Translation. – 2015. – Т. 45. – № 4. – P. 251-253.

5 Гасик М.И, Лякишев Н.П. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов – М.: СП Интермет инжиниринг, 1999. – 764 с.

6. Рысс М.А. Производство ферросплавов/ М.А. Рысс. – М.:Металлургия, 1985. – 344с.

7. Потапов, Н. Н. Сварочные материалы для дуговой сварки: справочник. В 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы: справочное пособие / Н. Н. Потапов, Б. П. Конищев, С. А. Курланов [и др.] ; ред. Н. Н. Потапов. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.

8. Подгаецкий, В. В. Флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки / В.В. Подгаецкий, Д.М. Рабкин. -Киев : Изд-во АН УССР, 1954.-56с.

9. Пат. 2484936 РФ, МПК [8] B23 K35/362 Керамический флюс-добавка/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет. – № 2012104939/02 (007484), Заявл. 13.02.2012.

10. Пат. 2564801 РФ, МПК [8] B23 K35/362 Флюс-добавка / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова». – № 2013144914/02(069340) ; заявл. 07.10.2013 ; опубл. 10.10.2015

11. Решение о выдаче патента № 2014122996 Флюс для сварки / Крюков Н.Е. Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова», Заяв. 05.06.14 .

12. Решение о выдаче патента № 2014123002 Флюс для механизированной сварки и наплавки стали / Крюков Н.Е. Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова», Заяв. 05.06.14.

УДК 669.04

О.А. Уварова, К.Е. Максакова, Е.Б. Костерев, С.Н. Стрельников

ОА «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ИЗВЕСТИ

Разработана, апробирована и внедрена технология циклического обжига на шахтной 200 тонной печи в промышленных условиях, предусматривающая сочетание режимов активного обжига и томления.

Worked out, technology of the cyclic burning is approved and inculcated on a mine 200 to the ton stove pilot-scale, envisaging combination of the modes of the active burning and suffering.

АО ЕВРАЗ ЗСМК является производителем и потребителем металлургической извести. Известь производится в шахтных противоточных печах отапливаемых природным газом. Для получения извести используется флюсовый известняк Гурьевского рудоуправления фракции 40-80 мм.

В настоящее время технология обжига известняка в шахтных печах ЦОИ – непрерывный технологический процесс. При вынужденном снижение объема производства извести в ЦОИ шахтные печи останавливают. При выводе печей на рабочий режим после остановки возникает ряд проблем, в частности, требуется дополнительный расход энергоресурсов (топлива, электроэнергии), увеличивается время получения кондиционной извести. Любая технологическая остановка печей негативно влияет на состояние футеровки и г/в балок, что при многократных остановках приводит к уменьшению срока службы печи. В период вынужденных технологических простоев шахтных печей (в том числе и из-за перепроизводства извести) предлагается переходить на новую технологию цикличного обжига. Каждый цикл состоит из периодов активного обжига и томления, где процесс декарбонизации известняка продолжается за счет аккумулированного тепла.

Отработка технологии цикличного обжига проводилась на 200 - тонной шахтной печи, оборудованной двумя балочными и двадцатью периферийными горелками.

Работа проводилась по следующей методике. На печи при непрерывном процессе обжига устанавливался тепловой режим, фиксировались все параметры работы печи. Выполнили контрольные замера производительности с оценкой качества готовой извести с конвейера отгрузки готовой извести пробы фракцией 13-60 мм.

Контроль параметров работы печи проводили по стационарным приборам. При отклонении параметров от требуемых значений производилась корректировка расхода газа и воздуха на периферийные горелки и газовоздушные балки по ярусам. По составу дымовых газов определялась полнота сжигания топлива и газоплотность механизма загрузки, а также интенсивность диссоциации известняка. Пробы дымовых газов отбирались с коробов отсоса печей. Химический анализ проб дымовых газов выполнялся на приборах «Монолит».

Перевод печи на цикличный режим работы осуществлялся по разработанному тепловому режиму. Каждый цикл состоял из периодов активного обжига и томления. Сопоставительные данные о работе печи по двум моделям обжига приведены в таблице.

В процессе отработки период активного обжига составлял 5 часов и период томления 3 часа. В период активного обжига в печь подавали необходимое количество газа для разогрева и аккумуляции тепла в печи. В этот период проводили загрузку и выгрузку печи.

В период томления загрузку и выгрузку печи прекратили. Прекратили подачу природного газа (рисунок 1), остановили вентилятор на подачу воздуха как первичного на г/ балки, так и вторичного. Снизили разрежение на дымососе до 100 мм вод. ст. В период томления процесс декарбонизации известняка продолжался в результате использования аккумулированного тепла, при умеренных температурах, при условии мягкого обжига извести без локально высоких температур.

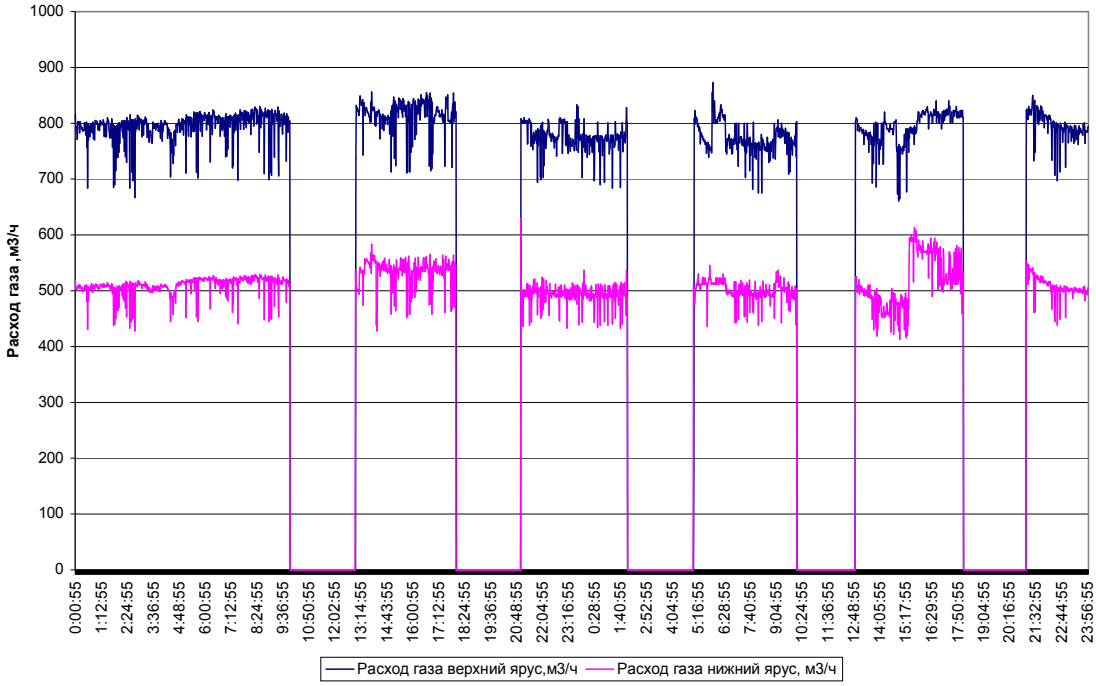


Рисунок 1 – Диаграмма подачи природного газа в периоды активного обжига и томления по приборам КИП и А.

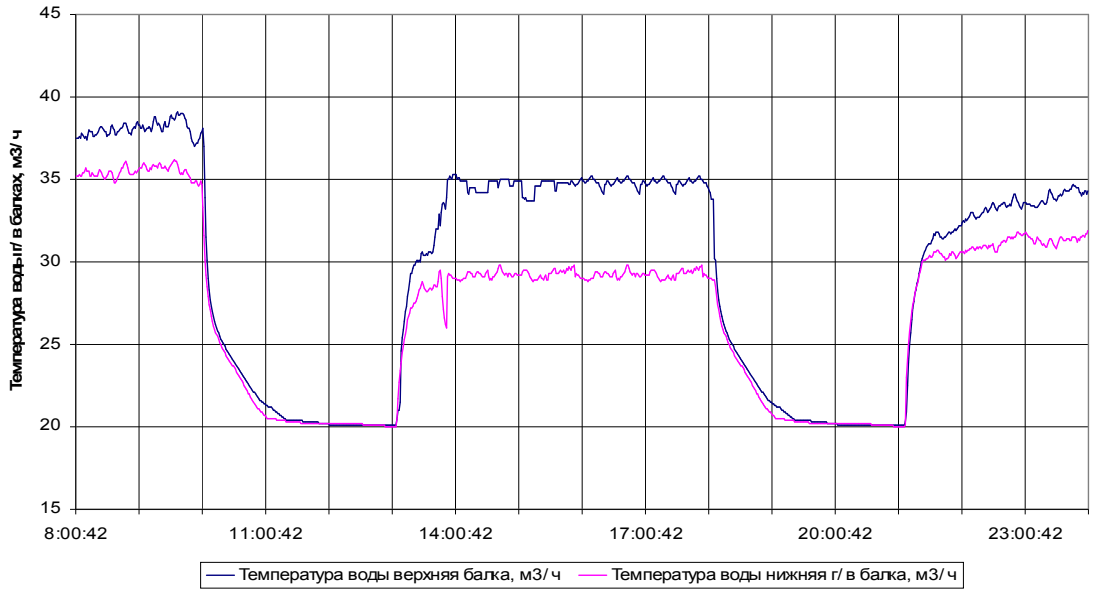


Рисунок 2 – Диаграмма температуры воды нижней и верхней г/в балок в периоды активного обжига и томления по приборам КИП и А.

Косвенно оценить температуру обжига можно было по температуре воды на г/в балках. Так, например, температура воды на г/балках во время активного обжига находилась в пределах от 30 ^{0}С до 35 ^{0}С, а во время томления снижалась до 20 ^{0}С (рисунок 2). Более умеренные температуры в зоне обжига при цикличном режиме исключают образование пережога извести и образование сваров.

Анализируя результаты качества извести по двум моделям обжига (непрерывному и цикличному) следует отметить, что степень обжига известняка [1] чуть выше при цикличном обжиге на 0,6 % (таблица 1).

Таблица 1 – Показатели работы печи при непрерывном обжиге и цикличном обжиге

Показатели	Модель обжига			Отклонение %
	непрерывный	цикличный		
		Период активного обжига	Период томления	
Продолжительность подачи природного газа, ч	24	15	0	**-37,5**
Производительность печи, т/сутки (т/ч)	180 (7,5)	125 (5,2)		**-30,5**
Расход газа, $м^3$/ч	1250	1350	0	**+8,0**
Расход газа, $м^3$/сутки	30000	20250	0	**-32,5**
Удельный расход извести, кг усл.т./т	197,6	192,0	-	**-2,8**
Анализ качества извести				
Содержание (CaO+MgO) в извести	84,9 - 91,6	87,3 - 91,3		
Среднее значение	**88,5**	**89,2**		**+ 0,7**
ППП (потери при прокаливании)	6,6 – 13,4	7,0 - 12,3		
Среднее значение	**9,7**	**9,2**		**- 0,5**
Степень обжига	87,8	88,4		**+0,6**

По обеим моделям обжига отмечены значительные колебания содержания (CaO+MgO) в отобранных пробах извести - при непрерывном обжиге от 84,9 до 91,6 %, а при цикличном обжиге от 86,3 до 91,3 %, что объясняется разовым и ручным отбором проб с конвейера выгрузки. Анализы проб отходящих газов подтверждают процесс декарбонизации известняка в период активного обжига: содержание CO_2 _ 20÷21 %, результаты аналогичны непрерывному обжигу. В период томления за счет аккумулированного тепла декарбонизация известняка продолжается, что подтверждается содержанием CO_2 на уровне 10÷11,0 %. Режим термостатирования (цикличный режим) позволяет снизить расход природного газа на 5,6 кг усл. т./т извести. В период томле-

ния выгрузку извести из печи начинали после 2,5 часов томления, то есть 0,5 ч выгружали известь без подачи природного газа, соответственно производительность печи составила 125 т/сутки.

В процессе апробации цикличной технологии, при режиме работы цикла 8 часов, период томления составлял 37,5 % от продолжительности цикла, и потеря производства составила 30 %. Снижение продолжительности томления до 2 часов (25 % от продолжительности цикла) позволит уменьшить потерю производства до 20 %.

Разработана, апробирована и внедрена технология цикличного обжига шахтной 200 тонной печи в промышленных условиях, предусматривающая сочетание режимов активного обжига – 5 ч и томления – 3 ч.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Монастырев А.В. Производство извести, «Высшая школа», 1978.

УДК 669. 162. 12:622

В.М. Павловец

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

РАСШИРЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЕЙ

Предложена методология расширения функциональных возможностей центробежных пылеуловителей. Проанализирована технологическая работа центробежных пылеуловителей, наделенных функцией брикетирования уловленной пыли.

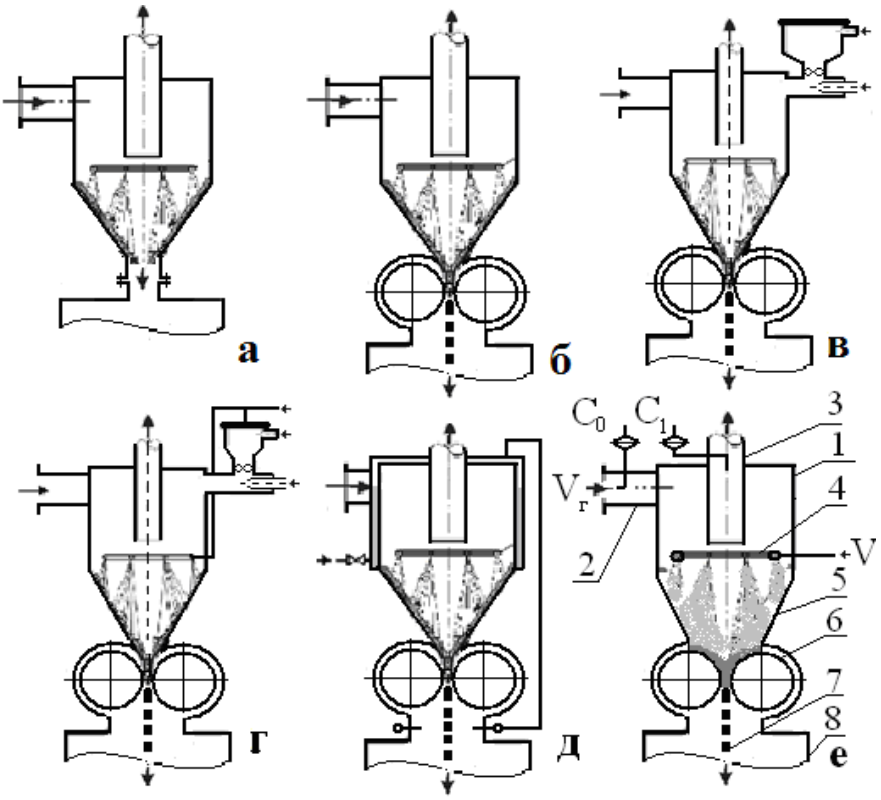
The methodology of extending the functionality of the centrifugal dust collectors. Analyzed the process of centrifugal dust separators work with functions briquetting collected dust

Центробежные пылеуловители в одиночном и групповом исполнении широко используются в металлургической промышленности для грубой очистки технологических газов на первой ступени систем пылеулавливания [1]. Принцип пылеулавливание в этих устройствах основан на формировании вращающимся запыленным потоком газов центробежной силы в корпусе вращения (цилиндр, конус, цилиндроконус), которая ориентирует твердые частицы пыли к твердой внутренней стенке корпуса циклона, где происходит первичная агрегация частиц. После чего потоки частиц под действием грави-

тационных сил поступают в пылесборник, а затем, как правило, направляются в шламохранилище гидроудалением. Недостатком этих пылеуловителей является низкая эффективность пылеулавливания особенно при улавливании мелкодисперсных частиц пыли размером менее 10-20 мкм, обладающих низкой плотностью (углеродосодержащие, золошлаковые и др.). Попытки повысить эффективность пылеулавливания установкой различных отсекателей пыли в рабочем пространстве циклона привели к повышению эффективности пылеулавливания на 10-20 % [2], но эти мероприятия существенно усложнили конструкцию пылеуловителя и повысили его аэродинамическое сопротивление. Более радикальным мероприятием в технологии очистки газов от пыли явилось использование жидких и твердых коагулянтов, распыленных в рабочем пространстве пылеуловителя сжатым воздухом (рисунок 1, а). На способы очистки газов от пыли с участием жидких и твердых коагулянтов, распыленных в рабочем пространстве пылеуловителя, были получены охранные документы. В этих устройствах наряду с центробежной силой на твердые частицы действуют поверхностно-активные коагуляционные силы, формирующие физико-химическое взаимодействие коагулянтов с улавливаемыми частицами.

В качестве жидких коагулянтов улавливаемой пыли предлагается использовать диспергируемые жидкости, обладающие высокими поверхностно-активными свойствами. К их числу относятся хорошо известные связующие: сульфит-дрожжевая бражка (СДБ) растворы гашеной извести, жидкого стекла и другие распространенные материалы (рисунок 1, а). В качестве пухонитевидных коагулянтов предложено использовать отходы мехового и текстильного производства (рисунок 1, в), обладающие развитой поверхностью, в которую механически внедряются частицы улавливаемой пыли. Орошение рабочего пространства пылеуловителя твердым сыпучим коагулянтом (древесные опилки, стружки) позволяет существенно повысить концентрацию твердожидкостного коагулянта в рабочем пространстве пылеуловителя (рисунок 1, г). Органические коагулянты способны выполнять функцию армирующего слоя в брикетах, повышая их механическую прочность. При последующей термической обработке брикетов они являются источником дополнительной тепловой энергии и структурообразующими добавками. Количество органических коагулянтов, распыленных в рабочем пространстве пылеуловителя, не должно снижать сыпучесть образующейся массы в пылесборнике.

В процессе лабораторных экспериментов, проведенных на холодных моделях пылеуловителей, установили, что при использовании подобных высокоактивных материалов в качестве коагулянтов пыли в пылесборнике образуется сыпучая смесь, которая способна загустеть в процессе её длительного накапливания. Чтобы исключить развитие этого процесса и подвергнуть массу окускованию непосредственно после процесса пылеулавливания, предложено в пылесборнике циклона установить валковый пресс для брикетирования массы (рисунок 1, б).



В позиции е: 1 – корпус пылеуловителя; 2, 3 – подводящий и отводящий патрубки; 4 – система жидкостного орошения; 5 – пылесборник; 6 – валковый пресс; 7 – брикеты; 8 – бункер брикетов

Рисунок 1 – Конструктивные схемы центробежных пылеуловителей: а – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом (патент РФ № 2259240); б – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом и валковым прессом (патент РФ № 2392059); в – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом, валковым прессом и дополнительно организованным орошением рабочего пространства пухонитевидным коагулянтом (патент РФ № 2451537); г – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом, валковым прессом и дополнительно организованным орошением рабочего пространства твердым сыпучим коагулянтом (патент РФ № 2392059); д – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом, валковым прессом и теплообменником (патент РФ № 2531313); е – снабженных системой орошения рабочего пространства жидким коагулянтом, валковым прессом и расширенной нижней частью пылесборника

Технологическая работа валкового пресса хорошо известна в технике [3], а его конструкция удачно вписывается в технологический процесс очистки газов в циклоне с коническим пылесборником, выполняющим функцию питателя прессуемой массы для валкового пресса. Принцип валкового прессования заключается в уплотнении твердых частиц между двумя вращающимися в противоположном направлении валками [3]. На цилиндрической поверхности валков крепятся бандажи, на которых выфрезерованы ячейки в ви-

де симметричных полукруглых брикетов. Подготовленная масса подается в пространство между валками и заполняет ячейки, которые при вращении совпадают между собой, производя прессование сыпучего материала. За линией центров ячейки расходятся и брикеты выпадают под действием силы тяжести.

Конструктивно такой гибридный пылеуловитель можно дополнительно снабдить теплообменником, утилизирующим тепло отходящих технологических газов (рисунок 1, д). Чтобы исключить налипание образующейся массы на стенки и ускорить движение массы на внутренней поверхности пылесборника, валковый пресс предложено установить в нижней части корпуса циклона и расширить нижнюю часть пылесборника (рисунок 1, е). В такой конструкции смесь уловленной пыли и коагулянта осаждается непосредственно на рабочие поверхности вращающихся валков и сразу поступает на брикетирование. Чтобы брикетируемая смесь в процессе пылеулавливания не накапливалась в пылесборнике пылеуловителя, скорость вращения валков пресса должна иметь оптимальное значение. Скорость вращения валков пресса можно вычислить, используя технологические и конструктивные параметры пылеуловителя.

Согласно материальному балансу процесса пылеулавливания сумма массового расхода уловленной пыли $M_п$, кг/с, и коагулирующей жидкости $M_ж$, кг/с, на входе в валковый пресс должна быть равна массовому расходу (выходу) брикетов $M_б$, кг/с, сформованных из уловленной пыли и коагулирующей жидкости на выходе из валкового пресса (без учета потерь прессуемой массы), т.е.:

$$M_п + M_ж = M_б, \quad (1)$$

Массовый расход уловленной пыли вычисляется по выражению:

$$M_п = (C_0 - C_1)\cdot V_г, \quad (2)$$

где C_0 и C_1 – запыленности очищаемого и очищенного потоков газа, кг/м^3; $V_г$ – объемный расход очищаемого газа, м^3/с.

Запыленности очищаемого и очищенного потоков газа и объемный расход очищаемого газа для пылегенерирующей установки, работающей в установившемся технологическом режиме, являются величинами относительно стабильными [1]. Это известно из практики работы промышленных агрегатов, что позволяет использовать их для расчета скорости вращения валкового пресса. Запыленности очищаемого газа и очищенного потока определяются стандартными методами внешней или внутренней фильтрации. Объемный расход очищаемого газа определяется по технической (паспортной) характеристике дымососа или вентилятора.

Массовый расход коагулирующей жидкости вычисляется по формуле:

$$M_ж = V_ж \cdot \rho_ж, \quad (3)$$

где $V_ж$ – объемный расход коагулирующей жидкости, м^3/с; $\rho_ж$ – плотность коагулирующей жидкости, кг/м^3.

Плотность коагулирующей жидкости является величиной справочной. Объемный расход коагулирующей жидкости $V_ж$ определяется по стандартному счетчику жидкости и является стабильной характеристикой.

Массовый расход (выход) брикетов на выходе из валкового пресса после брикетирования рассчитывается по формуле:

$$M_б = \pi D \cdot n \cdot B \cdot L \cdot \rho_б, \quad (4)$$

где D – диаметр валков валкового пресса, м; n – частота вращения валков пресса, $с^{-1}$; B – длина валков в зоне пылевыпускного отверстия пылесборника (рисунок 2), м; $\rho_б$ – плотность брикетов, $кг/м^3$; L – размер брикетов, м.

В последнем выражении D, B – конструктивные параметры валкового пресса (рисунок 2). Величины L, $\rho_б$ – заданные технологические параметры брикетов после брикетирования смеси.

Частота вращения валков пресса n определяется расчетом по формуле (5), после подстановки выражений $M_п$, $M_ж$ и $M_б$ в уравнение (1):

$$n = [V_г (C_0 – C_1) + V_ж \cdot \rho_ж] / \pi \cdot D \cdot B \cdot L \cdot \rho_б, \quad (5)$$

Достоинством технического решения, в котором оптимальная частота вращения валков пресса задается по формуле (5), является то, что при изменении параметров коагулирующей жидкости ($V_ж$, $\rho_ж$) и параметров брикетов (L, $\rho_б$) можно оперативно изменить частоту вращения валков пресса.

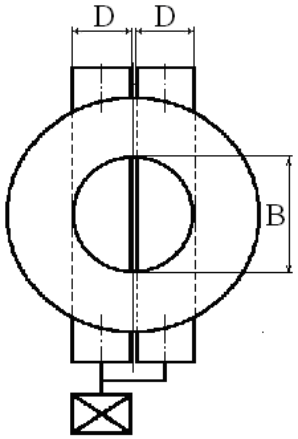
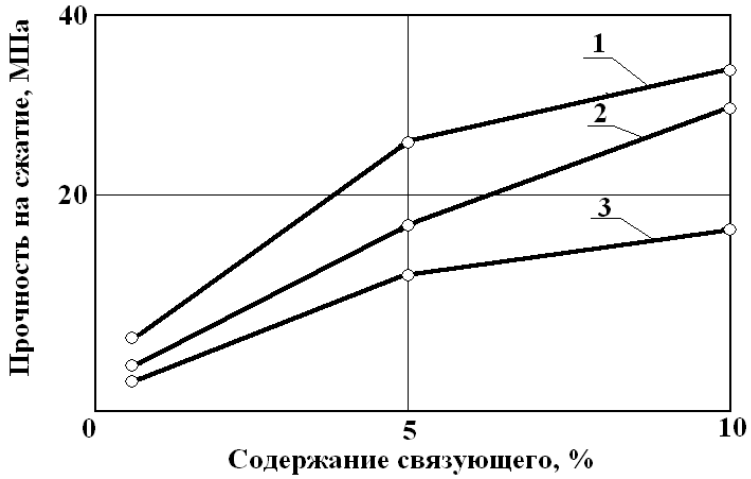


Рисунок 2 – Схема пылеуловителя на уровне горизонтального сечения пылевыпускного отверстия пылесборника

Изменение частоты вращения валков пресса возможно с помощью частотного преобразователя мощности привода валков, включенного в систему автоматического регулирования аэродинамического режима работы пылегенерирующего устройства.

Для оценки прочности брикетов, которые технически возможно получать на предлагаемой конструкции пылеуловителя (рисунок 1, е), в лабораторных условиях был проведен процесс брикетирования железосодержащих шламов ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В качестве связующих (коагулирующие жидкости в рассмотренных технологиях очистки газов от пыли) для брикетируемых шламов использовали водный раствор бентонитовой глины, СДБ и 50 % водный раствор жидкого стекла. Естественную сушку брикетов (размером 15×15×10 мм) проводили на открытом воздухе в течение 24 часов при температуре 20 ^{0}С. Результаты экспериментов по измерению прочности брикетов в зависимости от содержания связующего, приведены на рисунке 3.



Вид связующего: 1 – сульфит-дрожжевая бражка, 2 – 50 %-й раствор жидкого стекла, 3 – водный раствор бентонитовой глины

Рисунок 3 – Изменение прочности брикетов после естественной сушки в зависимости от содержания связующего

Установили, что брикетируемая масса обладает хорошей прессуемостью, а полученные брикеты характеризуются высокой механической прочностью. Прочность брикетов можно регулировать содержанием связующего и давлением прессования. Было установлено, что с увеличением продолжительности выдержки на открытом воздухе и применением термической сушки прочность брикетов значительно повышается, что благоприятно для последующей транспортировки к потребителям и утилизации.

Выводы. В работе показана техническая возможность расширения функциональных возможностей центробежного пылеуловителя, снабженного системой орошения рабочего пространства коагулирующей жидкостью и валковым прессом для брикетирования уловленной пыли.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пылеулавливание и очистка газов в металлургии / В.М. Алешина [и др.]. – М.: Металлургия. – 1984. – 336 с.

2. Павловец В.М. Исследование процесса пылеосаждения в центробежном пылеуловителе / В.М. Павловец // – Известия вузов. Черная металлургия. – 1998. – № 10. – С. 70 –73.

3. Ожогин В.В. Основы теории технологии брикетирования измельченного металлургического сырья / В.В. Ожогин. – Мариуполь: ПГТУ. – 2010. – 442 с.

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 661.665.1:66.096.5

В.А. Бородуля, Л.М. Виноградов, А.Ж. Гребеньков, А.А. Михайлов

ГНУ «Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси», Республика Беларусь, г. Минск

СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ В ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОМ РЕАКТОРЕ С КИПЯЩИМ СЛОЕМ УГЛЕРОДНЫХ ЧАСТИЦ

Рассмотрены физико-химические особенности образования карбида кремния в электротермическом реакторе при взаимодействии кремнезёма с псевдоожижаемым углеродным восстановителем. Представлены гранулометрический состав, РФА-спектры и морфология полученных образцов SiC. Предполагается существенная роль в механизме образования карбида кремния промежуточного продукта монооксида кремния. Разработана и апробирована на созданной автоматизированной экспериментальной установке технология синтеза порошков карбида кремния карботермическим восстановлением кремнезёма в реакторе электротермического кипящего слоя.

Production of silicone carbide in electrothermal fluidized bed reactor was studied. Main physical and chemical features of the reaction between silica and carbon reducer were examined. Here we present grading data, XRF spectra and morphology of obtained samples. We suggest significant role of intermediate product, silicone monoxide, in mechanism of silicone carbide production. The automated experimental unit with electrothermal fluidized bed was built and with its aid, the technology of silicone carbide powder synthesis was approved.

Введение

Карбид кремния (SiC) благодаря сочетанию высоких механических, электротехнических и физико-химических характеристик является основным компонентом при реализации современных конструктивно-технических решений в различных областях высокотехнологических производств – керамические и полимерные композитные материалы и покрытия, авиа- и ракетно-космические технологии, атомная промышленность, электроника и полупроводниковая техника [1-3].

Известно достаточно много методов получения карбида кремния, однако традиционным способом промышленного производства остается длительное карботермическое восстановление кремнезёма углеродом, которое проводится в крупнотоннажных электрических печах при температуре свыше 1800^{o}C (способ G. Acheson). Для получения мелкодисперсного и однородного по составу и чистоте порошка карбида кремния образующийся кусковой продукт подвергается дальнейшей обработке со значительным объемом ручного

труда. Производство характеризуется значительным энергопотреблением, низким выходом товарного карбида кремния и повышенными вредными выбросами в окружающую среду [4-6].

Техническое совершенствование отрасли направлено главным образом на снижение издержек производства и на получение высокодисперсных порошков карбида кремния, поскольку используемый в составе конструкционных материалов SiC должен удовлетворять достаточно жестким требованиям по дисперсности, фазовому и химическому составу.

Среди предложений дальнейшего развития технологии синтеза карбида кремния и других тугоплавких соединений (карбиды, нитриды) заслуживает внимание использование реактора электротермического кипящего слоя (ЭТКС) который по сравнению с лучшими зарубежными технологиями и существующими производствами позволяет контролировать морфологию и состав получаемого материала, обеспечить его однородность и чистоту, высокую производительность, снизить затраты энергии, автоматизировать технологический процесс [7-13]. В данной работе представлены результаты экспериментального исследования на созданной автоматизированной установке синтеза порошков карбида кремния методом карботермического восстановления кремнезёма в реакторе ЭТКС.

Описание эксперимента

Особенностью реактора ЭТКС является наличие высокореакционной среды в кипящем слое восстановителя – углеродных частиц, через которые проходит электрический ток. Выделяющаяся при этом энергия обеспечивает протекание эндотермических реакций, а электрические разряды между псевдоожижаемыми частицами создают область микроплазмы и разрушают химические связи в молекулах реагирующих веществ. Происходит высокоэнергетическая активация реагентов, в реакторе достигаются высокие температуры (1200 ^{o}C и выше). Следует отметить, что внутренний нагрев углеродных частиц при протекании электрического тока принципиально более эффективен для теплообмена, чем их нагрев при обтекании горячим газом. Все это позволяет значительно интенсифицировать протекающие химические реакции [8].

В числе основных отличий осуществления химических превращений в реакторе ЭТКС по сравнению с их проведением в струе газовой плазмы является высокая эффективность резистивного нагрева частиц, чем в случае распространения тепла от плазмы к частице.

Из-за большей массы частицы по сравнению с газом плазмы существует разница в коэффициентах их нагрева и за короткое время пребывания внутри факела газовой плазмы не происходит прогрев все твердой частицы. В последнем случае разница температуры между поверхностью и центром частицы может составлять до 1000^{o}C.

Процесс получения мелкозернистого карбида кремния осуществляется в вертикальном графитовом реакторе с ЭТКС при температурах 1400–1800°C. Непрерывная загрузка исходных материалов – кремнезёма (кварцевого песка)

и углеродного восстановителя производится в верхней части реактора, выгрузка продукта – через выводной канал в его нижней части. Образование карбида кремния происходит путем взаимодействия углерода с промежуточными кремнийсодержащими газообразными компонентами (рисунок 1).

Исходным сырьем для получения мелкодисперсного карбида кремния являются измельченные до размера 0,1–0,4 мм кварцевый песок SiO_2 и углеродный восстановитель С в виде нефтяного кокса или малозольного угольного карбонизата рексила.

Получаемый в результате карботермического восстановления кремнезёма мелкодисперсный карбид кремния представляет собой частицы размером до 0,4 мм различной пористости, которые находятся в мелкодисперсной смеси прокаленного углеродного восстановителя с полным удалением влаги и летучих и, в некоторых случаях, непрореагировавшего кремнезёма.

Выделяющийся в процессе образования карбида кремния оксид углерода СО в смеси с азотом направляется по газопроводу на выброс в вентиляционную систему.

Суммарную эндотермическую реакцию карботермического восстановления SiO_2 можно представить в виде:

$$SiO_{2\ (тв/ж)} + 3C_{(тв)} = SiC_{(тв)} + 2CO_{(г)}, \qquad (1)$$

однако она не отражает сложного механизма образования карбида кремния, который включает ряд последовательных стадий и параллельных реакций. Основным участником карботермического восстановления SiO_2 считается летучий монооксид кремния SiO, образующийся при испарении и диссоциации кремнезёма:

$$SiO_{2(жидк.)} \rightarrow SiO_{2\ (газ)} \rightarrow SiO_{(газ)} + O_2\ , \qquad (2)$$

а также при взаимодействии расплава SiO_2 с углеродом при температуре выше 1750°С

$$SiO_{2(жидк.)} + C_{тв} = SiO_{(газ)} + CO_{(газ)} \qquad (3)$$

Монооксид кремния SiO поглощается углеродом с образованием карбида кремния

$$SiO_{(газ)} + 2C_{(тв)} = SiC_{тв} + CO_{(газ)} \qquad (4)$$

В соответствии с предложенным химизмом два процесса играют существенную роль в механизме образования карбида кремния:

а) испарение кремнезёма и диссоциация с образованием SiO;

б) поглощение паров SiO углеродным восстановителем с образованием карбида кремния.

Синтез карбида кремния происходит на поверхности частиц углеродного восстановителя, к которой проникают пары монооксида кремния путем диффузии через слой образующегося SiC [14, 15].

Для повышения выхода карбида кремния желательно, чтобы скорость поглощения паров SiO (б) была выше, чем процесса (а). В противном случае частично SiO будет отгоняться. На скорость поглощения SiO с образованием карбида кремния существенное влияние оказывает близость расположения частиц углеродного восстановителя к частицам кремнезёма, а также величина

поверхности их соприкосновения: чем больше последняя, тем полнее поглощение и более интенсивнее процесс испарения. Поглощение паров SiO зависит в основном от величины удельной поверхности углеродных частиц, которая в свою очередь зависит главным образом от микропористости, а также крупности частиц, возрастая с увеличением тонкости помола, и свойств поверхности углеродистого материала. Существенную роль играет количество золы и ее состав, поскольку увеличение зольности ухудшает условия процесса, затрудняя контакт между кремнезёмом и углеродом.

Разработанная автоматизированная экспериментальная установка с реактором ЭТКС (рисунок 1) содержит следующие составные части:

- реакторный блок;
- система газораспределения и продувки всех узлов установки;
- система вывода и утилизации образующихся газообразных продуктов;
- система газового анализа;
- системы подачи в реактор исходных материалов и вывода твердых продуктов;
- система измерения температуры;
- регулируемый источник электропитания;
- система автоматизированного управления и контроля.

Рисунок 1 – Экспериментальная установка с реактором ЭТКС (внутренний диаметр реактора 180 мм, напряжение на электродах ДС 0-200 В, электрический ток до 150 А)

Принцип работы реактора ЭТКС заключается в создании электротермического кипящего слоя из смеси углеродного восстановителя С и мелкодисперсных частиц SiO_2 заданного массового состава. В условиях ЭТКС происходит взаимодействие электрических, тепловых и химических процессов,

которое приводит к определенным особенностям образования промежуточных соединений и конечных продуктов. Поэтому существенная роль при использовании реакторов с ЭТКС отводится оптимизации режимных параметров.

Метод получения мелкодисперсного карбида кремния карботермическим восстановлением кремнезёма посредством технологии ЭТКС предполагает следующую последовательность стадий.

Первоначально в реактор загружается исходное количество мелкодисперсных частиц углеродного восстановителя с заданным распределением частиц по размерам. Проводится продувка инертным газом (азот) реактора и газовых магистралей для удаления из технологической среды следов воздуха и влаги. В процессе вывода реактора на рабочий температурный режим (1400-1800 °С) в нижнюю его часть через газораспределительную решетку с заданной скоростью подается ожижающий инертный газ для создания кипящего слоя частиц, а затем – электрический потенциал на электроды. После достижения кипящим слоем рабочей температуры и прокалки исходного углеродного восстановителя в реактор подаются мелкодисперсные частицы SiO_2. На поверхности нагретых частиц прокаленного углеродного восстановителя протекают химические реакции с образованием карбида кремния. При этом частицы увеличиваются в весе и опускаются в нижнюю часть реактора и выводятся из реактора при помощи устройства выгрузки. Для возмещения объема кипящего слоя и обеспечения непрерывности процесса в реактор через устройство загрузки подаётся определенное количество частиц SiO_2 и углеродного восстановителя.

Исходные мелкодисперсные кремнезем и углеродный восстановитель могут подаваться в реактор как раздельно, так и в виде предварительно подготовленной смеси. Количество углеродного восстановителя берется в значительном избытке по отношению к кремнезёму, а продолжительность процесса подбирается таким образом, чтобы весь SiO_2 прореагировал с образованием SiC.

Добавление в реактор ЭТКС углеродного восстановителя и кремнезёма можно повторять несколько раз до тех пор, пока значительная часть псевдоожижаемых углеродных частиц превратится в карбид кремния. При этом электрическое сопротивление реакционной смеси возрастает и становится трудно поддерживать необходимый температурный режим. Обычно это происходит при содержании в образующейся шихте 50-60 % SiC.

При реализации технологического процесса в реакторе ЭТКС образуется мелкодисперсная шихта, содержащая некоторое количество углеродного восстановителя (несвязанный углерод), который можно удалить путем окисления. Для этого образовавшуюся шихту следует нагреть до температуры 800-900 ^{o}C, достаточной для окисления остаточного углерода до газообразных оксидов. При подаче воздуха несвязанный углерод сгорает, а частицы карбида кремния уносятся из реактора газообразными продуктами сгорания, отделяются и собираются в сепараторе. Полученные частицы могут быть размолоты до получения еще более мелких, размер которых приближается к ультра- и наноразмерным.

На рисунке 2 представлена мнемосхема управления установкой ЭТКС с дисплея ПК, на рисунке 3 – характерные зависимости параметров ЭТКС, а на рисунке 4 – внешний вид полученных в реакторе ЭТКС и по способу G. Acheson образцов мелкодисперсных шихты и карбида кремния.

Проведена апробация технологического процесса [17]. В качестве исходных материалов использовались кварцевый песок фракции 0,05-0,10 мм (99,3 % SiO_2) и углеродный восстановитель – рексил фракции 0,25-0,40 мм (93,5-97 % $C_{тв}$), полученный из угля методом высокоскоростной термоокислительной карбонизации [18].

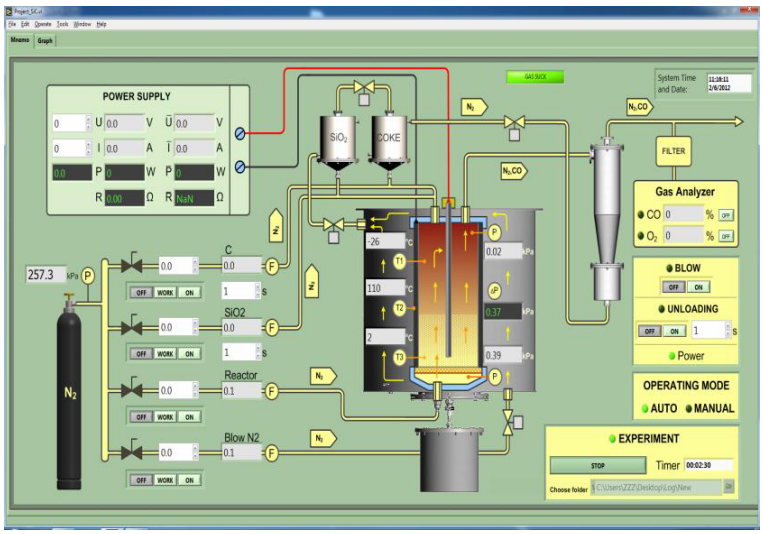


Рисунок 2 – Мнемосхема управления установкой ЭТКС с дисплея ПК

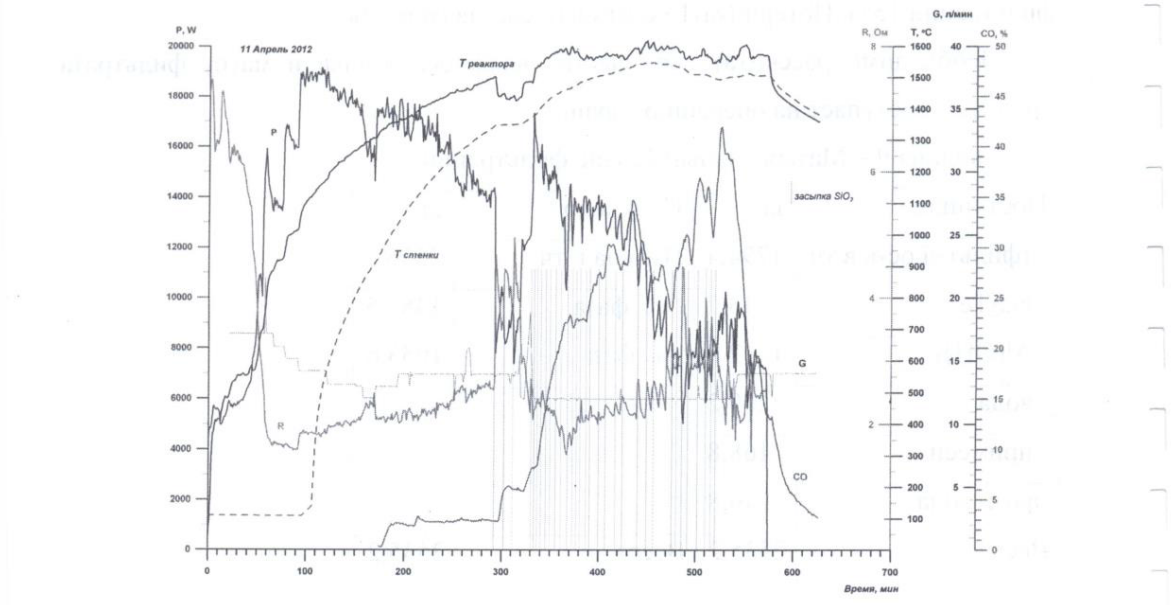


Рисунок 3 – Характерные зависимости температуры кипящего слоя T, его электрического сопротивления R, концентрации CO, мощности нагрева P и расхода азота G

Гранулометрический состав дисперсий карбида кремния (рисунок 5) исследован с использованием фотометрического седиментометра ФСХ-4. Теоретическую основу метода измерений составляют физические законы затухания (экстинкции) света в мутной среде – закон Бугера-Ламберта-Бера и седиментационный закон Стокса. Прибор определяет стоксовский диаметр частиц, который представляет собой диаметр такой сферической частицы, скорость седиментации которой равна скорости седиментации исследуемых необязательно сферических частиц. В приборе предусмотрена возможность введения «фактора формы» – поправки на несферичность частиц [19].

Рисунок 4 – Образцы карбида кремния и шихты

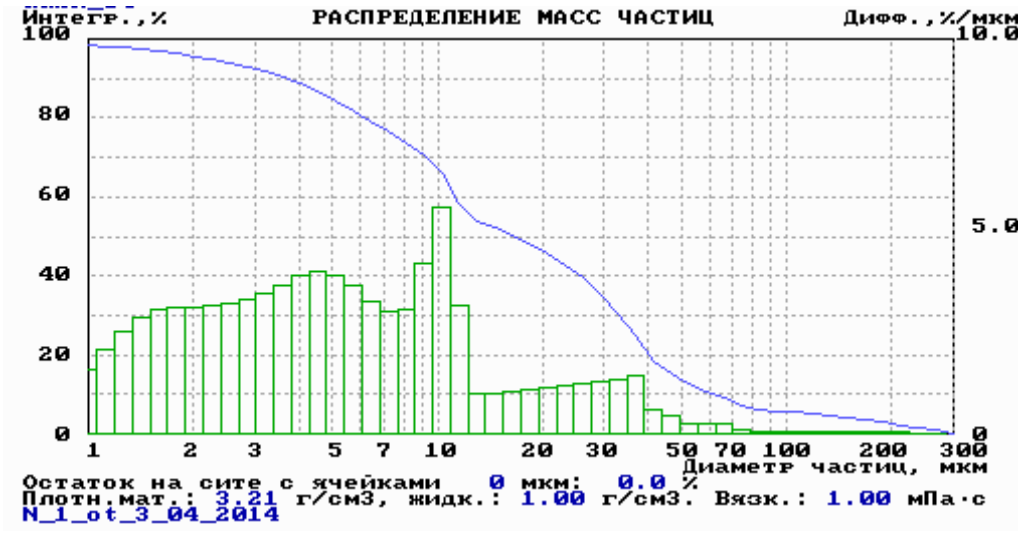


Рисунок 5 – Интегральное и дифференциальное распределение частиц карбида кремния

Для анализа элементного и фазового состава полученных в реакторе ЭТКС образцов использовались аттестованный рентенофлуоресцентный

спектрометр ЕД2000 фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания) (элементный состав), рентгеновский дифрактометр «Дрон-3.0» в CuKα-излучении (РФА-спектры), экспресс-анализатор АН-7529 (угле- род), экспресс-анализатор АС 7932 (сера), сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (микроструктура) (рисунки 6 – 9).

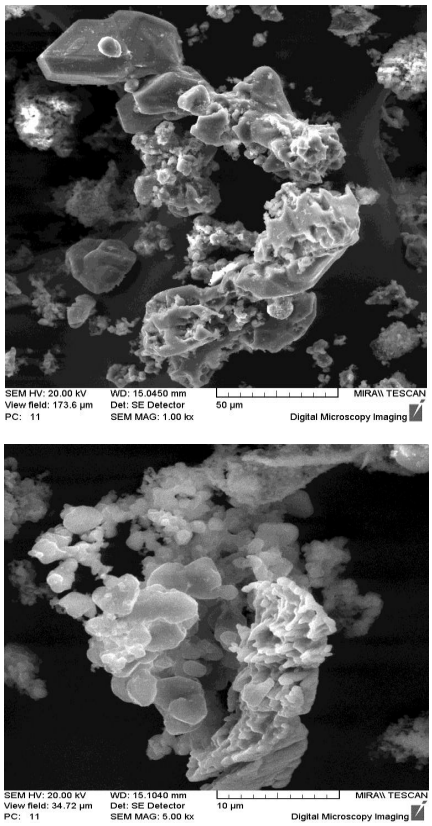
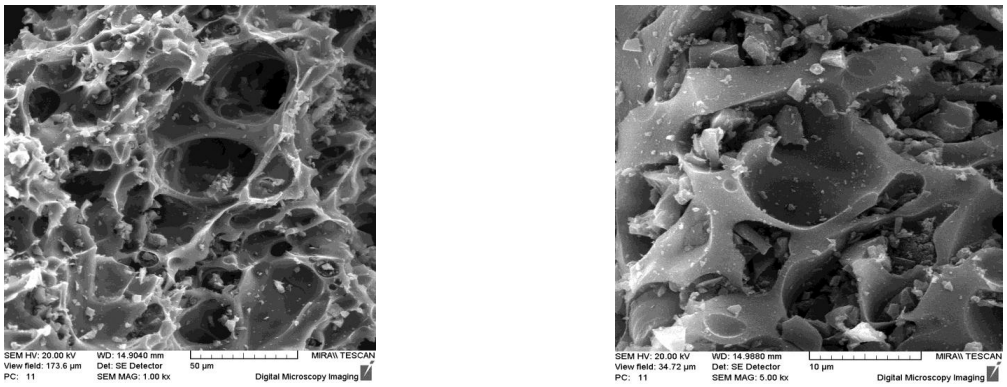


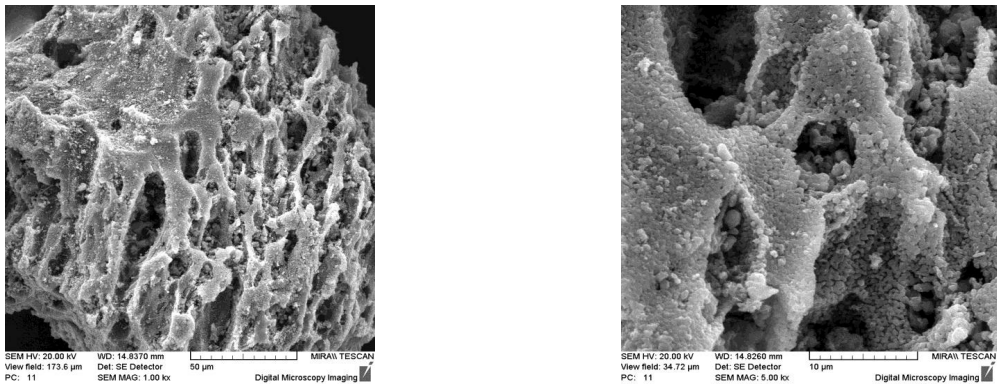
Рисунок 6 – Морфология образца полученного в ЭТКС мелкодисперсного карбида кремния (свыше 99 % SiC)

Результаты и их обсуждение

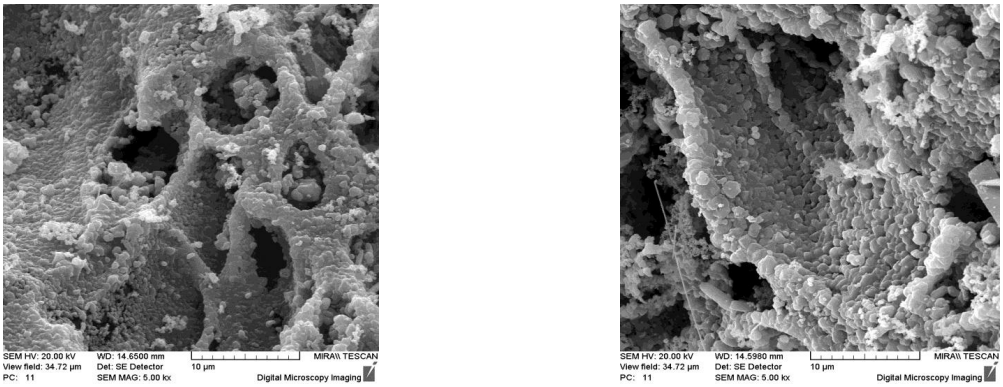
Процесс образования карбида кремния начинается при 1400 ^{o}C и выше после плавления, испарения и диссоциации SiO2 с образованием летучего монооксида кремния SiO, который взаимодействует с углеродным восстановителем. Постоянное удаление из реактора ЭТКС образующегося монооксида углерода CO и избыток углерода смещают равновесие в сторону образования SiC. Использование рексила с развитой пористой структурой, низким содержанием летучих веществ и примесей по сравнению с нефтяным коксом способствует повышению эффективности процесса. Дополнительное воздействие на выход SiC оказывает нагрев материала кипящего слоя за счет пропускания электрического тока. Морфология образца с выходом SiC свыше 99 % (после выжигания углерода) представлена на рисунке 6.



а



б



в

Рисунок 7 – Морфология мелкозернистых образцов: исходного рексила (а), получаемых шихты (б) и карбида кремния (в)

Предлагаемый метод синтеза карбидов и нитридов в реакторе ЭТКС обладает конкурентными преимуществами по сравнению с известными: снижение затрат энергии, высокая производительность и возможность автоматизации технологического процесса.

Разработка соответствует перспективным тенденциям технологического развития и предполагает высокую долю использования местных ресурсов (кварцитов и углеродных восстановителей) при производстве новой продукции.

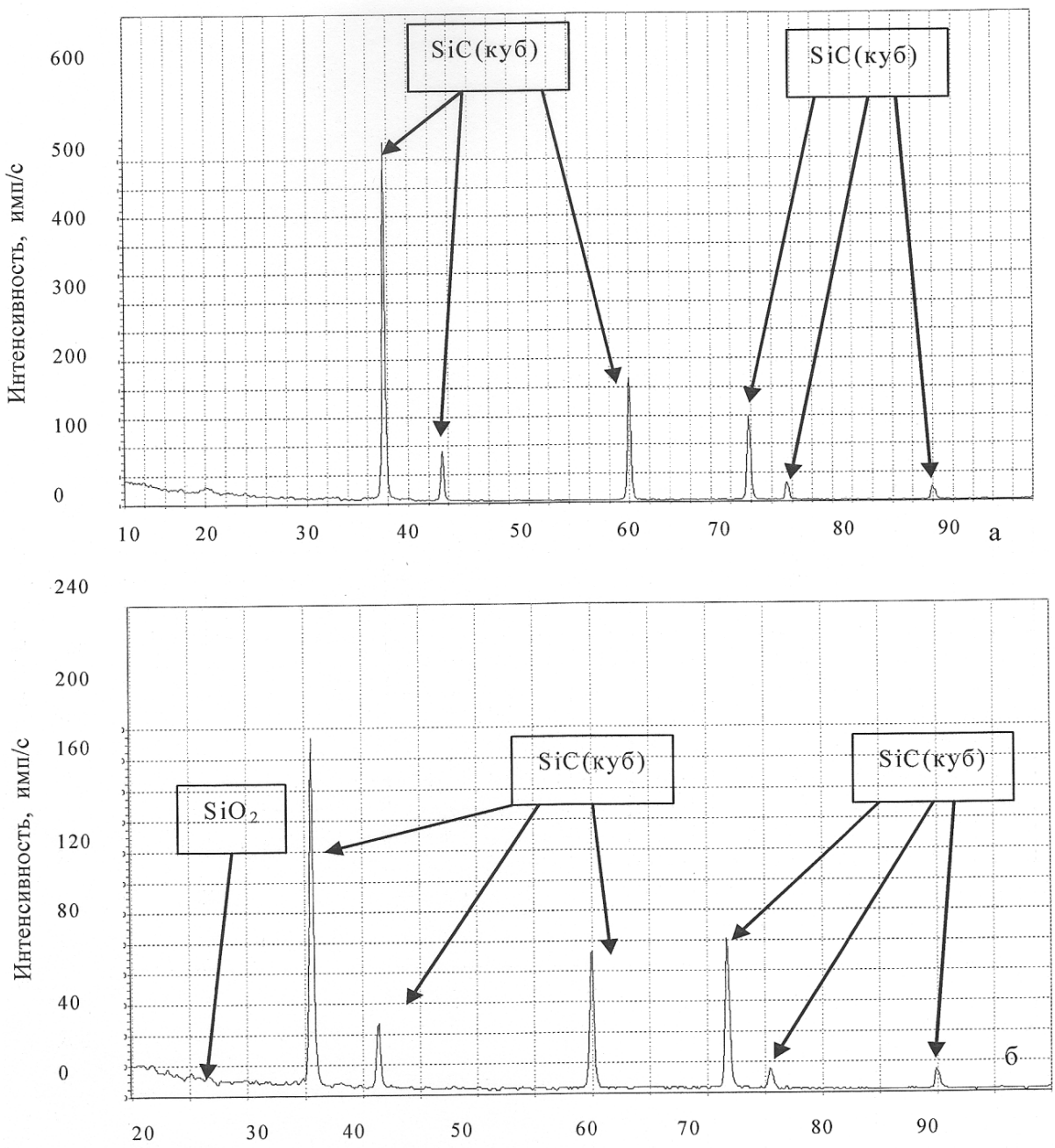
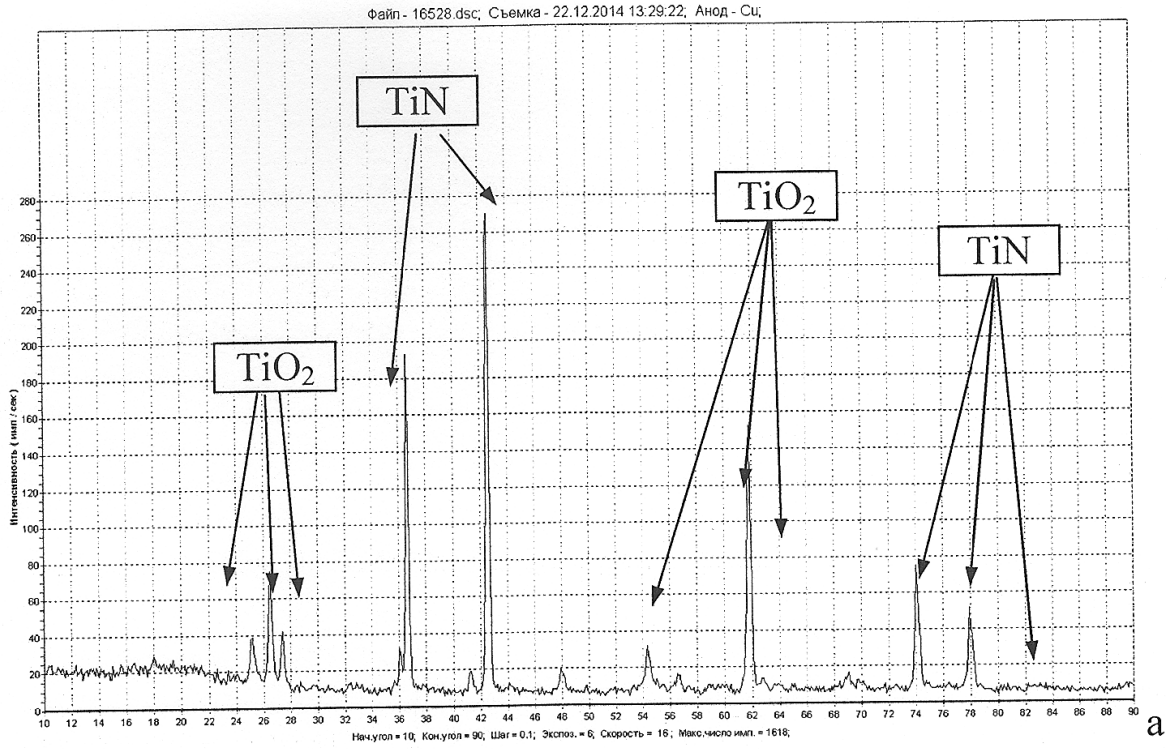


Рисунок 8 – РФА – спектры полученных в ЭТКС мелкодисперсных образцов карбида кремния – 100 % SiC (а), 98,5 % SiC и 1,5 % SiO2 (б)

В результате исследования фазового состава полученных образцов после выжигания избыточного углерода установлено, что один из них состоит свыше 99 % из SiC кубической модификации, а другой содержит 98,5 % SiC и 1,5 % SiO_2 (рисунок 6).

Полученный карбидокремниевый порошок имеет широкие области практического применения.

Технология электротермического кипящего слоя может эффективно применяться при реализации других высокотемпературных процессов, например, карботермическое восстановление оксидов титана, вольфрама, циркония с образованием соответствующих карбидов и нитридов (рисунок 9).



а

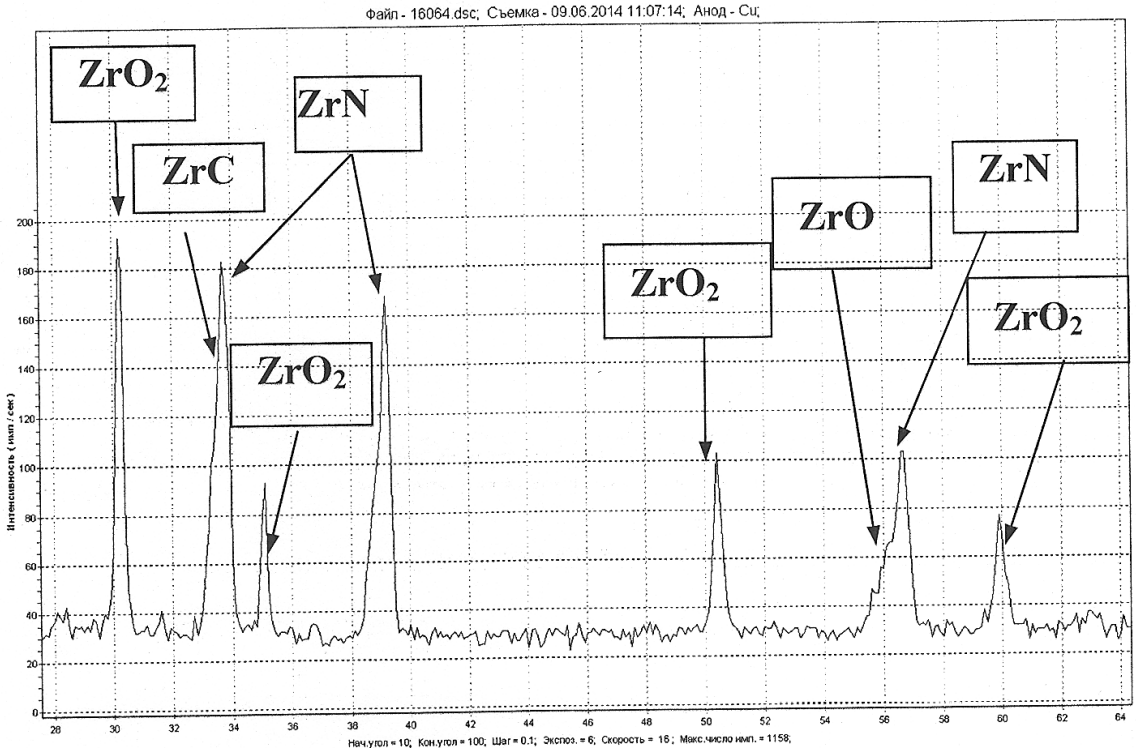


Рисунок 9 – РФА – спектры полученных мелкодисперсных образцов нитрида титана (79 % TiN) и нитрида циркония (38 % ZrN + 13 %ZrC)

Заключение

Таким образом, экспериментально показана возможность реализации в реакторе электротермического кипящего слоя высокотемпературного синтеза перспективных тугоплавких мелкодисперсных материалов – карбида крем-

ния, карбидов и нитридов циркония и титана путем карботермического восстановления их оксидов. Предлагаемая технология обладает конкурентными преимуществами по сравнению с известными: снижение затрат энергии, высокая производительность реактора и автоматизация технологического процесса.

Разработка «Синтез мелкозернистого карбида кремния методом карботермического восстановления кремнезёма в электротермическом кипящем слое» удостоена Диплома I степени и золотой медали в номинации «Лучший инновационный проект в области материалов и химических продуктов» в рамках Петербургской технической ярмарки 12-14 марта 2014 г.».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лучинин В. Отечественный полупроводниковый карбид кремния: шаг к паритету / В. Лучинин, Ю. Таиров // Электроника. – 2009. – № 7. – С. 12-15.

2. Ермекова Ж.С. Карбид кремния: способы получения и применение (обзор) / Ж.С. Ермекова, З.А. Мансуров, Р.Г. Абдулкаримова, А.С. Мукасьян // Горение и плазмохимия. – 2010. – Т 8. – № 1. – С. 32-54.

3. Руднева В.В. Компактирование карбида кремния и композиций на его основе: анализ отечественного и зарубежного опыта / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2009. – № 3. – С. 56-60.

4. Каменцов М.В. Искусственные абразивные материалы. Основы технологии. Часть II. Карбид кремния / М.В. Каменцов. – М.: Машгиз, 1950. – С. 81-170.

5. Богданов С.П. Электротермические процессы и реакторы: учеб. пособие / С.П. Богданов, К.Б. Козлов, Б.А. Лавров, Э.Я. Соловейчик. – СПб.: Проспект науки, 2009. – 424 с.

6. Порада А.Н. Электротермия неорганических материалов / А.Н. Порада, М.И. Гасик. – М.: Металлургия, 1990. – 232 с.

7. Забродский С.С. Высокотемпературные установки с псевдоожиженным слоем / С.С. Забродский. – М.: Энергия, 1971. – 328 с.

8. Бородуля В.А. Высокотемпературные процессы в электротермическом кипящем слое / В.А. Бородуля. – Минск: Наука и техника, 1973.

9. Goldberger W.M. Electrical Resistivity Control In Fluidized Beds / W.M. Goldberger, A.K. Reed and C.A. Snavely. 3448234 US, 1969.

10. Paquet J.L. Calcination of fluid coke in an electrically heated fluidized bed / J.L. Paquet and P.B. Foulkes // The Canadian J. Chem. Eng. – 1965. – T. 45. – No. 2. – Pp. 94–96.

11. Goldschmidt D. Electric resistance of fluidized beds – average resistance of conducting particles fluidized by air – preliminary results / D. Goldschmidt and P. LeGoff // Chem. Eng. Sc. – 1963. – Vol. 18. – No. 12. – Pp. 805–806.

12. Graham W. The Electrical Resistance of Fluidized Beds of Coke and Graphite / W. Graham and E.A. Harvey // The Canadian J. Chem. Eng. – 1965. – Vol. 43. – No. 3. – Pp. 146–149.

13. Goldberger W.M. The electrothermal fluidized bed / W.M. Goldberger, J.E. Hanway, B.G. Langston // Chem. Enging. Prog. – 1965. – Vol. 61. – № 2. – Pp. 63-67.

14. Равновесные фазы и кинетика реакций в системе Si – O – C / С.Т. Ростовцев [и др.] // Известия Академии наук СССР. Металлы. – 1972. – Т. 6. – С. 34-41.

15. Севастьянов В.Г. Термодинамическое обоснование и экспериментальное исследование транспорта карбида кремния при карботермическом восстановлении SiO_2 / В.Г. Севастьянов, Р.Г. Павелко, Ю.С. Ежов, Н.Т. Кузнецов // Неорганические материалы. – 2007. – Т. 43. – № 7. – С. 1-5.

16. Кожан А.П. Электросопротивление кипящего слоя графитовых частиц / А.П. Кожан, К.Е. Махорин, С.П. Гориславец // ИФЖ. – 1968. – Т. 15. – № 4. – С. 648–652.

17. Бородуля В.А. Разработка и исследование метода получения мелкодисперсного карбида кремния в электротермическом кипящем слое / В.А. Бородуля, Л.М. Виноградов, А.Ж. Гребеньков, А.А. Михайлов // Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии : материалы X Международной научно-технической конференции. – 2014. – С. 122-130.

18. Щебентовский В.Д. Углеродные восстановители нового поколения для выплавки кристаллического кремния / В.Д. Щебентовский, В.А. Ким // Металлургический кремний-2012 «Физико-химические процессы и технологии получения металлургического кремния»: материалы Международной научно-практической конференции (г. Караганда, 2012). – С. 31-34.

19. Бородуля В.А. Перспективные полимерные композиты с мелкодисперсным карбидом кремния / В.А. Бородуля, Л.М. Виноградов, В.И. Дубкова // Перспективные материалы и технологии. – Т. 1. – Витебск, 2015. – С. 232-252.

УДК 661.665

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, С.Г. Галевский*,
К.А. Ефимова

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ФГБОУ ВПО «Национальный минерально-сырьевой университет «Горный», г. Санкт-Петербург

ЗАЩИТНЫЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ С НАНОКОМПОНЕНТАМИ

Обобщен опыт применения нанокристаллических карбидов и боридов хрома, титана, кремния в качестве компонентов электроосаждаемых композиционных покрытий на основе никеля, цинка, хрома. Определены условия электроосаждения. Исследованы структура и физико-химические свойства покрытий: микротвердость, прочность сцепления со стальной основой, внутренние напряжения, жаростойкость, токи коррозии, износостойкость; их изменение при изотермическом отжиге. Показано, что нанокомпоненты одновременно выступают в роли модификатора металлической матрицы. Проведена технологическая и экономическая оценка и обоснована целесообразность замены высокостоимостных наноалмазов нанокристаллическими боридами и карбидами.

Experience of use of nanocrystal carbides and borides of chrome, titan, silicon as components of the electrobesieged composite coverings on the basis of nickel, zinc, chrome is generalized. Electrodeposition conditions are defined. The structure and physical and chemical properties of coverings are investigated: microhardness, durability of coupling with a steel basis, internal tension, heat resistance, corrosion currents, wear resistance; their change at isothermal annealing. It is shown that nanocomponents at the same time act as the modifier of a metal matrix. The technological and economic assessment is carried out and expediency of replacement of high-cost nanodiamonds with nanocrystal borides and carbides is proved.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

Повышение эксплуатационных требований к материалам постоянно стимулирует разработки в области поверхностного упрочнения. В связи с

этим в настоящее время актуальной проблемой является разработка экологически чистых новых технологий упрочнения материалов для целенаправленного изменения структурно-фазового состояния и физико-механических свойств их поверхностных слоев, обладающих рядом преимуществ в сравнении не только с традиционными технологическими процессами гальванотехники, термомеханической, химико-термической обработки, но и методами воздействия, основанными на использовании концентрированных потоков энергии. При этом отмечается устойчивый интерес к высокотемпературным сверхтвердым материалам (алмазам, боридам, карбидам, нитридам и др.) со стороны разработчиков инновационных технологий упрочнения. Проведенный анализ научных и прикладных публикаций, посвященных вопросам поверхностного упрочнения, реализуемого в различных технологических вариантах, взаимодействие с авторами и исполнителями, подтверждают технологическую и экономическую целесообразность использования наноразмерных материалов, т.е. порошков с размером частиц менее 100 нм.

Целью настоящей работы является обобщение и анализ накопленного опыта и результатов, достигнутых авторами в освоении технологий применения нанодисперсных боридов и карбидов хрома, титана и кремния в качестве компонентов гальванических металломатричных композиционных покрытий.

Производство нанопорошков боридов и карбидов

Гальванические покрытия чрезвычайно широко применяются в технологии современного машиностроения. Уровень традиционных технологических процессов и конструкции оборудования в гальванотехнике практически достиг пика своего развития. Однако современное материаловедение ставит перед исследователями ряд задач по поверхностному упрочнению деталей машин и механизмов, приданию им повышенных механических, антикоррозионных, антифрикционных и эстетических свойств, решение которых невозможно методами традиционной гальванотехники, что определило активную разработку новых направлений в этой области. Одним из таких новых направлений является формирование гальванических композиционных покрытий (ГКП). К данной группе относятся покрытия, осаждаемые в виде тонкого слоя на изделия с электропроводящей поверхностью из электролитов, содержащих дисперсную фазу. Новые композиционные покрытия разработаны на основе матриц из хрома, никеля, цинка, меди, золота, серебра и др. Технология композиционного электроосаждения получила развитие благодаря научным школам профессоров Р.С. Сайфуллина (КГТУ), Г.В. Халдеева (ПГУ), Т.Е. Цупак (РГХТУ), В.Ю.Долматова (СПбГПУ) [1].

Для композиционного электроосаждения традиционно используются микропорошки алмазов, карбидов, боридов, нитридов, силицидов переходных металлов крупностью 1 – 10 мкм. Порошки такой зернистости существенно повышают твердость и износостойкость композиционных покрытий. Однако достаточно высокая крупность порошков и связанное с ней неравномерное распределение частиц в объеме матрицы приводит к повышенной пористости

композита и, как следствие, снижению термостойкости, жаропрочности и коррозионностойкости. Эти обстоятельства предопределяют целесообразность технологического применения в процессах электроосаждения нанодисперсных алмазов, боридов и карбидов.

Промышленные технологии синтеза и применения наноразмерных алмазов, или наноалмазов, представлены авторами в работе [2]. Производство включает в себя детонационный синтез, химическую очистку и кондиционирование продукта. Наноалмазы представляют собой сложный объект с трехслойной структурой, включающей алмазное ядро размером 4-6 нм, переходную оболочку вокруг ядра из рентгеноаморфных структур углерода толщиной 0,4 – 1,0 нм, поверхностный слой, состоящий из атомов углерода, азота, кислорода, водорода. Приемлемое содержание основной примеси – окисляемого углерода – до 0,5 – 1,0 %. При введении в материалы наноалмазы всегда играют роль мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композиции. Получению оптимального соотношения цена – качество для изделий с наноалмазами, по мнению разработчиков, способствуют относительно низкая себестоимость наноалмазов по сравнению с алмазами статического синтеза и достижение положительного эффекта при введении в материал добавки наноалмазов, как правило, в пределах до 1,0 %. Несмотря на большое число разрабатываемых сфер применения наноалмазов, в настоящий момент лидируют три основные направления: примерно 70 % используемых наноалмазов приходится на финишное полирование, 25 % используется в гальванике и около 5 % – в масляных композициях. С применением наноалмазов разработаны композиционные электрохимические покрытия на основе хрома, никеля, олова, цинка, меди, золота, серебра, алюминия, железа, различных сплавов. При введении наноматериалов в электроосаждаемые покрытия существенно повышаются их микротвердость, износостойкость, антикоррозионная стойкость, улучшается внешний вид, уменьшается пористость. Наряду с достоинствами наноалмазов и преимуществами применения их в технологии ГКП специалисты-гальваники отмечают целый ряд проблемных вопросов их применения: чрезвычайно высокий уровень дисперсности, скорее определяемый способом получения, чем востребованный сферой применения; связанная с этим поставка наноалмазов потребителю в виде водной суспензии, значительная склонность к коагуляции, быстрая потеря седиментационной устойчивости, необходимость реализации сложной многооперационной технологии приготовления и эксплуатации электролита, ограниченный ресурс работы хром-алмазных покрытий в условиях повышенных температур (более 473 – 573 К) вследствие разрушения из-за окисления частиц наноалмазов, импрегнированных в поверхностные слои хромовой матрицы, при нагреве обрабатывающего инструмента в процессе эксплуатации.

Промышленная технология производства нанопорошков боридов и карбидов титана, хрома и кремния и их свойства описаны авторами в работах [3 – 20]. Производство включает плазменный синтез и, при необходимости,

рафинирование нанопорошков. В таблице 1 приведены параметры боридо- и карбидообразования для условий трехструйного вертикального прямоточного реактора мощностью 150 кВт и основные характеристики боридов и карбидов. Можно видеть, что по содержанию основных фаз и уровню дисперсности вводимые в обращение материалы в целом удовлетворяют требованиям, представленным к компонентам металломатричных композиционных покрытий:

– уровень дисперсности 30 – 60 нм, предопределяющий создание микроравномерного распределения частиц в матрице, устойчивость суспензий, из которых происходит осаждение покрытий, и наиболее полное проявление частицами активности (химического взаимодействия с матрицей, развития диффузионных процессов, упрочнения материала и повышения его коррозионной стойкости);

– однородность по фазовому составу, определяющая идентичность поведения частиц в электролите и покрытии, локальную воспроизводимость эксплуатационных свойств покрытия;

– однородность по химическому составу, предполагающая минимальное количество примесей, в первую очередь свободного углерода: выявлены не всегда преодолимые технологические трудности, возникающие при использовании нанокарбидов с повышенным содержанием свободного углерода;

– контролируемое состояние поверхности частиц (газонасыщенность, наличие оксидных пленок и.т.д.), оказывающее существенное влияние на развитие в электролите – суспензии таких негативных процессов, как жидкостная коалесценция;

– высокая коррозионная устойчивость, обеспечивающая постоянство состава суспензий и технологических параметров электроосаждения;

– высокая термоокислительная устойчивость, обеспечивающая такую важную эксплуатационную характеристику покрытия, как окалиностойкость.

Металломатричные композиционные покрытия с нанокомпонентами

Ниже приведены основные характеристики покрытий с нанокомпонентами: хром, никель – карбид кремния, никель – карбонитрид, борид хрома, никель – карбид, борид титана, цинк – борид хрома (таблица 2). Условия электроосаждения, структура и свойства покрытий подробно описаны в работах [21 – 24]. Анализ полученных результатов свидетельствует об идентичности процессов композиционного хромирования, никелирования, цинкования и позволяет выделить в качестве основных факторов повышения эксплуатационных покрытий следующие:

– нанопорошки боридов и карбидов представлены частицами, близкими по форме к сферическим или овальным, не имеющими острых кромок; обладают высокой химической и адсорбционной активностью, образуют устойчи-

Таблица 1 – Параметры боридо- и карбидообразования и основные характеристики нанопорошков

Параметры синтеза и характеристики	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	SiC
Состав газа-теплоносителя, % об.: – азот/водород/метан	74/25/1	99/–/1	74/25/1	99/–/1	99/–/1
Технологический вариант синтеза	$Cr+B+H_2$	$Cr+CH_4$	$Ti+B+H_2$	$Ti+CH_4$	$Si+CH_4$
Производительность по сырью, кг/ч	3,6	3,1	3,6	3,2	3,0
Количество бора в шихте, % от стехиометрического	100-120	–	100-120	–	–
Количество карбидизатора, % от стехиометрического	–	120-140	–	120-140	120-140
Начальная температура плазменного потока, К	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400
Температура закалки, К	2600-2800	2000-2200	2600-2800	2600-2800	2800-3000
Фазовый состав	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	β-SiC
Содержание основной фазы, %	92-93	92-93,5	92-93	93-93,5	91-92
Выход основной фазы, %	91-92	90,5-91,5	91,5-92,5	92-92,5	87-90
Производительность, кг/ч	3,0	3,4	3,4	3,7	4,05
Интенсивность, кг/ч·м^3	1364	2010	1980	2105	2200
Удельная поверхность, м^2/кг	33000-35000	31000-35000	46000-48000	33000-35000	40000-44000
Размер* частиц, нм	42,0	34,0	36,0	35,0	55,0
Форма частиц	Шаровидная	Шаровидная	Шаровидная	Огран. куб.	Огран.
Окисленность** нанопорошка х10^7, кг O_2/м^2	9,0-9,7	8,0-10,0	5,8-7,6	8,5-9,5	6,5-8,0
* – рассчитывался по величине удельной поверхности; ** – определялась после выдержки на воздухе в течение 24 ч.					

Таблица 2 – Основные физико-механические свойства композиционных покрытий с нанокомпонентами

Покрытия	Свойства					
	Микротвердость ±0,3 ГПа	Прочность сцепления, МПа	Износостойкость**	Скорость окисления** Т=1173К	Внутренние напряжения, МПа	Токи коррозии, мкА/см^2
Хром	5,4	27,9-28,8	1			
Cr – НП SiC	9,7	29,3-30,4	2,5	*	*	*
Cr – МП SiC	8,9	28,4-29,2	2,2			
Никель	2,2	29,1-30,3	1	2,55	1,36	0,17
Ni – НП	4,5	29,8-32,1	1,72	1	0,50	0,02
$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	3,2	28,9-30,2	1,54	1,34	0,78	0,11
Ni – МП Cr_3C_2	4,6	31,2-33,3	1,69	1	0,41	0,02
Ni – НП CrB_2	3,5	29,8-30,6	1,52	1,17	0,72	0,10
Ni – МП CrB_2	4,4	30,7-32,8	1,70	1	0,52	0,03
Ni – НП TiC	3,3	29,2-29,6	1,50	1,31	0,78	0,12
Ni – МП TiC	5,3	29,5-32,2	1,76	1	0,54	0,02
Ni – НП TiB_2	3,3	29,1-31,2	1,47	1,24	0,79	0,11
Ni – МП TiB_2						
Цинк	1,0	*	*	*	*	1,0***
Zn – НП CrB_2	1,2					2,3***

* – не определялось;
** – приведены относительные значения;
*** – приведена коррозионная стойкость по ГОСТ 9.308-85, относительные значения;
НП – нанопорошок
МП – микропорошок

вые к седиментации и коагуляции электролиты – суспензии; из-за малых массы и размера эффективно переносятся к покрываемой поверхности;

– во время электроосаждения взвешенные в электролите боридные и карбидные частицы взаимодействуют с поверхностью растущего осадка благодаря гидродинамическим, молекулярным и электростатическим силам, что приводит к образованию композиционного покрытия;

– при электролитическом осаждении хрома, никеля и цинка наночастицы выступают в качестве центров кристаллизации, от которых начинается кристаллизация металла; при этом вследствие большого количества частиц, участвующих в процессе, кристаллизация носит массовый многозародышевый характер, а образующиеся покрытия имеют малые размеры структурных фрагментов, характерный матовый цвет и практически беспористы;

– совокупность практически безинерционного массопереноса частиц и массовой кристаллизации металлов обеспечивает равномерное осаждение покрытий на эквипотенциальных поверхностях;

– малый размер частиц кристаллитов металла обеспечивает точное копирование микрорельефа поверхности, что увеличивает общую поверхность и прочность сцепления композиционного покрытия с основой;

– повышение качества покрытия – коррозионной стойкости и микротвердости – достигается при малом содержании боридов и карбидов в покрытии (0,5 – 1,0) %, что делает процесс экономичным.

Следовательно, в отличие от микропорошков нанопорошки боридов и карбидов являются не только наполнителем или второй фазой, а выступают в качестве сильного модификатора – структурообразователя в процессе электрокристаллизации металлов, что и приводит к образованию высокодисперсной беспористой структуры покрытия с повышенной коррозионной стойкостью, микротвердостью и износостойкостью.

Для оценки возможности замены нанопорошками карбидов и боридов наноалмазов в процессах хромирования, никелирования и цинкования проведено сопоставление характеристик композиционных покрытий на основе хрома, никеля и цинка с алмазными, карбидными и боридными нанокомпонентами (таблицы 3 – 5). Можно видеть (таблица 3), что хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий ресурс работы при эксплуатации в условиях температур выше 473 – 573 К.

При замене наноалмазов наноразмерными боридом и карбидом хрома при никелировании и цинковании покрытия также получаются с мелкозернистой структурой, практически беспористые при сопоставимой коррозионной стойкости (таблицы 4 и 5). Следовательно, нанопорошки карбидов и боридов могут использоваться в технологии гальванического композиционного хромирования, никелирования, цинкования.

Таблица 3 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с нанопрошками карбида кремния SiC и алмаза

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Технологические варианты					
		1	2	3	4	5	6
Состав электролита, кг/м^3	Хромовый ангидрид	250	250	250	250	250	260
	Кислота серная	3	3	3	3	3	0,34
	Хром трехвалентный	8	8	8	8	8	-
	Калий кремнефтористый	-	-	-	-	-	19
	Барий сернокислый	-	-	-	-	-	7
	НП карбида кремния	4	6	7	8	10	-
	НП алмаза	-	-	-	-	-	20
Режим осаждения	Температура, К	328	328	328	328	328	331
	Плотность тока, А/дм^2	55	55	55	55	55	55
Результаты	Износостойкость*	096	1,0	1,05	1,07	1,08	1,0
	Микротвердость, ГПа	8,9	9,0	9,1	9,15	9,15	9,0
	Коррозионная стойкость*	0,96	1,05	1,07	1,10	1,10	1,0
	Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К*	1,1	1,50	1,70	2,00	2,06	1,0
	Стоимость 1 м^3 электролитной суспензии*	0,13	0,16	0,18	0,20	0,23	1,0
*Износостойкость, коррозионная стойкость, срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К, стоимость 1 м^3 электролитной суспензии приведены по отношению к варианту 6, для которого значения этих показателей приняты за 1,0.							

Экономическая оценка

Проведенный комплекс исследований подтверждает технологическую и экономическую целесообразность замены наноалмазов наноразмерными боридами и карбидами в технологии гальванического композиционного никелирования, хромирования и цинкования. При сопоставимых характеристиках и ресурсах работы упрочненных ими деталей при замене наноалмазов достигаются следующие технологические и экономические преимущества: значительно упрощается и ускоряется технология приготовления электролита-суспензии; в 2,5 раза возрастает скорость осаждения покрытий; в 8 – 10 раз снижается стоимость 1 м^3 электролита-суспензии. При замене 1 т наноалмазов нанопорошками боридов и карбидов экономическая эффективность составляет 135 млн. руб.

Таблица 4 – Сравнительные характеристики покрытий на основе никеля с нанопорошками алмаза (НА) и карбида хрома (КХБ)

Состав электролита, кг/м^3	Никель сернокислый семиводный	245	245	245
	Борная кислота	30	30	30
	Натрий хлористый	20	20	20
	Натрий фтористый	6	6	6
	НП алмаза	-	10	-
	НП карбида хрома	-	-	10
Режим подготовки электролитной суспензии	Продолжительность смешивания нанопорошка и электролите, час	-	40 – 80	0,5
	Продолжительность ультразвуковой обработки с частотой 20 кГц, час	-	1 – 2	-
	Катодная плотность тока, кА/м^2	-	0,01 – 0,02	0,01 – 0,02
	Продолжительность переработки электролитной суспензии, час	-	2	2
Условия электролиза	Температура электролита, ºС	50 – 55	50 – 55	50 – 55
	pH электролита	5,0 – 5,5	5,0 – 5,5	5,0 – 5,5
	Катодная плотность тока, кА/м^2	0,5	0,5	1
	Объем ванны никелирования, м^3	0,6	0,6	0,6
	Перемешивание электролита	нет	есть	есть
Результаты	Толщина покрытия, мкм	40	40	40
	Содержание нанопорошка в покрытии, %	-	0,74	0,77
	Микротвердость (Р=0,49Н)±0,21, ГПА	2,0	5,2	6,0
	Повышение износостойкости, отн.ед.	1,0	3,0	3,5
	Повышение коррозионной стойкости, отн.ед.	1,0	16,7	12,2
	Ресурс работы нитевых датчиков крутильных машин, мес.	4	11,5	12
	Стоимость 1 м^3 электролита – суспензии, отн.ед.	-	1	7,5

Таблица 5 – Сравнительные характеристики покрытий на основе цинка с нанопорошками алмаза (НА) и карбида хрома (КХБ)

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Варианты		
		Zn	Zn +НА	Zn +КБХ
Состав электролита, кг/м^3	Оксид цинка	10	10	10
	Гидрооксид натрия	100	100	100
	Органическая добавка	4	4	4
	НП алмаза	-	10	-
	НП карбида хрома	-	-	10
Режим подготовки электролитной суспензии	Продолжительность смешивания нанопорошка и электролите, час	-	40–80	0,5
	Продолжительность ультразвуковой обработки с частотой 20 кГц, час	-	1–2	-
	Катодная плотность тока проработки электролитной суспензии, кА/м^2	-	0,01–0,02	0,01–0,02
	Продолжительность переработки электролитной суспензии, час	-	2	2
Условия электролиза	Температура электролита, ºС	25–28	25–28	25–28
	Катодная плотность тока, кА/м^2	0,2	0,2	0,5
	Объем ванны цинкования, м^3	0,5	0,5	0,5
	Перемешивание электролита	нет	есть	есть
Результаты	Толщина покрытия, мкм	10	10	10
	Содержание нанопорошка в покрытии, %	-	0,70	0,64
	Микротвердость(Р=0,2Н)±0,10, ГПА	1,00	1,30	1,20
	Коррозионная стойкость*, час	40	95	90
	Ресурс работы ножей кристаллизаторов, мес.	1	4	4
	Стоимость 1 м^3 электролита – суспензии, тыс.руб.	-	650	85
Состав раствора для пассивации фосфатированием, кг/м^3	Оксид цинка	10	10	10
	Натрий фосфорнокислый	50	50	50
	Натрий азотнокислый	10	10	10
Условия фосфатирования	Температура, ºС	70–75	70–75	70–75
	Продолжительность, час	0,5	0,5	0,5
Результаты	Коррозионная стойкость, час	52	205	200
	Ресурс работы ножей кристаллизаторов, мес.	1	10	10
*Коррозионная стойкость покрытия определялась по ГОСТ9.308-85 методом испытания по воздействию нейтрального соляного тумана (5 %-ный раствор хлорида натрия при температуре 35 ºС).				

Выводы

Проведенный анализ результатов исследования применения наноразмерных алмазов, боридов и карбидов в гальванических металломатричных композиционных покрытиях показывает, что сочетание наноразмерного состояния с направленно сформированным комплексом свойств, присущее введенным в обращение боридам и карбидам, обеспечивает при их использовании взамен алмазов устойчивое достижение параметрического, концентрационного, структурного и экономического эффектов, что свидетельствует об их высокой конкурентоспособности в отечественной и мировой гальванотехнике.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. Определение приоритетных направлений применения тугоплавких соединений в ультрадисперсном состоянии (УДС) в материаловедении композиционных материалов. Сообщение 3 / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Коврова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии : сб. науч. тр. / СибГГМА. – Новокузнецк, 1996. – Вып. 31. – С. 77 – 84.

2. Долматов В.Ю. Современная промышленная технология получения детонационных наноалмазов (НА) и основные области их использования // Нанотехнологии – производству – 2006 : Труды междунар. науч.-практ. конф. – М.: Янус-К. – 2006. – С. 113 – 151.

3. Руднева В.В. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 57 – 60.

4. Руднева В.В. Исследование и совершенствование реактора для плазмометаллургического производства нанокарбида кремния / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский. СибГИУ – Новокузнецк, 2007. – 15 с. – Деп. в ВИНИТИ 20.11.07, № 1072 – В. 2007.

5. Ноздрин И.В. Исследование характеристик реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 8. – С. 27 – 32.

6. Ноздрин И.В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 13 – 18.

7. Руднева В.В. Модифицирование нитрида кремния в плазмометаллургическом реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский. СибГИУ – Новокузнецк, 2007. – 14 с. – Деп. в ВИНИТИ 20.11.07, № 1074 – В. 2007.

8. Руднева В.В. Модифицирование карбида кремния в плазмометаллургическом реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский. СибГИУ – Новокузнецк, 2007. – 14 с. – Деп. в ВИНИТИ 20.11.07, № 1073 – В. 2007.

9. Пат. № 2327638 РФ, МПК C01B 31/36. Способ получения нанопорошка карбида кремния / Г.В. Галевский, С.Г. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Полях. – СибГИУ. – № 2006143225/15 ; заявл. 06.12.2006, опубл. 27.06.2006. Бюл. № 18. – 6 с.

10. Галевский Г.В. Разработка научных и технологических основ плазменного синтеза наноборида титана / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, К.А. Ефимова // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2015. – № 2(219). – С. 141 – 150.

11. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 3 – 8.

12. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2(195). – С. 100 – 108.

13. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. тр. / СибГИУ. – Новокузнецк – Москва, 2012. – Вып. 29. – С. 94 – 105.

14. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т.; Т. 1. Микрокремнезем в производстве карбида кремния / О.А. Полях, В.В. Руднева. – М. : Флинта : Наука, 2007. – 248 с.

15. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т.; Доп. том. Плазмометаллургическое производство карбида кремния : развитие теории и совершенствование технологии / В.В. Руднева. – М.: Флинта : Наука, 2008. – 387 с.

16. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т.; Доп. том. Плазменный синтез и компактирование нанокарбида кремния / В.В. Руднева, Е.К. Юркова. – Новокузнецк : СибГИУ, 2011. – 241 с.

17. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии : сб. науч. тр. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2003. – Вып. 12. – С. 78 – 86.

18. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 4. – С. 20 – 24.

19. Руднева В.В. Исследование термоокислительной устойчивости нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 59 – 63.

20. Галевский Г.В. Взаимодействие ультрадисперсных порошков тугоплавких соединений с атмосферными газами / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение

металлургии : сб. науч. тр. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2002. – Вып. 11. – С. 50 – 57.

21. Ноздрин И.В. Особенности свойств композиционного материала никель – нанодисперсный диборид хрома / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – № 9. – С. 46 – 48.

22. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель – нанокарбид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2014. – Т. XXI. – № 2. – С. 53 – 57.

23. Галевский Г.В. Электроосаждение, структура и свойства композиционного покрытия «никель – карбид титана» / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2015. – № 1(214). – С. 154 – 164.

24. Галевский Г.В. Металломатричные защитные покрытия с нанокомпонентами: формирование, свойства, применение / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58. – № 5. – С. 335 – 339.

УДК 621. 762

Т.И. Алексеева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ: АНАЛИЗ, СИСТЕМАТИЗАЦИЯ, ОЦЕНКА ПРИКЛАДНОЙ ЗНАЧИМОСТИ

Проведена систематизация и анализ сведений о физико-химических свойствах карбида циркония: кристаллохимических, термодинамических, теплофизических, химических, механических. Определена прикладная значимость наиболее важных из них.

The systematization and analysis of information on the physico-chemical properties of zirconium carbide: crystal-chemical, thermodynamic, thermal, chemical, mechanical. Determined the significance of the most important application of them.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11. 1531/2014/К.

Введение

Карбид циркония входит в группу материалов, соответствующих категориям «тугоплавкость», «сверхтвердость», «жаростойкость» и «жаропрочность», без которых невозможно решение многих инновационных задач. Однако анализ научно-технологической и патентной литературы свидетельствует о весьма ограниченном применении карбида циркония в «экстремальном» материаловедении, что обусловлено, по-видимому, технологическими проблемами его производства, так и не преодолёнными в течение последних 50 лет, т.е. с момента введения его в обращение в порошковой металлургии. Наряду с этим в научной литературе крайне ограничено представлена современная информация о физико-химических свойствах карбида циркония. В связи с этим целью настоящей работы является анализ сведений о физико-химических свойствах карбида циркония, их систематизация и оценка прикладной значимости.

Кристаллическая структура представлена в виде диаграммы состояния системы Zr – C приведена на рисунке 1.

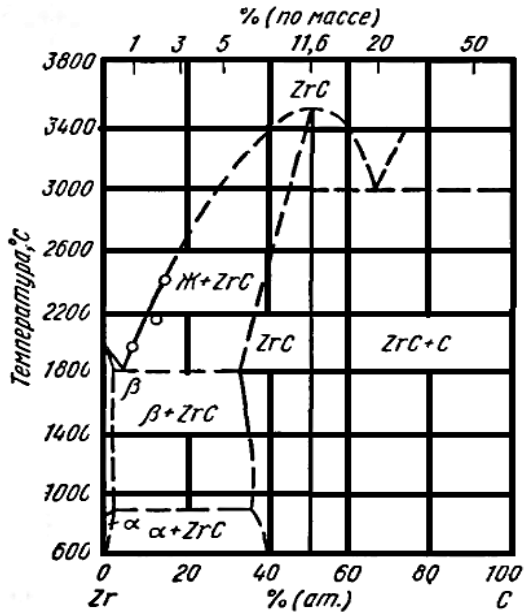


Рисунок 1 - Диаграмма состояния системы Zr – C

В системе установлено существование одного соединения – монокарбида циркония с кубической гранецентрированной решеткой типа NaCl и параметром а=0,4692 нм (пространственная группа O^5_h – Fm3m). Карбид циркония образует с углеродом при температуре 3000 ^{0}C эвтектику, соответствующую 65 % (ат.) C [1]. Область гомогенности карбида циркония зависит от температуры и при 2200 ^{0}C составляет 36-50 % ат.C (7-11,6 % масс.C). По своей структуре ZrC может быть отнесен к фазам внедрения, а атомы циркония образуют плотную кубическую упаковку (К12). Отношение

атомных радиусов равно 0,48 [2]. Атомы углерода размещены в октоэдрических промежутках решетки с координационным числом 6.

Физико-химические свойства.

Термодинамические и теплофизические свойства

Термодинамические и теплофизические свойства циркония и его соединений приведены в таблице 1 [3-5].

Таблица 1 – Термодинамические и теплофизические свойства ZrC.

Свойства, ед. изм.	Zr	ZrC	ZrN	ZrO_2
$T_{пл}$, К	2103	3803	3196	3173
$T_{кип}$, К	3173	5373	нет данных	4573
Теплоемкость–C_{p298}, Дж/(моль· К)	25,3	37,91	40,44	нет данных
Теплопроводность – λ_{298}, Вт/(м·К), Т=300К	22,7	11,6	36,9	1, 64
К/т терм.расш.,$К^{-1}10^{-6}$, Т =300К	5,5	7,01	7,24	7,2

Можно видеть, что в ряду Zr - ZrO_2 – ZrN – ZrC карбид циркония является самым тугоплавким и поэтому свойству может быть отнесен к группе высокотемпературных материалов.

Химические свойства. Стойкость в жидких средах. Стойкость карбида циркония в жидких средах представлена в таблице 2 [6]. В качестве исследуемых образцов использованы порошки с размером частиц менее 200 мкм.

Стойкость против окисления. Стойкость спеченных образцов карбида циркония против окисления представлена в таблице 3 [6].

При температуре 1273 К образцы сохраняют свою форму, при 1373 К появляются продольные трещины и скорость процесса нарастает. Растворение кислорода в решетке карбида циркония сопровождается выделением свободного углерода и металлического циркония, а также уменьшением периода решетки на 0,001-0,003 нм в зависимости от температуры окисления. Цирконий обнаруживается рентгенографически в окалине в области температур 773-1073 К.

Таблица 2 – Стойкость карбида циркония в жидких средах.

Растворитель	Нерастворимый остаток, %
HNO_3 (1:1)	76*/6**
H_2SO_4 (плотность 1,84)	97/П.р.
H_2SO_4 (1:4)	98/76
H_3PO_4 (плотность 1,21)	98/Б.р.с.
H_3PO_4 (1:3)	96/88
$HClO_4$ (плотность 1,35)	97/2
$HClO_4$ (1:3)	99/84
$H_2C_2O_4$ (насыщ. раствор)	98/92
HCl+HNO_3 (3:1)	14/6
HNO_3+HF (4:1)	П.р./97
H_2SO_4 +H_3PO_4 (1:1)	97/Р.ч.
NaOH: 10 %-ный раствор 20 %-ный раствор 20 %+бромная вода (4:1)	 100/100 100/100 93/87
NaOH(20 %)+H_2O_2 (30 %)(4:1)	53/3

П.р. – полное растворение
Б.р.с. – растворение большей части соединения с образованием осадка солей
Р.ч. – частичное растворение
* - приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течении 24 ч при температуре 293-298 К;
**-приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течении 2 ч при температуре кипения соответствующих растворителей.

Таблица 3 – Стойкость карбида циркония против окисления.

Температура, К	Время окисления, ч	Изменение массы, кг/м^2
До 973	Слабо окисляется	
1073	5	~$22{,}5\cdot10^{-2}$
1173	5	~$25\cdot10^{-2}$
1273	5	~$20\cdot10^{-2}$
1373	1,5	~$22{,}5\cdot10^{-2}$
	2	~$30\cdot10^{-2}$
	3	~$40\cdot10^{-2}$
	5	~$55\cdot10^{-2}$
1473	1,5	~$25\cdot10^{-2}$
	2	~$32\cdot10^{-2}$
	3	~$42{,}5\cdot10^{-2}$
	4	~$51\cdot10^{-2}$
	5	~$60\cdot10^{-2}$

Окисление карбида циркония в нанодисперсном состоянии происходит в несколько этапов [7]. Образование первичного диоксида с тетрагональной решеткой наблюдается в интервале 548 – 663К. Одновременно из карбида выделяется углерод, который сгорает при температурах 673–828К, а примесь свободного углерода в исходном образце окисляется в интервале 828 – 1173 К, где также наблюдался переход первичной фазы оксида циркония в бадделеит.

Механические свойства. Механические свойства ZrC приведены в таблице 4 [3, 8]. Для карбида циркония характерно сочетание высокой твердости с износостойкостью, реализуемое в ряде материалов абразивного назначения и процессах композиционного упрочнения.

Таблица 4 – Механические свойства карбида циркония.

Свойство	Величина
Плотность, $\rho \cdot 10^3$, кг/м^3	6,66
Модуль упругости, Е , ГПа	4,12
Предел прочности при растяжении, $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па (Т=300К)	10,5
Предел прочности при сжатии, $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па (Т=300К)	18,0
Предел прочности при изгибе, $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па (Т=298К)	4,4-6,0
Микротвердость, H_μ, Па$\cdot 10^{-9}$	29,0

Пирамида твердости металлоподобных высокотемпературных соединений представлена на рисунке 2. Карбид циркония может быть отнесен к сверхтвердым веществам и занимает в этой группе лидирующее место.

Адгезионные свойства. В работе [9] исследовано взаимодействие карбида циркония с жидкими металлами. Значения краевого угла смачивания карбида циркония жидкими металлами приведены в таблице 5 [10].

Карбид циркония хорошо смачивается кремнием при высоких температурах (выше 1573 К), а так же алюминием, марганцем, железом, кобальтом. При плохом смачивании твердой поверхности жидким металлом (краевой угол больше 90^0) работа адгезии реагирующего вещества составляет несколько кДж/моль. В системах с хорошим смачиванием работа адгезии составляет десятки кДж/моль, что свидетельствует об образовании химической связи. Жидкие металлы - железо, кобальт, проникая в карбид циркония на глубину до 700 мкм, образуют соответствующие эвтектики.

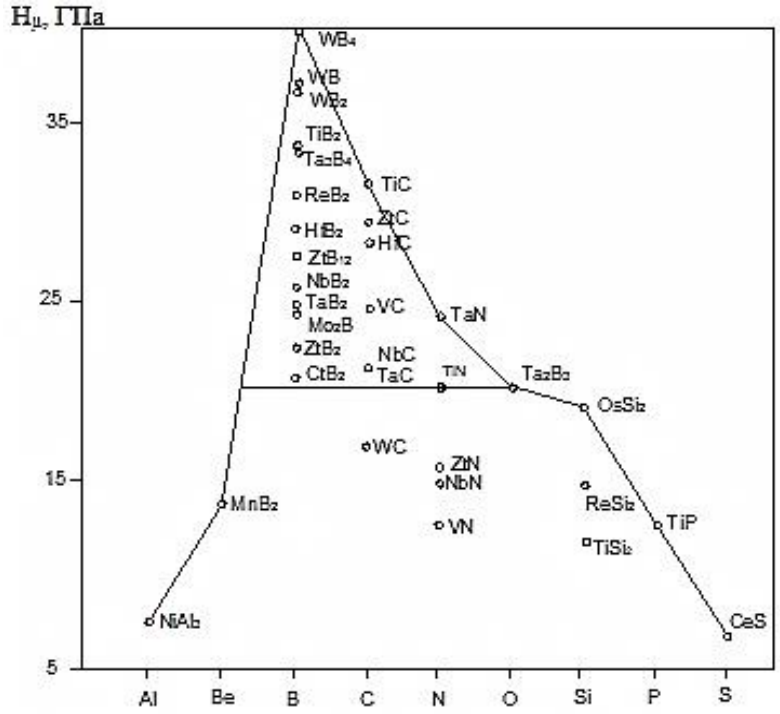


Рисунок 2 – Пирамида твердости металлоподобных высокотемпературных соединений

Таблица 5 – Значение краевого угла смачивания карбида циркония расплавленными металлами.

Расплавленный металл	Угол смачивания, град
Al	50
Si	22
Mn	70
Fe	49’ 140
Co	36’ 15
Примечание: ‘ - среда аргон, остальное вакуум.	

Заключение

Проведенный анализ доступной научно-технической и технологической литературы, содержащей результаты исследования свойств карбида циркония, подтверждает, что основные представления по этим вопросам сформулированы в 60-70-х годах XX столетия главным образом усилиями научной школы члена-корреспондента АН Украины Самсонова Г.В., содержат характеристики свойств крупнозернистых порошков и компактированных образцов. Системные исследования карбида циркония в нанокристаллическом состоянии с использованием современной приборно-аналитической базы прак-

тически не проводились [11-12], в связи, с чем отсутствуют технические рекомендации по эффективному его применению. Представляется, что уникальное сочетание практически значимых свойств (твердости, тугоплавкости, коррозийной стойкости в жидких и газовых средах, износостойкости) и наноуровень может обеспечить существенные преимущества при введении в обращение карбида циркония в таких сферах, как технологии металлокерамических материалов конструкционного назначения [13-15], функциональных защитных покрытий [16-18], модифицирование металлов и сплавов [18-20].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Косолапова Т.Я. Карбиды/ Т.Я. Косолапова. – М.: Металлургия, 1968. – 300 с.

2. Тугоплавкие металлы IV-VI групп и их соединения. Структура, свойства, методы получения: учеб. пособие/ В.С. Панов. – М.: МИСиС, 2006. – 63 с.

3. Самсонов Г. В. Тугоплавкие соединения: справочник / Г. В. Самсонов, И. М. Виницкий. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.

4. Serlire M. Cathodes in AluminiumElectrolysis/M. Serlire, H.A. Oye // Dusseldorf: Aluminium – Verlag. – 2010. 698 p.

5. Самсонов, Г.В Физико-химические свойства окислов: справочник / Г.В. Самсонов, А.Л. Борисова, Т.Г. Жидкова. – М.: Металлургия, 1978. – 455 с.

6. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов и нитридов/ Р.Ф. Войтович. – К.: Наукова думка, 1981. – 192 с.

7. Шпат А.А. Исследование и разработка технологии получения ультрадисперсных карбидов циркония, ниобия, тантала и их твердых растворов в высокотемпературном газовом потоке: автореф. канд. техн. наук / А.А. Шпат: РПИ – Рига, 1980. – 21 с.: граф.: 20. – Библиогр.: С. 8.

8. Блюменталь У. Б. Химия циркония / У.Б. Блюменталь. — М.: Издательство иностранной литературы, 1963. — 342 с.

9. Лисовский А.Ф. Миграция расплавов металлов в спеченных композиционных телах / А.Ф. Лисовский. – Киев: Наука думка, 1984. – 256 с.

10. Самсонов Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г.В. Самсонов, А.П. Эпик. – 2-е изд., пер. и доп. – М.: Металлургия, 1973. – 400 с.

11. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр./ СибГИУ – Новокузнецк. 2003. – № 12 – С. 78-86.

12. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 4. – С. 20-24.

13. Галевский Г.В. Определение приоритетных направлений применения тугоплавких соединений в ультрадисперсном состоянии (УДС) в мате-

риаловедении композиционных материалов. Сообщение 3 / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Коврова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр. / СибГГМА – Новокузнецк, 1996. – № 3. – С. 77-84.

14. Ноздрин И.В. Особенности свойств композиционного материала никель-нанодисперсный диборид хрома / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Заготовительное производство в машиностроении. – 2011. – № 9. – С. 46-48.

15. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2 (195). – С. 100-108.

16. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: монография: в 3 т. / Науч. ред. Г.В. Галевский; Т.1. Микрокремнезем в производстве карбида кремния / О.А. Полях, В.В. Руднева – М.: Флинта: Наука, 2007. – 248 с.

17. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель-нанокарбонитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности – 2014 – Т XXII. – № 2. – С. 51-57.

18. Галевский Г.В. Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции, прогнозы. / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Д. Минцис – М.: Флинта: Наука, 2004 – 280 с.

19. Галевский Г.В. Некоторые вопросы применения нанодисперсных порошков тугоплавких соединений в качестве модифицирующих компонентов различного назначения / Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр. / СибГИУ – Новокузнецк, 1999. – № 8. – С. 46-55.

20. Ноздрин И.В. Карбид хрома – нанотехнология, свойства, применение: монография/ И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева – Саарбрюккен (Германия), LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014 – 297 с.

21. Ноздрин И.В. Борид хрома – нанотехнология, свойства, применение: монография / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский. – Саарбрюккен (Германия): LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014 – 233 с.

УДК 378.374:331.53

Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФОРМЫ И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ ЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ХРОМА В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА

Соединения хрома – борид Cr_3B_2 и карбид Cr_3C_2 – твёрдые, износостойкие, химически инертные материалы, востребованные для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твёрдых сплавов. Дальнейшие перспективы расширения применения борида и карбида хрома связаны с производством их в виде нанопорошков. Проведены исследования изменения формы и размера частиц высокотемпературных соединений хрома в условиях плазменного потока.

Chromium - Cr_3B_2 boride and carbide Cr_3C_2 - hard, wear-resistant, chemically inert materials, demand for making protective coatings of metals and cermets as components tungstenfree dopants and solid alloys. Future prospects for expanding the use of boride and chromium carbide are related to their production in the form of nanopowders. Researches changing the shape and size of the particles of high chromium compounds under the conditions of the plasma stream.

Введение

Приоритетные направления современного машиностроения требуют материалов, способных длительно работать в условиях одновременного воздействия высоких температур, значительных нагрузок, агрессивных сред. В этой связи постоянно повышается роль и значение синтетических высокотемпературных сверхтвёрдых соединений – карбидов, боридов, нитридов, оксидов и их композиций. В их числе соединения хрома – борид Cr_3B_2 и карбид Cr_3C_2 – твёрдые, износостойкие, химически инертные материалы, востребованные для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твёрдых сплавов [1 – 3]. Дальнейшие перспективы расширения применения борида и карбида хрома связаны с производством их в виде нанопорошков. Введение в обращение борида и карбида хрома в наносостоянии открывает новые направления их применения, в том числе для гальваники, поверхностного и объёмного модифицирования металлических сплавов и полимеров. Всё это свидетельствует о необходимости дальнейшего развития технологической базы бор – углеродсодержащих соединений хрома. Сопоставление различных технологий полу-

чения порошков тугоплавких соединений показывает, что для достижения наноуровня в первую очередь востребованы технологии, основанные на применении высококонцентрированных энергетических потоков для газификации сырья и формирования целевого продукта при объемной конденсации из газовой фазы. Среди подобных технологий плазменный способ отличается сравнительной простотой реализации и является наиболее изученным и конкурентоспособным [4].

Целью настоящей работы является исследование изменения формы и размера частиц высокотемпературных соединений хрома – борида Cr_3B_2 и карбида Cr_3C_2 в условиях плазменного потока.

Рассматривая плазменные синтезы диборида и карбонитрида хрома как трехстадийные процессы, включающие стадии перехода исходного сырья в парообразное состояние, сам синтез и формирование нанодисперсного продукта (конденсацию, коалесценцию, кристаллизацию, коагуляцию), следует отметить, что из них наименее изучена последняя. Это обусловлено кратковременностью процессов формирования нанодисперсного продукта (до 20 – 25 мс) и отсутствием надежно работающих в подобных условиях средств диагностики и контроля. В подобных условиях весьма перспективным представляется модельно-математический подход.

В работе [5] предложена обобщенная математическая модель карбидообразования при плазменном синтезе карбида кремния, включающая подмодели «Испарение сырья» и «Карбидизация сырья», обеспечивающие во взаимодействии с комплексом компьютерных программ выполнение многовариантных исследовательских и инженерных расчетов параметров реактора и эффективной плазменной переработки различных видов кремнийсодержащего сырья в карбид. Однако модель не содержит подмодели «Конденсация», ответственной за формирование нанодисперсного продукта, что в целом несколько снижает прикладную значимость достигнутых авторами [7] результатов.

В работах [5, 6] выполнен теоретический анализ возможности построения конденсационного блока модели технологического процесса объемной конденсации, обеспечивающей количественные прогнозы дисперсности получаемых нанопродуктов. В основе анализа лежит схема формирования целевого нанодисперсного продукта путем превращения пересыщенного однокомпонентного пара в дисперсный конденсат с последующей эволюцией его дисперсного состава сначала путем жидкокапельной коалесценции, а затем – агрегативной коагуляции. По мнению авторов [5, 6], объемная конденсация может быть описана с помощью уравнения Сцилларда – Фаркаша, но значительно упрощенного ввиду теоретической и экспериментальной неопределимости целого ряда входящих в него коэффициентов и адаптированного к системе без химических взаимодействий с пространственными однородными условиями, т.е. далекими от реальных. В работах [5, 6] отсутствует оценка достоверности результатов прогнозирования дисперсности твердых частиц конденсационного происхождения, конкретные примеры и результаты модели-

рования, что ограничивает технологическую целесообразность реализации такого подхода.

Учитывая сугубо оценочных характер результатов теоретического моделирования процессов конденсации, авторы работ [7 – 9] провели для ряда веществ экспериментальное исследование температурной зависимости среднего размера частиц при их росте в плазменном потоке. При этом статистическая обработка результатов, полученных для температурных условий коагуляции, выполнена в виде зависимости

$$\bar{d} = A \cdot T^{-m}, \qquad (1)$$

где $\bar{d}$ – средний размер частиц; A – коэффициент, зависящий от физических свойств конденсата; T – температура.

Исследование температурной зависимости состава и дисперсности конденсированных продуктов синтеза диборида и карбонитрида хрома основывалось на зондовом отборе проб конденсата из различных зон реактора. Отбор проб проводился в области температур 2600 – 2000 К. Температура продуктов синтеза в различных зонах реактора принималась равной среднемассовой температуре потока. На каждом температурном уровне пробы отбирались из центральной зоны плазменного потока, т.е. по оси реактора, трижды с интервалом 10 минут, а результаты количественных определений усреднялись.

Фазовый и химический составы конденсированных продуктов синтеза диборида и карбонитрида хрома исследовались методами рентгеновского и химического анализов, а их морфология и дисперсность определялась методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии. В первом случае исследования проводились с использованием просвечивающего электронного микроскопа EF/4–M/P «Karl Zeis» с ускоряющим напряжением 65 кВ. При приготовлении препаратов навеска массой 0,1 г смешивалась с 500 мл 50 %-ного раствора этилового спирта и обрабатывалась ультразвуком в диспергаторе 3 ДН–1 в течение 15 – 30 мин. Капля полученной суспензии наносилась на угольную подложку толщиной 0,10 – 0,25 мкм и высушивалась при температуре 323 К. При работе с нанопорошками увеличение составляло до 40000. Во втором случае использовался растровый электронный микроскоп JSM–6700F с ускоряющим напряжением 0,5 – 30 кВ и разрешением 0,1 нм при 15 кВ и 0,22 нм при 1 кВ. Для приготовления препаратов на предварительно прокатанную из индия пластину размером 10x8x1 мм напыляли нанопорошок, вдавливали напыленный слой, а остатки удаляли обдувом поверхности. Далее с увеличением до 300000 исследовались частицы, импрегнированные в металлическую матрицу. Удельная поверхность нанопорошков определялась по тепловой десорбции аргона на установке конструкции ИПМ НАН Украины в соответствии с ГОСТ 23401-78 (с последующими после 01.01.1985 г. изменениями). Сущность метода заключается в определении количества аргона, адсорбирующегося на поверхности нанопорошков из потока аргоново-гелиевой смеси заданной концентрации (обычно аргона 5 – 7 % об.,

гелия 93 – 95 % об.) при температуре жидкого азота с последующей десорбцией его в туже смесь при повышении температуры до 293 ± 5 К. Масса образца составляет 0,05– 0,10 г. Тренировка образцов проводится при продувке аргоном со скоростью $(0,5 – 0,8)\cdot 10^{-6}$ м^3/с при температуре 673 К в течение 40 – 50 мин. Погрешность измерения удельной поверхности не превышает 5 %. Средний размер частиц рассчитывался по формуле

$$d_k = 6/(0,8 \cdot S_{уд} \cdot \rho) \quad (2)$$

$S_{уд}$ – удельная поверхность образца, м^2/кг; ρ – плотность материала, кг/м^3.

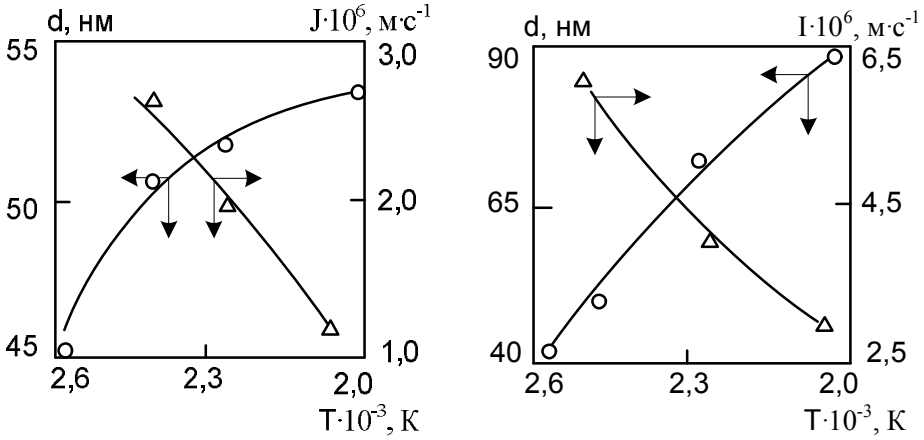
Экспериментальные исследования проводились для трех технологических вариантов синтеза борида хрома CrB_2 в азотно-водородном плазменном потоке из порошковых шихт, содержащих хром – бор, хлорид хрома – бор, оксид хрома – бор и одного, наиболее оптимального технологического варианта синтеза карбонитрида хрома $Cr_3(C_{0,80}N_{0,20})_2$ – карбидизации порошка хрома природным газом в условиях плазменного потока азота [9].

Микрофотографии нанопорошков борида и карбонитрида хрома приведены на рисунке 1 а,б соответственно.

а б

Рисунок 1 – Микрофотографии нанопорошков борида (а) и карбонитрида хрома (б)

Нанопорошок борида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 500 до 150 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты борирования микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции. Действительно, в исследуемой области температур (2600 – 2000) К отмечается укрупнение боридных частиц при снижении линейной скорости их роста (рисунок 2, а). Линейная скорость роста наночастиц составляет $(0,86 \div 2,65)\cdot 10^{-6}$ м·с$^{-1}$.



а б

Рисунок 2 – Зависимость размера частиц (d) борида хрома (а), карбонитрида хрома (б) и линейной скорости их роста (I) от температуры потока (T)

Средний размер наночастиц диборида возрастает с 46 до 52 нм и изменяется с температурой следующим образом:

$$d = (2{,}30 \pm 0{,}04) \cdot 10^{-6}\, T^{-(0{,}471 \pm 0{,}105)}. \quad (3)$$

Следовательно, нанопорошок диборида укрупняется в 1,15 раза.

Нанопорошок карбонитрида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 600 до 150 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты науглероживания микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции. Действительно, в исследуемой области температур (2600 – 2000) К отмечается устойчивое укрупнение карбонитридных частиц при закономерном снижении линейной скорости их роста (рисунок 2, б). Линейная скорость роста наночастиц составляет $(2{,}96 \div 6{,}04) \cdot 10^{-6}$ м·с$^{-1}$.

Средний размер наночастиц карбонитрида возрастает с 41 до 90 нм и изменяется с температурой следующим образом:

$$d = (726 \pm 35{,}1) \cdot T - (2{,}96 \pm 0{,}44). \quad (4)$$

Следовательно, нанопорошок карбонитрида укрупняется в 2,2 раза. Подобный характер изменения дисперсности нанопорошка карбонитрида может быть обусловлен способностью исходных наночастиц металлоподобных соединений к твердофазной коалесценции (первичной рекристаллизации) внутри агрегатов. Действительно, при отжиге нанопорошка карбонитрида в аргоне при температурах 1173 и 1273 К в течение 0,5 часа (всего 0,54 – 0,64 от температуры плавления для Cr_3C_2) отмечается укрупнение нанопорошка соответственно до 150 – 200 и 300 – 600 нм. При этом форма частиц изменяется от

каплевидной и шаровидной до дендритной при отсутствии межчастичных границ.

Анализ результатов эволюции дисперсности высокотемпературных соединений хрома свидетельствует об усилении влияния температуры на процессы укрупнения при переходе от жидкокапельной коалесценции к агрегативной коагуляции. При этом линейная скорость роста частиц составляла порядка $(0,2 – 1,2)\cdot 10^{-6}$м·с-1, а достигаемый уровень дисперсности не превышал 80 – 120 нм. Подобный характер изменения дисперсности с температурой для высокотемпературных соединений хрома может быть обусловлен особым энергетическим состоянием нанодисперсных систем. При этом границы являются главным дефектом в нанодисперсных системах. В таких системах в отличие от обычных порошковых систем и поликристаллов отношение суммарной площади границ к их объему на 4 – 5 порядков больше, чем, например, в поликристалле с размером зерна ≈ 100 мкм.

Выводы

Проведены исследования изменения формы и размера частиц высокотемпературных соединений хрома в условиях плазменного потока. Отмечается укрупнение боридных и карбонитридных частиц наноразмерного уровня при снижении линейной скорости их роста. Подобный характер изменения дисперсности нанопорошков карбида и борида хрома может быть обусловлен способностью исходных наночастиц металлоподобных соединений к твердофазной коалесценции (первичной рекристаллизации) внутри агрегатов. Результаты исследований показали, что достигаемый уровень дисперсности высокотемпературных соединений хрома не превышает наноразмерного уровня (80-120 нм), что открывает новые направления их применения, в том числе для гальваники, поверхностного и объёмного модифицирования металлических сплавов и полимеров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель-нанокарбонитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности.–2014.– № 2.– С.51-57.

2. T.N. Oskolkova, E.A. Budovskikh. Electric explosion alloying of the surface of hard alloy VK10KS with titanium and silicon carbide. Metal Science and Heat Treatment. 2013. V. 55. № 1-2. Pp. 96-99.

3. T.N. Oskolkova, E.A. Budovskikh. Puls plasma treatment of the surface of alloy VK10KS. Metal Science and Heat Treatment. 2012. T. 53. № 11-12. C. 608-610.

4. I.V. Nozdrin, L.S. Shiryaeva, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva. Reactor for plasmometallurgical production of refractory borides and carbides. Steel in Translation. 2011. T. 41. № 8. pp. 644-648.

5. Руднева В.В. Модельно-математическое исследование процессов плазмометаллургического производства карбида кремния / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество : материалы Всерос. науч.-практ. конф. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 221 – 226.

6. Руднева В.В. Исследование и совершенствование реактора для плазмометаллургического производства нанокарбида кремния / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский // СибГИУ. - Новокузнецк, 2007. – 15 с. : ил. – Библиогр. : 6 назв. – Рус. – Деп. в ВИНИТИ 20.11.07, № 1072-В 2007.

7. Свойства элементов : справочник в двух частях. Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г.В. Самсонова. – М. : Металлургия, 1976. – 600 с.

8. Алексеев Н.В. Управление дисперсностью металлических порошков, полученных в струйном плазмохимическом реакторе / Н.В. Алексеев, И.И. Гречиков // Плазменные процессы в химической промышленности : сб. науч. тр. – Черноголовка : ИНХП АН СССР. – 1987. – С. 54 – 72.

9. I.V. Nozdrin, G.V. Galevskii, L.S. Shiryaeva, M.A. Terenteva. Particle size of vanadium and chromium borides and carbides in a plasma flux. Steel in Translation. 2011. Т. 41. № 10. pp. 799-804.

10. Пегов В.С. Механизм роста субмикронных частиц вольфрама и нитрида кремния в высокоэнтальпийных газовых потоках / В.С. Пегов, И.В. Евгенов // Физико-химия ультрадисперсных систем : сб. науч. тр. – М. : Наука, 1987. – С. 180 – 186.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

УДК 539.4.015+620.172.242+620.179.17+620.193.33+669.112.227.342

А.М. Апасов, Р.А. Шинкевич

Юргинский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Юрга

К ВОПРОСУ О ПРЕДОТВРАЩЕНИИ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ИЗДЕЛИЯХ ИЗ СТАЛИ. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ

Доказано, что метод технической диагностики на основе акустической эмиссии, предназначенный для выявления источников трещиноподобных дефектов на самой ранней стадии их зарождения, в сочетании с воздействием концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения оптического квантового генератора, жестко коллимированного в направлении ориентации свободных поверхностей, позволяет осуществлять формирование бездефектной кристаллической структуры с очень высокой степенью физической однородности на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхностями с заранее заданными основными физико-химическими и механическими свойствами металла изделий.

Prove scientifically that method nondestructive testing (NDT) on the basis of AE in combination with the influence upon the optical quantum generator concentrated flows severely limited energy of the coherent radiation which was hard collimated in direction of orientation free surfaces can be form without faulty crystal structures with very high degree of physical homogeneity on the basis of regulation self-assembling mono atomic layer in field between free surfaces with beforehand to given physical, chemical and mechanical properties of metal articles.

Введение

Реальная эффективность процессов производства специальных сталей и сплавов особого качества позволяет решать задачу изготовления деталей и узлов из металла с высокой степенью физической, химической и структурной однородности, что обеспечивает в дальнейшем эксплуатационную надежность и долговечность изделий ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях [1].

Тем не менее, несмотря на достигнутый качественный уровень развития промышленных технологий, особенно в области специального машиностроения, техногенные катастрофы еще имеют место, а опасность аварий изделий и конструкций существует всегда [2].

Проблема разрушения, освещенная для различных условий нагружения и эксплуатации во многих монографиях и обзорах, представляет сложный комплекс научных и технических вопросов. Определенный прогресс в экспериментальной области достигнут благодаря работам В.М. Финкеля [3,4].

Тем не менее, совершенно недостаточно освещены в литературе источники зарождения, формирования и развития трещин, их ветвление, зависимость морфологии поверхности разрушения от режима роста трещин. Заслуживают внимания и такие вопросы, как торможение трещины, и в докритическом состоянии, когда это просто, и в закритическом, когда лавинное распространение хрупкой трещины превращает вопрос если не в проблемный, то безусловно в чрезвычайно сложный технически. Практически в настоящее время отсутствуют данные по разработке методов исследования источников зарождения и предотвращения разрушения изделий и, соответственно, катастроф.

Очевидная научная значимость приведенных выше направлений сочетается с тем, что понимание кинетики процесса разрушения и знание основных параметров роста трещины является уже сегодня крайне необходимым для задач конструирования и обеспечения безопасности функционирования изделий ответственного назначения.

В связи с этим очень важно уже на этапе процесса *технологического изготовления* деталей, узлов, изделий и конструкций из специальных сталей, в частности, коррозионно-стойких, жаропрочных, криогенных, мартенситных и т.д., обеспечить их особое качество. При этом следует отметить, что сварные соединения всегда были и остаются наиболее слабым звеном в общей схеме изделия и, в первую очередь, подвержены разрушению при эксплуатации [5]. Это объясняется, в большинстве случаев, физической неоднородностью металла, т.е. наличием дефектов различного структурного уровня (точечных, линейных, поверхностных, объемных) в области формирования сварного соединения, что приводит к значительному снижению его физических и механических свойств [6]. Актуальность проблемы обусловлена еще и тем, что в рамках радиографического метода контроля, в основном используемого для неразрушающего контроля металла изделий, невозможно дать 100 % – ную гарантию качества сварных швов из-за его объективных недостатков согласно ГОСТ 7512-82 (п. 1.3), потому что при этом не выявляются:

– любые несплошности и включения с размером в направлении просвечивания менее удвоенной чувствительности контроля;

– непровары и трещины, плоскость раскрытия которых не совпадает с направлением просвечивания.

Поэтому проблема первоочередного обеспечения особого качества металла и предотвращения разрушения изделия, прежде всего, должна решаться при изготовлении сварного соединения и, кроме того, на атомном уровне формирования его структуры.

Более того, становится весьма очевидной потребность в разработке и изучении основных принципов метода регистрации и управления процессами

зарождения источников опасных дефектов (микротрещин) и их предотвращения на самой ранней стадии формирования. Это позволит устранить главную причину возникновения в дальнейшем на этапе эксплуатации изделия техногенной аварии или катастрофы.

Постановка задачи

На основе всестороннего анализа полученных результатов исследования структурно-фазового состояния металла сварного соединения были сформированы основы метода полного устранения реальных трещиноподобных дефектов [7–19].

В указанных работах наиболее полно изучено воздействие концентрированных потоков энергии когерентного излучения оптического квантового генератора на данные дефекты. Методами оптической, просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и рентгеноструктурного анализа исследована структура основного металла, области проплавления по границе основного металла и имитатора трещины. Были диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура области проплавления и ее окрестностей. Установлена зависимость параметров оптического квантового генератора от глубины проплавления дефектов в сталях аустенитного класса. Экспериментально подтверждена возможность устранения (проплавления) дефектов типа микро- и макротрещин с выходом на поверхность металла.

Однако для более ясного понимания сущности реальных процессов, протекающих при устранении источников зарождающихся микротрещин в канале сварки, необходимо изучить условия зарождения, формирования и развития дефектов (микротрещин) *при сварке и обосновать механизм их устранения* на этапах фазовых переходов и при кристаллизации металла сварного шва.

Это послужит в дальнейшем основой для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования аварий и техногенных катастроф.

Теоретическое обоснование предотвращения процессов разрушения изделий

В результате многочисленных исследований установлено, что образование внутризеренных и межзеренных микротрещин в металлах и сплавах в значительной степени определяется процессом зарождения и развития пор, их коалесценцией. В связи с этим задача о поведении изолированной (одиночной) поры в твердом теле представляет значительный интерес с позиций *предотвращения разрушения на самой ранней стадии,* т.е. на этапе формирования микротрещин [20–26].

В монографии [25] излагаются приближенные расчеты кинетики изменения радиуса изолированной поры в кристаллическом теле в двух предельных случаях – когда определяющим является либо механизм вязкого течения, либо механизм диффузионного растворения поры. Безотносительно к молекулярному механизму «залечивание» поры (т.е. потенциальное предотвращение в перспективе процесса формирования микротрещин и, соответственно,

разрушения изделий) при вязком течении осуществляется вследствие направленного перемещения вещества к центру поры. «Залечивание» поры механизмом диффузионного растворения осуществляется путем повакансионного перемещения объема поры к внешней границе образца.

Из-за наличия развитой сетки границ между элементами макро- и микроструктуры, а также микротрещин и пор диффузия происходит значительно быстрее, чем в собственно объеме зерна. Поэтому «залечивание» внутризёренных трещин является весьма проблематичным.

Следует отметить, что силы взаимодействия между атомами убывают с увеличением расстояния между ними. Расстояние между атомами в кристалле можно считать порядка 10^{-8} см. Толщина поверхностного слоя имеет порядок расстояния взаимодействия атомов. Можно считать, что уже на длине в 10^{-7}см взаимодействием между атомами можно пренебречь. Следовательно, толщина поверхностного слоя может быть равна (10^{-8}–10^{-7}) см. Чтобы переместить внутренний атом кристалла на его поверхность, необходимо совершить определенную работу, которая переходит в потенциальную энергию атома. Из этого вытекает, что все атомы в поверхностном слое обладают большим запасом потенциальной энергии, чем внутренние атомы, и на поверхности кристалла сосредотачивается избыток энергии по сравнению с энергией тех внутренних атомов, которые не перешли в пограничный слой [25].

Таким образом, структура кристалла на его свободной поверхности и непосредственно под ней оказывается искаженной. Локальное искажение является признаком запасенной энергии, точно так же, как если бы подобные искажения возникли в результате действия внешней нагрузки. Такая форма энергии наблюдается на всех свободных поверхностях кристалла. Поэтому её естественно назвать *поверхностной энергией*.

С учетом вышеизложенного следует отметить, что трещиноподобные дефекты в зависимости от природы их возникновения можно интерпретировать как две соприкасающиеся свободные поверхности, расположенные в теле кристаллов, по границе кристаллов или фаз. Следовательно, для устранения подобных дефектов необходимо реализовать межатомную связь между свободными поверхностями. В энергетическом аспекте – это процесс освобождения свободных поверхностей от поверхностной энергии в зоне контакта.

В связи с этим для реализации межатомных связей необходимо использовать концентрированные потоки энергии когерентного излучения, жестко коллимированного (пучок излучения с очень маленьким углом сходимости) в направлении распространения свободных поверхностей. Поэтому, в данном случае, всем этим требованиям наиболее полно отвечает излучение оптического квантового генератора.

При взаимодействии лазерного излучения с поверхностью металлов при определенных значениях энергии и длительности импульса могут образовываться упорядоченные структуры, в частности, сверхрешетки пор. Плотность потока энергии лазерного излучения, необходимой для плавления металла,

при радиусе пятна излучения ~ 10^{-2} см составляет $2^{\cdot}$ (10^4 – 10^5) Вт/см^2 для углеродистых и коррозионно-стойких сталей.

Металлы представляют собой трехмерную решетку из положительно заряженных ионов, которая погружена в газ свободных электронов проводимости, связанных с ионной решеткой силами электростатического притяжения. При взаимодействии с поверхностью металла лазерное излучение (концентрированные потоки с высокой плотностью энергии когерентного излучения γ-квантов) каналирует между узлами кристаллической решетки, передавая (согласно законам классической электродинамики) энергию газу свободных электронов проводимости. Эти электроны сообщают колебательные движения атомам, находящимся в узлах кристаллической решетки металла. Данное воздействие приводит к значительному синхронно-упорядоченному росту амплитуды колебаний атомов и их *сближению* в пространстве между свободными поверхностями, имитирующими трещиноподобные дефекты, вплоть до расстояний взаимодействия орбиталей валентных электронов на свободных поверхностях. Это, в свою очередь, проявляется в повышении температуры металла [27, с. 94]. Весь процесс взаимодействия γ-квантов с электронами проводимости осуществляется в тонком поверхностном слое толщиной от 10^{-6} до 10^{-5} см.

Теория химической связи рассматривает возникновение межатомных связей в молекулах и кристаллах как результат перекрытия волновых функций или орбиталей валентных электронов [28, с. 110]. Установлено, что два валентных электрона, имеющих антипараллельные спины и находящиеся в связывающем состоянии в пространстве между ядрами, образуют сильную двухэлектронную валентную связь, имеющую в основе кулоновское притяжение соседних ядер, несущих положительный заряд к отрицательно заряженным электронам между ними. Исходным пунктом квантовой химии, необходимым для получения орбиталей валентных электронов, явилось решение волнового уравнения квантовой механики типа $H\varphi=E\varphi$, где H – оператор Гамильтона; E – энергия орбиталей; φ – орбитали валентных электронов (атомные или молекулярные) [29, с. 117]. Поиск атомных орбиталей в одноэлектронном приближении осуществляют в виде $\varphi_{n,l,m}(r,\theta,\varphi)=R_{n,l}(r)Y_{l,m}(\theta,\varphi)$, где r – расстояние электрона от ядра; θ и φ – углы сферической системы координат; $R_{n,l}(r)$ и $Y_{l,m}(\theta,\varphi)$, – радиальная и сферическая функции.

Поэтому при сближении атомов металлов, в частности меди, первыми перекрываются их внешние *s*-орбитали. Вначале перекрываются «хвосты» s-орбиталей, и энергия межатомной связи по мере сближения и повышения концентрации электронов между ядрами постепенно увеличивается. Сближение атомов происходит до совмещения (суперпозиции) максимумов электронной плотности сферических ψ_s-орбиталей, что отвечает удвоению электронной плотности в зоне перекрытия.

Такая высокая концентрация электронов между ядрами соседних атомов стягивает эти атомы и формирует металлическую связь. Суперпозиции максимумов плотности s-оболочек отвечает наибольшая энергия связи между

ближайшими соседями. Дальнейшего сближения атомов не происходит вследствие понижения энергии связи из-за уменьшения перекрытия s-оболочек, а также вследствие сильного возрастания отталкивания друг от друга остовных электронных оболочек и взаимного отталкивания ядер.

Железо, как основа стали, имеет электронную конфигурацию $3p^6 3d^{6-} 4s^2$ [28, с. 130]. При сближении атомов железа первыми перекрываются $4s^2$-оболочки, а далее вследствие стягивания атомов происходит перекрывание $3d^6$-оболочек.

Структура и полиморфизм железа обусловлены сильным взаимодействием с ядром кайносимметричных 3*d*-электронов (в атомах, в которых атомные орбитали появляются впервые, в частности, 1*s*, *2p*, *3d*, *4f*, *5g*, являются орбиталями новой симметрии или *кайносимметричными*) и изменением электронного состояния атомов при повышении температуры. Оно стимулирует образование и формирование остовной $3d^6$-оболочки и коллективизацию в металлическом состоянии только двух 4*s*-электронов.

Ниже 911ºС атомы железа (конфигурация $3d^6 4s^2$) имеют высокоспиновое состояние с четырьмя непарными 3*d*-электронами и расщепленной парой $3d^2$. Перекрытие внешних сферических $4s^2$-оболочек до совмещения максимумов их электронной плотности ведет к сильной металлической связи коллективизированными $4s^2$-электронами и к стягиванию атомов. Перекрытие $3d^6$-оболочек из четырех протяженных неспаренных 3*d*-орбиталей и двух расщепленных 3*d*-орбиталей сквозь шаровые слои $4s^2$-оболочек ведет к образованию шести ортогональных ковалентных связей и к объемно-центрированной кубической (ОЦК) структуре α-Fe. Ферромагнетизм α-Fe обусловлен наличием четырех неспаренных 3*d*-электронов.

Выше $T_к$, равной 769ºС, происходит упорядочение магнитных моментов на атомах: магнитные моменты одной простой кубической подрешетки ориентируются антипараллельно моментам второй подрешетки. Это отвечает переходу от ферромагнитного к антиферромагнитному состоянию с сохранением высокоспинового состояния, характерного для α-Fe и с сохранением поэтому ОЦК-структуры (*β*-Fe).

При 911°С атомы железа переходят в низкоспиновое состояние. Все $3d^6$-электроны спарены и внешних связей с соседними атомами не образуют. Связи осуществляются перекрытием только сферических $4s^2$-оболочек, и происходит переход ОЦК (α, β) → ГЦК (γ).

Превращение α(β) → **γ**-Fe представляет переход от антиферромагнитного в парамагнитное состояние ($T_н$), обусловливающий переход ОЦК-структуры α(β)-Fe в ГЦК-структуру **γ**-Fe. Дальнейший переход ГЦК **γ**-Fe в ОЦК δ-Fe при 1394°С есть следствие термического возбуждения и спинового расщепления $3d^6$-оболочек, орбитали которых, перекрываясь, ведут к образованию шести ортогональных δ-связей. При плавлении расщепление $3d^6$-оболочек сохраняется и жидкое железо сохраняет ОЦК ближний порядок $Ж_δ$ до 1650–1670°С, где δ-связи разрываются и оно переходит в статистически неупорядоченную упаковку шаров. Этот переход сопровождается увеличени-

ем объема в связи с разрывом δ-связей, и его нельзя уподоблять переходу ОЦК α-, β-Fe в ГЦК γ-Fe.

Из вышеизложенного следует, что единственной физической причиной формирования конкретной упорядоченной в пространстве между свободными поверхностями, имитирующими трещиноподобные дефекты, кристаллической структуры любого элемента и его модификаций, в частности сплавов на основе железа, является перекрывание валентных и подвалентных оболочек его атомов. Подобная высокая концентрация электронов между ядрами соседних атомов стягивает эти атомы между свободными поверхностями и приводит к образованию сильной металлической связи.

Число, протяженность и симметрия орбиталей атомов данного конкретного элемента полностью определяют число, длину, энергию межатомных связей и их правильную ориентировку, а следовательно, *упорядоченное размещение атомов* в пространстве при воздействии концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения γ-квантов, жестко коллимированного в направлении распространения свободных поверхностей. Это позволяет осуществлять формирование кристаллической структуры с очень высокой степенью физической однородности на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхностями с заранее заданными основными физико-химическими свойствами металла. *Электронное строение диктует совершенное кристаллическое строение металла, а изменение электронного состояния атомов при изменении температуры, давления и концентрации легирующего элемента детерминирует полиморфные превращения и все последующие фазовые переходы*. Правильная геометрическая форма кристаллической решетки металла и упорядоченная система атомов является, прежде всего, следствием симметрии перекрывающихся электронных орбиталей его атомов [30, с. 131].

Это позволит, в конечном итоге, обеспечить *реальные* физические и механические свойства металла изделий, а также их конструктивную прочность, *на уровне расчетных (теоретических) значений,* которые могут быть с полной уверенностью положены в основу для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования и предотвращения аварий и техногенных катастроф.

Обсуждение результатов исследования

Появление оптических квантовых генераторов (ОКГ) создало уникальную возможность управлять внутренними процессами в твердом теле, в частности, структурные и фазовые превращения благодаря особым свойствам лазерного излучения (когерентность, поляризация, высокие плотности энергии), модификация механических свойств материалов [31]. Это дополнительно подтверждает правомерность представленного выше теоретического обоснования предотвращения процессов разрушения металла в изделиях. Кроме того, в работе [32] изложены результаты экспериментального и теоретического исследования процессов импульсной лазерной обработки материалов с целью

получения нано- и микро структурированной поверхности, которые также находятся в полном согласии с выработанными модельными представлениями. А именно показано, что нано- и микро размерные структуры образуются при *лазерном проплавлении* и быстрой *кристаллизации* поверхности металлов. При этом исследована кинетика процессов модификации поверхности металлов, реализуемых при рекристаллизации после воздействия лазерных импульсов ультракороткой длительности.

В настоящее время обработка ультракороткими лазерными импульсами широко используется в мире для создания 2-х и 3-х мерных микро- и наноструктур в металлах. Данные технологии важны для управления *механическими* свойствами твердых тел. В этой связи становится актуальным систематическое изучение физических механизмов взаимодействия оптического излучения с поверхностью металла, а также получение оптимальных режимов лазерного излучения (интенсивности и длительности лазерных импульсов, частоты следования, параметров сканирования лазерного пучка). Это необходимо для контролируемого микро- и нано структурирования поверхности объемных материалов.

«Прямое» нано структурирование означает, что образование поверхностных структур нано масштаба происходит без переосаждения разлетевщихся частиц. Наноструктурирование идет под действием *одного* лазерного пучка, непосредственно направленного на поверхность объемного материала. Возможно использование большого числа импульсов.

Для получения структур на поверхности материала с минимальными размерами (порядка 10 нм) следует выбирать режим воздействия ультракороткими импульсами без абляции с плотностью энергии импульса ниже порога абляции, но *выше порога плавления,* обеспечивающий процессы *сверхбыстрого* нагрева, плавления и рекристаллизации поверхности металла. Другими словами, технология создания на поверхности металла структур в *нано масштабной* области основывается на физических процессах, приводящих к затвердеванию вещества на поверхности при *сверхвысоких* скоростях охлаждения после окончания воздействия лазерными импульсами, когда расплав быстро кристаллизуется за счет теплоотвода вглубь образца. Из-за *сверхвысоких* скоростей охлаждения (109 К/сек и более) размер образующихся кристаллитов может быть сравним с *межатомным расстоянием*. При этом скорость охлаждения не должна превышать скорость кристаллизации. Многократное облучение приводит к возможности получения ансамблей наноструктур от 20 до 500 нм.

Выводы

На основе анализа результатов экспериментального и теоретического исследования процессов импульсной лазерной обработки металлов:

1. Определено, что воздействие концентрированных потоков строго лимитированной энергии когерентного излучения оптического квантового генератора, жестко коллимированного в направлении распространения свободных

поверхностей, позволяет осуществлять формирование бездефектной кристаллической структуры с очень высокой степенью физической однородности на основе регулируемой самосборки моноатомных слоев в пространстве между свободными поверхностями с заранее заданными основными физико-химическими и механическими свойствами металла изделий.

2. Установлена принципиальная возможность устранения (проплавления) трещиноподобных дефектов в сталях аустенитного класса с использованием импульсного излучения оптического квантового генератора. Это позволит, в конечном итоге, обеспечить *реальные* физические и механические свойства металла изделий, а также их конструктивную прочность, *на уровне расчетных (теоретических) значений,* которые могут быть с полной уверенностью положены в основу для разработки фундаментальных принципов метода прогнозирования и предотвращения аварий и техногенных катастроф.

3. Для получения микро- и нано структурированных поверхностных слоев металлов необходимо использовать ультракороткие (нано-, пико-, фемто секундные) лазерные импульсы с интенсивностью близкой к пороговой, при которой наблюдается плавление металла в малом объеме без значительной абляции.

4. Доказано, что после обработки поверхностей металла ультракороткими лазерными импульсами образуется более однородная мелкозернистая структура с размером зерен ~ нескольких нанометров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Латаш Ю.В. Современные способы производства слитков особо высокого качества / Ю.В. Латаш, В.Н. Матях; под ред. Б.Е. Патона, Б.И. Медовара. – Киев: Наукова думка, 1987. – 336 с.

2. Акимова Т.А**.** Техногенные аварии и катастрофы // Энергия: экономика, техника, экология. – 2009. – № 5. – С.22-26.

3. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

4. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 360 с.

5. Апасов А.М. Исследование структуры металла сварного соединения из коррозионностойкой стали / А.М. Апасов, Э.В. Козлов // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – Т. 315. – № 2. – С. 155-161.

6. Алешин Н.П. Работы МГТУ им. Н.Э. Баумана в области неразрушающего контроля материалов и изделий / Н.П. Алешин // Сварочное производство. – 2003. – № 1. – С.35-38.

7. Апасов А.М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали / А.М. Апасов // Материаловедение. – 1998. – № 3. – С.54-56.

8. Апасов А.М. Исследование процесса устранения трещиноподобных дефектов в стали на основе акустической эмиссии / А.М. Апасов // 15 Российская научно-техническая конференция «Неразрушающий контроль и диагностика»: тез. докл. – М.: 1999. – Т. 2. – С. 140.

9. Апасов А.М. Исследование процесса воздействия импульсного излучения оптического квантового генератора (ОКГ) на дефекты строения аустенитных сталей / А.М. Апасов // Труды 10 Международной конференции по радиационной физике и химии неорганических материалов (РФХ-10). - Томск, ТПУ. – 1999. – С. 74-75.

10. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса / А.М. Апасов // Труды 6 Международной научно-технической конференции по актуальным проблемам материаловедения.: Новокузнецк, СибГИУ. – 1999. – С. 92.

11. Апасов А.М. Взаимодействие концентрированных потоков лазерного излучения с трещиной в стали / А.М. Апасов // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – № 4. – С.34-38.

12. Апасов А.М. Воздействие концентрированных потоков энергии излучения оптического квантового генератора на дефекты структуры сталей аустенитного класса / А.М. Апасов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 10. – С. 52-55.

13. Апасов А.М. Изучение влияния излучения оптического квантового генератора на поведение трещиноподобных дефектов в стали / А.М. Апасов // Известия Томского политехнического университета. − 2010. − № 2. − Т. 317. − С. 90-97.

14. Апасов А.М. Диагностика процесса взаимодействия потоков лазерного излучения с трещиной в стали на основе акустической эмиссии / А.М. Апасов // Известия Томского политехнического университета. − 2010. − № 2. − Т. 317. − С. 97-100.

15. Апасов А.М. Активная диагностика разрушения и предотвращение техногенных катастроф / А.М. Апасов. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 216 с.

16. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф / А.М. Апасов // Дефектоскопия. – 2012. – № 2. – С. 21-31.

17. Апасов А.М. Изучение процесса влияния излучения оптического квантового генератора на степень физической однородности стали с использованием явления акустической эмиссии / А.М. Апасов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр. – Новокузнецк, 2015. – Вып. 34. – С. 125-146.

18. Apasov A.M. Study of the process of affecting structure of austenitic steels by pulsed laser radiation / A.M. Apasov // International Conference «Welded Structures»: Abstracts of poster papers. – Kyiv. – 2000. – P.75.

19. Apasov A.M. Method for preventing tecnogenic catastrophes / A.M Apasov // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2012. – Volume 48. – Number 2. – P. 90-97. – DOI: 10.11354 / 51061830912020027.

20. Апасов А.М. Генетическая связь дефектов различного структурного уровня сварных соединений из аустенитных сталей / А.М. Апасов // XX Меж-

дународная конференция «Релаксационные явления в твердых телах»: тез. докл. – Воронеж, 1999. – С. 204 – 206.

21. Апасов А.М. Механизм формирования дефектов различного структурного уровня при сварке изделий из сталей аустенитного класса / А.М. Апасов // Инновации в неразрушающем контроле Sib Test : сб. науч. тр. II Всероссийской с международным участием научно-практической конференции по Инновациям в неразрушающем контроле. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 12-17 августа 2013. – С. 8-15. – 350 с.

22. Апасов А.М. Диагностика процесса разрушения сварных соединений при сварке / А.М. Апасов // Известия Томского политехнического университета. – 2015. – Т.326. – № 3. – С.111-121.

23. Апасов А.М. Связь дефектов различного структурного уровня с фазовыми переходами при сварке аустенитных сталей / А.М. Апасов, А.А. Апасов. – Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 11. – С. 15 – 19.

24. Апасов А.М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки / А.М. Апасов // Расплавы. –2001. – № 3. – С. 18 – 24.

25. Гегузин Я.Е. Макроскопические дефекты в металлах.– М.: Металлургиздат, 1962. – 252 с.

26. Apasov A.M. Relation between defects different structure levels and phase transition during welding of stainless steels / A.M. Apasov, A.A. Apasov // Book of abstracts 5 International Seminar – School «Defect structures evolution in condensed matters»: Barnaul, 2000. – P.102.

27. Апасов А.М. Специальная электрометаллургия : учебник / А.М. Апасов; Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета. – 2-е изд. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 286 с.

28. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович. – М.: Наука, 1988. – 296 с.

29. Порядина А.Н. К вопросу о получении особо чистых металлов нанокристаллического уровня (состояния) / А.Н. Порядина, А.М. Апасов // Изв. Том. политехн. ун-та. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 114 – 119.

30. Апасов А.М. Нанокристаллическое состояние металлов и сплавов: учеб. пособие. − Томск: Изд-во ТПУ, 2009. − 840 с.

31. Кузнецов П.М. О некоторых механизмах воздействия лазерного излучения на металлы / П.М. Кузнецов, В.А. Федоров, С.В. Васильева, Г.А. Барышев // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2010. – Т.15. – Вып. 1. – С.249-250.

32. Завестовская И.Н. Процессы нано- и микро структурирования поверхности металлов под действием излучения твердотельных лазеров с диодной накачкой / И.Н. Завестовская, В.В. Безотосный, А.П. Канавин, Н.А. Козловская, О.Н. Крохин, В.А. Олещенко, Ю.М. Попов, Е.А. Чешев // Учреждение РАН, Физический институт академии наук им. П.Н. Лебедева. – [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://olymp-nanotech2012/moomfo.ru/paperkrokhin. (Дата обращения: 09.01.2016).

УДК 620.18: 669.14

А.М. Апасов, Замирбек уулу Осук-Кумуш

Юргинский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Юрга

АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ КОВАНЫХ ВАЛОВ ИЗ СТАЛИ

Исследовано качество металла стальных кованых валов методами макроскопического анализа, микроскопического анализа, статических механических испытаний, рентгеноструктурного анализа, оптической, просвечивающей электронной микроскопии. Установлены причины растрескивания поковок. Разработаны мероприятия по предотвращению разрушения кованых валов.

It were accomplished research quality of the metal forged shafts steel with macro-and micro examination, mechanical tests, methods optical, appearing electronic microscopy and X-ray diffraction. It were determined reasons of destruction forged parts. It has been devised arrangements on prevention the destruction forged shafts.

Введение

Несмотря на успехи, достигнутые в области разработки и применения новейших технологий, отказы изделий ответственного назначения, сопровождаемые часто человеческими жертвами и значительными материальными потерями, все еще происходят. Аварии таких систем или определенные отклонения в режимах их работы могут приводить к весьма серьезным последствиям [1, 2]. Отказ в работе или разрушение практически неизбежно завершают функционирование любого изделия и могут привести к необратимым гуманитарным и экологическим последствиям не только в пределах одного региона, государства, но и более того, в планетарном масштабе**.**

Поэтому надежность изделий существенным образом зависит от качества конструкционных материалов и, кроме того, от строгого соблюдения технологического процесса их изготовления [3].

Каковы же основные причины, приводящие к отказу или разрушению изделий в работе?

Согласно Р. Коллакоту, обычно к авариям приводят ошибки следующих трех типов [4]:

1. Технические ошибки, обусловленные:

– неправильным проектированием;

– неправильным изготовлением, когда элементы конструкции не соответствуют проекту;

– неправильной эксплуатацией.

2. Организационные ошибки.

3. Недостаток квалификации.

Изо всех этих ошибок следует особо выделить те, которые возникают из-за неправильного изготовления изделий.

В связи с этим очень важно уже на этапе *технологического процесса изготовления* изделий обеспечить их особое качество в дальнейшем. Это объясняется, в большинстве случаев, физической неоднородностью металла, т.е. наличием дефектов различного структурного уровня.

В качестве подобных дефектов у самого обширного класса изделий, в частности, кованых валов ответственного назначения, используемых в судостроении, выступают флокены и трещины, контроль за процессом зарождения, формирования и развития которых до сих пор очень сложно осуществить. Трещины относятся к наиболее опасным дефектам и по всем нормативно-техническим документам являются недопустимыми [5, 6].

Поэтому особое качество металла закладывается уже на его атомном и наноструктурном уровнях [7].

Актуальность проблемы повышения качества, надежности и долговечности кованых валов обусловлена еще и тем, что в рамках метода ультразвукового контроля (УЗК), – в частности, по способу выявления дефектов, эхоимпульсный метод контроля [8], – в основном используемого для неразрушающего контроля металла поковок, невозможно дать стопроцентную гарантию качества из-за его объективных недостатков. Одним из существенных недостатков метода является наличие временной мертвой зоны. Она представляет собой неконтролируемый поверхностный слой металла, в котором эхо-сигнал от дефекта не отделяется от зондирующего сигнала. Поэтому сформировавшиеся и присутствующие (в большинстве случаев) в данном поверхностном слое трещины с выходом на поверхность металла кованого вала выявить практически невозможно. При этом определение типа дефектов, в том числе особо опасных плоскостных дефектов с малым раскрытием (микротрещин), с точки зрения эксплуатационной надежности изделий – одна из наиболее трудных задач для ультразвукового контроля. До настоящего времени многие инструкции и нормы оценки качества изделия исходят из предположения о невозможности определить характер дефекта с помощью ультразвука [9].

Кроме того, следует отметить, что трудоемкость последующего устранения выявленных опасных дефектов, как правило, значительно выше трудоемкости собственно процесса изготовления кованых валов. В отдельных узлах исправление вообще недопустимо, а в некоторых видах уникальных изделий присутствие дефектов должно быть полностью исключено.

Следовательно, необходимо разрабатывать методы неразрушающего контроля качества уже на стадии технологических процессов изготовления изделий, их технической диагностики и критических условий эксплуатации, а также находить способы контроля этих условий.

В связи с этим проблема разработки бездефектной технологии изготовления кованых валов является весьма актуальной.

Постановка задачи и методика проведения исследования

Как показал анализ данных брака по поковкам в ООО «Юргинский машиностроительный завод» за последнее десятилетие значительная часть кузнечных слитков развесами 10,6 т, 11,5 т, 8,0 т не расковываются из-за *трещинообразования* при кузнечном переделе. Кроме того, определенное количество кованых валов забраковано по результатам УЗК. Такое количество брака является недопустимым [10].

Поэтому была поставлена задача проведения комплексных исследований качества изготавливаемых поковок:

1. *Макроскопический анализ* темплета бракованной заготовки вала из мартеновской стали St 52,3 N.

2. *Микроскопический анализ* материала на образцах, вырезанных вблизи от обнаруженной методом УЗК трещины, а также структуры качественного металла.

3. *Статические механические испытания* с определением прочностных и пластических характеристик образцов, изготовленных из темплета. Сравнение полученных результатов с конечными информативными параметрами металла, указанных в технических условиях (ТУ) на кованые валы.

4. *Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ* металла дефектной и качественной поковок.

5. *Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения* реплик образцов и проведение анализа тонкой структуры стали St 52,3 N дефектной и качественной поковок.

Перед проведением *макроскопического анализа* темплет из бракованной заготовки был подвергнут контролю методом магнитно-порошковой дефектоскопии (МПД). Затем диск подвергался горячему травлению в 5 %-ом водном растворе серной кислоты. Просмотр картины травления осуществлялся визуально.

Шлифы для *микроскопического анализа* изготавливались стандартным способом (механическая шлифовка и механическая полировка на алмазной пасте АСМ 10/71 НВЛ, химическое травление в 4 %-ом спиртовом растворе HNO_3). Подготовленные шлифы исследовались на микроскопе Neophot-21.

На этих же шлифах проводился *рентгеноструктурный анализ* с использованием дифрактометра общего назначения ДРОН-4М с K_α-кобальтовым излучением. Контрольные исследования осуществлялись на аналогичном приборе с K_α-медным излучением.

Был проведен химический анализ изготовленных образцах стали St 52,3 N слитка № 2, заказ № 01504 данные приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав образцов стали St 52,3 N

Наименование материала	обозначение	Содержание в процентах							
St 52,3 N		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
		0,19	1,30	0,35	0,024	0,040	0,15	0,15	0,13
	1	0,19							
	2	0,19							
	3	0,19							
	4	0,19							

Для механических испытаний изготавливались плоские образцы для статического растяжения согласно ГОСТ 1497-84 таким образом, что продольная ось была нормальна к оси поковки. Размеры рабочей части образца составляли 100×10×3 мм^3. Образцы были получены фрезерованием из части темплета, непосредственно прилегающей к трещине, которая была выявлена методом МПД. Растяжение проводилось при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 1185. Скорость деформирования составляла $1{,}67 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$ (1мм/мин), температура испытания – комнатная.

Из этой же части темплета были изготовлены стандартные образцы для определения ударной вязкости по ГОСТ 1524-2042 на маятниковом копре МК 30А при комнатной температуре.

Электронно-микроскопические исследования проводились на трансмиссионном электронном микроскопе УЭМВ-125К в светлом и темном поле. Регистрировались электронограммы рефлексов в темном поле для анализа кристаллической структуры вторичных частиц. Фольги для исследований вырезались из образцов, которые ранее были приготовлены для металлографии электроискровым способом. Окончательная подготовка фольг производилась электрополировкой.

Результаты исследования и их обсуждение

Материалы проведенных исследований были опубликованы в работах [10–12]. При этом весь комплекс полученных результатов и их анализ позволяет сделать следующее заключение о причинах разрушения кованых валов.

Механические испытания образцов металла из дефектной заготовки показали, что, хотя прочностные параметры соответствуют предельно допустимому уровню требований к стали St 52,3 N, пластичность оказалась более чем на 40 % ниже. Изломы, образующиеся как при ударных, так и при квазистатических испытаниях, можно определить как неоднородно-волокнистые с разрывами. Между волокнами наблюдаются отдельные *кристаллические* участки. Волокна образуют слои, которые параллельны оси поковки. Такие из-

ломы возникают при недостаточной степени деформации в процессе горячей обработки давлением.

Металлографический анализ установил, что исследуемая сталь является ферритно-перлитной. Сверхструктура перлитных колоний очень грубая. Перлитные колонии располагаются цепочками по границам «старых» зерен аустенита. Как правило, в перлитных колониях располагаются *поры*. Морфология перлита представляет собой переходную модификацию от пластинчатой к зернистой. В теле ферритных зерен наблюдается большое число выделений вторичных фаз.

Просвечивающая электронная микроскопия позволила установить следующее:

– анализируемые образцы стали действительно являются поликристаллическими агрегатами, которые сформированы зернами феррита и колониями перлита. Перлит по морфологическому признаку может быть как пластинчатым, так и глобулярным;

– объемные доли перлита в стали (дефектная и качественная поковки) существенно различаются. В первом случае относительная объемная доля перлита значительно (в 1,5-2 раза) выше. Это означает, что концентрация углерода завышена по отношению к марочному содержанию и может составлять ~0,3 % (вес.);

– в обоих состояниях наблюдаются неметаллические включения сульфидного типа, расположенные в объеме и по границам зерен феррита и ферритных пластин перлита. При этом в образце стали из дефектной заготовки содержание сульфидов значительно выше.

Результаты проведенных исследований позволяют утверждать:

1. Содержание углерода в стали было выше допустимого для марки St 52,3N, степень деформации при ковке была недостаточной, а загрязнение сульфидными неметаллическими включениями выше нормы.

2. Образовавшаяся структура не может обеспечить высоких эксплуатационных характеристик и, в первую очередь, необходимую вязкость разрушения.

3. Поры и неметаллические включения могут быть источниками термических трещин, что приводит к разрушению заготовок после ковки или растрескиванию после термической обработки.

4. Для предупреждения нежелательных последствий следует строго контролировать состав стали при выплавке по углероду и вредным примесям. Необходимо строго соблюдать технологический режим обработки давлением, а именно, температуру начала и конца ковки, степень обжатия при ковке.

5. При повышенном содержании углерода (на верхнем пределе марочного состава или выше этого предела) степень деформации при ковке должна быть увеличена.

Тем не менее, данные рекомендации не являются, по всей вероятности, окончательными. Это связано с тем, что:

– для получения более полной картины состояния материала из дефектной отливки необходимо провести сравнительный рентгенофазовый анализ;

– пока неизвестна *истинная* природа зарождения, формирования и развития как отдельных пор, так и их цепочки, выявленных в тонкой структуре перлитной колонии [10].

Рентгеноструктурный анализ осуществлялся на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4М в K_α-кобальтовом излучении. На рисунке 1 представлена обзорная рентгеновская дифрактограмма в интервале углов 2θ от 15^0 до 155^0 с образца дефектного металла, на котором проводился металлографический анализ (см. рисунок 2, а [10]). Хорошо видны дифракционные максимумы феррита (α-Fe). Линии четкие, неискаженные, ширина и положение их соответствуют уровню легирования исследуемой стали. Остаточные микро- и макронапряжения (напряжения второго и первого родов) в материале находятся на уровне точности определения. *Параметр решетки* α-фазы определялся путем анализа положения и функции ширины соответствующих пиков (таблица 1, рисунок 2). *Его величина* a_{Fe} = 0,2869 нм *вполне соответствует малоуглеродистой стали,* так как согласно [13] параметр решетки чистого ОЦК железа равен 0,2866 нм.

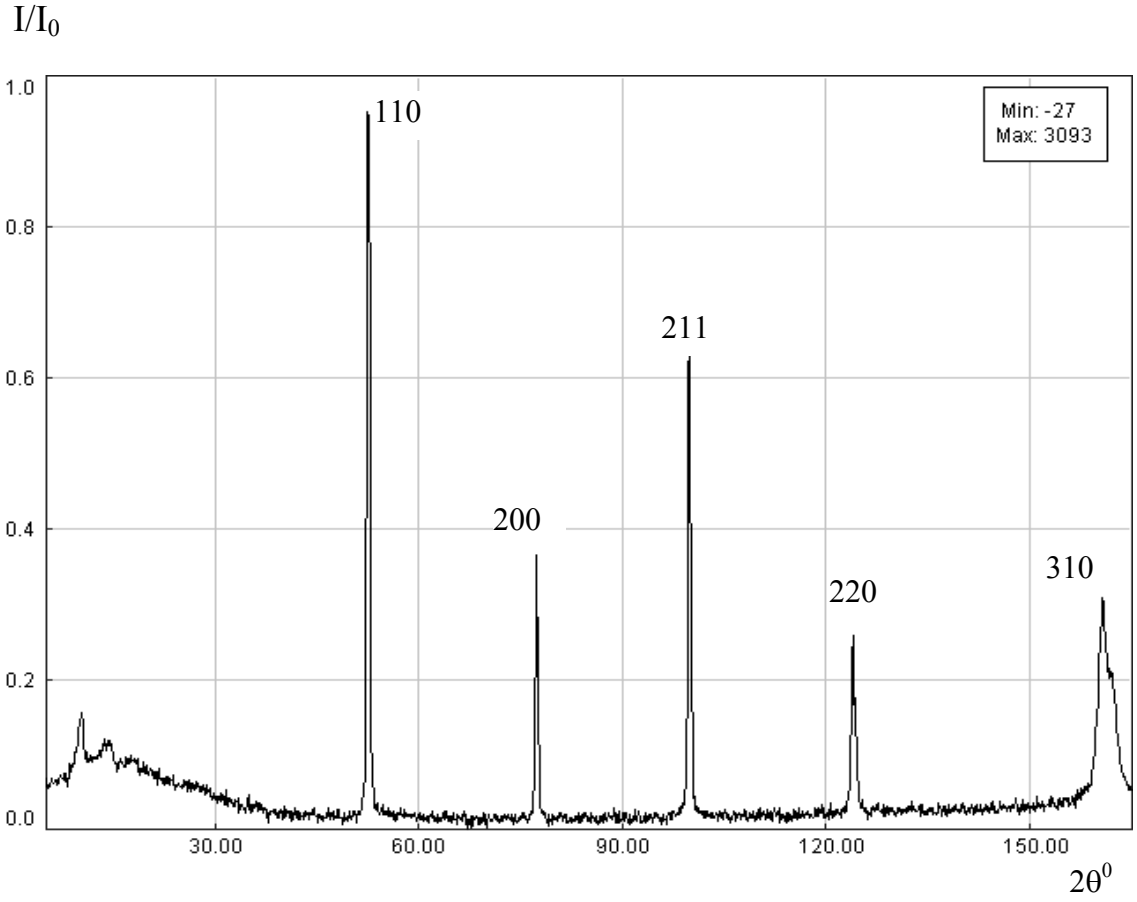


Рисунок 1 – Дифрактограмма образца из дефектного металла

В области углов 2θ = 15-40^0 обнаружены дифракционные максимумы с межплоскостными расстояниями d = 1,0255 – 0,40400 нм (рисунок 1). Было сделано предположение, что они соответствуют неметаллическим фазам. Однако пересъемка с использованием излучения Cu/K_α в данной области углов 2θ = 15-40^0 показала, что положения пиков 1-5 (таблица 2) не коррелируют для разных длин волн излучения. Это позволило сделать вывод о том, что данные максимумы имеют инструментальный характер

Таблица 2 – Результаты пересъемки с использованием излучения Cu/ K_α

Anode:Co K-alpha/ 2θ step:0.1°, Exposition:500 опросов, дефектный образец, фильтр к.117, щели 0.25x8 мм, с вращением, 40кВх40мА

Функция формы профиля пика	d, нм	Полу-ширина, град	Инт.%	(hkl) α-Fe	d исправленное, нм
1) $I=182.6/(1+2.594\cdot(2\theta -10.266)^2)$	0,99973	1,24	20		1,0255
2) $I=48.9/(1+0.686\cdot(2\theta -13.192)^2)$	0,77866	2,42	10		0,79416
3) $I=85.8/(1+1.016\cdot(2\theta -14.381)^2)$	0,71462	1,98	15		0,72758
4) $I=62.5/(1+0.456\cdot(2\theta-18.129)^2)$	0,56776	2,96	16		0,57583
5) $I=18.1/(1+0.571\cdot(2\theta -25.836)^2)$	0,40011	2,65	4		0,40400
6) $I=2852/(1+10.77(2\theta -52.562)^2)^2$	0,20201	0,39	76	(110)	0,20285
7) $I=948/(1+17.65\cdot(2\theta -77.336)^2)^2$	0,14316	0,31	20	(200)	0,14347
8) $I=1947/(1+22.76(2\theta -99.795)^2)^{1.5}$	0,11694	0,32	47	(211)	0,11708
9) $I=732.4/(1+27.029\cdot(2\theta -123.919)^2)$	0,10134	0,38	25	(220)	0,10140
10) $I=815.3/(1+2.013\cdot(2\theta -160.736)^2)^2)$	0,09072	1,41	100	(310)	0,09073

На рисунках 3 и 4 приведены дифрактограмма и график определения параметра решетки α-Fe стали St 52,3 N из качественной поковки.

Отсюда следует, что отличия в положении и форме основных рентгеновских максимумов от дефектного металла незначительны. Параметр решетки α-Fe в данном случае немного меньше a_{Fe} = 0,2868 нм. Хотя различие и небольшое, оно может служить подтверждением, что содержание примесей внедрения в дефектном металле выше, как это отмечалось по результатам металлографии. Присутствие неметаллических фаз методом рентгеноструктурного анализа здесь тоже не выявляется, так как соответствующие пики в областях малых углов 2θ не обнаружены.

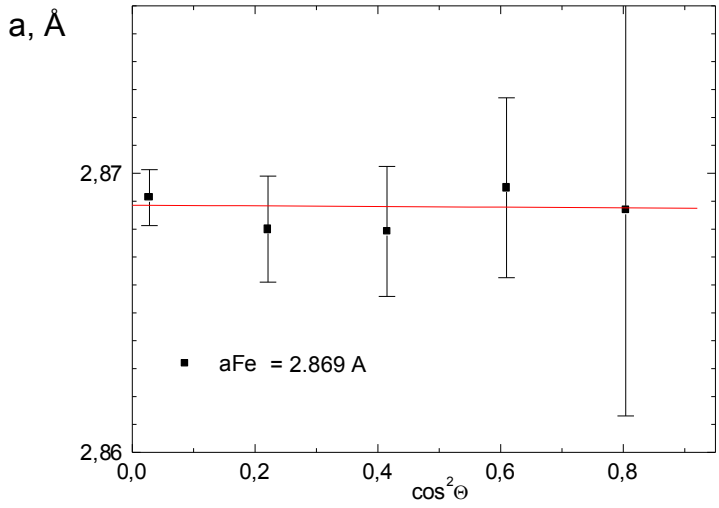


Рисунок 2 – Определение параметра решетки α-Fe по положениям пиков 6-10 (таблица 3, [10]) в дефектном металле

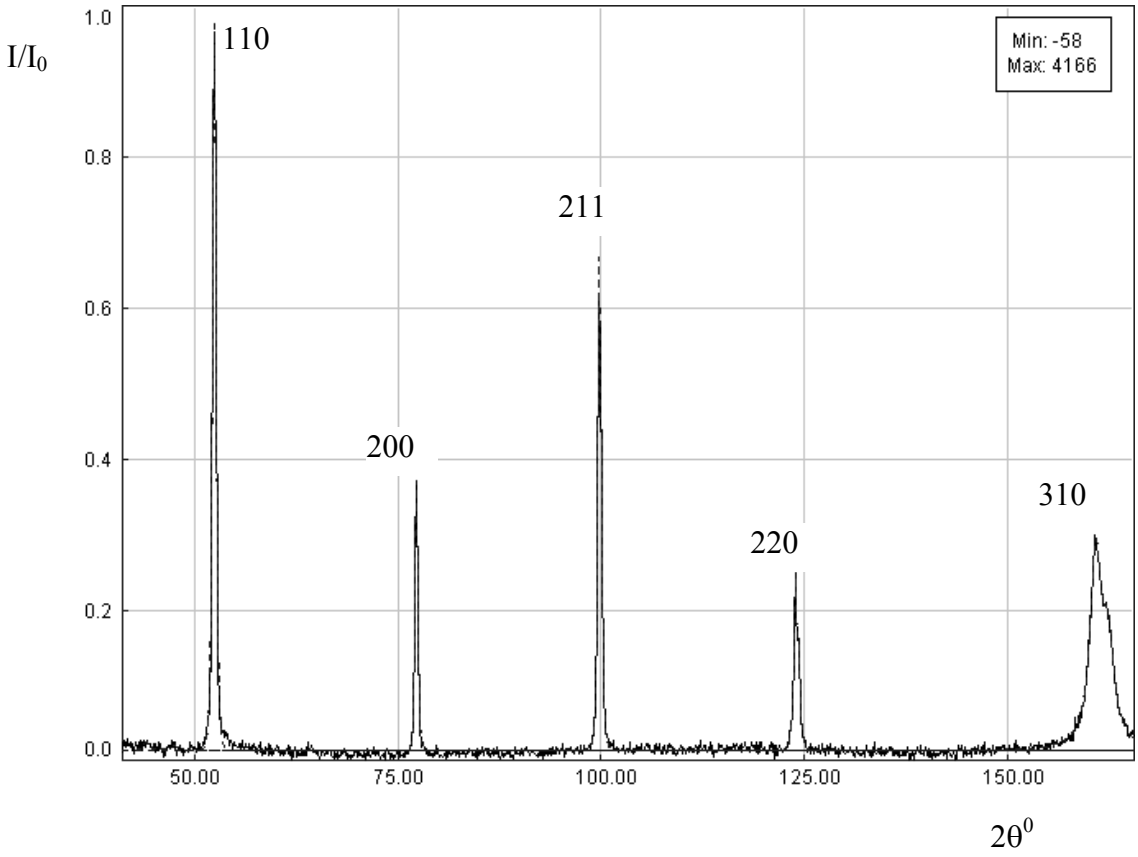


Рисунок 3 – Дифрактограмма образца из металла качественной поковки

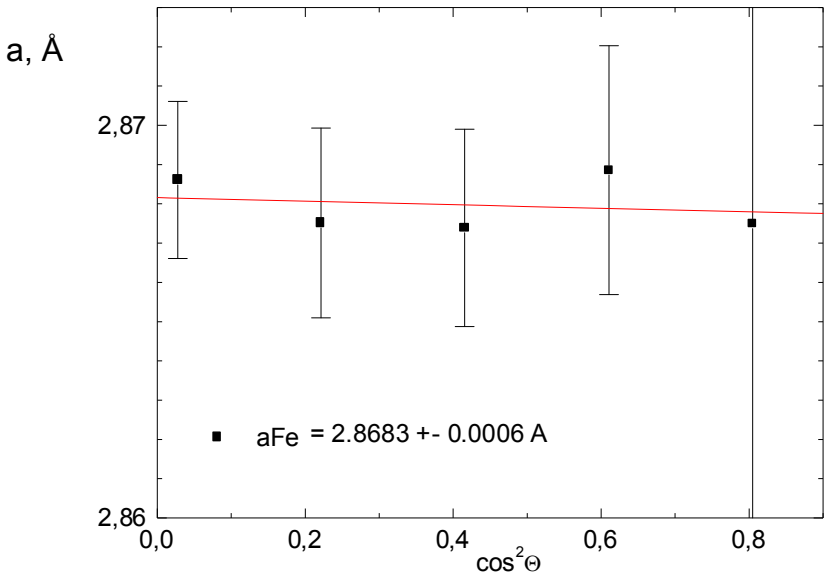


Рисунок 4 – Определение параметра решетки α-Fe по положениям пиков 6-10 (таблица 3, [10]) в металле качественной поковки

Подводя итог рентгенофазового анализа, можно сделать заключение, что сталь из дефектной поковки, по-видимому, действительно содержит повышенное количество углерода. Определить природу и состав неметаллических включений не удалось. Это связано, очевидно, с тем, что сульфидные, фосфидные и оксидные фазы присутствуют в стали в массовых концентрациях за пределом разрешающей способности метода рентгеноструктурного анализа. Карбидная фаза, по-видимому, представлена цементитом, который в присутствии α-Fe не выявляется.

Теперь относительно природы зарождения, формирования и развития как отдельных пор, так и их цепочки, выявленных в тонкой структуре перлитной колонии [10].

Следует отметить, что комплекс результатов, полученных авторами и опубликованных ими в работах [10–12], не учитывает общее состояние металла поковок по водороду от момента завалки шихты в мартеновскую печь до изготовления готового кованого вала. На рисунке 5 представлены фотографии образцов изломов стали St52,3N, полученных как при ударных, так и при квазистатических испытаниях.

Авторы определяют структуру металла изломов как неоднородно-волокнистую с *разрывами*, причем между волокнами наблюдаются отдельные *кристаллические* участки. Такой тип излома возникает из-за неоднородности исходной литой структуры и недостаточной степени деформации при обработке давлением [10].

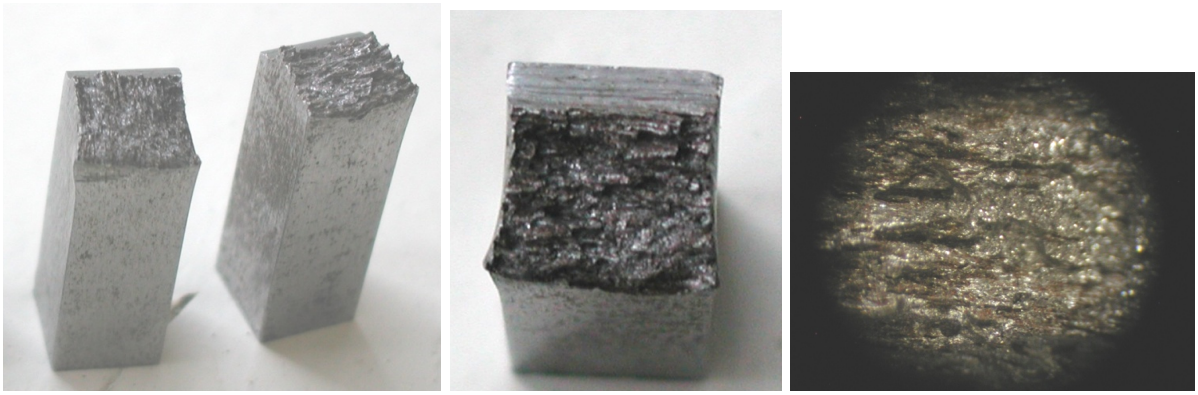


Рисунок 5 – Фотографии образцов изломов стали St52,3N

Тем не менее, *кристаллические* участки имеют вид серебристо-белых пятен или трещин в изломе (рисунок 5), которые (по определению) являются **флокенами,** т.е. дефектами внутреннего строения стали в виде *разрыва* тела *отливки* под влиянием растворенного в стали газообразного водорода и создаваемых им высоких внутренних напряжений.

Таким образом, в дальнейшем при обработке слитков стали давлением из пор [10] и полостей, заполненных газообразным водородом под высоким давлением, зарождаются и формируются согласно теории Ф. Макклинтока трещины [14]. В результате подобные кованые валы забраковываются с последующим переплавом. Для предотвращения и устранения подобных дефектов в кованых валах в дальнейшем необходимо:

– ввести технологическую операцию по формированию чистой по водороду шихты с обязательной ее последующей прокалкой;

– подвергать поковки термической противофлокенной обработке;

– разработать метод технической диагностики и внедрить его для неразрушающего контроля кованых валов вместо УЗК, не позволяющего идентифицировать дефекты типа трещин, с целью выявления источников зарождения микротрещин в реальном масштабе времени на самой ранней стадии процесса изготовления поковок;

– для обеспечения особого качества стали кованых валов по водороду и сульфидам железа, имеющих их повышенные концентрации, необходимо осуществлять рафинирующий вакуумный дуговой переплав (ВДП) с последующим электрошлаковым переплавом (ЭШП).

Выводы

На основе анализа результатов проведенных исследований установлено:

1. Необходимо обеспечить чистую по водороду шихту с обязательной последующей ее прокалкой перед завалкой в мартеновскую печь.

2. Для обеспечения протекания процесса диффузии атомарного водорода с целью дальнейшего снижения его концентрации в металле поковки, следует подвергать слитки и поковки термической противофлокенной обработке.

3. Необходимость разработки метода технической диагностики и внедрения его для неразрушающего контроля кованых валов вместо УЗК, не позволяющего идентифицировать дефекты типа трещин, с целью выявления источников зарождения микротрещин в реальном масштабе времени на самой ранней стадии процесса изготовления поковок;

4. Для обеспечения особого качества стали кованых валов по водороду и сульфидам железа, имеющих их повышенное содержание в металле, необходимо осуществлять рафинирующий вакуумный дуговой переплав (ВДП) с последующим электрошлаковым переплавом (ЭШП).

В работе использованы материалы, полученные при выполнении хозяйственного договора № 1Б10-583/403 по теме ***«Исследование структуры, механических свойств и напряженно-деформированного состояния стальных слитков и кованых валов для выяснения причин растрескивания и исключения брака»*** *на базе ООО «Юргинский машиностроительный завод».Руководитель темы в рамках хозяйственного договора А.М. Апасов.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патон Б.Е. Об основных направлениях работ в области акустической эмиссии // Акустическая эмиссия материалов и конструкций. Тр. 1–ой Всесоюзной конференции. Ростовский университет, 1989. – С.5-10.

2. Акимова Т.А. Техногенные аварии и катастрофы // Энергия: экономика, техника, экология. – 2009. – № 5. – С.22-26.

3. Алешин Н.П., Бигус Г.А., Лютов М.А. Диагностирование объектов стартовых комплексов изделий ракетно-космической техники с использованием акустических методов контроля // Дефектоскопия. – 2002. – № 3. – С. 3-13.

4. Коллакот Р. Диагностика повреждений: пер. с. англ. / Р. Коллакот. – М.: Мир, 1989. – 512 с., ил.

5. Герасимова Л.П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 376 с.

6. Алешин Н.П. Физические методы неразрушающего контроля сварных соединений: учебное пособие. 2-е изд., перераб. и доп. – М: Машиностроение, 2013. – 576 с.

7. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф. // Дефектоскопия. – 2012. – № 2. – С.21-31.

8. Неразрушающий контроль металлов и изделий / Справочник под ред. Г.С.Самойловича. – М.: Машиностроение, 1976. – 456 с.

9 Апасов А.М. Активная диагностика разрушения и предотвращение техногенных катастроф. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 216 с.

10. Апасов А.М., Валуев Д.В., Данилов В.И. О возможных причинах брака крупнотоннажных заготовок из низкоуглеродистой марганцевой стали

на ПО «Юрмащ» // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – № 3. – Т. 310. – С. 90-92.

11. Валуев Д.В., Апасов А.М., Данилов В.И. О возможных причинах брака крупнотоннажных заготовок на Юргинском машиностроительном заводе // Известия высщих учебных заведений. Черная металлургия. – 2007. – № 10. – С. 65-66.

12. Данилов В.И., Валуев Д.В., Иванов Ю.Ф., Апасов А.М. Тонкая структура стали St52,3N и возможные причины брака крупнотоннажных заготовок на ПО «Юрмаш» // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – № 4. – Т. 311. – С. 67-72.

13. Бобылев А.В. Механические и технологические свойства металлов. Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 208 с.

14. Апасов А.М. Диагностика процесса разрушения сварных соединений при сварке // Известия Томского политехнического университета. – 2015. – Т. 326. – № 3. – С.111-121.

УДК 621.791:624

А.И. Гусев, Н.В.Кибко, М.В.Попова, Н.А. Козырев, И.В. Осетковский

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК 40ГМФР И 40Х3Г2МФ

Изучено влияние химического состава на качество порошковых проволок из сталей 40ГМФР и 40Х3Г2МФ. С помощью метода оптической микроскопии исследованы характеристики микроструктуры и неметаллических включений. Определены твердость и скорость истирания наплавленных слоев. Установлено влияние структуры на свойства наплавляемых сталей. Сталь 40Х3Г2МФ показала более высокую эффективность для наплавки. Данная сталь по сравнению с 40ГМФР имеет более мелкозернистую структуру и высокие значения твердости и износостойкости.

В целях защиты бункеров и желобов, применяемых для транспортировки горной массы и других абразивных веществ, в настоящее время наиболее востребованными являются наплавочные проволоки, изготовленные из сталей 40ГМФР и 40Х3Г2МФ. Данные проволоки предназначены для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного износа и ударов [1-4].

Целью исследования являлось изучение влияния химического состава на качество наплавочных проволок, соответствующих системам C-Si-Mn-V-P и C-Si-Mn-Cr-Mo-V.

Изготовление проволоки проводилось на лабораторной машине по методикам, приведенным в работах [5]. Диаметр изготовленной проволоки составляет 5 мм, оболочка выполнена из стальной ленты Ст3. В качестве наполнителя использовались соответствующие порошкообразные материалы. В качестве углерода применяли углеродфторсодержащую пыль газоочистки алюминиевого производства со следующим химическим составом, мас. %: Al_2O_3 =21- 46; F =18-27; Na_2O = 8-15; K_2O=0,4 – 6 %; CaO=0,7- 2,3; SiO_2=0,5-2,5; Fe_2O_3=2,1-3,3; $C_{общ}$=12,5-30,2; MnO=0,07-0,9; MgO=0,06-0,9; S=0,09-0,19; P=0,10-0,18. Наплавку изготовленной проволокой проводили под флюсом АН-26С на пластины из стали марки Ст3. Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС -71. Химический состав наплавленных слоев приведён в таблице 1: образцы № 1 – 4 наплавлены проволокой из стали 40Х3Г2МФ, образцы № 5 – 7 – проволокой из стали 40ГМФР. Наплавку производили с использованием сварочного трактора ASAW-1250, режим наплавки: I=450 А, U=30 В, V= 10 м/ч. Испытания на износостойкость производили на машине 2070 СМТ – 1. Испытания проводились на режимах: нагрузка 30 мА, частота 20 обр/мин. Твёрдость образцов измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых образцов

Номер образца	Массовая доля элементов, %								
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni	Co	B
1	0,19	0,52	0,74	2,79	0,14	0,26	0,17	0	0,001
2	0,22	0,62	0,35	2,78	0,02	0,25	0,09	0,04	0,001
3	0,27	0,68	0,49	4,61	0,01	0,42	0,36	0,03	0,001
4	0,43	0,84	0,37	7,04	0,03	0,49	0,42	0,06	0,001
5	0,16	0,32	0,62	0,25	0,19	0,11	0	0	0,003
6	0,10	0,45	0,15	0,23	0,11	0,10	0,08	0	0,003
7	0,23	0,66	0,25	0,95	0,29	0,35	0,34	0	0,003

Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений ×100 - 1000 после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Балл мартенсита оценивали сопоставлением структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствие с ГОСТ 1778-70 при увеличении ×100. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639-82 при увеличении ×100.

Металлографический анализ исследуемых образцов показал, что структура образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали 40Х3Г2МФ представляет собой среднеуглеродистый мартенсит, имеющий вид темных игл с четкими границами, в первичных зернах аустенита. По границам зерен аустенита находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ-феррита (рисунок 1 а - г).

В структуре образца № 1 наблюдается мелкоигольчатый мартенсит (балл № 3, 4), размер игл мартенсита не превышает 6 мкм (рисунок 1 а).

В данном случае величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 5 и № 4.

В структуре образца № 2 наблюдается мелкоигольчатый мартенсит (балл № 4) с участками троостита (рисунок 1 б). Размер игл мартенсита также не превышает 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита соответствует № 5 и № 6.

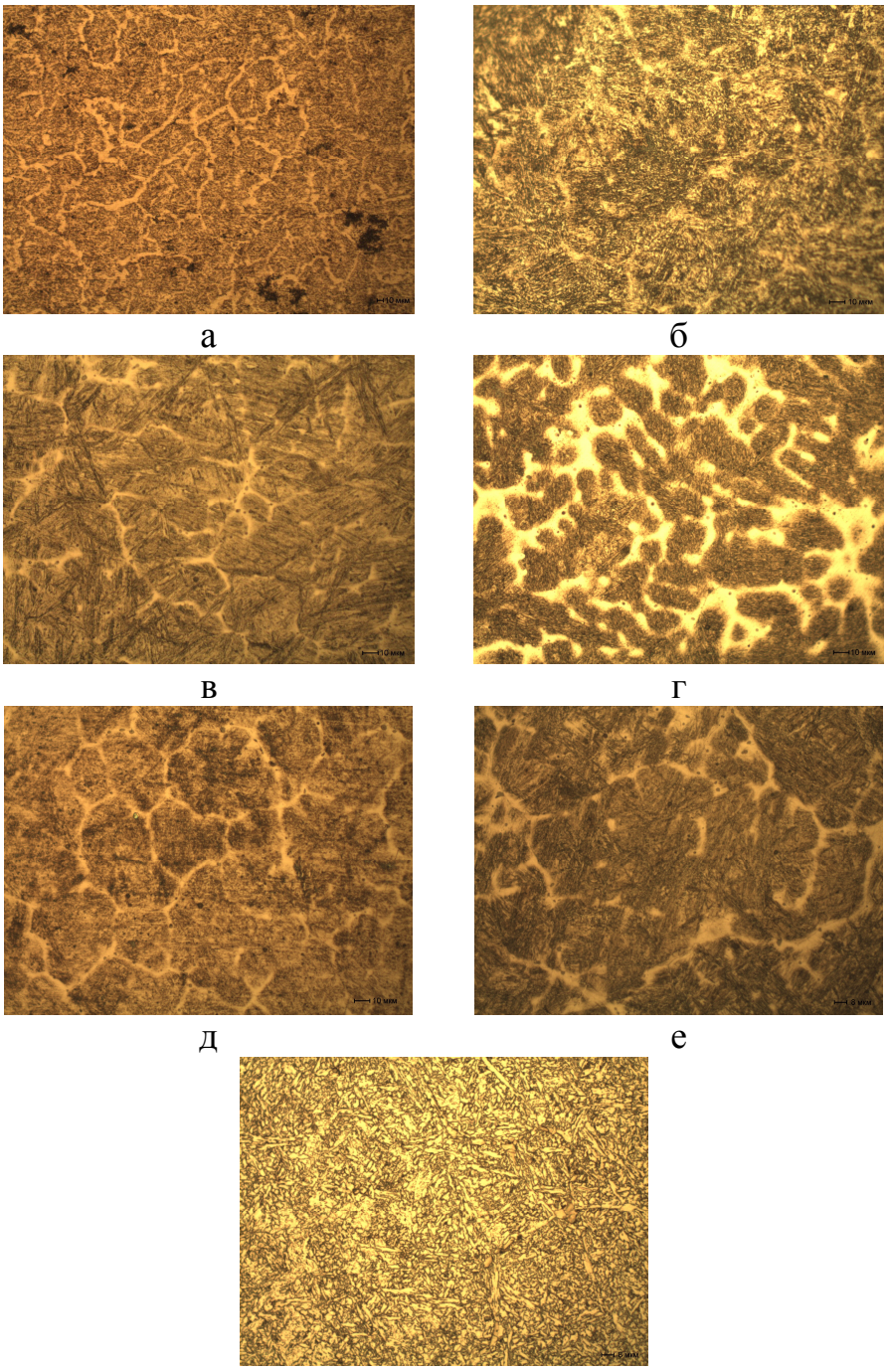
Увеличение содержания углерода с 0,19 до 0,27 % и марганца с 0,52 до 0,68 %, при одновременном значительном повышении количества хрома, молибдена и никеля в составе наплавляемой стали (образец № 3) способствует укрупнению игл мартенсита в первичных зернах аустенита, по границам которых располагаются тонкие прослойки, состоящие из δ-феррита и интерметаллидов типа σ-фазы. В структуре в данном случае присутствует среднеигольчатый (балл № 6) и крупноигольчатый (в основном балл № 7 и реже балл № 8) мартенсит с размером игл 6-19 мкм (рисунок 1 в).

Величина первичного зерна аустенита в структуре образца № 3 по шкале зернистости наоборот меньше, чем в структуре образцов № 1 и № 2, и соответствует № 6 и № 7.

В структуре образца № 4 с более высоким содержанием углерода и легирующих элементов, в частности хрома (7 %), наблюдается увеличение количества остаточного аустенита по сравнению с остальными образцами, наплавленными порошковой проволокой из стали 40Х3Г2МФ. В данном случае в структуре по сравнению с образцом № 3 присутствует мартенсит более дисперсного строения, формирующийся внутри четко выраженных границ первичного аустенитного зерна между которыми располагаются протяженные участки, состоящие из δ-феррита и интерметаллидов типа σ-фазы,. Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм (рисунок 1 г).

Величина зерна аустенита в структуре наплавленного слоя образца № 4 по шкале зернистости соответствует № 8 и № 7. Таким образом, в данном случае величина первичного зерна аустенита наименьшая по сравнению с остальными исследованными образцами, наплавленными порошковой проволокой из стали 40Х3Г2МФ.

В структуре образцов, наплавленных менее легированной сталью 40ГМФР, в отличие от предыдущих исследованных образцов, присутствует не среднеуглеродистый, а низкоуглеродистый мартенсит в первичных зернах аустенита, по границам которых располагаются тонкие прослойки δ-феррита.



а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4
д – образец № 5, е – образец № 6, ж – образец № 7

Рисунок 1 – Структура исследуемых образцов, наплавленных проволокой из сталей 40Х3Г2МФ и 40ГМФР

При этом мартенсит в структуре образца № 5, также как и образца № 1, мелкоигольчатый балла № 4, размер игл не превышает 6 мкм (рисунок 1 д). Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 5 и № 6.

Повышение содержания марганца при одновременном уменьшении количества остальных легирующих элементов (образец № 6) способствует уве-

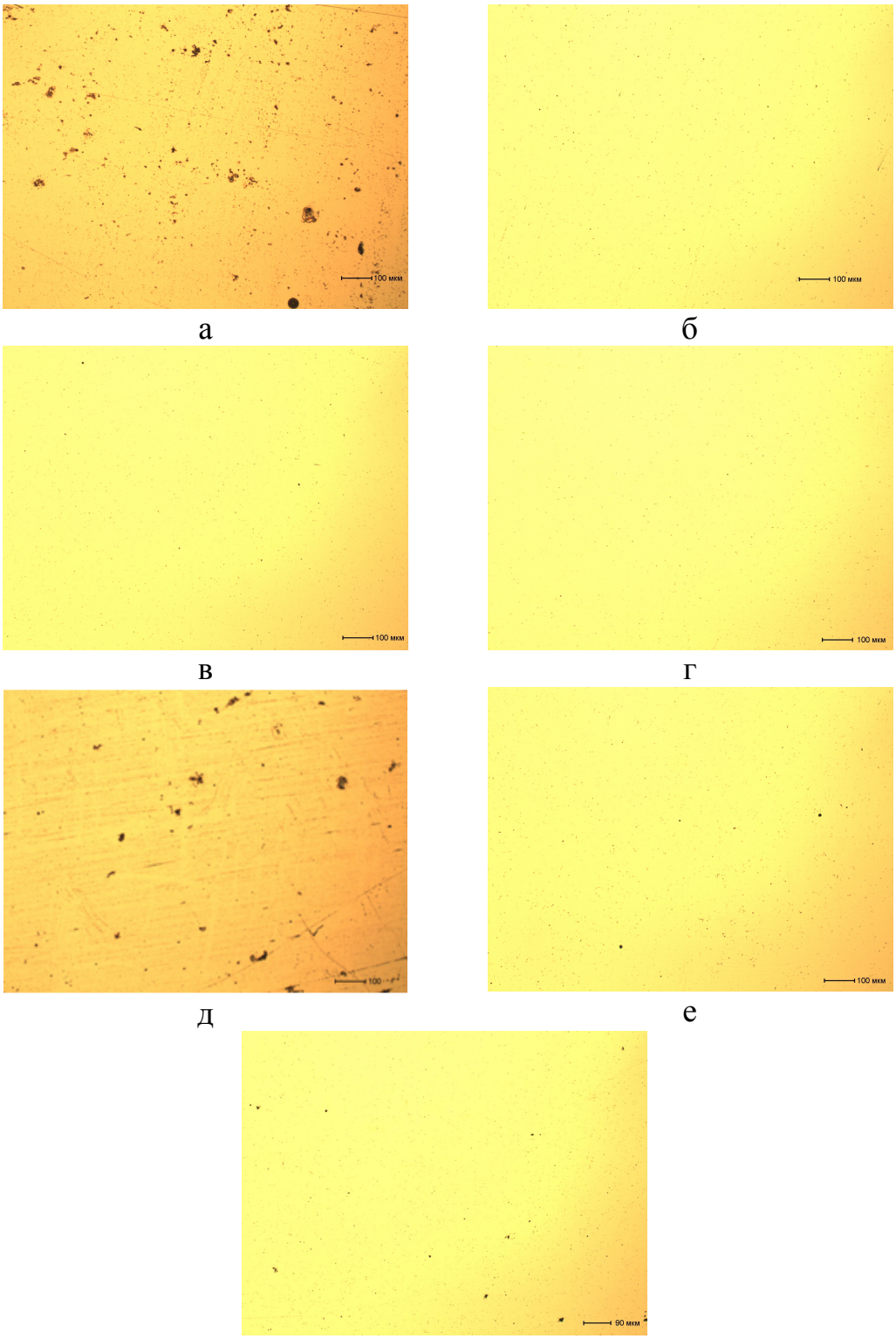
личению размера игл мартенсита до 4-12 мкм (балла № 5, 6) (рисунок 1 е). При этом величина первичного зерна аустенита остается прежней и соответствует № 5 и 6.

Увеличение в значительной степени содержания углерода, марганца, хрома, ванадия и молибдена в составе шихты (образец № 7) по сравнению с остальными образцами, наплавленными порошковой проволокой из стали 40ГМФР, обеспечивает получение структуры с мелкоигольчатым (балл № 4) и среднеигольчатым (балл № 5) мартенситом (рисунок 1 ж). Размер игл мартенсита не превышает 8 мкм. В результате сравнительного анализа установлено, что величина первичного зерна аустенита в структуре образца № 7 меньше (размер зерна по шкале зернистости соответствует № 6, 7) по сравнению с остальными образцами, наплавленными порошковой проволокой 40ГМФР.

При исследовании характера неметаллических включений образцов, наплавленных сталью 40Х3Г2МФ, установлено, что в образце № 1 присутствуют силикаты недеформирующиеся балла 5 б и 4 б и оксиды точечные балла 2 а и 3 а (рисунок 2 а).

В образце № 2 обнаружены силикаты недеформирующиеся в основном балла 2 а и 1 б и редко балла 3 а, оксиды точечные в основном балла 2 а и редко балла 1а и 3 а (рисунок 2 б); в образце № 3 – силикаты недеформирующиеся в основном балла 2 б и 3 б и редко балла 4 а и 4 б, оксиды точечные в основном балла 1 а и редко балла 2 а; в № 4 присутствуют силикаты недеформирующиеся балла 1а и 1б и оксиды точечные балла 1 а. Таким образом, показано, что увеличение содержания углерода и легирующих элементов, а именно марганца, хрома, молибдена и никеля, по сравнению с образцом № 1 уменьшает степень загрязненности наплавляемой стали неметаллическими включениями. В данном случае наблюдается меньшее количество неметаллических включений, и они имеют меньший размер. Образец № 4 характеризуется наименьшим уровнем загрязненности неметаллическими включениями по сравнению с остальными изученными образцами.

В результате оценки загрязненности неметаллическими включениями образцов, наплавленных сталью 40ГМФР, установлено, что в образце № 5 обнаружены силикаты недеформирующиеся балла 3 б и 5 б и оксиды точечные балла 1 а (рисунок 2 д); в образце № 6 – силикаты недеформирующиеся балла 1 а и 1 б и редко балла 2 б, 3 а и 3 б, оксиды точечные балла 1 а; в образце № 7 присутствуют силикаты недеформирующиеся в основном балла 2 б и 3 б и редко балла 4 б и оксиды точечные в основном балла 1 а и редко балла 2 а (рисунок 2 ж). Таким образом, установлено, что в данном случае увеличение содержания углерода и легирующих элементов в составе наплавляемой стали обеспечивает снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями также как и для образцов, наплавленных сталью 40Х3Г2МФ.



а б в г д е ж

а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5, е – образец № 6, ж – образец № 7

Рисунок 2 – Характер неметаллических включений исследуемых образцов

Установленные для исследуемых образцов микроструктурные изменения сопровождаются изменениями уровня их свойств. Показано, что с появ-

лением в структуре образца № 2 троостита наблюдается незначительное увеличение скорости истирания наплавленного слоя до значений $4 \cdot 10^{-5}$ г/мин и снижение его твердости до 36 HRC. Измельчение первичного зерна аустенита в структуре образца № 3 по сравнению с образцами № 1 и № 2 способствуют повышению значений твердости наплавленного слоя до 48 HRC, однако практически не влияет на его абразивный износ. Мелкоигольчатое строение мартенсита, уменьшение размера первичного зерна аустенита и снижение степени загрязненности наплавленного слоя образца № 4 неметаллическими включениями обеспечивает получение более высоких значений твердости до 56 HRC и снижение скорости истирания до $2 \cdot 10^{-5}$ г/мин по сравнению с остальными образцами, наплавленных сталью 40Х3Г2МФ (таблица 2).

Присутствие низкоуглеродистого мартенсита в структуре образцов, наплавленных сталью 40ГМФР и больший размер первичного зерна аустенита обуславливает получение меньших значений твердости и снижение износостойкости по сравнению с образцами, наплавленными более легированной сталью 40Х3Г2МФ.

Таблица 2 – Результаты испытания на износостойкость

Номер образца	Масса образца начало испытания, г	Масса образца окончание испытания, г	Потеря массы образца, (г/ %)	Количество оборотов	Скорость истирания, г/мин	Твёрдость HRC
1	132,768	132,573	0,195/ 0,26	6214	0,00003	44
2	185,2525	185,036	0,216/0,117	4954	0,00004	36
3	152,968	152,769	0,199/0,13	4790	0,00004	48
4	194,091	193,975	0,116/0,06	4671	0,00002	56
5	130,281	129,398	0,883/ 1,15	5760	0,00015	37
6	155,142	154,58	0,562/0,36	5133	0,00010	28
7	100,89	100,319	0,571/0,56	4590	0,00012	44

Для образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали 40ГМФР, установлено, что при увеличении содержания легирующих элементов в стали 40ГМФР (образец № 6) наблюдается снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $10 \cdot 10^{-5}$ г/мин, однако при этом уменьшается его твердость до 28 HRC (таблица 2). Уменьшение абразивного износа в данном случае, вероятно, связано со снижением степени загрязненности неметаллическими включениями.

В результате сравнительной оценки образца № 5 и № 7 установлено, что получение меньших размеров первичного зерна аустенита и уменьшение степени загрязненности неметаллическими включениями, оказывает влияние на

снижение скорости истирания наплавленного слоя образца № 7 до значений $12 \cdot 10^{-5}$ г/мин и повышение значений его твердости до 44 HRC (таблица 2).

Выводы.

1. Увеличение количества легирующих элементов в наплавляемой стали 40Х3Г2МФ способствует измельчению первичного зерна аустенита, повышает твердость до значений 56 HRC и стойкость наплавленного металла к износу, обеспечивая снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $2 \cdot 10^{-5}$ г/мин.

2. Уменьшение содержания углерода и легирующих элементов в наплавленном слое из 40ГМФР по сравнению со сталью 40Х3Г2МФ приводит к формированию более крупного первичного зерна аустенита, снижению твердости наплавленного слоя до значений 44 HRC и повышению скорости его истирания до значений $12 \cdot 10^{-5}$ г/мин.

3. Установлено, что более высокую эффективность для наплавки бункеров и желобов показала сталь 40Х3Г2МФ по сравнению со сталью 40ГМФР. Выбранная технология наплавки данной стали обеспечивает такое соотношение и содержание легирующих элементов, которое позволяет стабильно получать дисперсную мартенситную структуру с незначительной объемной долей δ-феррита, способствующую получению высокой твердости и износостойкости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шехтер С.Я. Наплавка металлов / С.Я. Шехтер, А.М. Резницкий. – М.: Машиностроение, 1982. – 71 с.

2. Хасуи А. Наплавка и напыление / А. Хасуи. – М.: Машиностроение, 1995. – 240 с.

3. Бармин Л.Н. Разработка износостойких наплавочных материалов и процессов их наплавки / Л.Н. Бармин, В.П. Гусев // Современные способы наплавки и их применение. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1982. – С. 40–47.

4. Сварочные материалы для дуговой сварки / Б.П. Коныщев, С.Л. Курланов, Н.Н. Потапов, В.Д. Ходаков. – М.: Машиностроение, 1998.-544с.

5. Пацекин В.П. Производство порошковой проволоки / В.П. Пацекин, К.З. Рахимов. – М.: Металлургия, 1979. – 80 с.

УДК 621.791:624

Д.А. Титов, Н.В. Кибко, Н.А. Козырев, Д.А. Романов

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

КАРБИДЫ В СТАЛИ СИСТЕМЫ C-SI-MN-CR-W-V

С помощью методов оптической и сканирующей электронной микроскопии исследованы характеристики карбидов в структуре стали 35В9Х3СФ, определен их атомарный состав. Установлено, что в структуре образцов с содержанием углеродфторсодержащей добавки раздельно и совместно с никелем обнаружены карбиды ванадия, вольфрама и хрома. Карбиды имеют дисперсное строение, глобулярную форму и равномерно распределены в объеме стали, что должно повышать ее способность к сопротивлению разрушению при абразивном изнашивании.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ

Прокатные валки, выполняя свою основную операцию прокатки – пластическую деформацию металла, подвергаются интенсивному изнашиванию в процессе эксплуатации. В последнее время для наплавки используют износостойкие стали, которые содержат карбидообразующие элементы: хром, вольфрам, ванадий, титан и др. Это приводит к образованию избыточных карбидов, микротвердость которых превышает микротвердость мартенсита и тем самым обеспечивается повышение износостойкости стали [1, 2].

В настоящее время наиболее востребованной для упрочнения валков горячей прокатки является порошковая проволока марки ПП-Нп-35В9Х3СФ по ГОСТ 26101-84 вследствие высокой износостойкости, обусловленной образованием карбидов вольфрама, хрома и ванадия [3 - 6].

В рамках развития направления по совершенствованию составов наплавочных материалов на базе системы легирования C-Si-Mn-Cr-W-V разработан новый состав порошковой проволоки на базе Нп-35В9Х3СФ с использованием углеродфторсодержащего материала – пыли газоочистки алюминиевого производства [7] . Для исследования нами в лабораторных условиях изготовлены образцы порошковых проволок с введением углеродфторсодержащей пыли (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом: масс. %: Al_2O_3 =21-46; F =18-27; Na_2O = 8-15; K_2O=0,4 – 6 %; CaO=0,7- 2,3; SiO_2=0,5-2,5; Fe_2O_3=2,1-3,3; $C_{общ}$=12,5-30,2; MnO=0,07-0,9;

MgO=0,06-0,9; S=0,09-0,19; P=0,10-0,18, кроме того, в состав ряда образцов проволоки вводили никель и для сравнения графит аморфный. Химический состав исследуемых образцов представлен в таблице 1.

Изучение характеристик карбидов в структуре образцов проводили методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Подробное исследование микроструктуры изучаемой стали было проведено нами ранее [8].

В данной работе приведены результаты изучения тонкого строения наплавленного слоя с помощью метода сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе с термоэмиссионным катодом и сфокусированным ионным пучком (система с электронным и сфокусированным ионным пучкам Quanta 200 3D фирмы EDAX (Нидерланды)). Прибор оснащен системой энергодисперсионного анализа (EDS), анализа структуры и текстуры кристаллических материалов методом дифракции отраженных электронов; рентгеновским детектором, программным обеспечением AutoFIB. Изображения регистрировались в цифровой форме. СЭМ-исследование проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ. Осуществляли до 10 измерений элементного состава карбидов и матрицы на каждом образце. Результаты определения химического состава карбидной фазы и матрицы приведены в таблице 2.

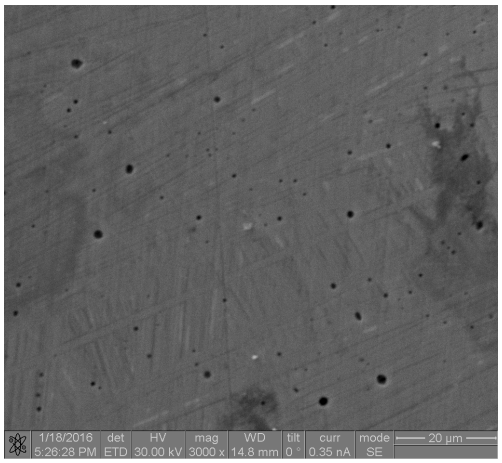
Таблица 1 – Химический состав исследуемых образцов

№ образца	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti
1	0,14	0,45	1,69	0,02	2,60	0,01	0,08	0,019	8,84	0,36	0,005
2	0,14	0,51	1,73	0,11	2,09	0,01	0,08	0,012	7,66	0,14	0,005
3	0,13	0,45	1,74	0,09	2,18	0,01	0,38	0,008	8,11	0,09	0,005
4	0,13	0,49	1,68	0,09	2,27	0,01	0,46	0,005	8,21	0,13	0,004
5	0,13	0,60	1,54	0,09	2,66	0,02	0,58	0,044	7,58	0,15	0,005
Примечание: 1, 6 – образцы с добавлением графита аморфного; 2, 7 – образцы с добавлением углеродфторсодержащей пыли; 3 - 5 и 8 - 10 – образцы с добавлением углеродфторсодержащей пыли и никеля											

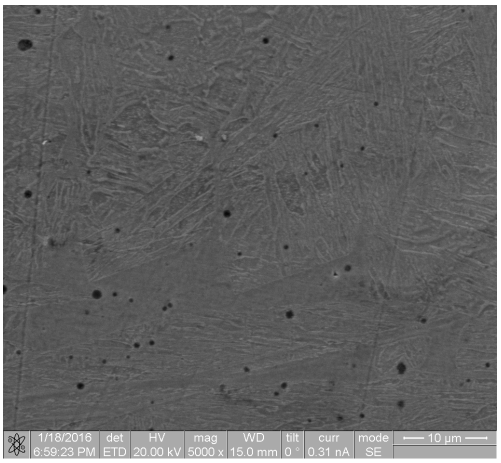
Металлографический анализ образцов с содержанием аморфного графита показал, что в их структуре присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды ванадия, вольфрама и хрома, равномерно распределенные по объему стали. Это обусловлено наличием в составе стали карбидообразующих элементов, что согласуется с данными работы [9].

Таблица 2 – Химический состав карбидов и матрицы стали

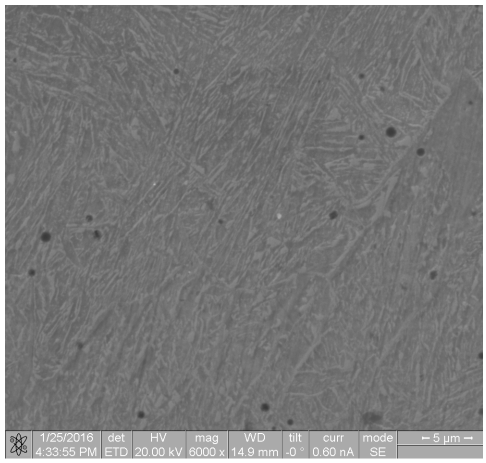
№ образца	Карбиды (к), матрица (м)	At %												
		C	V	Cr	Fe	W	Mn	Al	Si	Ni	O	Mo	Na	Ca
1	1 (к)	8,7	0,46	2,68	86,01	2,14	-	-	-	-	-	-	-	-
	2 (м)	9,36	0,35	2,60	85,78	1,91	-	-	-	-	-	-	-	-
	3 (к)	12,69	0,28	2,46	80,93	2,01	1,63	-	-	-	-	-	-	-
	4 (к)	10,05	0,62	3,00	82,25	2,35	1,74							
	5 (к)	8,99	0,42	2,71	85,50	2,38	-	-	-	-	-	-	-	-
	6 (к)	6,70	0,27	2,36	78,39	1,49	1,54	3,03	5,94	0,28	-	-	-	-
	7 (к)	9,78	0,39	2,53	84,44	2,16	-	-	0,70	-	-	-	-	-
	8 (м)	10,91	0,26	2,37	82,03	1,97	1,70	-	0,75	-	-	-	-	-
	9 (к)	27,12	0,26	1,85	63,34	1,46	1,15	-	0,27	-	4,55	-	-	-
	10 (к)	13,59	0,24	2,15	81,19	0,87	1,26	-	0,71	-	-	-	-	-
2	1 (к)	22,33	-	2,16	69,89	3,39	1,51	-	0,72	-	-	-	-	-
	2 (м)	21,93	-	2,19	70,52	2,78	1,68	-	0,89	-	-	-	-	
	3 (к)	19,44	-	2,38	73,49	3,08	1,48	-	0,13	-	-	-	-	-
	4 (к)	15,82		2,54	77,98	3,11	-		0,55			-	-	-
	5 (к)	16,43	-	2,25	76,29	2,69	1,64	-	0,71	-	-	-		-
	6 (к)	15,31	-	2,30	78,82	2,98	-	-	0,59	-	-	-	-	-
	7 (м)	11,96	-	2,51	81,07	4,46	-	-	-	-	-	-	-	
	8 (к)	12,54	-	2,37	79,39	7,76	1,89	-	0,69	-	-	0,36	-	-
3	1 (к)	9,26	-	2,43	83,41	3,05	1,85	-	0,86	-	-	-	-	-
	2 (к)	11,50		2,13	81,09	2,74	1,77	-	1,22		-	-	-	-
	3 (м)	14,15	-	2,18	78,80	2,71	1,76	-	0,69	-	-	-		-
	4 (к)	33,06	-	1,68	60,87	2,39	1,48		0,70	-	-	-	-	-
	5 (к)	10,25	-	2,22	82,01	3,15	1,79	-	0,68	-	-	-	-	-
	6 (м)	10,54	-	2,29	81,90	2,88	1,62	-	0,36	-	-	-	-	-
	7 (к)	22,73	-	2,01	61,26	2,14	1,37	-	0,65	-	5,60		-	4,90
	8 (к)	13,06	-	2,39	79,19	2,74	1,88	-	9,50		-	-	-	-
	9 (к)	8,45	-	2,31	83,11	3,16	1,80	-	0,60	-	-	-		-
	10 (к)	12,63		2,20	79,99	2,83	1,71	-	0,86	-		-	-	-
4	1 (к)	10,08	0,34	2,65	79,93	3,07	1,83		0,86	-	-	1,25	-	-
	2 (к)	7,66	0,44	2,66	82,90	3,13	1,98	-	1,22	-	-	-	-	-
	3 (м)	9,53	0,40	2,71	80,56	3,09	2,06	-	0,69	-	-	-	0,96	-
	4 (к)	43,48	0,31	1,58	50,53	2,07	1,33	-	0,70		-	-	-	-
	5 (к)	11,08	0,22	2,63	82,34	3,05		-	0,68	-	-	-	-	-
	6 (м)	48,34	0,25	1,52	46,52	1,85	1,16	-	0,36	-	-	-	-	
	7 (к)	13,45	0,33	2,49	77,96	3,31	1,81		0,65	-	-	-	-	-
	8 (к)	6,34	0,40	2,43	69,45	2,94	1,59	-	9,50	-	7,35	-	-	-
	9 (к)	42,23	0,20	1,81	52,03	2,10	1,04	-	0,60		-	-	-	-
	10 (к)	11,00	0,35	2,47	80,08	3,40	1,84	-	0,86	-	-	-	-	-
5	1 (к)	19,68	-	2,09	73,89	2,42	1,37	-	0,56	-	-	-	-	-
	2 (м)	18,64	-	2,45	73,63	2,32	1,81	-	1,14	-	-	-	-	-
	3 (к)	15,71	-	2,10	76,98	2,64	1,76	-	0,81	-	-	-	-	-
	4 (к)	16,30		2,25	75,90	2,77	1,93		0,84	-				
	5 (м)	13,83	-	1,96	78,56	2,75	1,74	-	1,16		-	-	-	-
	6 (к)	18,58	-	1,94	74,86	2,31	1,67	-	0,63	-	-	-	-	-
	7 (к)	16,34	-	2,06	77,91	2,29	1,39	-		-	-	-	-	-
	8 (к)	13,38	-	2,12	79,09	2,63	1,83	-	0,95	-	-	-	-	-



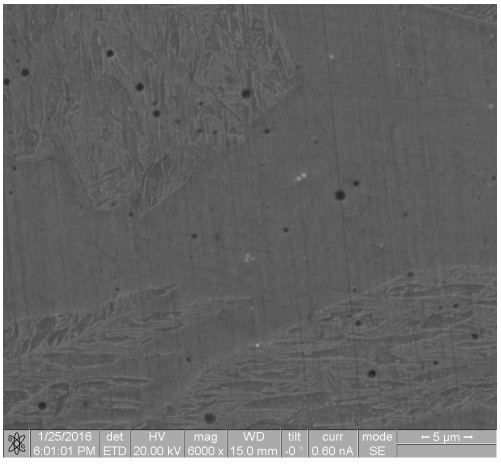
а



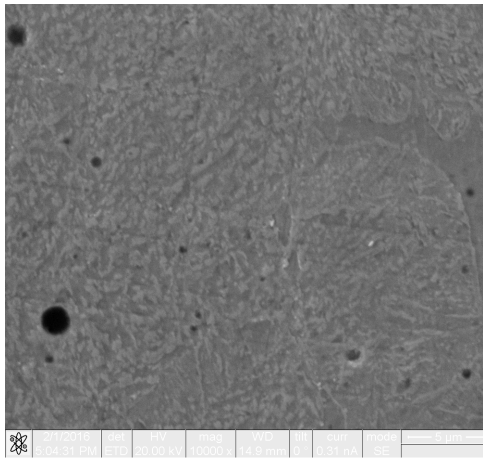
б



в



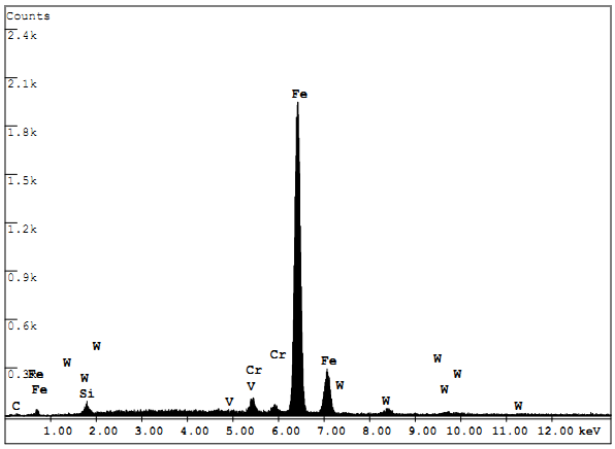
г



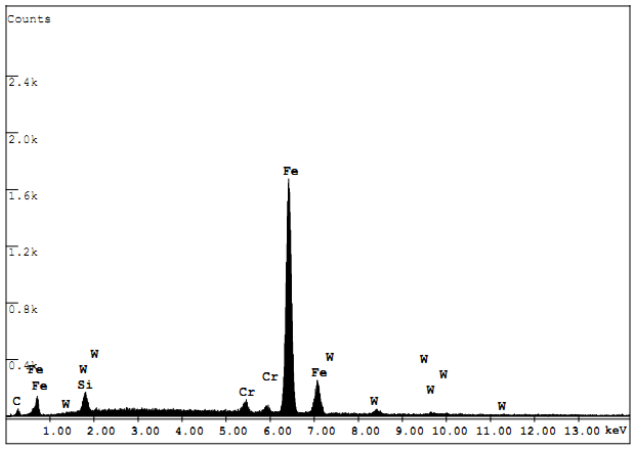
д

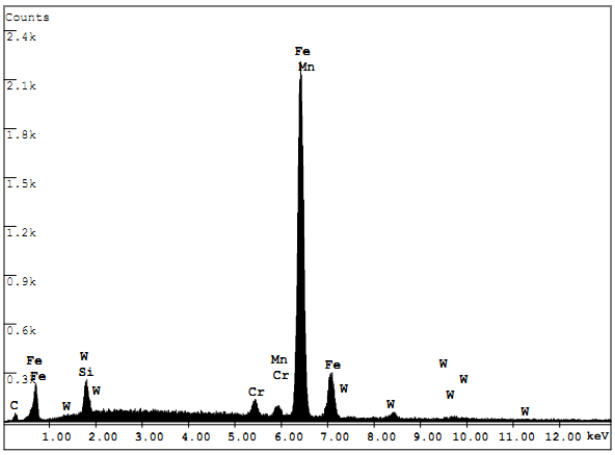
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3; г – образец № 4; д – образец № 5

Рисунок 1 – Электронное изображение микроструктуры

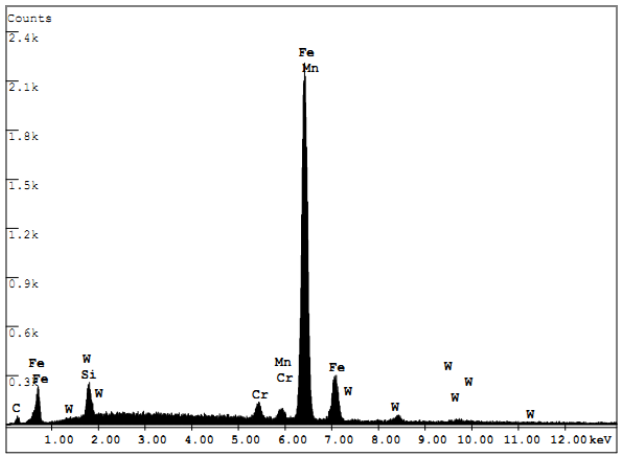


а

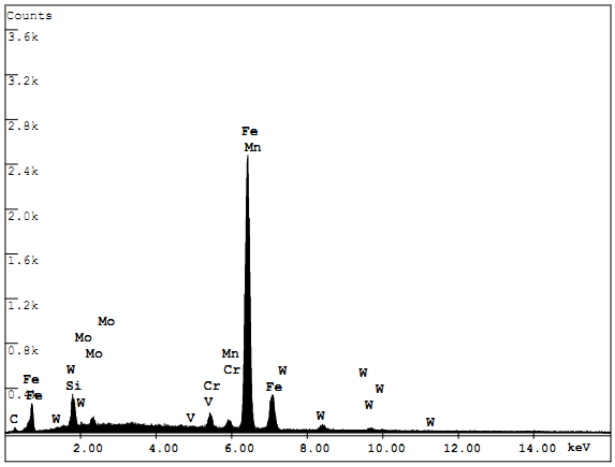




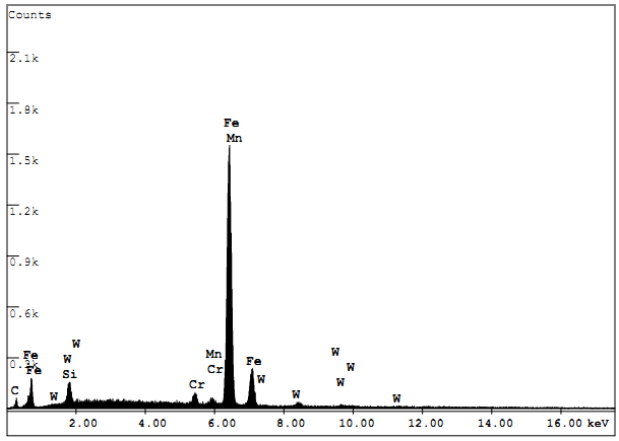
б



в



г



д

а – образец № 6; б – образец № 7; в – образец № 8; г – образец № 9;
д – образец № 10

Рисунок 2 – Элементный состав карбидов

С помощью СЭМ-исследования установлено, что обнаруженные карбиды представлены в виде светлых включений глобулярной или близкой к ней

формы, подавляющая часть карбидов имеет слегка вытянутую форму (рисунок 1 а, 2 а).

После введения в состав шихты углеродфторсодержащей пыли взамен графита аморфного в структуре обнаружены карбиды вольфрама и хрома, имеющие в основном глобулярную и в некоторых областях структуры слегка вытянутую форму (рисунки 1 б, 2 б).

Следует отметить, что согласно таблице 1 в образце с углеродфторсодержащей добавкой присутствует меньшее количество карбидообразующих элементов. Это, вероятно, должно обеспечить получение меньшей объемной доли карбидов, которая главным образом зависит от химического состава стали, и соответственно снизить износостойкость наплавленного слоя, что согласуется с работой [10]. После введения в состав шихты никеля в структуре образцов также наблюдаются карбиды глобулярной и в некоторых областях структуры слегка вытянутой формы (рисунки 1 в-д, 2 в-д). Они чрезвычайно мелкие и полностью рассеяны в матрице. В структуре образцов с 0,38 и 0,58 % никеля присутствуют карбиды вольфрама и хрома. При содержании в шихте 0,46 % никеля обнаружены карбиды ванадия, вольфрама и хрома.

Следует отметить, что сравнительный анализ химического состава образцов с углеродфторсодержащей добавкой раздельно и совместно с никелем позволил установить наибольшее содержание карбидообразующих элементов в последних. Можно предположить, что в образцах с никелем наблюдает большее количество карбидов, что должно повышать способность стали к сопротивлению разрушению при абразивном изнашивании.

Таким образом, установлено, что использование углеродфторсодержащей добавки и никеля обеспечивает получение структуры наплавляемой стали с равномерно распределенными по объему дисперсными карбидами ванадия, вольфрама и хрома, имеющими глобулярную, а не хлопьевидную, охрупчивающую сталь, морфологию. Это может способствовать повышению износостойкости стали. Известно, что такие характеристики карбидов, обеспечивают увеличение твердости стали и степени равномерности распределения дислокаций в рабочем слое. Оба этих фактора приводят к увеличению износостойкости стали [11].

Выводы

1. Введение в состав порошковой проволоки 35В9Х3СФ углеродфторсодержащей пыли и никеля обеспечивает получение структуры с равномерно распределенными по объему стали, точечными, мелкодисперсными карбидами ванадия, вольфрама и хрома.

2. С помощью метода сканирующей электронной микроскопии установлено, что карбиды имеют в основном глобулярную, а не хлопьевидную охрупчивающую сталь морфологию. Определен атомарный состав карбидов.

3. Полученные характеристики карбидов позволяют сделать вывод о повышении износостойкости наплавляемой стали после введения в состав шихты углеродфторсодержащей добавки и никеля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Будагъянц Н. А. Литые прокатные валки / Н. А. Будагъянц, В. Е. Карсский. – М.: Металлургия, 1983. – 540 с.

2. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумелли. – М.: Металлургия, 1969. – 188 с.

3. Трайно, А. И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков / А. И. Трайно // Сталь. – 2008. – № 10. – С. 86-91.

4. Шебаниц, Э. Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки / Э. Н. Шебаниц, Н. И. Омельяненко, Ю. Н. Куракин, В. Н. Матвиенко // Металлург. – 2012. – № 8 – С. 72-75.

5. Изготовление новых и восстановление изношенных твердосплавных прокатных валков методами горячего деформирования / Е.А. Данилкин, Г.А. Басов, Г.Н. Николаев, В.А. Стариков // Труды 1 конгресса прокатчиков. – Москва : Черметинформация. – 1996. – С. 221–215.

6. Лисовский А.Ф. Миграция расплавов металлов в спеченных композиционных телах – Киев: Наук. Думка, 1984. – 256 с.

7. Пат. 2518211 РФ, МПК^{8} B23 K35/368 Порошковая проволока / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Титов Д.А., Козырева О.Е., Старовацкая С.Н.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет.- № 2013121468/02 (031580), Заявл. 07.05.2013

8. Козырев Н.А. Изучение наплавляемого сталью 35В9Х3СФ валика / Козырев Н.А. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. 2015. – Вып. 35. – С. 79 – 85

9. Воробьев Ю.П. Карбиды в сталях / Ю.П. Воробьев // Известия Челябинского научного центра. – 2004. – Вып. 2 (23). – С. 34 – 60.

10. Самохоцкий А.И., Кунявский М.Н. Металловедение / А.И. Самохоцкий, М.Н. Кунявский. – М.: Металлургия, 1967. – 456 с.

11. Лившиц Л.С., Щербакова В.С. Распределение углерода и легирующих элементов между твёрдым раствором и карбидами в стали.- Изв.АН.СССР. Металлы, 1967.– № 4. – С. 73-76.

УДК 519.237:669.017

Д.А. Титов, Е.С. Корнев, А.В. Корнева, Н.А. Козырев

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ПРИМЕНЕНИЕ МНОГОФАКТОРНОГО АНАЛИЗА ПРИ ОЦЕНКЕ СТЕПЕНИ ИЗНОСА НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК СИСТЕМ C-SI-MN-CR-W-V И C-SI-MN-CR-V-MO

В статье описывается применение многофакторного анализа при оценке степени износа наплавленного слоя прокатных валков, что позволило выявить степень влияния каждого фактора на результирующий показатель и обосновать внешний вид функций зависимости.

The article describes how to use of multivariate analysis in assessing the degree of deterioration of the deposited layer of rolls, which made it possible to identify the degree of influence of each factor on the resulting indicator and justify the appearance depending on features.

В настоящее время для упрочнения валков горячей прокатки проводятся работы по совершенствованию составов порошковых проволок на базе систем легирования C-Si-Mn-Cr-W-V и C-Si-Mn-Cr-V-Mo. Использование проволок таких типов в качестве наплавленного слоя позволило добиться повышения показателей трещиностойкости и износостойкости. Однако для выявления степени влияния каждого из элементов на конечный результат и формирования аналитической зависимости необходимо применение многофакторного анализа.

Многофакторный корреляционный анализ позволяет изучить закономерности изменения результирующего показателя в зависимости от поведения различных факторов и проводится в несколько этапов:

1 Этап. Определяются факторы, которые оказывают воздействие на изучаемый показатель, и отбираются наиболее существенные (таблица 1, 2).

2 Этап. Собирается и оценивается исходная информация (производится проверка на достоверность, однородность и соответствие закону нормального распределения).

3 Этап. Изучается характер и моделируется связь между факторами и результирующим показателем.

В случае прямолинейного характера связи всех факторных показателей с результирующим для записи зависимостей используется линейная функция: $y = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_2 + \ldots + a_n x_n$.

В случае если связь между результирующим и факторными показателями носит криволинейный характер, то используется степенная $y = b_0 \cdot x_1^{b_1} \cdot x_2^{b_2} \cdot \ldots \cdot x_n^{b_n}$ или логарифмическая функция $\lg y = b_0 + b_1 \lg x_1 + b_2 \lg x_2 + \ldots + b_n \lg x_n$.

Для изучения характера связей между факторами и результирующими показателями рассчитываются матрицы парных и частных коэффициентов корреляции, а также показатели, с помощью которых оценивается надежность коэффициентов корреляции.

Значимость коэффициентов корреляции проверяется по критерию Стьюдента:

$$t = \frac{r}{\sigma_r}, \qquad (1)$$

где r – коэффициент корреляции, σ_r – среднеквадратичная ошибка коэффициента корреляции.

Изучение взаимосвязей между исследуемыми факторами и результирующими показало, что зависимости имеют прямолинейный характер, поэтому для их описания использована линейная функция.

Таблица 1 – Матрица исходных данных для порошковых проволок системы C-Si-Mn-Cr-W-V [4-8]

Номер образца	Массовая доля элементов, %											Твердость наплавленного слоя	Скорость истирания, г/мин
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti		
1	0,27	1,62	1,42	0,19	2,93	0,14	0,14	0,04	11,39	0,47	0,02	49	-
2	0,23	0,69	1,04	0,21	1,92	0,09	0,16	0,039	5,58	0,15	0,019	50,8	-
3	0,24	0,83	1,83	0,24	2,16	0,09	0,29	0,054	7,49	0,27	0,019	53,3	-
4	0,26	0,77	1,72	0,26	2,17	0,09	0,33	0,042	6,12	0,29	0,016	53	-
5	0,33	1,37	1,06	0,22	2,8	0,1	0,61	0,07	10,71	0,42	0,04	54,8	-
6	0,14	0,45	1,69	0,02	2,6	0,01	0,08	0,019	8,84	0,36	0,005	45,5	0,00088
7	0,14	0,51	1,73	0,11	2,09	0,01	0,08	0,012	7,66	0,14	0,005	46	0,00052
8	0,13	0,45	1,74	0,09	2,18	0,01	0,38	0,008	8,11	0,09	0,005	45,5	0,00052
9	0,13	0,49	1,68	0,09	2,27	0,01	0,46	0,005	8,21	0,13	0,004	47,2	0,00065
10	0,13	0,6	1,54	0,09	2,66	0,02	0,58	0,044	7,58	0,15	0,005	48	0,00068
	Факторные показатели											Результирующие показатели	

Таблица 2 – Матрица исходных данных для порошковых проволок системы C-Si-Mn-Cr-V-Mo [4-8]

Номер образца	Массовая доля элементов, %										Твердость наплавленного слоя	Скорость истирания, г/мин
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	V	Ti		
1	0,15	1,59	1,67	0,18	0,35	1,11	0,16	0,032	0,35	0,006	43,2	-
2	0,20	1,33	2,16	0,17	3,52	1,51	0,13	0,04	0,36	0,020	48,1	-
3	0,24	0,93	2,11	0,15	3,18	1,31	0,21	0,054	0,46	0,021	51,8	-
4	0,31	1,19	2,13	0,20	3,50	1,34	0,32	0,064	0,47	0,022	53,4	-
5	0,24	0,92	1,93	0,22	3,00	1,85	0,38	0,034	0,43	0,014	54,1	-
6	0,14	0,39	1,88	0,10	3,05	1,04	0,10	0,014	0,13	0,005	45,4	0,00059
7	0,09	0,29	1,62	0,10	2,95	0,95	0,10	0,011	0,10	0,003	45	0,00055
8	0,09	0,28	1,63	0,10	3,23	1,08	0,50	0,011	0,17	0,003	45,7	0,00053
9	0,09	0,33	1,74	0,10	3,15	1,06	0,56	0,011	0,12	0,002	45,5	0,00057
10	0,08	0,35	1,70	0,10	2,99	1,07	0,81	0,007	0,11	0,002	46,1	0,00053
	Факторные показатели										Результирующие показатели	

4 Этап. Проводится расчет основных показателей связи корреляционного анализа.

Решение проводится шаговым способом. Сначала в расчет принимается один фактор, который оказывает наиболее значимое влияние на результирующий показатель, потом второй, третий и т.д. На каждом шаге рассчитывается уравнение связи и показатели, с помощью которых оценивается его надежность.

По результатам вычислений были получены зависимости твердости наплавленного слоя и скорости его истирания от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок систем C-Si-Mn-Cr-W-V и C-Si-Mn-Cr-V-Mo (таблица 3).

Адекватность полученных зависимостей фактическим значениям проверялась по показателю средней ошибки аппроксимации (таблица 4).

Средняя ошибка аппроксимации определяется по формуле:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{m}\sum_{i=1}^{m}\left|\frac{Y_i - \widetilde{Y}_i}{Y_i}\right| \cdot 100, \qquad (2)$$

где m – количество наблюдений; $\widetilde{Y}_i$ – вычисленное значение результирующего показателя; Y_i – фактическое значение результирующего показателя.

Вычисленные значения средней ошибки аппроксимации свидетельствуют о том, что полученные зависимости являются адекватными и их можно использовать для определения результирующих показателей.

Таблица 3 – Зависимости, характеризующие твердость наплавленного слоя и скорость его истирания от массовой доли элементов

Вид порошковой проволоки	Исследуемый показатель	Аналитическая зависимость
C-Si-Mn-Cr-W-V	Твердость наплавленного слоя	y=89,06-59,61·C+13,63·Si- 1,97·Mn+0·Cu-19,18·Cr-36,04·Mo+15,32·Ni+90,32·Al- 0,88·W+47,4·V+0·Ti
	Скорость истирания	y=0,00269+0·C+0·Si-0,00236·Mn+0·Cu-0,00018·Cr+0·Mo-0,00032·Ni+0·Al+0,0003·W+0·V+0·Ti
C-Si-Mn-Cr-V-Mo	Твердость наплавленного слоя	y=36,11-7,85·C-11,21·Si+4,87·Mn+94,31·Cu-1,53·Cr-1,82·Mo+2,88·Ni+0*·Al+0,73·V+471,03·Ti
	Скорость истирания	y=0,00013+0·C+0·Si+0,00034·Mn+0·Cu+0,00020·Cr-0,00076·Mo+0,00005·Ni+0·Al+0·V+0·Ti

5 Этап. Формируется статистическая оценка результатов корреляционного анализа и практическое их применение.

В результате проведенного многофакторного корреляционного анализа были определены зависимости твердости наплавленного слоя и скорости его истирания от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок систем C-Si-Mn-Cr-W-V и C-Si-Mn-Cr-V-Mo.

Таблица 4 – Адекватность полученных зависимостей фактическим значениям

Вид порошковой проволоки	Исследуемый показатель	Средняя ошибка аппроксимации
C-Si-Mn-Cr-W-V	Твердость наплавленного слоя	0,03 %
	Скорость истирания	2,74 %
C-Si-Mn-Cr-V-Mo	Твердость наплавленного слоя	0,01 %
	Скорость истирания	0,70 %

Полученные зависимости могут быть использованы, как для расчета влияния массовых долей элементов на твердость наплавленного слоя и скорость его истирания, так и для планирования и прогнозирования их значений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вентцель Е.С. Теория вероятностей / Е.С. Вентцель. – М.: Высшая школа, 1999. – 576 с.

2. Вентцель Е.С. Теория вероятностей и ее инженерные приложения / Е.С. Вентцель, Л.А. Овчаров. – М.: Издательский центр «Академия», 2003. – 464 с.

3. Гмурман В.Е. Теория вероятности и математическая статистика / В.Е. Гмурман. – М.: Высшая школа, 2003. – 479 с.

4. Козырев Н.А. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C-Si-Mn-Cr-V-Моуглеродфторсодержащей добавки и никеля / Н.А. Козырев, Д.А. Титов, С.Н. Старовацкая, О.Е. Козырева, В.М. Шурупов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С. 34-37.

5. Козырев Н.А. Влияние никеля и углеродфторсодержащей добавки на структуру и свойства наплавляемой стали 25Х5ФМС / Н.А. Козырев, Н.В. Кибко, А.А. Уманский, Д.А. Титов // Актуальные проблемы в машиностроении – 2016. – № 3. – С. 54-59.

6. Козырев Н.А. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C-Si-Mn-Cr-W-V углеродфторсодержащей добавки и никеля / Н.А. Козырев, Д.А. Титов, С.Н. Старовацкая, В.М. Шурупов, В.Ф. Горюшкин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 6. – С. 31-33.

7. Козырев Н.А. Изучение влияние состава порошковой проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ на свойства наплавляемого валика/ Н.А. Козырев, Д.А. Титов, Н.В. Кибко // Актуальные проблемы в машиностроении – 2016. – № 3. – С. 60-64.

8. Kozyrev N.A. Development of new materials and technologies for welding and surfacing at research and production center “Welding processes and technologies”/ N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, G.V. Galevsky, D.A. Titov, V.M. Shurupov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 91(2015)012013: VI International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering 21–23 May 2015, Yurga, Russia | doi:10.1088/1757-899X/91/1/01/012013.

УДК 621.01

В.Н. Цвигун, Е.А. Шур*, Р.С. Койнов

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ВНИИЖТ, г. Москва

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗВИТИЯ ПИТТИНГА, СПОЛЛИНГА И ДРУГИХ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ В РЕЛЬСАХ. СООБЩЕНИЕ 6. ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ИЗНОСА И ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ВЕРХНИХ СЛОЯХ ГОЛОВКИ РЕЛЬСА

В статье представлены результаты исследования деформаций, износа и трещинообразования в верхних слоях головки рельса при контакте качения.

The article presents the investigation results of deformation, wear and cracking in the upper layers of the rail head during rolling contact.

Сокращения:
КУД – контактно-усталостные дефекты;
КП – контактная площадка;
(В)УТ – (вершина) усталостной трещины;
КТГ – коническая трещина Герца;
ОН – остаточные напряжения.

Поверхностная пластическая деформация, износ и трещинообразование в верхних слоях головки рельса – это разные стороны одного явления, тесно связанного с общими процессами деградации рельсовой стали. Поэтому в данной статье они рассматриваются вместе, при этом исследуется их взаимное влияние друг на друга.

Поверхностная пластическая деформация. В обработке металлов давлением изучены [1] процессы образования под прокатным валком при холодной прокатке листовых материалов системы линий (плоскостей) сдвигов (рисунок 1,а). Эти линии сдвигов пересекают поверхность заготовки под 45 градусов, поворачивая круто вниз. На головке рельса подобные поверхностные микросдвиги остаются после правки на роликоправильной машине, а также после правки концов рельсов на прессе.

При единичном контакте колеса с рельсом поверхностная пластическая деформация происходит под КП порядка 10х20 мм и распространяется на

глубину до 5-6 мм. При скоростях качения колеса по рельсу от 100 до 300 км/час и более непрерывное медленное плавное качение все более начинает напоминать удар по микрообъему КП, когда над ней за 20 мксек перемещается колесо. При повышении скорости движения контакт колес с рельсом становится все более коротким, что приводит к еще большему уменьшению толщины слоя рельсовой стали, где действуют импульсы напряжений и деформаций от качения и проскальзывания колес, ударный характер нагрузки на верхний слой головки рельса возрастет. Процесс подобен удару молота по наковальне и получается, что процессы пластической деформации локализованы только в верхнем слое толщиной несколько миллиметров, т.е. происходит расплющивание материала.

Изучение изменения твердости около поверхности катания рельсов в пути и при испытаниях на машине с катящейся нагрузкой показало, что после 50 000 проходов колес твердость быстро увеличивается с НВ 260 или с НВ 350 до НВ 400-450. Затем в процессе повышения твердости происходит насыщение, и она больше не меняется в течение всего жизненного цикла рельса. На глубине более 10 мм твердость сохраняет исходные значения [2]. Измерения твердости по Роквеллу не чувствительны к процессам разрыхления в микроструктуре в результате возникновения линий сдвигов. В отличие от этого измерения микротвердости оказались чувствительны к этому процессу. Исходная микротвердость поверхностных слоев нетермоупрочненного рельса составляла 230 +/- 15 единиц. После 2 000 циклов нагружения на машине с катящейся нагрузкой она составила 240 +15/-30, после 20 000 циклов микротвердость - 250+20/-60, а после 80 000 – 220+20/-70. Таким образом, наблюдается сильный рост разброса значений микротвердости в меньшую сторону. При дальнейшем продолжении испытаний наблюдался рост разброса микротвердости и в сторону ее повышения. Повышенный разброс значений микротвердости в меньшую сторону может быть связан с попаданием ее измерений на пористость.

Вязкость разрушения после 200 000 циклов падает на 20 % от начальной и дальше не меняется. В результате наклепа плотность рельсовой стали снижается, как и вязкость разрушения, но незначительно. Поэтому изменения твердости не соответствует сложной картине процесса зарождения и роста УТ.

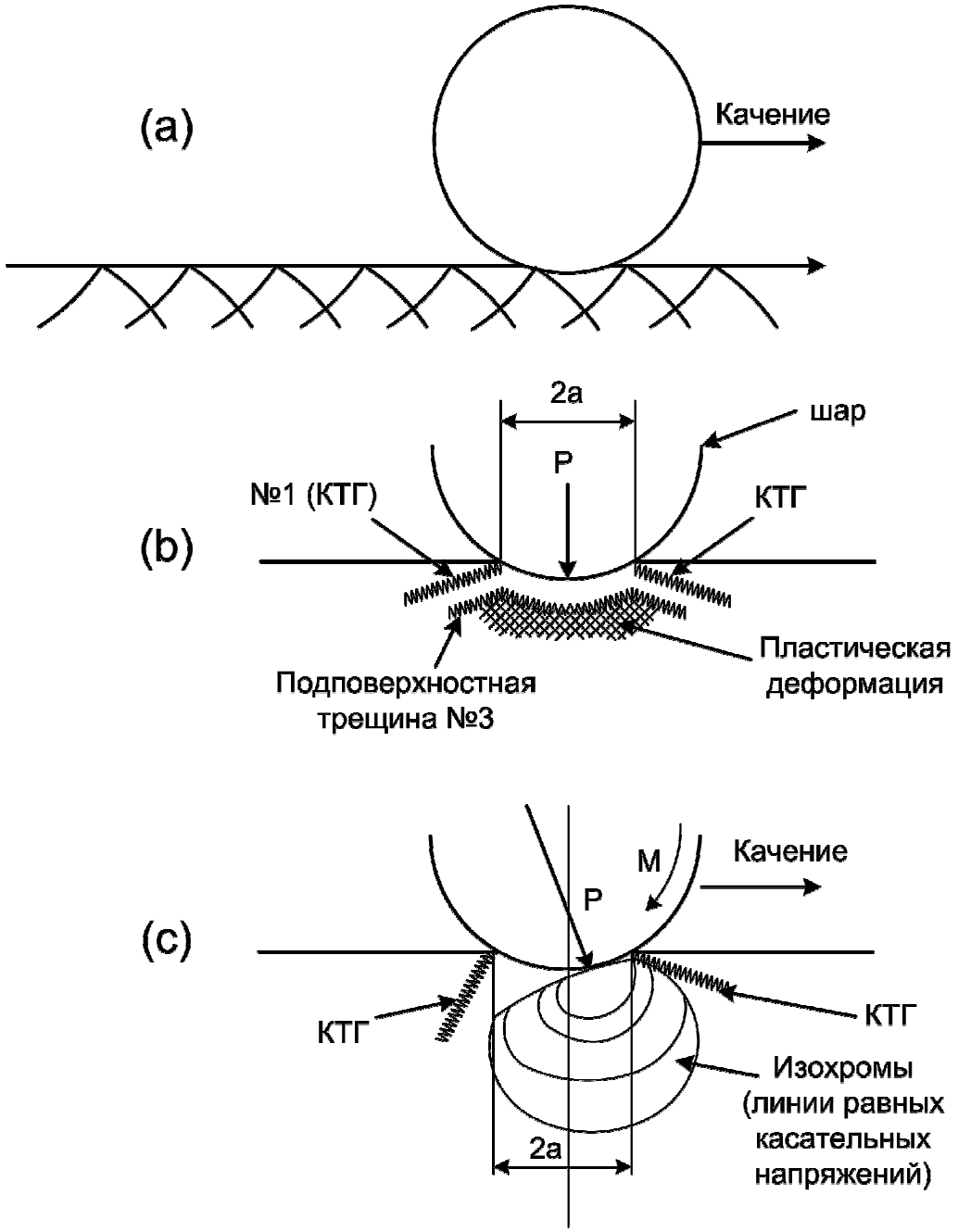


Рисунок 1 – (a) – линии скольжения, возникающие под прокатным валком при холодной прокатке листов [1]; (b) – рост КТГ и подповерхностной трещины при усталостном (циклическом) вдавливании шарика; (c) – разные углы роста КТГ при контакте качения (перед КП угол 10 -20, а позади КП – 60 градусов)

При поверхностной пластической деформации верхних слоев головки рельса толщиной 3 мм при среднем размере аустенитных зерен 30 мкм расплющиванию подвергаются 100 зерен. Мы моделировали этот процесс при вертикальном вдавливании шара диаметром 8 мм в цилиндр из олова, в котором вертикально помещена латунная сетка с ячейкой 0,1 мм [3]. После проведения вдавливания сетка была извлечена из расплава олова. Начальная ячейка 0,1х0,1 мм сохранилась на глубине более 0,6 мм. На глубине менее 0,6 мм на-

блюдали расплющивание зерен, размеры которых в пересчете на рельс показаны на рисунке 2. При вертикальной деформации зерна по высоте 100 % зерно диаметром 30 мкм превратилось в плоскую пластину 200х200х2,5 мкм. При более раннем исчерпании пластичности рельсовой стали наступает разрушение материала, образуются микротрещины и пластинки отделяются от поверхности рельса в виде продуктов износа.

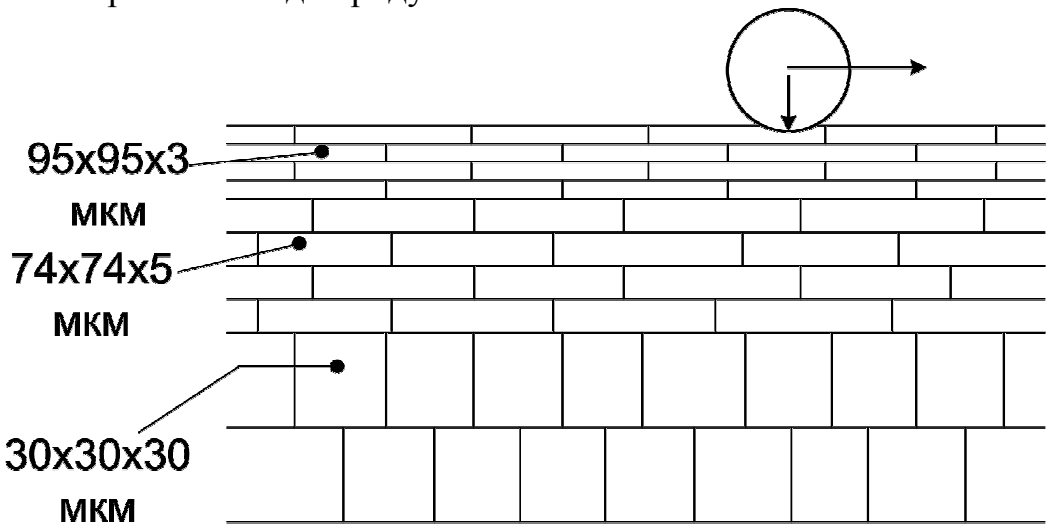


Рисунок 2 – Схема структуры поверхностного наклепанного слоя рельса с размерами расплющенных аустенитных зерен. Продольные трещины растут в приповерхностной зоне вдоль границ расплющенных зерен.

Таким образом, в результате циклической пластической деформации в поверхностном слое рельсов формируются многослойные микроструктуры из расплющенных при качении зерен.

Износ. Износ головки рельса часто является заключительной стадией роста микротрещин (в основном, УТ параллельных дорожке качения). Они образуются, растут, ветвятся, пересекаются с образованием ступенек, пор, различных дефектов.

Износ рельсов – это комбинация усталостного, абразивного, окислительного и адгезионного износа. Продукты износа рельсов хорошо видны на белом снегу, это тонкие хлопья, имеющие площадь менее 3 кв. миллиметров и вес – миллиграммы. При начале испытания рельса на машине с катящейся нагрузкой они образуются первые 10 часов в заметном количестве, легко летают в воздухе, т.е. в контакте качения при истирании образуются очень тонкие и хрупкие оксидные пленки.

Окислительно-адгезионный износ интенсивно проходит на стадии приработки. После окончания стадии приработки поверхностей в процессе приспособляемости и наклепа, контактные напряжения уменьшаются, скорость износа снижается и механизм износа становится преимущественно усталостным.

Усталостный износ. Этот тип износа тесно связан с образованием вблизи трека катания на очень небольшой глубине плоских продольных подповерхностных и наклонных трещин.

Развитие мелких поперечных поверхностных трещин происходит только в том случае, когда трещина имеет острый угол с поверхностью, менее 45 градусов. Если этот угол близок к 90 градусам, трещина за счет ударов при накатывании колес на принимающий берег трещины (отдающий берег трещины понижается под действием контактной нагрузки) быстро сминается. Далее вертикальная трещина за счет расплющивания и выкрашивания поверхностных слоев в условиях трехмерного сжатия, становится мелкой.

Механизм бокового износа отличается от механизма вертикального износа рельсов. Решающее влияние на боковой износ оказывает величина угла набегания (угла атаки) колес и коэффициент трения, определяемый степенью смазанности (наличия третьего тела на боковой поверхности рельсов). Качение колеса по внешнему рельсу в кривой это сложное качение с небольшим проскальзыванием вдоль рельса и периодическим силовым боковым сдвигом КП, когда реборда колеса периодически упирается в боковую грань головки рельса примерно на 90 мм впереди КП. От колеса возникает на дорожке качения головки рельса импульс бокового силового дрейфа (крипа)., При этом возникает очень опасное сочетание высоких растягивающих напряжений, которые максимальны на 5-6 мм перед и сбоку (с той стороны куда КП сдвигается юзом) и ведут к образованию секторных тонких КТГ.

Абразивный износ. Контакт колесо – рельс это продольный эллипс 23х15мм при контакте вблизи рабочей грани и почти квадрат при контакте по оси рельса. Твердые частицы песка, попадающие под колесо, в площадь КП, начинают двигаться под нарастающим давлением сначала к центру КП (это зона наиболее интенсивного износа), потом они дробятся и осколки вдавливаются в рельс, потом наступает третья стадия – скольжение на остающемся участке, но в обратном, чем на первом участке направлении царапание поверхностей контакта колеса и рельса, движение твердых кусочков, сдирание оксидных пленок с поверхности качения. Такая абразивная шлифовка зависит очень сильно от удельного контактного давления (площади контакта, силы трения, вертикальной и боковых сил). Есть пороговые значения этих величин, когда начинается интенсивный износ, окисление, срыв и отделение твердых оксидных пленок, процессы схватывания и вырывания с поверхности качения отдельных прямоугольных микроскопических твердых частиц. Отделению этих частиц способствует наличие подповерхностых плоских продольных микротрещин.

Адгезионный износ. Одним из существенных факторов износа фрикционной пары при качении колеса по рельсу является процесс схватывания, образования перемычек, отрыва перенаклепанных слоев. При этом происходит много контактных явлений (задиры, перенаклеп, сварка, отрыв тонких слоев, коррозия). Эти процессы активизируются при случайном срыве плотной окисной пленки на треке качения. При схватывании металла с поверхно-

сти колеса с локальной точкой на дорожке качения рельса образуется кратер отрыва материала. Он мелкий, прямоугольной формы, т.к. отрывается полоска вдоль направления качения, (рисунок 3). Такой механизм мы наблюдали при истирании полимеров о стальной шар диаметром 14 мм. Возможно, он частично действует при окислительно-адгезионном износе рельсов.

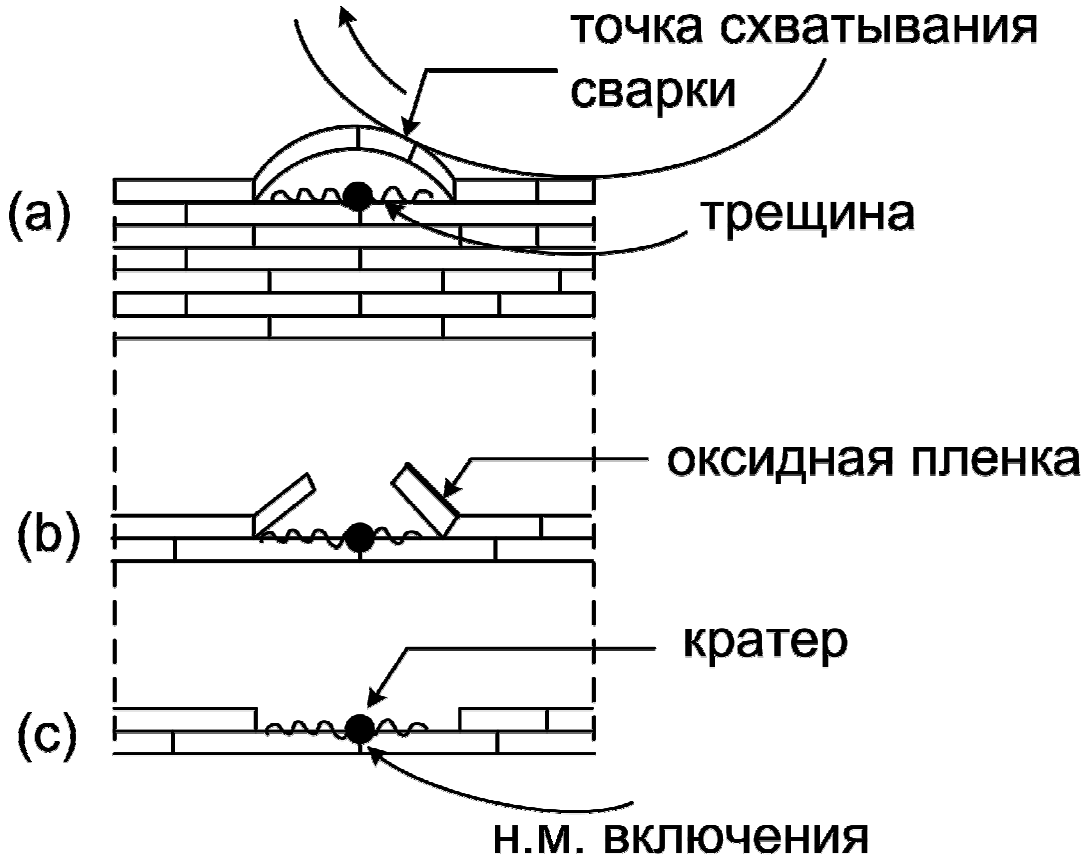


Рисунок 3 – При износе идет срыв оксидных и металлических пленок (схватывание и отрыв тонких частичек) с поверхности. Эволюция поверхности износа. Непрерывно образуется новая сетка УТ на дефектах микроструктуры и неметаллических включениях (в первую очередь сульфидах), растет в глубину и вдоль дорожки качения уже существующая сетка трещин, идет непрерывное ветвление трещин и удаление металлических фрагментов с поверхности

Эти хлопья, чешуйки, отслоения – последствия образования, накопления дефектов при израсходованном ресурсе пластичности. Не исключена роль в создании этих отслоений, тонких листочков, микротрещин остаточных напряжений сжатия, отрывающих эти слои через механизм коробления по Алмену [4]. Для сталей, имеющих твердость более НВ250, он экспериментально доказал важное влияние остаточных напряжений на ее прочность.

Трещинообразование. Среди всего разнообразия трещин контактной усталости в настоящей статье наибольшее внимание уделено коническим трещинам Герца (рисунки 1, b, c), которые образуются при качении и вдавливании [3]. КТГ и плоскости сдвига имеют обратную кривизну. По этому при-

знаку можно уточнять причину питтинга. В обзорах о механике развития питтинга имеются растровые электронные фотографии, где видны секторные УТ КТГ, и эти УТ имеют определенный угол к поверхности качения, определенное место на ширине дорожки качения [5-8].

Ранее [3] мы показали, что есть вероятность образования КТГ в виде узкой секторной трещины впереди КП, на расстоянии всего 2 % от диаметра КП. Выпуклость плоскости в такой КТГ вниз, она обратная тому сдвигу, который образуется на передней плоскости сдвига, под валком, при качении направо (рисунок 1, a).

Если вдавливать шар и цилиндр в полуплоскость, то при равной площади их КП, у цилиндра максимальное давление приложено на периметре окружности (аналог такого цилиндра – качение колеса с ползуном), а у шара в центре КП [9]. Но при качении колеса максимум давления смещен на переднюю часть КП, в сторону движения (почти вся нагрузка сосредоточена на 30 % теоретической площадки) и ползун будет создавать КТГ или линии сдвигов более часто, чем при безударном качении колеса с гладкой поверхностью.

При циклическом вдавливании УТ обычно зарождаются в двух местах (рисунок 1, b). Зона вблизи КП – там действуют наклонные деформации растяжения при погружении КП в упруго-пластический материал. Эта зона локальная, и обычно рост КТГ на этом быстро заканчивается, когда нет нарастающего вертикального вдавливания, когда от окружных и радиальных напряжений (вне КП) начинаются (поверхностными лучами) от КТГ две-три радиальные трещины. В толстой пластине ПММА (t=15 мм), куда мы статически вдавливали стальной шар диаметром 8 мм, выросли 3 радиальные трещины длиной 16, 18 и 22 мм с углами при вершинах 1,15 градуса. Они начались от КТГ под углом 45 градусов к ней, и через 0,2 мм их рост стал почти перпендикулярен КТГ. Все они имели остаточное максимальное раскрытие 0,8 мм, но не вблизи КТГ, а на расстоянии 1,75 мм от КТГ. Это говорит о том, что максимальное окружное растяжение в рельсе действует вблизи КП на расстоянии около 5-6 мм. В частности, это объясняет, отчего трещинки и питтинг иногда возникают рядом с дорожкой качения, там, где нет прямого давления.

При циклическом вдавливании индентора в сплошном материале образуются три типа УТ (рисунок 1, b).

Первый тип – КТГ – они растут под углом около 20 градусов к поверхности, их рост вскоре прекращается, т.к. они выходят вне поля контактных напряжений, далеко от края КП (силовое внедрение шара очень похоже на вдавливание сферического поршня).

Механика появления КТГ: эта трещина всегда появляется на дефекте поверхности, в одной точке окружности, на расстоянии около 2 % от диаметра КП. Далее, трещина от точки зарождения превращается в секторную КТГ (т.е. 20 % окружности, потом 30, 40, …100 %).

Если переместить индентор в сторону, то на старом месте останется старая секторная трещина, а на новом месте возникнет новая секторная КТГ

или ряд нескольких секторных концентрических КТГ по пути от старой до новой КП. Иногда на стеклах получаются эллиптические КТГ при качении шара.

Когда идет вдавливание индентора с нарастанием вертикального усилия, образуются не одна, а несколько концентрических КТГ. При этом нагрузка растет, площадь КП растет, и прежние КТГ уходят в площадь КП и там все поверхностные закрываются сжатием поверхностного слоя, но эти старые закрытые КТГ внутри КП, (они меньшего диаметра) под действием циклического сжатия начинают прорастать вниз, перпендикулярно поверхности (это тип УТ № 2).

Усталостная трещина № 3 – это скрытая УТ вдоль пластически деформированной зоны (рисунок 1, b). В соответствии с теорией пластичности имеется граница пластической и упругой деформаций, по которой как менее прочной появляются первые трещины № 3.

Такие УТ № 1 – 3 при контакте качения могут быть источником других типов УТ в зоне высоких контактных напряжений.

При статическом вдавливании индентора картина подповерхностных упруго-пластических деформаций симметричная (рисунок 1, b) , а при качении – она асимметрична (рисунок 1, c). Образуются два семейства линий сдвигов. На каждом пересечении линий сдвигов (темные точки) образуются микроступени (ступенчатые трещины). Между соседними блоками образуются поры – дефекты Цвигуна (рисунок 4, d). Наиболее частый случай (рисунок 4, c): скорость перемещения V_2 по своему каналу больше, чем по соседним каналам и в точках 1, 2, 3, 4, 5, 6 образуются деформационные смятия (картина похожа на давление поршня со стороны блока E-F-G и далее. В схеме (рисунок 4, c), нет бокового давления на блоки F и G слева, которое их смещает вправо и образуются поры.

Главное следствие из этих боковых двухмерных сдвигов: а) образуются трехмерные пустоты; б) стенки каналов от расклинивающего бокового сдвига открываются как одна большая трещина, равная по длине полосе сдвига снизу до верха (до точек А и Б) и по горизонтали; в) поскольку форма каналов сдвигов клиновая, все блоки расклинивают свои каналы и идет накопление деформаций (блоки не возвращаются на исходные позиции, т.к. деформации в каналах нереверсивны).

При контакте качения линии равных максимальных касательных напряжений (рисунок 1, c) имеют наклон в сторону движения (смещается точка приложения максимального контактного давления). При этом главную роль в подповерхностных усталостных разрушениях играют растягивающие деформации. Они максимальны под КП, есть поворот их главных площадок на 90 градусов при удалении от вертикальной оси О – О (рисунок 5). При качении будет наклон этих площадок на угол около 20 градусов в сторону качения, максимальные деформации удлинения в этом направлении, т.е. перпендикулярно максимальной силе сжатия Р (рисунок 4, a).

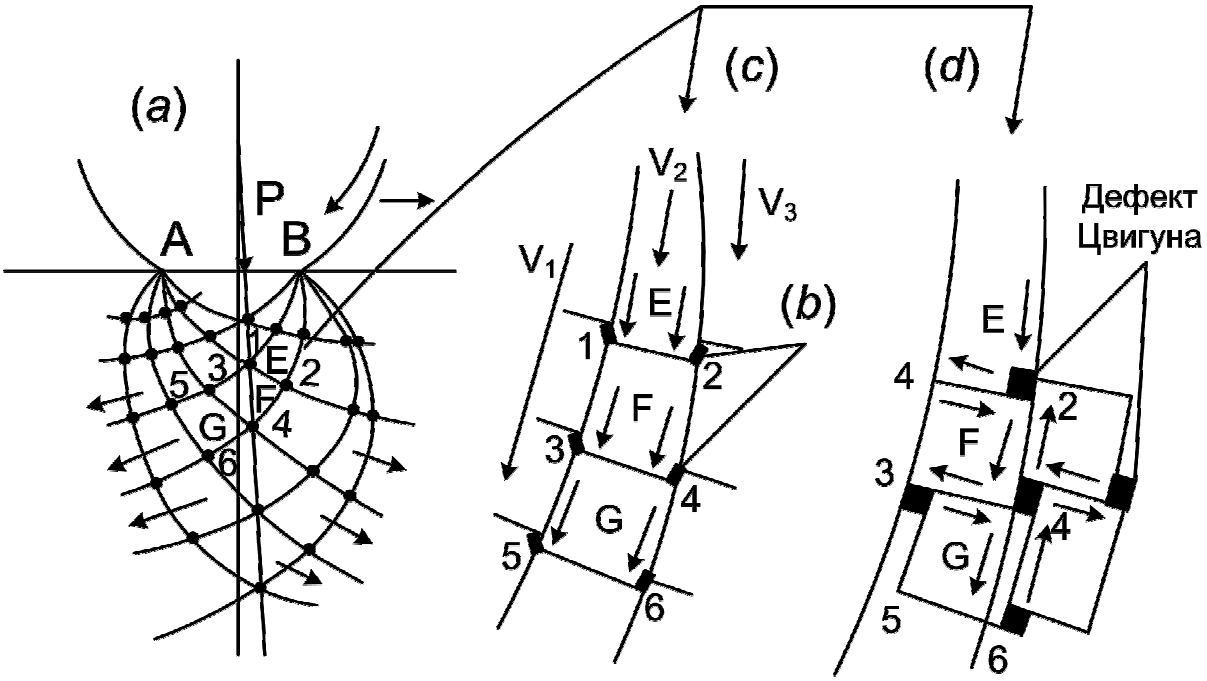


Рисунок 4 – Схема образования ступенчатых трещин и дефектов на пересечениях плоскостей сдвига – темные точки (a). В криволинейных каналах сдвигов действуют разные скорости прессования материалов V_1,V_2,V_3 (c). При этом образуются при сдвиге квадрата F (точки 1234) вниз, по краям локальные сдвиги – срезы (ротационные сдвиги или полосы приспособления (b)), ступенчатые трещины и дефекты, далее они могут соединяться коалесценцией. Дефекты Цвигуна (темные квадраты, поры), схема (d), могут постоянно увеличиваться с общими перемещениями блоков E,F,G. Реверсивный сдвиг их ограничен расклиниваем блоков в клинообразных каналах деформаций.

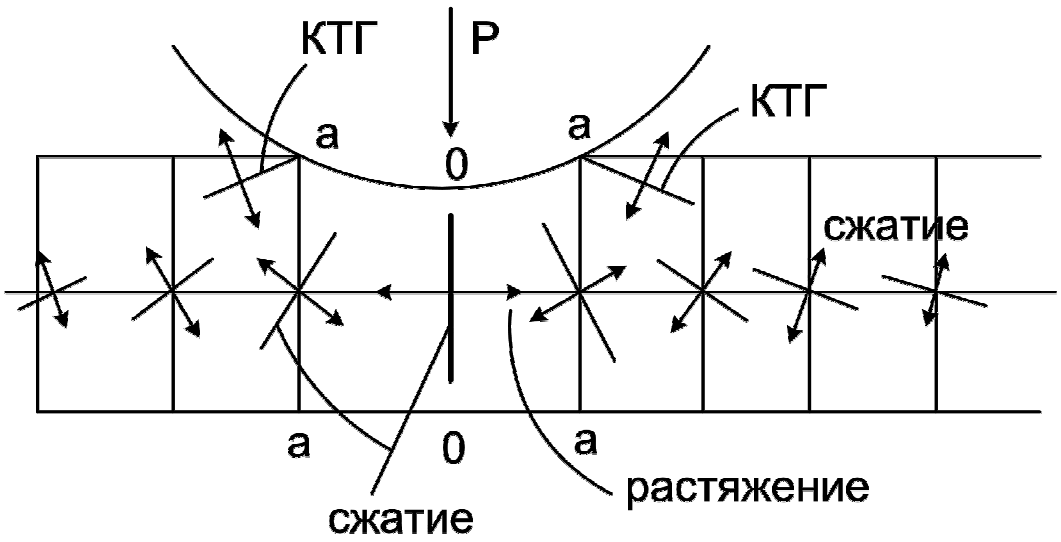


Рисунок 5 – Схематическая иллюстрация деформаций при вдавливании шара в полуплоскость. Стрелка – деформация удлинения, без стрелки – сжатие. КТГ имеет форму желоба, выпуклостью вниз, а плоскости сдвига имеют (рисунок 1, а) обратную кривизну. Эту идею иллюстрируют материалы в публикациях [5-8].

Продольную подповерхностную трещину можно представить в виде двух пружинных мембран или измерительного ромба с подвижными связями (рисунок 6). Ромб имеет внутри пружину, которая моделирует упругие свойства материала в острых углах трещины.

При лабораторном исследовании качения колеса диаметром 240 мм по пенополиуретану невооруженным глазом заметен тонкий сжимаемый подслой около 4 мм. Он упруго сжимается, деформируется по высоте прямо под КП.

В него не входит (рисунок 6) тонкий верхний слой толщиной около 1 мм, который прогибается под колесом как сплошной непрерывный материал и в отличие от подслоя по толщине не сминается. Этот тонкий слой, прямо под КП, в обработке металлов давлением (прямо под прокатным валком) обозначается как «мертвая зона дуги прокатки». Материал этой зоны прижат силами очень большого давления и трения к колесу и из него формируется лунка под колесом. Это вертикальное давление закрывает все трещины в площади КП, на ее поверхности, давление передается вниз, закрывает существующую трещину – ромб (рисунок 6, b). Она закрывается и удлиняется за счет сжатия материала у острых углов ромба (микродеформации). После прокатывания по трещине колеса, она возвращается в открытое исходное состояние, в вершинах трещины проходят реверсивные микросдвиги (местоположение трещины – периферия КП и глубина до 0,5a). Верхний слой дорожки качения (рисунок 6, a) под воздействием упругости подслоя возвращается на место, на уровень дорожки качения.

Ранее [3,10], мы методами фотоупругости изучали уровень напряжений (количество изохром) у вершины острого надреза, моделирующего продольную подповерхностную УТ. Оказалось, что на сплошной опоре количество изохром у ВУТ больше, чем при прогибе образца с трещиной на двух опорах. Наша модель – ромб объясняет это явление: продольное сжатие у поверхности качения (при изгибе) противодействует уровню напряжений у острых углов ромба (рисунок 6, b). Вдали от колеса (рисунок 6, a), уровень напряжений у ВУТ небольшой [10].

Усталостные трещины в условиях трехмерного сжатия и растяжения имеют у вершины острого надреза внешне похожую картину изохром, но разные механизмы роста УТ из этих надрезов. В случае сжатия УТ зарождается очень медленно, по своим механизмам.

При циклическом растяжении УТ зарождаются от концентратора напряжений как веер, несколькими радиальными трещинами из вершины острого надреза, их коллективный рост заканчивается быстро, остается только одна, она становится магистральной трещиной и приводит к окончательному разрушению. УТ растет только на левом склоне цикла растяжения (до перевала), и как только напряжения цикла пошли на снижение, угол раскрытия трещины у ее вершины начинает уменьшаться до соприкосновения берегов УТ, и здесь остается остаточный угол раскрытия трещины. Новый цикл растяжения, и шарнир УТ вновь начинает раскрываться, материал у ВУТ начинает разрушаться, трещина удлиняется на шаг вперед. Процесс разрушения в хрупких

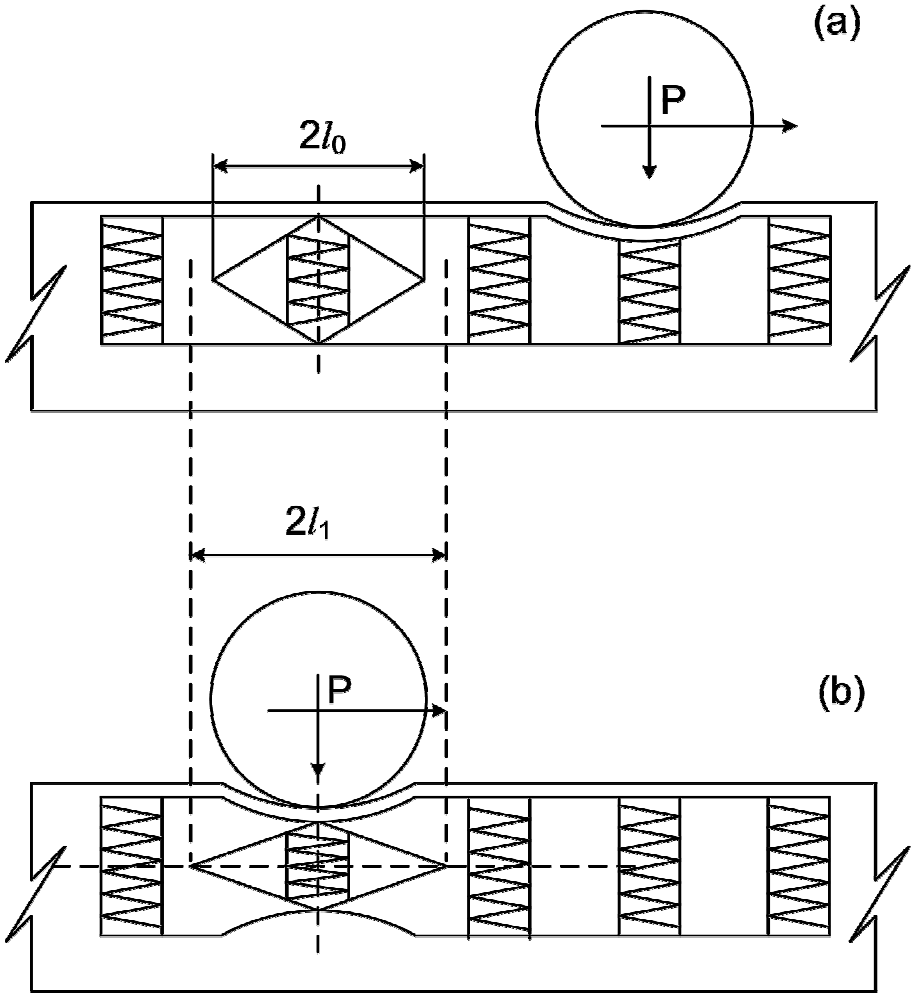


Рисунок 6 – Для облегчения анализа механизма раскрытия и закрытия подповерхностной продольной УТ, она представлена в виде ромба с пружиной. Под контактной нагрузкой трещина удлиняется ($2l_1$), а вне, при удалении КП – укорачивается ($2l_0$). Такая схема хорошо объясняет факт уменьшения длины УТ при изгибе рельса под колесом. Вблизи дорожки качения на небольшой глубине (до 7 мм) есть слои материала с большими упруго – пластическими деформациями, приводящими к прочностной деградации материала и расслоению

материалах чаще идет на острие УТ, а когда есть ступенька упруго-пластических деформаций, то у ВУТ бывают и точки разрушения впереди ВУТ.

При трехмерном сжатии, когда все три главных напряжений не равны, трещина удлиняется под воздействием не сжимающих напряжений, а растягивающих деформаций, картина роста УТ более сложная. Рост усталостных трещин при сжатии сильно зависит от характера материала и доли K_2 в зоне сжатия и локального удлинения, но обычно нет трещины – лидера, а есть сильное ветвление и параллельный конкурирующий рост многих трещин, потом, как звенья цепи собираются цепочки из них, формируется одна трещина коалесценцией мелких трещин.

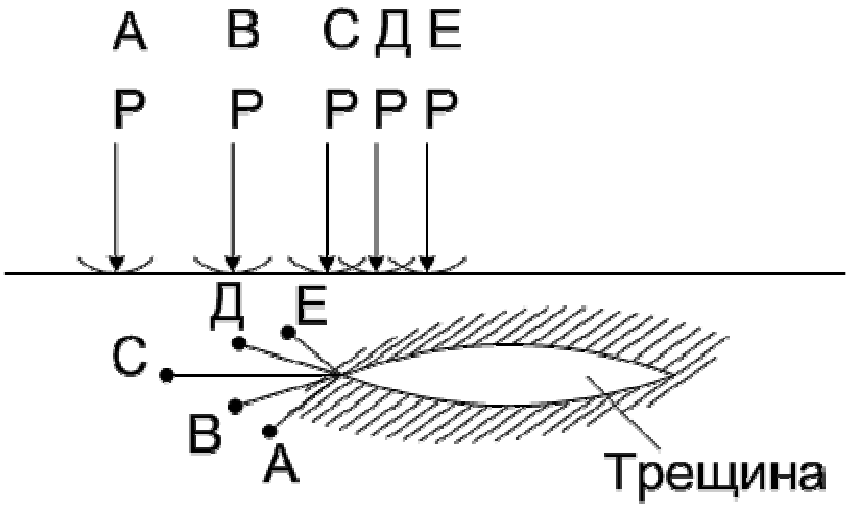


Рисунок 7 – По мере перемещения колеса над вершиной УТ от точки А до точки Е меняется направление и уровень максимальных напряжений у вершины УТ. Трещина растет преимущественно в направлении по вектору С

Если на поверхности качения создать при испытаниях на машине с катящейся нагрузкой мелкие поперечные поверхностные надрезы, моделирующие неглубокие поперечные трещины, то оказывается, что эти мелкие надрезы не превращаются в поверхностные УТ, а раскатываются в плоские локальные дефекты, которые ликвидируются при продолжении испытаний.

По-другому дело обстоит с поверхностными трещинами с острым углом менее 45 градусов. В частности, КТГ, имеющие угол при поверхности 10 – 30 градусов, не закатываются, а продолжают развиваться. Картина расплющивания материала в этом случае другая: острый берег трещины возле поверхности, как на наковальне, плющится, идет процесс дробления и фрагменты разрушения материала, попадая в трещину, расклинивают ее. Трещина при разгрузке не закрывается, трещина растет вглубь и вдоль поверхности качения.

Износ и трещинообразование при контактной усталости имеют не только сходство в механизмах образования и развития продольных трещин, но и являются конкурирующими друг с другом процессами, протекающими вблизи контакта колес и рельсов. При увеличении интенсивности износа поверхностные и подповерхностные трещины, которые при своем развитии могли бы привести к образованию выкрашиваний и поперечных УТ, не успевают развиваться. В результате ресурс рельсов начинает определять исключительно износ. С использованием шлифования (фрезерования) и лубрикации рельсов можно регулировать интенсивность обновления поверхностей, соприкасающихся с колесами, и таким образом продлять ресурс рельсов, определяемый появлением КУД регламентированного размера и количества.

Заключение.

Оказалось полезным совместное рассмотрение сложных проблем и механизмов износа и трещинообразования при контактной усталости рельсов.

Тонкий поверхностный слой под местами контактов рельса с колесами состоит из слоев сплющенных зерен металла, которые в процессе износа превращаются в тонкие металлические пленки, разделяемые продольными микротрещинами. Затем начинается их коробление и отделение с участием трибохимических реакций.

Под КП образуются трехмерные линии сдвигов, в которых образуются кубические искривленные линии сдвигов. Между ними растут поры, которые увеличивают объем материала в зоне растрескивания. Ступенчатые трещины, которые образуются при этом препятствуют обратному реверсу деформаций при разгрузке, что является причиной подрастания трещин.

Рост продольных трещин под поверхностью катания может быть объяснен механической схемой представления УТ как ромба. По этой модели максимальные напряжения и деформации у ВУТ и ориентация их экстремальных значений ведет к наиболее вероятному росту УТ вдоль направления качения (рисунок 7) с небольшими отклонениями и ветвлением. В острых вершинах материал упруго – пластически деформирован – вытянут и вершина УТ за счёт этого стремится открыться, но она обратно закрывается упругими силами восстановления первоначальной формы материала вокруг ВУТ. Для того, чтобы трещина подрастала, в острых углах ромба нужна минимальная пластическая деформация при цикле сжатия, тогда при разгрузке в этих углах начнется рост УТ от возникшего при разгрузке растяжения.

Секторные и концентрические трещины КТГ, имеющие обычно острый угол к поверхности, образуются как при качении, так и при скольжении (крипе) КП. Пересечение двух КТГ как правило на 1/3 их диаметра, где имеет место максимум вытяжки, ведет к появлению ступенчатых трещин и выколам в острых углах на пересечениях КТГ. Поперечные УТ начинаются от секторных или ступенчатых КТГ и растут вниз от деформаций удлинения.

При сжатии стенок трещин происходит не только их сжатие, но и возникают перемещения у вершины трещины. При этом становится возможным разогрев стенок трещин, образование мозаичных трещин на стенках у вершин трещин и их разрушение.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Olunole E. – Slip Line Field Solutions For Second Pass Cold Rolling-Engineering. – 2011. № 3. – pp. 1225-1233.

2. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 5. Классификация контактно-усталостных повреждений железнодорожных рельсов / В.Н. Цвигун, Е.А. Шур, Р.С. Койнов, С.В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник

научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 35. – С. 147-173. – Библиогр.: с. 171-173 (49 назв.).

3. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 4. Деформация и напряжение в головке рельса при контакте качения / В. Н. Цвигун, Е. А. Шур, С. В. Коновалов, Р. С. Койнов, С. А. Куклин // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 35. – С. 126-146. – Библиогр.: с.146 (6 назв.).

4. Almen J.O. – Rolling Contact Phenomena, Elsevier, Amsterdam, 1962. – pp. 400-424.

5. Levesque G., Arakere N.K. Investigation of Partional Cone Cracks in Silicon Nitride Balls // Int. Journal of Solids and Structures – 2008. – v.45. № 25-26. – pp. 6301-6315.

6. Wereszczak A….-Rolling Contact Fatique in Ceramics – www.osti.gov/servlets/purl/947387. pp. 1-45.

7. Kayaly Y.,Ucun I. Contact Fatigue Failure of a Tapered Rolling Bearing Used a Lorry Wheel // Journal of Failure Analysis Preventation. – 2009. № 6. – p. 288-294.

8. Nedelmann, Zaretsky E. Recalibrated Equations for Determining Effects of Oil Filtration on Rolling Bearing Life.www.powertransmission.com, sept. – 2015. – pp. 1-13.

9. Крагельский И.В. Трение и износ. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.

10. Изучение механизмов развития питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах / В. Н. Цвигун, В. А. Корнеев, В. Н. Кузнецов, В. М. Нефедов, П. А. Корнеев // Машиностроение: материалы XXIII-XXIV международных научно-практических конференций по проблемам механики и машиностроения. – Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – № 23. – С. 121-127. – Библиогр.: с. 127 (5 назв.).

11. Utemoto, Todaka Y., Tsuchiya K. Mechanical Properties of Cementite and Fabrication of Artificial Pearlite // Materials Science Forum. – 2003. – vol. 426 – 432. – pp. 859 – 864.

12. Kosuri G. Rolling / Sliding Wear Resistance of Steel with Different Microstructures. Masters Thesis. LTU-PB-EX. – 2010. – p. 1 – 49. WWW.epubl. ltu .sl/2010.

13. Elwazri A.M.,Wanjara .P. The Effect of Microstructural Characteristics of Pearlite on the Mechanical Properties of Steel // Material Science and Engineering. – 2005. – № 404. – p.91-98.

14. Heller W. Influence Hydrogen on Rails Steel // Eisenbahntechnische Rundschau. – 1971. – № 20. – s. 71- 78.

15. Gegner J. Tribological Aspect of Rolling Bearing Failures. pdf.12.11.2011.pp.1-63. www.intechchopen.com

16. Muro H.,Tsushima N. Microstructural, Microhardness and Residual Stress Change Due to Rolling Contact // Wear. – 1970. – v.15. – № 5. – pp.309-330.

17. Muro H., Tsushima N. Failure Analysis of Rolling Bearings by X – ray Measurement of Residual Stresses // Wear. – 1973. – v.25 – № 3. – pp. 345-356.

18. Hoa Duy Vo. Damage Analysis of Wheel. Rail Contact Associated to Adgesion Condition. 2015. Thesis Doctor Dissertation. p.236 / Univer. Wollongong / Australia.

19. Nemat-Nasser S., Chang S.N. High Strain Rate Void Collapse // Mechanical Materials. Elsevier. – 1990. – № 10. – pp. 1-17.

20. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 2. О направлении роста поперечных подповерхностных трещин под воздействием контактной нагрузки / В. Н. Цвигун, В. Н. Кузнецов, В. М. Нефедов, Р. С. Койнов, С. В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк : СибГИУ, 2015. – Вып. 34. – С. 147-153. – Библиогр.: с. 153 (2 назв.).

21. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 3. Исследование трещиностойкости рельсовой стали в условиях сложного напряженного состояния (влияние К1 и К2 в различных соотношениях) / В. Н. Цвигун, В. Н. Кузнецов, С. В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 34. – С. 153-158.

УДК 621.01

В.Н. Цвигун, Е.А. Шур*, Р.С. Койнов

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ВНИИЖТ, г. Москва

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПИТТИНГА, СПАЛЛИНГА И ДРУГИХ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ В РЕЛЬСАХ. СООБЩЕНИЕ 7. О МЕХАНИЗМЕ РОСТА ПОПЕРЕЧНОЙ ОВАЛЬНОЙ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСА.

В статье представлены результаты исследования механизма роста поперечной овальной усталостной трещины в головке рельса при контакте качения.

The article presents the investigation results of the mechanism of transverse oval fatigue crack growth in a rail head during rolling contact.

Сокращения:
КУД – контактно-усталостные дефекты;
КП – контактная площадка;
(В)УТ – (вершина) усталостной трещины;
Д21 – дефект 21;
Д11 – дефект 11;
ОН – остаточные напряжения.

Среди разнообразных КУД рельсов [1-7] наиболее опасным является поперечная овальная УТ в головке, кодируемая как Д21, которая в случае пропуска при дефектоскопировании в пути может привести к полному разрушению всего рельса. Среди всех остродефектных рельсов, снятых по показаниям дефектоскопов, Д21 в настоящее время составляют 30-33 %. Характерно, что среди изломов рельсов под колесами поездов из-за наличия в головке поперечных овальных УТ почти 100 % относятся к так называемым пропускам, т.е. остродефектным рельсам, пропущенным при дефектоскопировании из-за человеческого фактора. Многие трудности обнаружения растущей УТ Д21 при ультразвуковом дефектоскопировании связаны с тем, что она возникает при повороте продольной трещины контактной усталости и остается сверху прикрытой продольной УТ часто значительной длины.

Несмотря на то, что Д21 за последние 60 лет посвящены сотни научных исследований и статей, изучение закономерностей образования и развития Д21 продолжает оставаться актуальным. Без этого невозможно проводить расчеты живучести рельсов с поперечными УТ, рассчитывать остаточный ресурс рельсов с поперечными УТ, научно обоснованно устанавливать периодичность дефектоскопирования рельсов, лежащих в разных условиях эксплуатации.

В.Н. Цвигун из Сибирского металлургического института [8] в 1978 г. предположил, что Д21 подрастает, в основном, под колесом, а не в момент противоизгиба рельса между тележками вагонов или соседними колесами.

Работа [8] объяснила, почему на участках с двусторонним реверсивным движением Д21 получается вертикальным, а на участках с односторонним движением – наклонным в сторону движения поездов. При качении колес по рельсу в одну сторону Д21 имеет наклон к поверхности качения (рисунок 1, b), т.к. есть наклон площадки с максимальными напряжениями и максимальными деформациями удлинения, которые вместе раскрывают ВУТ при неблагоприятном сочетании 65 % K_1 и 35 % K_2 [3].

Система ОН, которая образуется под воздействием пластической деформации под поверхностью одностороннего качения также имеет наклон к поверхности головки рельса и поэтому может влиять на направление роста Д21.

В работе [3] было показано, что рост трещины Д21 это не импульсный, одномоментный процесс, а двухфазный, с ротационным сдвигом и деформацией удлинения. При нагружении рельса верхняя ВУТ укорачивается и рас-

крывается, а нижняя ВУТ только немного раскрывается (только вертикальное сжатие и неполная разгрузка). Позднее при более подробном изучении этих процессов [2-6], картина оказалась намного сложнее (рисунок 2). Нормально поверхности нагружения, максимальное давление сжимает материал под индентором, а слева и справа от оси (рисунок 1, c) есть необходимые для роста УТ ротационные сдвиги. Так материал на глубине 5 мм проходит при перекатывании над ним колеса три цикла нагружения [3]: первый самый мощный и главный ротационный сдвиг (рисунок 1, b) совершает вместе с продольной деформацией удлинения основную работу по зарождению и росту Д21. Экстремальный импульс – это смешанное нагружение 65 % K_1 и 35 % K_2 [3]. Рельсовая сталь при этой схеме нагружения разрушается легче, чем при схеме чистого отрыва [4].

Этот первый ротационный сдвиг на осциллограмме продольной деформации на глубине 5 мм внутри головки рельса выглядит как импульс сжатия -200 МПа (рисунок 1, b). Далее, прямо под колесом, 5 мм впереди центра КП, следует максимум импульса удлинения +200 МПа. А третий импульс при качении колеса получается небольшой – он на рисунке 1 пересекает по горизонтальной линии очень мало изохром и напряжения около 100 МПа, ротационный сдвиг (на 90 градусов) не такой разрушающий, как первый. В нашем случае, при нагрузке на колесо 120 Кн, размах напряжений равен 400 МПа. При увеличении нагрузки или уменьшении ширины КП, напряжения возрастают. При хороших условиях качения с нулевым экцентриситетом, предел упругости системы колесо – рельс обеспечивает неповреждающий пропуск нагрузок вплоть до 220 кН. При смещении центра КП более 20 мм к рабочей грани головки рельса начинаются проблемы: резко увеличивается рост контактных деформаций и появляются опасные растягивающие напряжения на поверхности выкружки и боковой грани головки рельса (рисунок 3 [5]). Поэтому первым шагом по уменьшению количества КУД в рельсах можно считать мероприятия по уменьшению эксцентриситета качения.

Almen и другие авторы [9,10] показали, что при внешнем сжатии УТ растут при наличии напряжений растяжения вблизи концентратора напряжений. Механизм следующий: при цикле растяжения идет рост УТ, она подрастает, удлиняется, материал у ее вершины упруго-пластически растянут. После прохождения максимума цикла нагрузки растяжения трещина начинает закрываться, но сближению ее берегов, стенок трещины мешает пластически удлиненный материал у ВУТ. При цикле сжатия начинается его обратная пластическая деформация, осадка. После пластического сжатия остаются ОН обратного знака – растяжения. Начинается новый цикл растяжения и эти ОН суммируются, облегчая разрушение.

В случае Д21, его форма сильно напоминает одновременно распределение и остаточных, и рабочих максимальных касательных напряжений. Их распределение показано на рисунках 4 и 5.

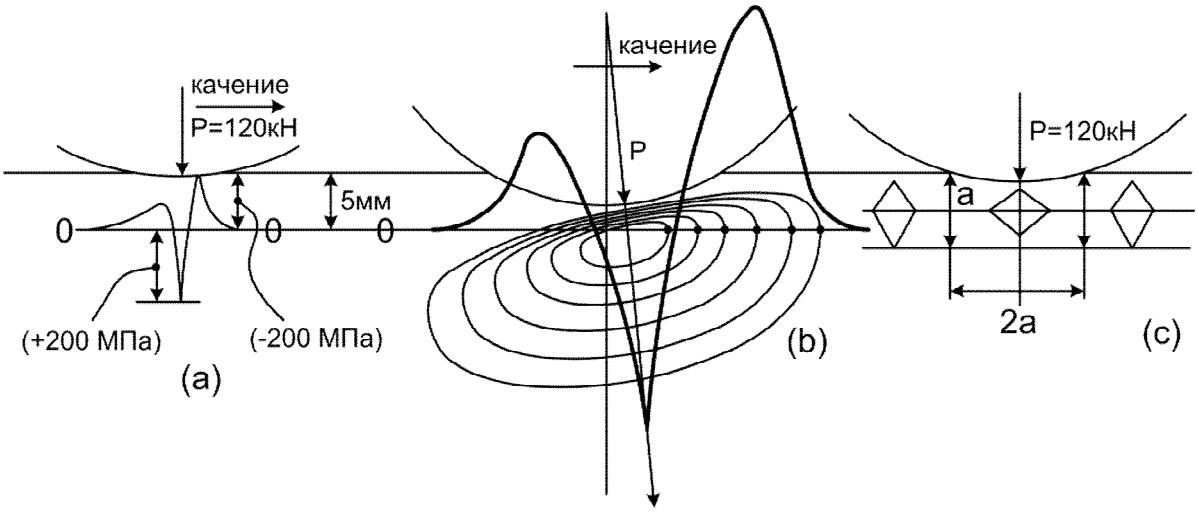


Рисунок 1 – Продольные деформации на глубине 5 мм под дорожкой качения колеса по рельсу Р65 (a); схематическое наложение продольных деформаций на распределение изохром (b); сдавливание Д21 при статическом нагружении контакта колесо-рельс (c). Трещина Д21 представлена как измерительный ромб. Д21 удлиняется при неблагоприятном сочетании K_1 и K_2 слева и справа от центра КП

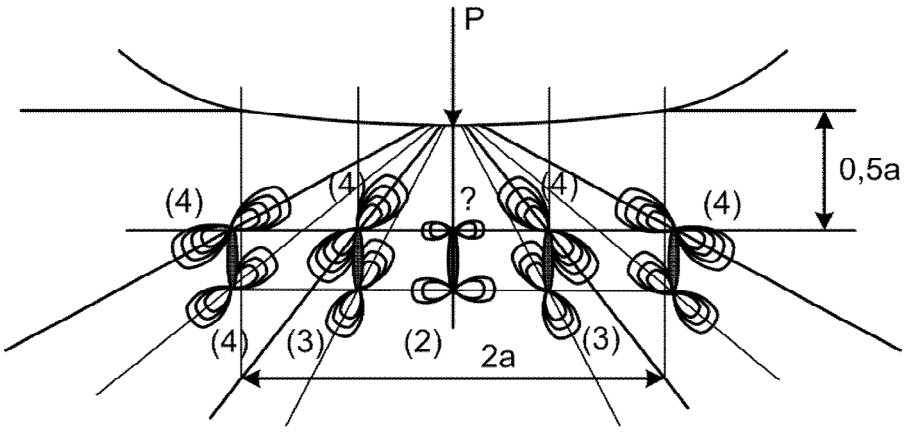


Рисунок 2 – Распределение максимальных касательных напряжений при индентировании диска в пластину, имеющую 5 поперечных внутренних трещин. Уровень напряжений пропорционален количеству изохром (указано в скобках) у вершин трещин. При качении колеса вправо зона максимальных напряжений будет справа. Короткие трещины будут расти в поле действия максимальных касательных напряжений, а длинные трещины - от деформаций удлинения

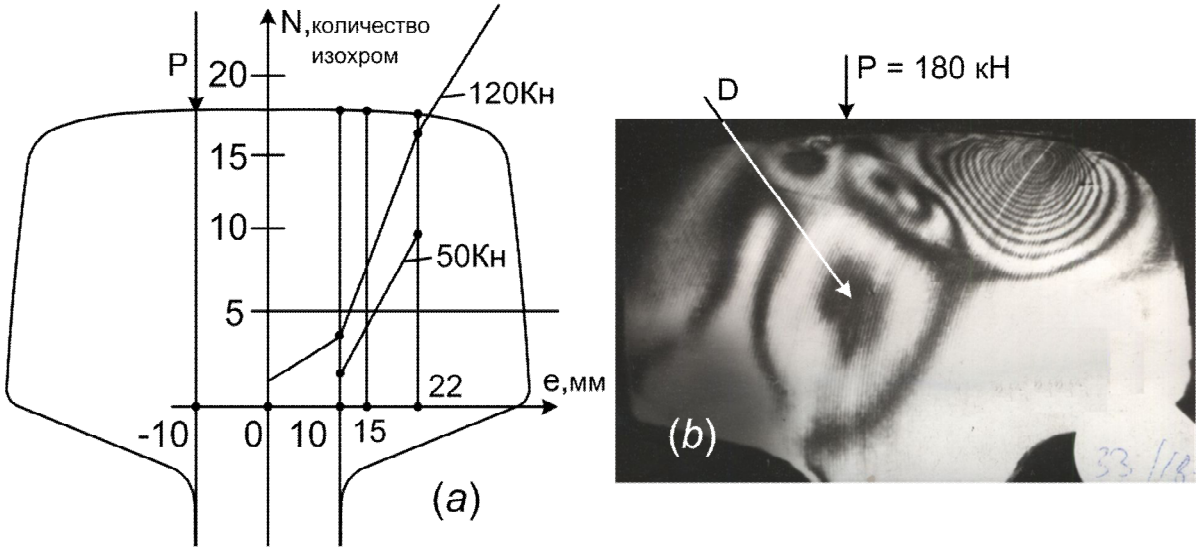


Рисунок 3 – (a) – зависимость уровня контактных напряжений (количество изохром, N) от эксцентриситета контакта колесо-рельс. Нагрузка на колесо 130 кН. Цена одной изохромы 130/24=5 кН. При экцентриситете e=20 мм и более начинается лавинообразное нарастание контактных напряжений. При y=-10 мм (P=180 кН) уровень напряжений очень низкий – (b). (D) – точка максимальных касательных напряжений (P = 180 кН, e = –10 мм). В правой части рисунка (b) видны остаточные деформации от предыдущих нагружений

Каждая изохрома – это места с одинаковой величиной касательных напряжений. Д21 растет вверх медленно, а по оси Z (вниз) и Y(поперек рельса) быстро. Причины этого связаны с несколькими факторами: с одной стороны вблизи поверхности катания над продольной УТ имеется зона трехмерного сжатия, затрудняющего процессы деформации и разрушения. С другой стороны, здесь же действуют сжимающие ОН, сильно ограничивающие рост вверх Д21

В новых рельсах после 50 000 циклов нагружения на машине с катящейся нагрузкой (проходов колеса) на дорожке качения все прежние ОН (продольные сжимающие и поперечные растягивающие) заменяются на сжимающие ОН (-150 МПа, твердость рельсов НВ 250)[5-8]. В этих рельсах глубина слоя с сжимающими ОН (рисунок 4, c, d)) не более 15-17 мм (в рабочей грани головки рельса). Этот слой тормозит рост УТ (рисунок 4, b). На усталостном изломе головки рельса Р65 фронт УТ отстает справа почти на 3 мм от фронта УТ слева. Этот рельс был взят с дороги после пропуска нормативного тоннажа. На диаграмме (длина УТ – нагрузка страгивания УТ с места) для нового рельса эта зависимость гладкая, а для рельса, снятого с дороги по износу, на диаграмме есть небольшой пик (за счет ОН сжатия). Таким образом, ОН сжатия в этой рабочей грани имеют вид Д21, овала. Если эту площадь начинает пересекать УТ, растущая отрывом под действием K_1, то рост УТ тормозится. На большей глубине могут действовать растягивающие ОН, которые

могут приводить к ускорению развития УТ. Возможно, что наличие УТ значительно меняет эпюру рабочих и ОН.

Можно сравнить распределения в головке рельса рабочих и остаточных напряжений полученных при контакте колеса с рельсом Р65 (НВ250). Нагрузка на колесо составляла 180 кН, а эксцентриситет 14 и 18 мм.

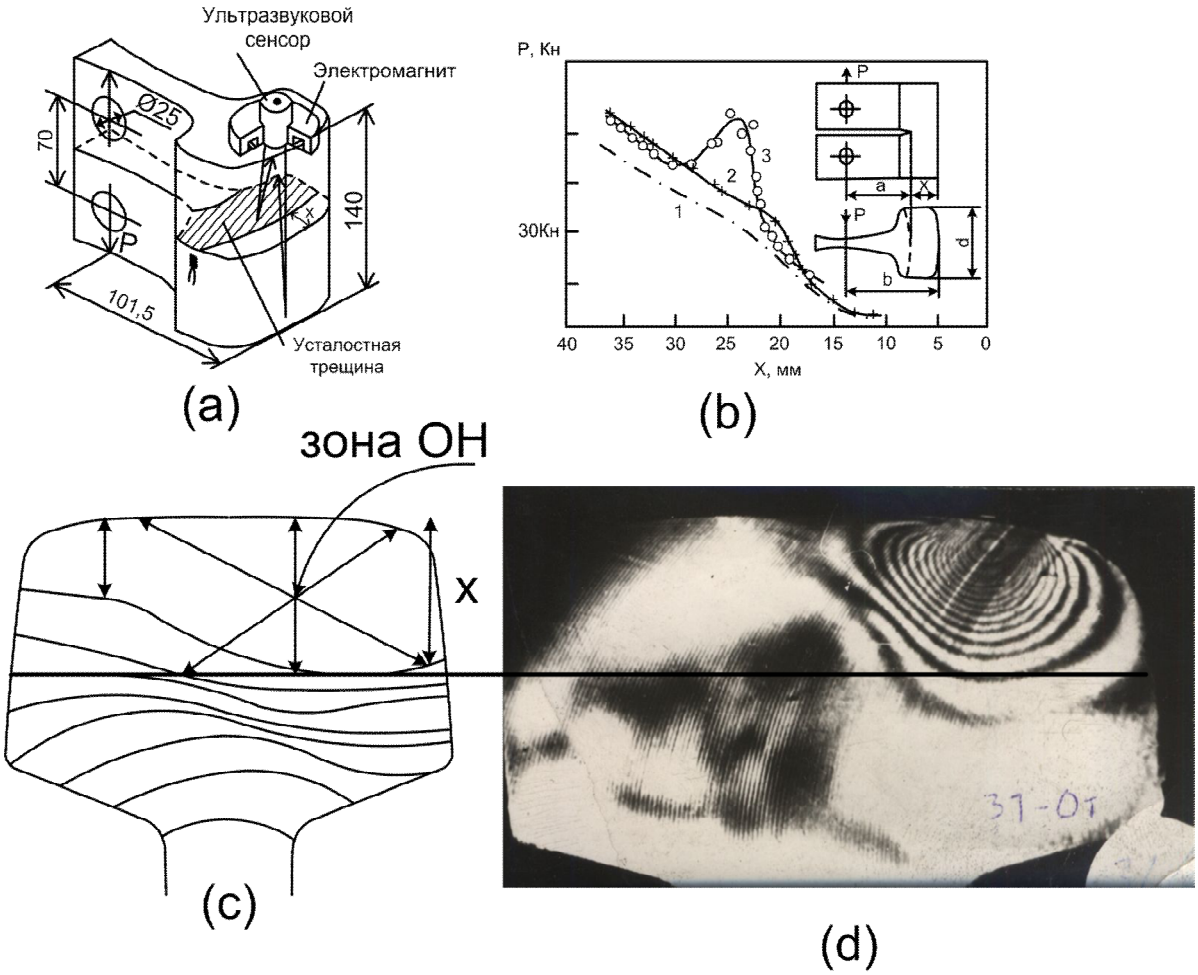


Рисунок 4 – Торможение фронта роста усталостной трещины в правой части головки рельса Р65 (c); распределение ОН сжатия в головке нового рельса после вертикального однократного индентирования (d). В образце рельса (a) выращивали УТ разной длины (расстояние от вершины трещины до поверхности катания (x) и находили усилие (P) страгивания с места УТ (b). Кривая 1 и 2 – для новых рельсов разной прочности, а 3 – для рельса после эксплуатации. В новых рельсах эта зависимость линейная, а для рельса после эксплуатации ОН сжатия закрывают УТ и алгебраически вычитаются из растягивающих напряжений у ВУТ

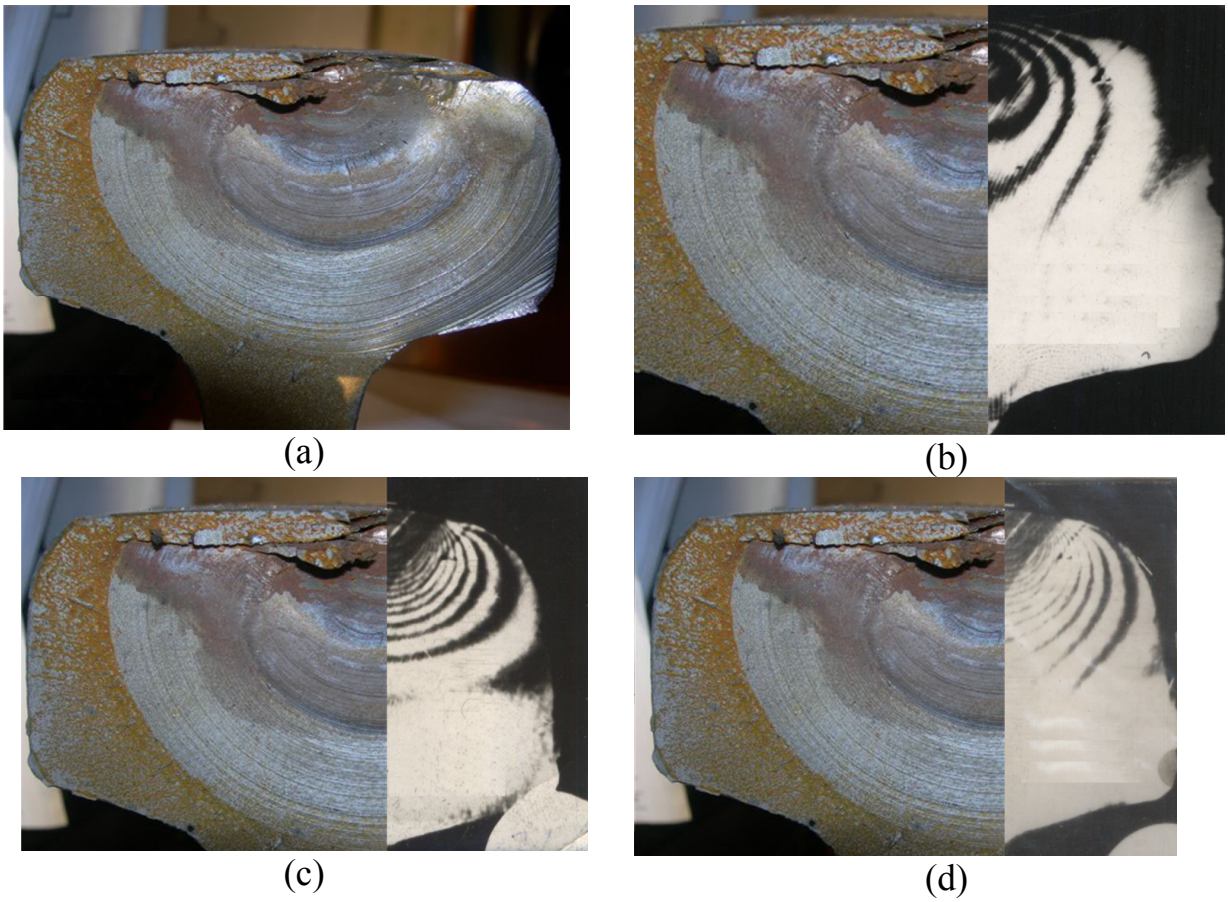


Рисунок 5 – Дефект Д21 (a). Сравнение формы Д21 (левая часть фото) и рабочих касательных напряжений (правая часть фото) при нагрузке на колесо P=180 кН, e=14 мм (b) и e=18 мм (d); сравнение формы Д21 (левая часть фото) и остаточных деформаций в том же рельсе (c)

Обычный дефект Д21 (рисунок 5, a) имеет фокус старта поперечной УТ на глубине около 5-7 мм. Продольная контактно-усталостная трещина любого происхождения, которая окажется в этом слое, является опасным дефектом и может быть задействована в области высоких напряжений при ротационном сдвиге как концентратор. Известно наблюдение, что когда УТ попадает при качении в зону КП, она закрывается, а затем, когда КП перемещается дальше и УТ освобождается от контактного давления, она открывается за счет упругой релаксации материала. Эти наблюдения о закрытии УТ под индентором касаются только верхнего тонкого слоя, а в более глубоких слоях процессы идут по-другому, за счет деформации удлинения. Из рисунка 5 можно сделать вывод о том, что Д21 растет от рабочих деформаций удлинения, т.к. их величина порядка 400 МПа выше уровня ОН сжатия около 150 МПа.

Д21 растет в зоне эквипотенциальных сдвиговых напряжений под колесом, плоскость Д21 наклонена к вертикали (рисунок 1, b). Рост Д21 происходит вблизи края КП, на глубине 0,12a-0,5a, впереди центра КП на 0,12a-1,0a [3], в направлении качения. В росте Д21 важную роль играют два импульса деформаций, возникающих при качении. Первый – это мощный ротационный

сдвиг (нарастающий поворот деформаций на 90 градусов по часовой стрелке), и второй импульс – деформация удлинения под КП в направлении вдоль по рельсу. Вместе они образуют опасную смесь у вершины УТ, где 65 % $К_1$ и 35 % $К_2$ и рост Д21 внутри зоны трехмерного сжатия и сжимающих ОН (-150 МПа) за счет деформаций удлинения.

Наше исследование показало, что роль ОН сжатия в зарождении и росте Д21 в рабочей грани головки рельса остается второстепенным. Главную роль мы отводим первым двум импульсам (из трех при проходе колеса над включением или микродефектом): ротационному сдвигу и продольной деформацией удлинения. Действуя вместе, одним пакетом, они создают условия: поиска наиболее слабого направления и с учетом текущих условий прочности материала и локального напряженного состояния выбирается наиболее вероятное направление роста УТ. Это направление выбирается не как направление максимального освобождения энергии, а направление минимальных затрат энергии на единицу площади УТ. Это направление часто оказывается не перпендикулярным максимальному растяжению, и часто рост УТ сопровождается в полях сжимающих напряжений ветвлением, их сложной 3D искривленностью.

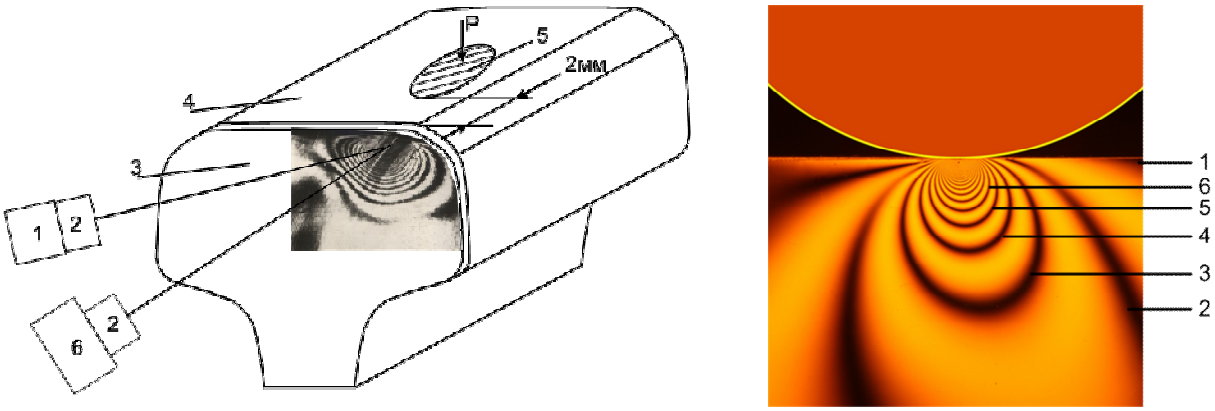
Возможно для наглядности представлять ВУТ как ромб, что упрощает понимание поведения материала вблизи ВУТ при сложном цикле нагружения, когда происходит альтернативное сравнение локальных деформаций, их топография и выбор наиболее вероятного направления разрушения слабого звена.

При увеличении размеров поперечной УТ в ее развитии возрастает значение $К_1$. При отсутствии противоизгиба поперечные усталостные трещины в головке могут достигать очень больших размеров, а хрупкого долома всего сечения не наступает. При испытании рельса на машине с катящейся нагрузкой, когда рельс был установлен на сплошном жестком непрерывном подрельсовом основании при нагрузке на колесо 300 кН получали Д21 размером 75х40 мм. В реальных условиях эксплуатации квазихрупкий долом рельса при достижении поперечной усталостной трещины критического размера происходит за счет изгибных напряжений.

Используемый в экспериментах метод отражательного полярископа

Внутри головки рельса очень высокий уровень контактных напряжений, которые мы изучали методами: тензометрии, поверхностной рентгенографии, муара, фотоупругости. Метод отражательного полярископа оказался очень чувствительным (по сравнению с методом муара, для которого пластическая деформация менее 1 % плохо регистрируется), простым и качественно очень информативным, рисунок 6, а. Импульсный осветитель 1, два скрещенных поляроида, селективный светофильтр, камера. Оптически чувствительная пластина (толщиной 2,7 мм) наклеена на фрезерованный торец рельса Р65 (НВ250) длиной 2 м. Рельс Р65 нагружали на машине ЕМС колесом 0,96 м усилием 0 - 180 кН с шагом нагрузки 10 кН (и полной разгрузкой,

чтобы сфотографировать поля остаточных деформаций). Размеры эллипса контактной площадки под колесом определяли по отпечатку на ватмане (перспективно использование цветной бумаги ФУДЖИ-ФИЛМ, с возможностью точного определения давления). Первое внутреннее кольцо изохромы, которая остается после разгрузки показывает объем внутри головки рельса, где на определенной глубине превышены упругие напряжения. Старые ОН снимаются и наводятся новые сжимающие ОН. Изохромы – это точки равных максимальных касательных напряжений. В каждой точке кольца изохромы главные напряжения направлены – одно по касательной к кольцу, а другое – перпендикулярно кольцу изохромы. Максимальный уровень напряжений при вдавливании шара наблюдается на внутренних кольцах изохром прямо под центром КП. При внедрении в полуплоскость плоской поверхности цилиндра или шара с площадкой в виде лыски максимальные давления и напряжения будут в местах внедрения краев плоского индентора . Уровень напряжений можно оценить по номеру полосы изохромы, рисунок 6(b).



(a) (b)

Рисунок 6 – (a) – Схема отражательного полярископа (1-импульсная вспышка, 2 – поляроиды, 3 – фотоупругое покрытие на рельсе Р65, 4 – рельс Р65, 5 – контактная площадка, 6 – камера; (b) – Фоторегистрация небольшого поворота изохром при качении цилиндра слева направо [11]

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М., Интекст, 2012. – 192 с.

2. Изучение механизмов развития питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах / В. Н. Цвигун, В. А. Корнеев, В. Н. Кузнецов, В. М. Нефедов, П. А. Корнеев // Машиностроение: материалы XXIII-XXIV международных научно-практических конференций по проблемам механики и машиностроения. – Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – № 23. – С. 121-127. – Библиогр.: с. 127 (5 назв.).

3. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 2. О направлении роста поперечных подповерхностных трещин под воздействием контактной нагрузки / В. Н.

Цвигун, В. Н. Кузнецов, В. М. Нефедов, Р. С. Койнов, С. В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 34. – С. 147-153. – Библиогр.: с. 153 (2 назв.).

4. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 3. Исследование трещиностойкости рельсовой стали в условиях сложного напряженного состояния (влияние К1 и К2 в различных соотношениях) / В. Н. Цвигун, В. Н. Кузнецов, С. В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 34. – С. 153-158.

5. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 4. Деформация и напряжение в головке рельса при контакте качения / В. Н. Цвигун, Е. А. Шур, С. В. Коновалов, Р. С. Койнов, С. А. Куклин // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 35. – С. 126-146. – Библиогр.: с.146 (6 назв.).

6. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 5. Классификация контактно-усталостных повреждений железнодорожных рельсов / В. Н. Цвигун, Е. А. Шур, Р. С. Койнов, С. В. Коновалов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 35. – С. 147-173. – Библиогр.: с. 171-173 (49 назв.).

7. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 6. Классификация контактно-усталостных повреждений железнодорожных рельсов / В. Н. Цвигун, Е. А. Шур, Р. С. Койнов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Москва; Новокузнец : СибГИУ, 2016. – Вып. 36. – С*. – Библиогр.: с. *.

8. Цвигун В.Н. Исследование вязкости разрушения рельсовых сталей и механизма развития контактно-усталостных дефектов рельсов. Кандидатская диссертация; ВНИИЖТ. – М.: 1981. – 177 с.

9. Fleck N.A., Shin C.S., Smith R.A. – Fatigue cracks growth under compressive loading - ENG. FRACT. MECHANICS-1985, V.21 pp.173-185.

10. Almen J.O., Black P.H.-Residual stress and fatigue in metals.-McGROW-Hills, 1963, p. 226.

11. GOOGLE. PHOTOELASTICITY

ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ

УДК 621.74.002.6:681.3

С.В. Князев, А.А. Усольцев, Д.В. Скопич*, Е.А. Фатьянова*, А.И. Куценко

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

*ООО «Индас Холдинг», г. Новокузнецк

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ ПРОИЗВОДСТВОМ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК ПРИ МАССОВОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Для решения задачи оперативного управления технологическим процессом литейного цеха необходимо наличие математической модели, связывающей входные и выходные параметры объекта. Для сбора данных о дефектности цеховых отливок разработана автоматизированная система, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет решать задачи оптимизации параметров технологического процесса по критерию минимизации дефектности стальных отливок.

To meet the challenge of rapid Foundry process control requires mathematical model linking the input and output parameters of the object. For the collection of data on defective wiring castings designed automated system that greatly simplifies the process of technical control and allows solving tasks of optimization of technological process parameters on the criterion of minimizing defects of steel castings.

Технологический процесс массового производства стальных отливок является сложной многопараметрической системой, состояние которой может быть оценено качеством готовой продукции. Установление причин систематически появляющегося брака и дефектности отливок, связанных с отклонениями параметров технологии выплавки и разливки стали, свойств формовочной и стержневой смеси, условий формообразования, а также особенностей конструкции модельной оснастки, осуществляется чаще всего на основе опыта и интуиции технолога и не всегда позволяет оперативно и своевременно разрешить вопрос оптимизации и стабилизации технологических процессов (ТП). Роль этого вопроса особенно важна при серийном и массовом производстве, поскольку материальные потери от брака, исправления и механической обработки дефектных отливок здесь наиболее ощутимы.

Брак литых изделий можно разделить на две составляющих – брак металла (стали), по механическим свойствам и химическому составу, и наличие

неисправимых литейно-технологических дефектов превышающих критические характеристики по ГОСТ, ТУ, требований заказчиков. Решение проблем, связанных с получением брака стали по механическим свойствам осуществляется с помощью прогнозных моделей. Существует возможность прогнозирования и управления механическими свойствами стали по ходу выплавки. При получении прогноза брака по одному из параметров, задав текущие значения элементов химического состава и конечные условия, можно рассчитать химический состав стали, которого еще возможно добиться на данной плавке и который будет гарантировать отсутствие брака. Установлено, что для анализа тенденций качества стали литых изделий можно использовать два ключевых показателя из двух групп механических свойств – предел текучести и ударная вязкость на V-образном образце – KCV [1].

В практике литейного производства пределы изменения технологических параметров определены ГОСТ и стандартами предприятия. Следует отметить, что эти пределы, как правило, достаточно широки и составляют величину 10 % от номинала и более. Нередко при ручном управлении ТП даже эти весьма широкие пределы нарушаются. Кроме того, не все контролируемые параметры достаточно информативны и их оперативный контроль является затруднительным.

Исследования показали, что неоптимальная частота замеров, недостаточный объём проб и размеры выборок также являются причиной отклонения параметров технологии. Таким образом, поддержание «жесткого» технологического режима не дает гарантии, что он является оптимальным для получения минимального уровня дефектности отливок. Устранение недостатка такого режима возможно при использовании «гибкой» технологии, позволяющей адаптировать производственный процесс (ПП), к меняющимся внешним возмущениям по критерию минимума дефектности отливок [2].

Достоверный результат оценки состояния ПП с точки зрения выявления причин литейно-технологических дефектов и выработки мероприятий, направленных на их устранение, может быть получен при совместном системном анализе отливок и комплекса технологических проб-датчиков [3].

Наиболее распространенными дефектами стальных отливок сложной конфигурации с толщиной стенки 15-30 мм и массой до 500 кг, изготавливаемых в разовых песчано-глинистых формах с большим количеством стержней, являются: горячие трещины, газовые раковины и пористость, засоры, ужимины и пригар. Перечисленные типы дефектов обнаруживаются при внешнем осмотре поверхности отливок, их размеры могут быть оценены с минимальным применением измерительной техники.

Характер и размеры поверхностных дефектов позволяют судить о наличии и размерах внутренних дефектов отливок.

Для выявления корреляционных связей между поверхностными и внутренними дефектами типа «несплошность» по специальной методике

был проведен выборочный количественный визуальный и неразрушающий контроль отливок до и после их механической обработки.

Установлено, что коэффициенты корреляции для рассматриваемых типов дефектов составляют величину r=0,71÷0,86 при критическом значении $r_{кр}$=0,56 и 95 % доверительной вероятности.

Наличие значимых корреляционных связей позволяет заключить, что результаты контроля поверхностных дефектов для рассматриваемого класса стальных отливок и технологии их изготовления могут служить объективной оценкой их уровня дефектности.

Для решения задачи оперативного управления ТП литейного цеха необходимо наличие математической модели, связывающей входные и выходные параметры объекта. Информационно-диагностическая модель (ИДМ), подсистемы управления ТП по уровню дефектности отливок построена с использованием математико-статистических методов теории распознавания образов по двум группам параметров: параметры технологии и уровню дефектности отливок [4]. Первой задачей, решаемой при диагностике, является получение информации о среднем уровне дефектности (СУД) контрольной партии отливок по всем рассматриваемым типам дефектов.

Для сбора данных о дефектности цеховых отливок разработана формализованная методика, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет организовывать ввод результатов в ЭВМ в режиме диалога. При этом решается задача, практически исключающая влияние субъективного восприятия оператора-контролера на оценку признаков литейно-технологических дефектов, как на качественном, так и на количественном уровнях.

Расчетные данные СУД контрольной партии отливок используются для диагностики состояния ТП и выработки рекомендаций по его оптимизации.

В соответствии с терминологией, используемой при распознавании образов, диагностическая информация складывается из двух составляющих: системы признаков-оценок СУД по всем рассматриваемым типам дефектов и системы образов-оценок состояния технологического процесса.

Методом статистической классификации [5,6] из этих составляющих сформирована обучающая диагностическая выборка (ОДВ), для чего использованы выборочные экспериментальные данные из связи СУД отливок со значениями технологических параметров.

ОДВ представляет собой таблицу, каждая строка которой содержит составляющие признака и соответствующие ему образа (см. таблицу).

Таблица – Форма представления обучающей диагностической выборки

№ п/п	Составляющие образа Значение параметров ТП					Составляющие признака Нормированное значение СУД				
	1	2	3	…	L	1	2	3	…	K
1	$X_{1,1}$	$X_{1,2}$	$X_{1,3}$	…	$X_{1,L}$	$Y_{1,1}$	$Y_{1,2}$	$Y_{1,3}$	…	$Y_{1,K}$
2	$X_{2,1}$	$X_{2,2}$	$X_{2,3}$	…	$X_{2,L}$	$Y_{2,1}$	$Y_{2,2}$	$Y_{2,3}$	…	$Y_{2,K}$
3	$X_{3,1}$	$X_{3,2}$	$X_{3,3}$	…	$X_{3,L}$	$Y_{3,1}$	$Y_{3,2}$	$Y_{3,3}$	…	$Y_{3,K}$
…	…	…	…	…	…	…	…	…	…	…
N	$X_{N,1}$	$X_{N,2}$	$X_{N,3}$	…	$X_{N,L}$	$Y_{N,1}$	$Y_{N,2}$	$Y_{N,3}$	…	$Y_{N,K}$

Примечание:
$X_{i,L}$ – значение параметра технологического процесса;
$Y_{i,K}$ – нормированное значение СУД;
$i=1 \div N$ – номер строки ОДВ;
L,K – соответственно количество технологических параметров и типов литейно-технологических дефектов в ОДВ.

Для обеспечения оптимальных условий диагностики с точки зрения распознаваемости при составлении ОДВ учтена величина доверительного интервала для всех рассматриваемых параметров.

ОДВ используется для распознавания образа - вероятной технологической ситуации, обуславливающей появление комплекса дефектов в предъявляемой контрольной выборке. Контрольная выборка - группа отливок, по совокупности дефектов которых формируется строка составляющих признака, для которой осуществляется диагностика состояния ТП.

На этом этапе распознавания технологической ситуации за меру близости контрольной строки к строке ОДВ принято расстояние по Хеммингу [7]:

$$d_i = \sum_{k=1}^{K} \left| y_{i,k} - y_{j,k} \right|, \qquad (1)$$

где $y_{i,k}$ – нормированное значение СУД для j - $й$ контрольной выборки.

При предварительном распознавании, как правило, выявляется подгруппа составляющих образа, т.е. несколько технологических ситуаций, при которых возможно появление комплекса литейно-технологических дефектов, соответствующих контрольной выборке.

Для уточнения содержания технологической ситуации и её количественной оценки выявленная подгруппа признаков подвергается повторному

распознаванию. В этом случае за меру близости строк принято Евклидово расстояние [7]:

$$d_i^2 = \sum_{k=1}^{K} \left| y_{i,k} - y_{j,k} \right|^2 . \quad (2)$$

Строка образов диагностической таблицы, имеющая наименьшее значение d^2, представляет собой вероятную технологическую ситуацию, обусловившую появление комплекса дефектов в контрольной выборке.

Для использования результатов диагностики составляются рекомендации, служащие для выработки оптимальных управляющих воздействий на ТП.

Для получения более высокого уровня распознаваемости технологической ситуации требуется изменение характера и содержания ОДВ по мере накопления информации. С целью адаптации ИДМ к меняющимся условиям производства организована подпрограмма её самообучения. Реализация подпрограммы самообучения заключается в обновлении данных и исключения избыточной информации. При этом автоматически происходит синтезирование новой диагностической строки образ-признак, по результатам анализа серии контрольных выборок.

В случаях, когда появление дефектов зависит от несоблюдения технологического режима и не может быть связано с управляющими воздействиями, выявляются параметры, не соответствующие норме, и рассчитывается доля брака отливок, связанных с нарушением технологии.

Подсистема управления ТП по уровню дефектности отливок предназначена в основном для стабилизации ПП, выявления тенденции к отклонению ТП и выработки управляющих воздействий, направленных на их устранение.

Значительное запаздывание информации ввиду продолжительности интервала времени от момента начала формообразования до её осмотра после предварительной зачистки и большой объём технического контроля не всегда позволяет эффективно использовать подсистему для оптимизации ПП.

Перспективным способом диагностики ПП представляется использование комплекса технологических проб-датчиков, имеющих большую чувствительность к образованию дефектов, чем промышленные отливки. В этом случае информация о состоянии ТП, отклонении технологических параметров или неблагоприятном их сочетании может быть получена существенно раньше, до увеличения брака отливок или их дефектности. Наличие такой информации позволит оптимизировать параметры ТП посредством проведения предупредительных мероприятий технологического и организационного характера, направленные на корректировку ПП.

При анализе дефектности и брака отливок в сталелитейных цехах было установлено, что при массовом производстве литья в разовые песчано-глинистые формы 80 % всех типов дефектов представляют газовые раковины и пористость, горячие трещины и засоры.

Качественная и количественная диагностика ПП по перечисленным типам дефектов осуществляется по комплексу, состоящему из четырех технологических проб [3]. Эти пробы позволяют воспроизвести характерные типы дефектов и получить их количественную оценку в зависимости от сочетания переменных факторов ПП.

Первые две пробы, входящие в состав комплекса, предназначены для выявления склонности к образованию горячих трещин в отливках в зависимости от химического состава стали, температуры и скорости заливки, степени торможения линейной усадки формой.

Первая технологическая проба представляет собой пять прутков различной длины с элементами торможения усадки формой и общим термическим узлом. Критическая длина прутка, соответствующая условиям его разрушения при различных сочетаниях факторов ПП, определена расчетным путем [8,9] и экспериментально. Оценкой тенденции ПП к образованию горячих трещин в отливках служит количество прутков с горячими трещинами в месте сопряжения с тепловым узлом пробы.

Вторая технологическая проба - традиционная усадочная решетка с тепловым узлом и массивным средним стержнем, где и происходит образование горячей трещины, по величине раскрытия которой оценивается горячеломкость сплава.

Третья проба позволяет получить количественную дифференцируемую оценку причин появления газовых дефектов. Она состоит из двух кольцевых элементов с общей литниковой системой. Суммарная площадь газовых дефектов в каждом элементе, определяемая рентгенографическим методом, пропорциональна газотворной способности стержней, выполненных из единой формовочной и жидкостекольной смеси, а также степени раскисления стали.

Последняя проба служит для вероятностной оценки причин образования засоров в зависимости от физико-механических свойств формовочной смеси и условий формообразования [10]. Количественной мерой вероятности образования засоров является число разрушившихся профилей разной высоты отпечатка пробы после её извлечения из полуформы.

Все технологические пробы монтируются на подмодельной плите производственного модельного комплекта и изготавливаются одновременно с производственными отливками. Первые три пробы заливают металлом и анализируют на позиции выбивки отливок, а результат исследования четвертой пробы получается сразу после окончания процесса формообразования.

Диагностическая информация, характеризующая ПП, складывается из двух составляющих: количественных оценок уровня дефектности проб и зна-

чений технологических параметров. Из этих составляющих сформирована по экспериментальным данным обучающая выборка (ОВ), используемая в дальнейшем для оценки (по методике распознавания образов) вероятных значений параметров ПП, обусловивших появление некоторого уровня дефектности проб (см. таблицу). ОВ имеет N строк, число которых уточняется по мере накопления данных. Каждая строка характеризуется оценками уровня дефектности пробы и параметров ПП. В число L параметров, наиболее существенно влияющих на образование дефектов, включены следующие: температура и скорость заливки; содержание углерода, серы и остаточного алюминия в стали; влажность, прочность, газопроницаемость, уплотняемость, осыпаемость и содержание органических примесей — для формовочной смеси; прочность, газопроницаемость и осыпаемость — для стержневой смеси. Перечисленные параметры отобраны по результатам статистических исследований причин образования дефектов в стальных отливках, они характеризуются высокой, информативностью, отсутствием значимых корреляционных связей в области их определения и возможностью оперативного изменения.

Информационно- диагностическая модель подсистемы управления ТП по информации о дефектности технологических проб - датчиков аналогична модели подсистемы управления по уровню дефектности отливок. Информация, характеризующая состояние ПП, складывается их двух составляющих – количественных оценок дефектности проб комплекса и значений технологических параметров.

Анализ текущего состояния ПП производится следующим образом: информация о наборе и количественных характеристиках дефектов технологических проб, полученная в некоторый момент времени, вводится в ЭВМ, реализующей алгоритм диагностики. Алгоритм предусматривает сравнение предъявленного уровня дефектности проб с возможными ситуациями обучающей выборки. Любая из распознанных ситуаций характеризуется строго определенным набором параметров ПП, целенаправленное изменение которых способствует уменьшению дефектности проб и коррелляционно связанного с ним уровня дефектности отливок [3].

Частота использования комплекса проб зависит от величины и характера внешних возмущений. При стабильном низком уровне дефектности отливок и незначительных внешних возмущениях комплекс проб используется в потоке один- два раза в смену.

Опытно-промышленные испытания системы управления качеством отливок показали уровень распознавания до 80 %, что приемлемо для решения технических задач.

Для развития системы и получения более информативных данных о дефектности отливок рекомендуется внедрение инновационных методов неразрушающего контроля (МНК) – рентгеновского томографа на базе бетатрона для контроля внутренних литейно-технологических дефектов в отливках типа

«несплошность» (сейчас они не контролируются) и термографической установки на базе инфракрасного тепловизора для обнаружения поверхностных трещин (контроль затруднен и он выборочный). Данные МНК позволят производить сплошной аддитивный контроль в потоке внутренних и поверхностных дефектов отливок и сохранять эти данные в электронном виде для каждой выпускаемой отливки. Данная информация позволит дополнить паспорт изделия новыми данными, поднимет на новый качественный уровень процедуры контроля отливок и изделий на предприятии изготовителе, анализа всевозможных отказов деталей в процессе их эксплуатации, математического моделирования литых конструкций деталей, расчета их надежности и прогнозирование срока службы.

Как, уже отмечалось выше, скрытые подповерхностные дефекты, типа усадочных раковин, микротрещин, часть газовых раковин, неметаллические включения, являющиеся причиной зарождения и развитии усталостных трещин, не поддаются выявлению методами неразрушающего контроля (НК), используемыми на предприятии [3].

Таким образом, применяющиеся методы контроля не обладают должной информативностью и не гарантируют выявление дефектов в литых и сварных деталях.

К этому следует добавить то обстоятельство, что отсутствие достоверной информации о дефектности изделий, не позволяет применять методики оценки влияния видов дефектов, их размеров и расположения на работоспособность изделий в течение всего срока их эксплуатации.

Для неразрушающего контроля наиболее опасных, с точки зрения образования усталостных трещин, дефектов на наш взгляд можно применить рентгеновский томограф.

В настоящее время на рынке отсутствуют промышленные томографы для дефектоскопии литых и сварных изделий. Тем не менее, разработки специалистов ТПУ и родственных МИП позволяют создать промышленный вариант рентгеновского томографа на базе уже созданного в Институте неразрушающего контроля ТПУ досмотрового комплекса. Для демонстрации возможностей оборудования были проведены эксперименты с элементом литой надрессорной балки железнодорожного вагона, вырезанным из отбракованного изделия (на заводе в вырезанном образце дефектов обнаружено не было).

Эксперименты по просвечиванию образца проводились на лабораторном интроскопе сканирующего типа. Интроскопы сканирующего типа широко применяются в досмотровых комплексах для контроля багажа и грузов, но в НК материалов и изделий на производстве пока не очень распространены.

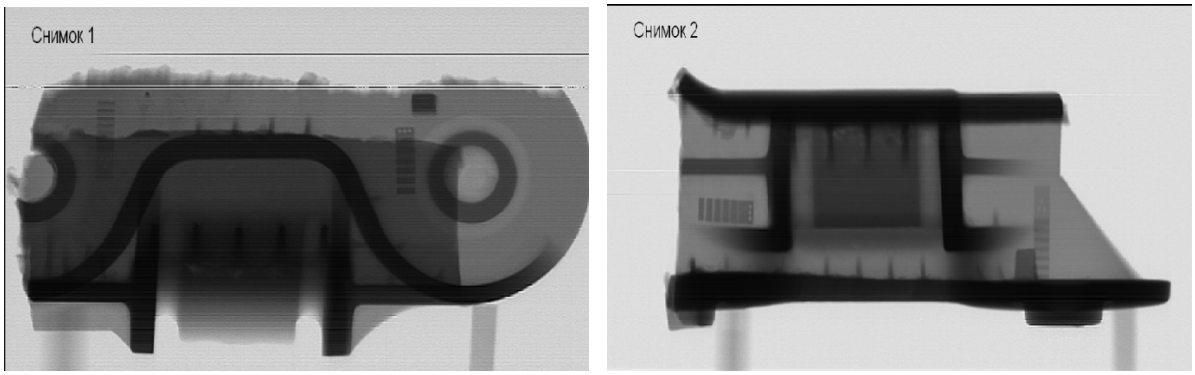
Его основными элементами являются источник излучения с местной защитой и коллиматором, сканер и детекторная линейка. Источником излучения служит бетатрон с максимальной энергией 5 МэВ и мощностью дозы 5Р/мин на расстоянии 1м от мишени. Частота импульса излучения равна 400 Гц. Сканер позволяет перемещать детали массой до 150 кг с регулируемой скоростью от 0,3 до 10 см/с. Активная длина сканера составляет 2,5 м.

Линейка состоит из 416 отдельных детекторов, представляющих собой прямоугольный сцинтиллятор с наклеенным на его боковую сторону фотодиодом. Размеры сцинтиллятора в горизонтальном направлении сканирования 6 мм, вертикальном 4 мм, его длина равна 50 мм. Встроенная в модуль линейки электроника обеспечивает преобразование электрического импульса фотодиода, пропорционального поглощенной в сцинтилляторе за импульс энергии излучения в цифровой код с максимальной разрядностью 16 бит. После каждого импульса или с усреднением до 16 импульсов цифровые данные с каждого детектора передаются в пультовую на компьютер, который с помощью программного пакета формирует теневое изображение контролируемого объекта на экране монитора после полного цикла сканирования и имеет широкий набор функций по дополнительной обработке изображений.

Источник излучения и сканер разработаны и изготовлены ИНК ТПУ совместно с ООО «Фотон», программный комплекс написан сотрудниками ИНК, а линейка изготовлена московской фирмой «Диагностика-М».

Путём предварительных экспериментов были подобраны режим и геометрия просвечивания. Для оценки качества снимков использовались канавочные эталоны. Оценивая относительную чувствительность по видимым канавкам можно сказать, что она составляет порядка 6-8 %. В то же время разрешение за счёт увеличения удовлетворительное. На эталонах чётко видны отверстия, диаметр которых равен 3 и 2,7 мм. О неплохом разрешении говорит также тот факт, что границы ребер образца практически не размыты.

Анализируя снимки можно предположить, что в образце есть дефекты типа нарушения сплошности. На снимке 1 (рисунок 1) в центре внизу под тремя рёбрами видны белые округлые пятна. Эта же область, находящаяся вверху на снимке 2 (рисунок 1), также показывает какие-то инородные включения меньшей, чем основной материал плотности. Совместный анализ двух полученных проекций отливки позволяет идентифицировать некоторые неоднородности изображения.



а) б)

Рисунок 1 – Томограмы литых заготовок

Подводя итоги, можно сказать, несмотря на то, что использованная аппаратура не была предназначена для просвечивания относительно небольших

деталей, полученные результаты показали принципиальную возможность контроля литых и сварных деталей на наличие дефектов, имеющих некоторый объем. Возможно также измерение внутренних и труднодоступных размеров.

Контроль литых и сварных элементов с помощью радиационных интроскопов сканирующего типа легче других поддается автоматизации. Получение изображения с помощью интроскопа сканирующего типа в нескольких плоскостях и соответствующая математическая обработка позволяют получить исчерпывающую информацию о внутренней структуре литых и сварных элементов.

Возможности обнаружения холодных трещин в массивных стальных изделиях исследовались с использованием ультразвукового и вихретокового возбуждения, а также тепловизионного способа регистрации температуры, что дало положительный результат и в перспективе должно завершиться разработкой требований к аппаратуре контроля.

Сущность предлагаемых методов состоит в следующем. Ультразвуковая (УЗ) инфракрасная (ИК) термография предусматривает локальное возбуждение импульсных или непрерывных ультразвуковых колебаний в объекте контроля с регистрацией температурного поля значительной части объекта контроля с помощью ИК тепловизора. Поверхностные и подповерхностные трещины проявляются в виде локальных аномалий температуры, вызванных эффектом внутреннего трения и механического гистерезиса. Основанием для разработки данного метода в рамках настоящего исследования явился положительный опыт по контролю композиционных материалов, а также зарубежный опыт по контролю металлов. Вихретоковая ИК термография использует индукционное возбуждение вихревых токов в металле, причем в зоне трещин температура повышается вследствие сгущения силовых линий электромагнитного поля.

Разработка и внедрение систем контроля параметров технологии и дефектности отливок в производство и параллельная автоматизация процессов управления производством (принятия решений) позволит минимизировать влияние человеческого фактора на качество продукции, стабилизировать и оптимизировать технологический процесс производства литых изделий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Князев С.В. Прогнозирование качественных характеристик стали марки 20ГФЛ / Князев С.В., Скопич Д.В., Усольцев А.А., Фатьянова Е.А. // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. Издательство: Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк), 2015. – № 2 (12). – с. 31-33.

2. Князев С.В. Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством / Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А. // Литейное производство. – 1992. – № 4. – с.26-27.

3. Antipenko V.I. and Knyazev S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples // Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo). – 1987. – № 7. – pp. 34

4. Васильев В.И. Распознавание системы. Справочник. – Киев: Наукова думка, 1983. – 421 с.

5. Иголкин В.Н. Статистическая классификация, основанная на выборочных распределениях. Иголкин В.Н., Борисович А.Б. – Л.: Изд. Ленинградского университета, 1978. – 104 с.

6. Фор А. Восприятие и распознавание образов. – М.: Машиностроение, 1989. – 272 с.

7. Елисеев И.И. Группировка, корреляция, распознавание образов. Елисеев И.И., Рукавишников В.О. – М.: Статистика, 1977. – 144 с.

8. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. Ч. 1. – М.: Машиностроение, 1979. – 328 с.

9. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. Ч. 2. – М.: Машиностроение, 1979. – 336 с.

10. Жуковский С.С. Прочность литейной формы. – М.: Машиностроение, 1989. – 288 с.

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

УДК 378.147.88

Е.Г. Оршанская, Д.И. Оршанский

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ КАК ФОРМА ОРГАНИЗАЦИИ САМОСТОЯТЕЛЬНОЙ РАБОТЫ СТУДЕНТОВ

Рассмотрены особенности и формы самостоятельной работы студентов. Перечислены требования, предъявляемые к заданиям по самостоятельной работе. Дана характеристика научной конференции как одной из форм организации самостоятельной работы. Описаны компоненты научной работы, этапы подготовки доклада. Приведены примеры проведения конференций в вузе.

The peculiarities and the forms of independent work are considered. The requirements to tasks of independent work are enumerated. The characteristic to scientific conference as one of the forms' of independent work is presented. The components of scientific work and report preparation phases are described. The examples of holding conferences at the university are given.

Одной из составляющих учебного процесса является самостоятельная работа, цель которой – закрепление приобретаемых знаний и совершенствование умений, получение углубленных и разносторонних сведений по определенным темам, позволяющим повышать качество владения содержанием изучаемой учебной дисциплины.

Самостоятельная работа характеризуется следующими особенностями:

1. Самостоятельная работа является видом познавательной дея- тельности обучаемых в вузе и дома; ее выполнение осуществляется по за- данию преподавателя, но без его непосредственного участия.

2. Самостоятельная работа способствует формированию таких важных черт личности, как самостоятельность, познавательная активность, творческое отношение к учебе.

3. При самостоятельной работе цель каждого задания должна быть осознана, т.е. при ее выполнении студенты опираются на свои знания, умения, опыт в изучении данной дисциплины, а также умения пользоваться средствами обучения.

4. Самостоятельная работа требует наличия у студентов некоторых общеучебных умений, способствующих ее рациональной организации:

– планировать эту работу, четко ставить систему задач, вычленять среди них главные;

– избирать способы наиболее быстрого экономного решения поставленных задач;

– осуществлять оперативный контроль за выполнением задания, своевременно вносить коррективы в самостоятельную работу;

– анализировать общие итоги работы, сравнивать эти результаты с намеченными в начале, выявлять причины отклонений и намечать пути их устранения в дальнейшей работе [3, с. 4].

Самостоятельная работа способствует продвижению по ступеням образования, формированию профессиональной и мировоззренческой культуры студентов. Она помогает развивать их творческую активность, преодолевать установки на пассивно-потребительское усвоение знаний [5, с. 136].

Выполнение самостоятельной работы предоставляет студентам следующие возможности:

– работа с текстами и заданиями по изучаемой тематике;

– знакомство с различными точками зрения, оценками, подходами при анализе изучаемого материала, необходимое для получения сравнительно-сопоставительной характеристики той или иной проблемы.

Организация самостоятельной работы студентов при изучении учебных дисциплин имеет комплексный характер, предусматривающий непрерывность, взаимосвязь и преемственность различных видов самостоятельной работы. Формы активизации самостоятельной работы должны способствовать поддержанию интереса и дальнейшему развитию творческого подхода студентов к изучению программного материала [5, с. 137].

В ходе самостоятельной работы студент может:

– освоить теоретический материал по изучаемой дисциплине (отдельные темы, вопросы, положения и т. д.);

– закрепить знание теоретического материала практическим путем, используя необходимый инструментарий, (выполнение контрольных работ, тестов для самопроверки);

– применить полученные знания и практические навыки для анализа ситуации и выработки правильного решения (подготовка к групповой дискуссии, подготовительная работа в рамках деловой игры и т. д.);

– использовать полученные знания и умения для формирования собственной позиции, теории, модели (выполнение студентом научной работы) [3, с. 5].

Для того чтобы самостоятельная работа способствовала повышению эффективности познавательной деятельности, предлагаемые задания должны отвечать следующим требованиям:

– соответствие цели и задачам изучения учебной дисциплины;

– формирование умения работать с различными источниками знаний (учебно-научной, периодической литературой, словарями, картами, электронными материалами и т. д.).

Что касается выбора форм самостоятельной работы студентов, то в настоящее время они отличаются многообразием и вариативностью и могут включать: подготовку к практическим занятиям путем выполнения домашних заданий, работу с терминами, со смысловым материалом текста, аннотирова-

ние и реферирование текста, работу с электронными и Интернет-ресурсами, подготовку сообщений и докладов для практических занятий и участия в конференциях. В данной статье рассматривается одна из форм самостоятельной работы студентов – подготовка и участие в конференции. Кратко охарактеризуем понятие «научная конференция» и ее цель.

Научная конференция – сложное речевое событие, которое относится к событиям «общественного характера, которые обычно планируются, назначаются, организуются, частично контролируются. В них принимает участие некоторая группа людей, связанная социально-коммуникативными отношениями. Такие события обладают сложной общественно закрепленной структурой, они многокомпонентны, часто носят ритуализированный характер. Речевыми они называются потому, что вербальное общение играет в них важную роль: оно является в сложном речевом событии главным действием, приводящим к планируемому результату» [1, с. 4].

Целью конференции является обмен научной информацией, обсуждение актуальных научных проблем. Основными частными речевыми событиями будут: выступления с докладами, их обсуждения (вопросы-ответы). Цель конференции и ее принадлежность к сфере академической культуры определяют специфику главных структурных компонентов данного сложного речевого события: научный стиль общения; доброжелательность, заинтересованность; равноправие участников события, коллегиальность вне зависимости от научного опыта [2, с. 162].

Выполнение научной работы предусматривает следующие компоненты:

– информационный,

– аналитико-критический,

– исследовательский,

– трансляционно-оформительский.

Н.М. Лизунова, Н.А. Работникова характеризуют информационный компонент как ориентацию на получение уже имеющейся информации, ее обобщение, компрессию, фиксацию, представление в виде библиографического и содержательного обзора констатирующего характера по теме работы. Аналитико-критический компонент нацелен на анализ полученной информации, выявление неизученных вопросов по теме, формулировку проблемы и конкретных задач работы. Исследовательский компонент предполагает изучение и анализ для получения нового знания, фиксацию промежуточных результатов. Трансляционно-оформительский направлен на создание сообщения в виде научного доклада, фиксирующего выполненную работу и полученный результат [4, с. 183].

Для участия в конференции студенты готовят доклады. Преподаватель при этом не руководит всецело процессом подготовки и создания доклада, он преимущественно направляет и корректирует деятельность студента. Е.Л. Еро-хина при подготовке доклада рекомендует придерживаться этапов, представленных в таблице 1 [2, с. 142].

Таблица 1 – Подготовка доклада: этапы работы

Этап работы	Речевые умения
Ориентировка	– определять объем содержания и границы выбранной темы; – структурировать материал с учетом темы.
Планирование	– подбирать и реферировать литературу, собирать материал по теме; – систематизировать собранный материал, определять последовательность его расположения в докладе.
Исполнение	– выражать свои мысли точно, правильно с точки зрения литературных норм и по возможности ярко.
Контроль	– редактировать доклад.

Этапы работы над докладом, перечисленные в таблице 1, предполагают не только самостоятельную работу студента, но и ее контроль со стороны преподавателя.

В процессе поиска информации, необходимой для составления доклада, целесообразным и доступным является использование не только изданных книг, журналов, но и применение электронных и Интернет-ресурсов, что способствует эффективному поиску требуемых сведений. Знакомство с многоаспектной информацией в электронном виде дает возможность быстро просматривать накопленные данные, придает работе динамичность, занимательность, привлекательную наглядность [5, с. 138].

После завершения работы над созданием доклада, необходимо подготовиться к его произнесению на конференции. Культура публичного выступления, по мнению Е.Л. Ерохиной, включает:

– осознание выступающим цели доклада, ответственности за представляемые результаты;

– проявление уважения к членам научного сообщества (жюри и другим студентам-исследователям) [2, с. 166].

Культура публичного выступления основывается на владении такими умениями, как:

– привлечь внимание членов жюри к своему выступлению;

– заинтересовать слушателей,

– убедить в истинности полученных результатов;

– побудить к вступлению в диалог,

– вызвать симпатию и одобрение.

В настоящее время все большее распространение получает подготовка презентаций в Power Point. Как считают Л.С. Чикилева, В.И. Ши-рогалина, пре-

имущество этого вида деятельности состоит в том, что студенты видят конечный результат своей работы [6, с. 300]. Участие обучаемых в подготовке презентации приучает их творчески мыслить, самостоятельно планировать свои действия, прогнозировать многочисленные варианты решения проблем. Н.М. Лизунова, Н.А. Ра-ботникова указывают на то, что использование презентаций способствует активизации всех видов речевой деятельности, позволяет совершенствовать владение коммуникативно-речевыми умениями, учит правильному структурированию презентаций, овладению лексикой, необходимой для изложения логической последовательности высказывания [4, с. 261–262].

Научная работа студентов как одна их форм организации самостоятельной работы ежегодно выполняется студентами ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», которые принимают участие во Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения». Работа конференции организуется в рамках работы секций, выделяемых по техническим, естественным, гуманитарным и экономическим наукам. В 2016 г. планируется проведение юбилейной, XX конференции. В качестве примеров кратко охарактеризуем подготовку и проведение конференции по секциям «История» (кафедра социально-гуманитарных дисциплин) и «Иностранный язык. Образование. Культура» (кафедра иностранных языков).

Для участия в работе секции «История» студенты готовят доклады по разделам программы соответствующей учебной дисциплины, которые связаны с особенностями исторического развития России и включают следующие исторические периоды: «Восточные славяне и Киевская Русь (VIII-XII вв.)», «Русь в период феодальной раздробленности. Формирование русского централизованного государства (XII-XVI вв.)», «Россия в условиях перехода от средневековья к новому времени (XVI-XVII вв.)», «Российская империя в XVIII в.», «Российское государство в мировом сообществе в XIX в. Развитие капитализма в России», «Россия в начале XX в.», «Россия в годы первой мировой войны (1914-1918 гг.)», «1917 год. Россия на переломе», «Социально-экономическое и политическое развитие советского государства (1918-1945 гг.)», «Социально-экономическое и политическое развитие СССР в 1946-1985 гг.», «СССР в период перестройки (1985-1991 гг.)», «Современная Россия в начале XXI в.».

При подготовке доклада студентам рекомендуется ответить на ряд вопросов:

1. Какую научную проблему Вы будете рассматривать?
2. Насколько изученной является эта проблема?
3. По каким причинам важно изучать то, о чем Вы собираетесь рассказывать?
4. Каким образом Вы собираетесь интерпретировать отобранные факты?
5. Какими примерами Вы проиллюстрируете Ваш доклад?
6. Какие результаты Вы получили в ходе выполнения научной работы?

В качестве критериев оценивания докладов студентов используются следующие:

– соответствие результатов работы современным тенденциям развития исторической науки;

– глубина изучения состояния проблемы;

– логика изложения доклада;

– умение отвечать на вопросы членов жюри и участников конференции.

Тематика докладов, представляемых студентами для выступления в секции «Иностранный язык. Образование. Культура», связана с темами, изучаемыми в соответствии с программой учебной дисциплины «Иностранный язык» и предполагает углубленное рассмотрение содержания таких разделов, как: «Я и моя семья», «Я и мое образование», «Я и мир».

Несмотря на то, что текст доклада оформляется на русском языке, для его подготовки используются только аутентичные источники на иностранном языке. Найденная студентом информация обрабатывается и анализируется в соответствии с задачами выполняемой работы, ее глубиной. В процессе оценивания доклада учитывается полнота освещения вопросов, логическая последовательность изложения материала, правильность речи, обоснованность выводов, умение отвечать на вопросы, соответствие презентации тематике выступления. Таким образом, происходит формирование умений выступать перед аудиторией.

В качестве заключительного речевого события научной конференции после награждения победителей и участников Е.Л. Ерохина предлагает проводить обсуждение (например, в форме круглого стола) заслушанных докладов, в процессе проведения которого реализуется важная коммуникативная задача: оно завершает речевое взаимодействие участников конференции пафосом сотрудничества, объединения, созидания, гармонии [2, с. 167–168]. Для коммуникации, осуществляющейся в соответствии с нормами академической культуры, обязательна диалогическая основа любой формы общения, которая допускает выражение несогласия с позицией оппонента, но требует проявление уважения к своему коммуникативному партнеру. В основе обсуждения – самоанализ коммуникативного поведения всех участников конференции. В ходе самоанализа следует сформулировать цель своего участия в данном сложном речевом событии, степень достижения цели, причины успеха или неудачи.

К сожалению, подобный поход завершения научной конференции еще не получил достаточно широкого распространения. В СибГИУ по итогам научных конференций издают сборники трудов конференций, которые включают опубликованные тексты докладов студентов. Подобное завершение конференции является логичным, способствует решению разнообразных коммуникативных задач, позволяет студентам видеть конечный результат выполненной ими работы.

Таким образом, вполне очевидно, что самостоятельная работа студентов может быть представлена в форме научной работы. Ее использование представляется методически целесообразным средством активизации самостоятельной познавательной деятельности обучаемых, способствует развитию

их коммуникативно-речевых умений и повышению их интеллектуального уровня в целом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дубровская, О.Н. Имена сложных речевых событий в русском и английском языках: дис. … канд. фил. наук / О.Н. Дубровская. – Саратов, 2001. – 240 с.

2. Ерохина, Е.Л. Академическая культура субъектов исследовательского обучения : дис. … докт. пед. наук / Е.Л. Ерохина / МПГУ. – Москва, 2015. – 426 с.

3. Каменская, Н.Е. Самостоятельная работа студентов при изучении курса отечественной истории: учебно-методическое пособие / Н.Е. Каменская. – Санкт-Петербург: СПбГУИТМО, 2009. – 52 с.

4. Лизунова, Н.М. Интеграция учебной и научной работы студентов по иностранному языку / Н.М. Лизунова, Н.А. Работникова // Теория и практика обучения иностранным языкам в неязыковом вузе: традиции, инновации, перспективы: сборник научных трудов. – Москва: Финансовый университет, 2014. – С. 181-189.

5. Оршанская, Е.Г. Организация самостоятельной работы студентов в вузе при изучении иностранного языка / Е.Г. Оршанская // Современные проблемы методологии и инновационной деятельности: материалы Всеросс. научно-практ. конф. В 2 т. Т. 2 / Филиал КузГТУ. – Новокузнецк, 2010. – С. 136-139.

6. Чикилева, Л.С. Роль самостоятельной работы при изучении иностранного языка / Л.С. Чикилева, В.И. Широгалина // Теория и практика обучения иностранным языкам в неязыковом вузе: традиции, инновации, перспективы: сборник научных трудов. – Москва: Финансовый университет, 2014. – С. 297-301.

УДК 378:811.111

Е.Г. Оршанская

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОТЗЫВА КАК ОЦЕНОЧНОГО ЖАНРА В ЭЛЕКТРОННОЙ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ ВУЗА

Дана характеристика электронному отзыву, который используется для оценивания самостоятельной работы студентов в системе управления обучением Moodle. Рассмотрены его составляющие. Приведены примеры отзывов. Сформулированы рекомендации по их созданию.

The characteristic to an electronic review that is used for evaluating of students' self-study training in the education control system Moodle is presented. Its components are considered. The examples of electronic reviews are given. The recommendations that are necessary for their creation are stated.

В настоящее время процесс организации изучения иностранного языка в вузе связан с разработкой и внедрением электронных образовательных технологий. Все большая роль отводится данным технологиям, которые используются не только для передачи информации, но и для проверки качества усвоения программного материала студентами. В этом аспекте наибольший интерес представляет дидактическая реализация электронных образовательных технологий, которые дают дополнительные возможности для осуществления обучения иностранному языку в вузе. Данные вопросы более подробно освещаются в работах [2, 5] и других.

В связи с постоянным расширением сферы применения электронных образовательных ресурсов востребованным становятся не только разработка учебно-методического обеспечения подобной работы, но и способы оценивания деятельности студентов. В качестве одного из возможных вариантов используется электронный отзыв. К сожалению, в настоящее время разновидность данного оценочного жанра является недостаточно изученной. Поэтому в статье для определения его жанровых признаков дана характеристика его структуры и особенностей создания и использования.

Термин «электронный отзыв», по мнению С.А. Прибытковой, необходим для разграничения отзывов, расположенных в электронной образовательной среде, и традиционных [4, с. 4]. Она выделяет несколько отличий электронного отзыва от традиционного:

– его местоположение;

– небольшой объем (от 5–6 предложений до 20–25);

– содержание и структура (четкое деление текста на абзацы, наличие оценки).

У электронного отзыва всегда есть конкретный автор (преподаватель) и адресат (студент). В процессе создания электронного отзыва преподавателю следует выполнить следующие задачи:

– информировать студента о выполнении / невыполнении задания;

– оценить качество и степень выполнения задания;

– аргументировать выставляемую оценку.

Электронный отзыв включает информационную и оценочную составляющие. Информационная составляющая содержит сведения о выполненном задании. Оценочная составляющая предполагает анализ выполненного студентом задания, выделение достоинств и недостатков, наличие оценки (используется тактика прямого оценивания), ее обоснование, рекомендации для исправления ошибок. Электронный отзыв должен отличаться доступностью изложения.

В отзыве рекомендуется использовать нормативную ориентацию оценки достижений студентов. В этом случае результат, достигнутый студентом, рассматривается преподавателем с точки зрения его соответствия установленной норме, общепринятому стандарту (например, если студент сделал одну ошибку, то он получает оценку «хорошо», если он дал более 50 % правильных ответов, он получает оценку «зачтено») [3, с. 134].

С.А. Прибыткова предлагает выделять два типа электронного отзыва в соответствии с его оценочной составляющей: отрицательный электронный отзыв, который можно назвать промежуточным, и положительный электронный отзыв, который является итоговым. По характеру выражения оценки электронный отзыв является рациональным, т.к. содержит объективную характеристику достижений студента, мотивированное обоснование оценки, которое может быть выражено различными оценочными средствами (лексическими, стилистическими) с привлечением речевых клише [4, с. 20]. Приведем примеры промежуточного и итогового электронных отзывов, представленных в системе управления обучением Moodle СибГИУ, полученных студентами и аспирантами при выполнении самостоятельной работы по учебной дисциплине «Иностранный язык».

Пример промежуточного электронного отзыва

Отзыв на резюме студента

1. Оформление резюме: резюме представлено в виде печатного текста, шрифт нормального, читаемого размера.

2. Содержание резюме: включает в себя все необходимые разделы. Но некоторые пункты заполнены не полностью. Например, в резюме необходимо указать свое полное имя. В пункте 6 указать сведения об образовании, которое получаете в настоящее время: название вуза, института, направления подготовки, курс.

3. Лексика: используемый словарный запас в целом соответствует поставленной задаче. Но в пункте 2 имеются ошибки, связанные с неправильным употреблением лексики (нарушен порядок слов при указании названия улицы). В пункте 6 не совсем понятно, с какой целью указано прежнее название вуза и что означает фраза “18, Department”. В пункте 10 указать свои профессиональные качества.

4. Грамматика: в целом используются грамматические структуры в соответствии с поставленной задачей. В пунктах 5, 7, 8, 10, 12 напечатать полные предложения, содержащие подлежащее, сказуемое и второстепенные члены предложения.

5. Орфография и пунктуация: основные правила соблюдены.

После указанных недочетов резюме необходимо представить для проверки.

Не зачтено.

Пример итогового электронного отзыва

Отзыв на задание

Выполнение Progress Test 1 зачтено. При выполнении дано 12 правильных ответов: № 9 – неправильный ответ, № 5, 10 – неполные ответы.

Электронный отзыв может быть кратким и развернутым. Выбор формы оценочного жанра зависит от объема задания, выполненного студентом, от уровня его сложности. Ниже приведены примеры краткого и развернутого отзывов, подготовленных преподавателем в процессе оценивания заданий студентов и аспирантов по учебной дисциплине «Иностранный язык».

Пример краткого электронного отзыва

Отзыв на тему «My family»

Тема раскрыта полно и аргументировано, приведены необходимые примеры. Лексические и грамматические ошибки отсутствуют.

Объем темы соответствует требованиям.

Зачтено.

Пример развернутого электронного отзыва

Отзыв на эссе «Глобализация – за и против»

1. Содержание: отражает все аспекты, указанные в задании; стилевое оформление речи выбрано правильно с учетом цели высказывания.

2. Организация текста: высказывание логично, использованы средства логической связи, соблюден формат высказывания, текст поделен на абзацы.

3. Лексика: используемый словарный запас соответствует поставленной задаче, практически нет нарушений в использовании лексики (не понятно, что имеется в виду в первом предложении под словом “thetes”).

4. Грамматика: использованы разнообразные грамматические конструкции в соответствии с поставленной задачей.

5. Орфография и пунктуация: орфографические ошибки отсутствуют, правила пунктуации в основном соблюдены.

Оценка «отлично».

Анализ примеров электронных отзывов позволяет сделать вывод о том, что преподаватели предпочитают создавать краткие отзывы. Это может объясняться несколькими причинами. Во-первых, экономия времени. Подготовка развернутого электронного отзыва требует значительно больше времени. В условиях, когда преподаватель ограничен временными рамками учебного процесса, он порой вынужден использовать краткий отзыв. Во-вторых, исторически сложилось так, что в своей педагогической деятельности не только преподаватели, но и учителя достаточно сдержано оценивают задания, выполненные обучаемыми. Некоторые ограничиваются фразами, подтверждающими только факт правильности или неправильности данных ответов, используя слова «верно/неверно», «правильно/неправильно». Не всегда указывается, какие именно ошибки допущены.

Для изменения подобной ситуации преподавателям необходимо более тщательно подходить к процессу создания электронного отзыва. В качестве алгоритма создания электронного отзыва может быть использован алгоритм создания традиционной рецензии, разработанной Е.А. Зиновой [1, с. 18] и используемый в данной ситуации с некоторыми уточнениями. Предлагаемый алгоритм представлен на рисунке 1.

Целесообразным является учет и использование критериев оценивания заданий, представленных в фонде оценочных средств по соответствующей дисциплине. Так, например, при составлении краткого отзыва могут быть использованы рекомендации, предназначенные для оценивания тестов по лексике и грамматике. Они представлены в таблице 1.

При подготовке развернутого отзыва в него могут быть включены, например, рекомендации по оцениванию эссе, которые представлены в таблице 2 (критерии оценки для выставления студенту оценки «отлично» не представлены в таблице 2, т.к. они приведены в примере развернутого электронного отзыва).

Критерии оценки, представленные в таблице 2, помогают сформулировать основное содержание отзыва, связанное с наполнением его информационной и оценочной составляющих.

Рисунок 1 – Алгоритм создания электронного отзыва

Таблица 1 – Рекомендации по оцениванию тестов по грамматике и лексике

Оценка	Баллы
Зачтено	Правильных ответов более 50 %
Не зачтено	Неправильных ответов 50 % и более

Учитывая изложенное, можно сделать вывод о том, что электронный отзыв как оценочный жанр имеет свои особенности, связанные со структурой, содержательным наполнением и местом его размещения. Их учет позволит преподавателю создавать адресатно-ориентированный отзыв, в котором будет дана оценка действиям студента, выполнявшего задание, продемонстрированы объективность, непредвзятость, при необходимости представлены рекомендации, направленные на повышение результативности самостоятельной работы обучаемого.

Таблица 2 – Рекомендации по оцениванию эссе

Оценка	Критерии оценки
Хорошо	**1. Содержание**: отражает все аспекты, указанные в задании; стилевое оформление речи выбрано правильно с учетом цели высказывания. **2. Организация текста**: высказывание логично, использованы средства логической связи, соблюден формат высказывания, текст разделен на абзацы. **3. Лексика**: соответствует поставленной задаче, но имеются незначительные ошибки. **4. Грамматика**: использованы разнообразные грамматические конструкции в соответствии с поставленной задачей, грамматические ошибки содержатся в незначительном количестве. **5. Орфография и пунктуация:** имеются незначительные орфографические ошибки, текст разделен на предложения с правильным пунктуационным оформлением.
Удовлетворительно	**1. Содержание**: отражает все аспекты, указанные в задании, но стилевое оформление речи выдержано не полностью. **2. Организация текста**: высказывание не всегда логично: имеются недостатки или ошибки в использовании средств логической связи, их выбор ограничен; деление текста на абзацы нелогично или отсутствует; имеются многочисленные ошибки в формате высказывания. **3. Лексика**: использован неоправданно ограниченный словарный запас; часто встречаются нарушения в использовании лексики, некоторые из которых могут затруднять понимание текста. **4. Грамматика**: имеются грубые грамматические ошибки. **5. Орфография и пунктуация**: имеется ряд орфографических или пунктуационных ошибок, которые значительно затрудняют понимание текста.
Неудовлетворительно	**1. Содержание:** не отражает все аспекты, указанные в задании; стилевое оформление речи не выдержано. **2. Организация текста**: отсутствует логика в построении высказывания; формат высказывания не соблюдается. **3. Лексика**: большое количество лексических ошибок. **4. Грамматика**: имеются грубые грамматические ошибки. **5. Орфография и пунктуация**: имеется ряд орфографических или пунктуационных ошибок, которые значительно затрудняют понимание текста.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зинова, Е.А. Методика обучения студентов-журналистов рецензии как жанру современной медиасферы: автореферат дисс. … канд. пед. наук / Е.А. Зинова / Моск. пед. гос. ун-т . – Москва, 2012. – 25 с.

2. Оршанская, Е.Г. Использование информационных технологий при обучении иностранному языку в вузе / Е.Г. Оршанская // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. – 2008. – № 22. – С. 276–281.

3. Оршанская, Е.Г. Оценочный компонент в педагогической деятельности преподавателя / Е.Г. Оршанская, Д.И. Оршанский // Основные вопросы теории и практики педагогики и психологии: сборник научных трудов по материалам II международной научно-практической конференции. – Омск, 2015. – С. 133–135.

4. Прибыткова, С.А. Семантико-прагматические особенности электронной рецензии как вторичного текста (на материале английского языка): автореферат дисс. … канд. филол. наук / С.А. Прибыткова / Тамб. гос. ун-т им. Г.Р. Державина. – Тамбов, 2004. – 24 с.

5. Чикилева, Л.С. Роль информационных технологий в процессе преподавания иностранных языков для специальных целей / Л.С. Чикилева / Ученые записки ИСГЗ. – 2014. – № 1–1 (12). – С. 390–396.

УДК 378.374:331.53

Л.С. Ширяева

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

СОВЕТ МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ – ЭФФЕКТИВНЫЙ ИНСТРУМЕНТ РАЗВИТИЯ КАДРОВОГО ПОТЕНЦИАЛА ВУЗА. ОПЫТ СИБИРСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО ИНДУСТРИАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА

Представлены основные принципы формирования Совета молодых учёных, приведены наиболее важные направления его деятельности, способствующие развитию потенциала профессорско-преподавательского состава СибГИУ, формированию кадрового резерва, положительный опыт организации научных мероприятий, а также проанализированы показатели эффективности деятельности совета.

The basic principles of the Council of young scientists, are the most important directions of its activities, contributing to the development of the capacity of the teaching and support staff SibGIU, formation of personnel reserve, as well as the positive experience of the organization of scientific events and performance indicators council.

Введение

В настоящее время в России наблюдается резкое повышение активности молодых ученых, появление программ различного уровня, включая государственный, региональный и муниципальный, направленных на стимулирование научно-изобретательской деятельности молодежи, привлечение молодых специалистов в науку. Сегодня развитие молодежной науки является фактически одним из элементов государственной политики в области науки и образования, направлением модернизации, активно пропагандируемым в средствах массовой информации. Адекватным ответом современным веяниям времени стало создание сети советов молодых ученых в научных и образовательных организациях России. Как правило, такие советы представляют собой некоммерческие, общественные самоуправляемые организации или сообщества молодых ученых, создаваемые при вузе, НИИ, областных или городских органах власти.

Целью настоящей работы является анализ опыта разработки принципов формирования совета молодых учёных как эффективного инструмента развития кадрового потенциала ВУЗа. Для этого предполагается рассмотреть советы молодых ученых как социальное явление и продемонстрировать опыт создания совета молодых ученых в Сибирском государственном индустриальном университете.

Советы молодых ученых как социальное явление

Экскурс в историю возникновения Советов молодых ученых показывает, что первым советом, основанным еще в СССР, являлся Совет молодых ученых Сибирского отделения Академии наук СССР (СМУ СО АН СССР). Он был создан по решению Бюро комитета ВЛКСМ Сибирского Отделения Академии Наук СССР от 8 сентября 1961 года [1]. Автором идеи создания как первого совета молодых ученых, так и всей системы Советов молодых ученых является Журавлёв Юрий Иванович, тогда ещё молодой кандидат физико-математических наук из Института математики СО АН СССР, а в будущем выдающийся советский и российский ученый-математик, Академик РАН. Идейным вдохновителем создания всей системы был академик Михаил Алексеевич Лаврентьев – основатель Сибирского отделения Российской академии наук [2, 3].

В 60-е годы прошлого века в различных научных организациях СССР и городских администрациях были созданы свои Советы молодых ученых. Например, первый городской совет молодых ученых был создан при Свердлов-

ском горкоме комсомола в мае 1964 года. Совет молодых ученых МГУ был сформирован 15 апреля 1968 года [1].

Неотъемлемым атрибутом советов молодых ученых того времени была тесная связь с отделениями ВЛКСМ. Характерно, что, несмотря на государственные реформы новой России, актуальность такого социального явления как совет молодых ученых только усилилась. Первой была воссоздана система советов научной молодежи в организациях Сибирского отделения Российской академии наук. В соответствии с пунктом 1 Постановления Президиума СО РАН № 200 от 24.06.1999 г. «О советах молодых ученых в научных центрах и институтах СО РАН» было решено воссоздать советы научной молодежи во всех научных центрах и академических научных институтах Сибирского отделения РАН.

Главным звеном системы Советов научной молодежи в СО РАН стали отдельные Советы молодых ученых институтов. Каждый Совет научной молодежи научного центра формировался из председателей советов молодых ученых институтов. Координация работы как отдельных Советов молодых ученых академических научных институтов и Советов молодых ученых научных центров, так и всей системы Советов научной молодежи в сибирских научных академических организациях осуществляется головным Советом – СНМ СО РАН.

Воссоздание системы Советов происходило постепенно. Так, в 2002 году Советы молодых ученых ещё не были воссозданы в Якутском научном центре СО РАН и ряде научных институтов. Вместе с тем, к середине 2000-х годов воссоздание системы Советов молодых ученых в Сибирском отделении РАН было закончено – Советы научной молодежи были вновь сформированы в каждом научном центре и каждой научной организации СО РАН [1].

Тесное взаимодействие структур РАН с вузовской наукой и общественностью вызвало интерес к созданию таких советов в университетах, академиях и институтах. Сеть советов молодых ученых за последние 10 – 15 лет охватила фактически все вузы России. Сегодня такие советы или аналогичные, например, советы научной молодежи, советы молодых ученых и специалистов и т.п. функционируют фактически в каждом российском вузе.

Ориентир на молодых ученых и их разработки – это вектор, задаваемый не столько государственной политикой, а в большей степени закономерностями развития человеческого общества [4]. Создание нового, мощного научно-технологического потенциала всегда связывали с новыми, свежими научными идеями, неформальным подходом к решению проблем, которыми как раз и славится пытливый, ищущий, динамичный ум молодых людей. Во всем мире, по крайней мере, так думает большинство, науку делают молодые. Общепризнанным фактом является то, что молодежь служит двигателем прогресса, мощным интеллектуальным ресурсом, генератором новых, зачастую сильно отличающихся от традиционных, идей. Именно с ней связывают перспективы развития общества и различных областей науки и техники. В подтверждение этому можно привести массу примеров современности, в их чис-

ле создание поисковой системы Яндекс, персональных компьютеров компании Apple, известного на весь мир автомата Калашникова и массу других. Большинство из этих проектов, открытий и достижений начинались практически с нуля, но пытливый ум их авторов, жажда новых знаний, неутомимый энтузиазм, работоспособность, преданность своему делу, стремление познать новое, еще не изведанное человеком, превратили их в известных ученых, конструкторов, успешных предпринимателей. У таких людей особая судьба и особая харизма, их появление не связано с географическими или территориальными факторами (конечно вероятность их появления выше там, где плотность населения больше). Однако очень важно вовремя заметить талант молодого человека, раскрыть его, помочь ему развиться на благо общества.

Не менее важным социальным аспектом создания советов молодых ученых является естественная потребность человека, особенно молодого, в профессиональном самоопределении и общении по интересам [5]. Характерно, что профессионалы различных стран в соответствующих областях науки и техники очень легко общаются между собой, несмотря на языковые барьеры, научные проблемы становятся интернациональными, а их решение становится продуктом деятельности интернациональных научных коллективов. Аналогичное явление наблюдается и в молодежной среде, общение и обсуждение общих задач и их решений, формирует новые коллективы молодых ученых, обогащает их новыми знаниями и идеями [6].

Опыт создания совета молодых ученых в Сибирском государственном индустриальном университете

Непосредственно созданию совета предшествовал комплекс почти полугодовых подготовительных работ, в рамках которых проведены поиск и отбор кандидатур. Главными критериями отбора и требованиями являлись: высокие показатели и активность в научной работе, желание заниматься наукой и связать свою трудовую деятельность с СибГИУ. В процессе создания совета с кандидатами в состав совета было проведено несколько встреч в формате деловых игр или встреч «без галстуков», способствующих формированию командного духа.

В состав СМУ, в соответствии с рекомендациями и представлениями дирекций институтов, включены наиболее перспективные, талантливые и одаренные молодые ученые (без степени в возрасте до 30 лет и кандидаты наук не старше 35 лет) студенты, магистры, аспиранты, докторанты, кандидаты наук, сотрудники из числа профессорско-преподавательского и учебно-вспомогательного состава, имеющие высокие показатели в научной деятельности. 27 марта 2014 г. на ученом совете университета принято Положение о Совете молодых ученых (СМУ). 7 апреля 2014 г. приказом ректора утвержден состав СМУ. 17 апреля 2014 г. в Студенческом бизнес-инкубаторе состоялось первое заседание нового СМУ СибГИУ.

При формировании Положения о Совете молодых учёных проведён анализ действующих Положений в таких университетах, как Московский го-

сударственный университет (МГУ) [7], Сибирский федеральный университет (СФУ) [8], Новосибирский государственный университет (НГУ) [9], Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ) [10]. Особенностью рассмотренных положений является принцип формирования целей и задач деятельности по приоритетным направлениям развития университета в целом. Так, предметом деятельности Совета молодых ученых МГУ является содействие развитию творческой научной активности молодых ученых МГУ, а также представление интересов молодых ученых в вопросах улучшения условий труда, жизни и организации досуга [7]. Аналогичный подход к формированию основных целей представлен и в Положении СФУ. К целям деятельности Совета СФУ относится: содействие развитию научной активности молодых учёных университета; представление интересов молодых учёных в структурных подразделениях университета по вопросам улучшения условий труда, социального обеспечения и организации досуга; активация профессиональной деятельности молодых учёных, объединение их усилий для решения актуальных научных проблем и решения приоритетных задач; развитие инновационной деятельности молодых учёных [8].

Наиболее важными отличиями рассмотренных Положений являются организационная структура, ограничения по численности Совета, финансовое обеспечение его деятельности.

На основе проведённого анализа сформированы цели и задачи деятельности СМУ СибГИУ: консолидация молодых ученых для реализации их научного потенциала; создание условий для развития и повышения эффективности научной деятельности молодых ученых и содействие их профессиональному росту; пропаганда и популяризация научных достижений.

В качестве приоритетных можно выделить 18 направлений работы СМУ, представленных на рисунке 1. По каждому направлению имеются определённые результаты.

Работа СМУ способствует повышению активности молодежи в области научной деятельности. Ежегодно под руководством ведущих ученых СибГИУ и руководителей научных школ порядка 100 молодых ученых нашего университета принимает участие в 70 – 80 различных грантах и хоздоговорных НИР, зарабатывая при этом более 10 млн. рублей. В различного рода НИР принимают участие 30 – 40 студентов, зарабатывая порядка 1,5 млн. руб. В 2015 г. гранты Президента РФ молодым ученым получили 1 доктор и 3 кандидата наук, 4 молодых ученых СибГИУ стали победителями программы "УМНИК - 15", реализуемой Федеральным Фондом содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере, и получили финансовую поддержку на их реализацию своих проектов. Представители СМУ СибГИУ неоднократно становились победителями областных конкурсов «Интеллектуальное будущее Кузбасса», «Лучшая авторская исследовательская работа» и др.

СМУ СибГИУ является не только участником, но и организатором научных мероприятий. В частности, в рамках взаимодействия с Советом молодых учёных Кузбасса, СМУ СибГИУ является соорганизатором Конвента

«Кузбасс: образование, наука, инновации», который проходит ежегодно при поддержке Администрации Кемеровской области. В рамках новокузнецкого Городского форума студенческой молодёжи СМУ СибГИУ организована площадка «Наука – это интересно!». Специально для молодых ученых университета уже второй год проводится Конкурс научно-инновационных разработок молодых учёных СибГИУ.

Рисунок 1 – Основные направления деятельности Совета молодых учёных СибГИУ

Неотъемлемым атрибутом эффективности работы современного ученого являются показатели его публикационной активности, количество публикаций, цитирований и индекс Хирша. Такая статистика ведется в российских

и зарубежных базах, наиболее известные из них РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), Scopus и Web of Science.

Эти показатели являются решающими при участии в различных конкурсах грантов. В нашем университете ведется целенаправленная работа по развитию публикационной активности не только с научно-педагогическими работниками, но и с молодыми учеными. СМУ систематически отслеживает и развивает профили авторов в базе данных РИНЦ. За последний год показатели публикационной активности наших молодых ученых увеличены в 2 – 3 раза. В значительной степени развитию этого направления способствуют журналы и сборники научных трудов, издаваемые в нашем университете, это в первую очередь журналы «Известия вузов. Черная металлургия» (издается с 1958 г.) и «Вестник СибГИУ» (издается с 2012 г.). Специально для молодежи мы ежегодно проводим Всероссийскую конференцию «Наука и молодёжь: проблемы, поиски, решения», по результатам которой издаем 4-х томный сборник трудов.

Социальный аспект работы СМУ связан с тем, что вузовская среда особая, несмотря на то, что это учебное заведение быть просто преподавателем, педагогом не достаточно, нужна связка преподаватель – ученый, в связи с этим часто используют определение научно-педагогический работник [11]. Поэтому, работая со старшекурсниками, планирующими связать свою дальнейшую трудовую деятельность с СибГИУ, необходима их ориентация на научную работу, создание задела для поступления в аспирантуру, подготовку и защиту диссертации. Аналогичный подход к реализации образовательного процесса представлен в работах [12, 13].

Для оперативного обмена актуальной информацией по мероприятиям, проводимым СМУ, для всех пользователей в корпоративной сети университета создан электронный ресурс, разработана страница Совета на сайте СибГИУ http://www.sibsiu.ru/smu/.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Постановление Президиума СО РАН № 200 от 24.06.1999 «О советах молодых ученых в научных центрах и институтах СО РАН» [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.sbras.ru/win/anonses, свободный – Загл. с экрана.

2. Журавлев Юрий Иванович (автобиография) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.ccas.ru/personal/zhuravl/zhurav.htm, свободный – Загл. с экрана.

3. Городецкий Е.А. Созидатели: очерки о людях, вписавших своё имя в историю Новосибирска.– Новосибирск: Клуб меценатов, 2003. – Т.1. - 512 с.; Т.2. – 496 с.

4. Бачаев А. А. Неформальные молодежные объединения как социальное явление // Молодой ученый. – 2015. – № 1. – С. 509-511.

5. Исаев Б.А. Социология. – С-П.: Питер Пресс, 2007. – 224 с.

6. Кравченко А. И. Социология. Учебник. – М.: Инфра-М, 2003. – 624 с.

7. Московский государственный университет им. Ломоносова [Электронный ресурс]. – 2016. – Режим доступа: http://www.msu.ru/, свободный – Загл. с экрана.

8. Сибирский федеральный университет [Электронный ресурс]. – 2016. – Режим доступа: http://www.sfu-kras.ru/, свободный – Загл. с экрана.

9. Новосибирский государственный университет [Электронный ресурс]. – 2016. – Режим доступа: http://www.nsu.ru/, свободный – Загл. с экрана.

10. Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина [Электронный ресурс]. – 2016. – Режим доступа: http://urfu.ru/ru/ , свободный – Загл. с экрана.

11. Галевский Г.В. Планирование профессиональной деятельности и карьеры : учеб. пособие / Г.В. Галевский, Л.Г. Рыбалкина

12. Бурханов Р.Н. Роль общественных научных организаций в образовательной организации высшего профессионального образования / Р.Н. Бурханов, О.П. Карасёва // Теория и практика современного профессионального образования. – 2014. – Т.1. – № 2. – С.94 – 97.

13. Михайлова Т.В. Молодые учёные и специалисты: кадры, информация и инновации // Высшее образование сегодня. – 2012.– № 9. – С. 39 – 42.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

ПАМЯТИ АЛЕКСАНДРА ВАСИЛЬЕВИЧА БОРОДУЛИНА

Александр Васильевич Бородулин родился в 1939 г., потомственный доменщик. В 1956 г. окончил с серебряной медалью среднюю школу № 9 в г. Чусовом Пермской обл. В 1961 г. с отличием окончил Днепропетровский металлургический институт по специальности «Металлургия черных металлов», в 1967 г. – Днепропетровский государственный университет по специальности «Математик, преподаватель математики», а в 1975 г. аспирантуру в Днепропетровском химико-технологическом институте по специализации «Промышленная энергетика».

Свою трудовую деятельность Александр Васильевич начал горновым доменного цеха завода им. Дзержинского (1959 – 60 г.). С 1968 по 1970 гг. служба в рядах Советской армии командиром танкового взвода в/ч 74285 в г. Вологда. Более 30 лет А.В. Бородулин работал в Институте черной металлургии Национальной академии наук Украины, где прошел трудовой путь до старшего научного сотрудника, защитил кандидатскую (Теплотехнические исследования и совершенствования доменной плавки, Днепродзержинск, 1981 г.) и докторскую (Научные основы рационального использования энергетических ресурсов в доменном производстве, Екатеринбург, 1994 г., Днепропетровск, 1996 г.) диссертацию в форме научного доклада.

Основные энерготехнологические агрегаты и системы, исследованные А.В. Бородулиным в металлургии, энергетике и химии:

• доменные печи объемом 180 – 5000 м^3 и системы охлаждения их на 14 металлургических предприятиях Украины, Урала, Центра и Сибири, доменные воздухонагреватели; нагревательные колодцы, мартеновские печи, конвертера, коксовые батареи; вращающиеся печи для обжига обесфторенных фосфатов, извести, доломита, туннельные печей для обжига шиберов сталеразливочных ковшей, шахтные печи для обжига извести, печи кипящего слоя для обжига серы и железного колчедана, котлы-утилизаторы за мартеновскими и вращающимися печами и печами кипящего слоя, водогрейные котлы ДКВР;

• энерготехнологические системы мартеновских печей ДМКД и им. Карла Либкнехта, включающие газогорелочные устройства и вентиляторы высокого давления, регенераторы для подогрева воздуха, прямоточные напорные реформаторы для пиролиза природного газа, тяго-дутьевые устройства;

• энерготехнологические системы вращающихся печей ДФДК и НФДЗ для обжига огнеупоров: тепловая работа, газогорелочные устройства, холодильники обожженного материала и устройства по подогреву воздуха горения, вентиляторы, котлы-утилизаторы, газоочистки, дымососы и дымовые трубы;

• энерготехнологические системы семи предприятий полного металлур-

гического цикла – ДМКД, ЗСМК, Карагандинского, «Северсталь», НТМК, КМК, НКМК в целом и доменного комплекса, включая ГУБТ, воздухонагреватели и воздуходувные машины различных конструкции.

Область научных интересов Александра Васильевича: системные аспекты управления энергетическими ресурсами (твердым, жидким, газообразным топливом, нагретым дутьем, кислородом, азотом, водой и паром для охлаждения агрегатов) при производстве чугуна и ферросплавов в доменных цехах и на предприятиях полного металлургического цикла.

Александр Васильевич автор более 220 научных трудов и изобретений, в том числе с соавторами – 6 монографий, подготовил 3 кандидатов наук, член-корр. экологической академии Украины. Известным экспертом в области металлургии чугуна проф. И.Ф. Куруновым за многолетние исследования периферийной зоны доменных печей отмечен в первой десятке доменщиков СНГ XX века.

Александр Васильевич обладал четкой жизненной позицией, какой-то особой харизмой, талантом ученого, исследователя и популяризатора науки. Он интересовался не только самыми новыми технологиями, но и любил погрузиться в исторический экскурс, добраться до корней, истоков зарождения технологии. Он считал, что «будущее без экскурса в прошлое не будет полноценным». Большое внимание он уделял трудам, биографии учителей и основателей новых научных направлений металлургов, доменщиков, теплотехников В.И. Гулыги, М.К. Курако, И.Д. Семикина и др. анализируя и обобщая их, зачастую представляя в новом свете, через призму событий прошлого и настоящего. Читая такие научно-историческо-биографические публикации Александра Васильевича, окунувшись в атмосферу того времени, когда жил и работал ученый открываются новые грани его характера и роли личности в истории и науке.

Александр Васильевич любил природу, особое удовольствие ему доставляла «грибная охота».

Светлая память Александру Васильевичу, он навсегда останетесь в наших сердцах, а его дело продолжат ученики и коллеги…

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Сборник научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» подготавливается к печати Сибирским государственным индустриальным университетом совместно с отделением металлургии горно-металлургической секции РАЕН.

В сборник могут быть представлены работы по направлениям:

- металлургия черных и цветных металлов и сплавов;
- порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия;
- физика металлов и металловедение;
- экономика, управление и экология на предприятиях;
- проблемы высшего образования;
- отклики, рецензии и биографии.

Рукописи статей, оформленные в соответствии с нижеизложенными требованиями, направляются в Сибирский государственный индустриальный университет.

К рукописи прилагаются:

- разрешение ректора или проректора вуза на опубликование результатов работ;
- рекомендация соответствующей кафедры высшего учебного заведения или научного семинара академических институтов или отраслевых НИИ;
- рецензия, подготовленная специалистом, имеющим ученую степень, заверенная по месту работы рецензента,
- акт экспертизы, подтверждающей возможность опубликования работы в открытой печати;
- сведения об авторах (Ф.И.О. полностью, уч. степень, звание, вуз, служебный и домашний адрес, телефон).

Рукописи направляются в редакцию в одном экземпляре. Текст рукописи должен быть отпечатан на одной стороне стандартного листа белой бумаги формата А4 с полями 25 мм с каждой стороны. Объем статьи (включая аннотацию, иллюстрации, таблицы, библиографический список) не должен превышать 6-8 страниц машинописного текста, напечатанного через 1,5 интервала, размер шрифта 14 пт. Последнюю страницу рекомендуется занимать полностью.

Текст аннотации на русском и английском языке объемом порядка 1/4 страницы печатается через 1 интервал и помещается после заглавия статьи. Текст аннотации должен содержать только краткое описание публикуемого материала.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовок и размещаемых в тексте по мере упоминания. Не рекомендуется делить головки таблиц по диагонали и включать графу «№ п/п».

Список литературы оформляется в соответствии с ГОСТ 7.1-84: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для

журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, название статьи, полное название журнала, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборника – фамилии и инициалы авторов, название статьи, название сборника, место издания, издательство, год издания, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются. Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипция, библиографическом списке фамилии авторов, название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

В начале статьи указывается индекс УДК (ББК). Название организации приводится полностью и размещается после фамилии авторов. Первая страница рукописи подписывается внизу всеми авторами статьи. Число авторов не должно превышать пяти; количество публикаций одного автора – не более двух в одном выпуске.

Для создания современного облика настоящего сборника, улучшения качества печати предусмотрен компьютерный набор. Поэтому, наряду с вышеуказанными документами и отпечатанными на бумаге статьями, в адрес редколлегии необходимо выслать дискету с текстом статьи, включая таблицы и подрисуночные подписи. Набор текстового файла осуществляется в редакторе *Microsoft Word for Windows (ver. 6.0, 7.0. 97, 2000)*. Графические объекты представляются в файлах (любого графического формата). При отсутствии такой возможности высылаются рисунки, выполненные тушью на бумаге, фотографии – в оригинале.

Сборник научных трудов реферируется в РЖ «Металлургия», индексируется в РИНЦ, зарегистрирован в Международном центре «Международной стандартной нумерации сериальных изданий (International standard serial numbering – ISSN)», ему присвоен ISSN 2073–2848. Дополнительная информация о сборнике научных трудов представлена на сайте СибГИУ **http://www.sibsiu.ru** в разделе «Научные издания».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 30 октября 2016 г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк, Кемеровской обл., ул. Кирова, 42.

Вестник горно-металлургической секции РАЕН.
Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Компьютерный набор Темлянцева Е.Н.

Подписано в печать 02.06.2016 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 14,2 Уч.-изд.л. 15,2 Тираж 300 экз. Заказ № 459

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ