

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

*85-летию
Сибирского государственного
индустриального университета
посвящается*

**ВЕСТНИК
ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ СЕКЦИИ
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ
ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК**

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 34

Москва
Новокузнецк
2015

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. 34 / Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянецв (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2015. – 180 с., ил.

Издание сборника статей, подготовленных авторскими коллективами, возглавляемыми действительными членами и членами-корреспондентами РАЕН, других профессиональных академий, профессорами вузов России посвящено 85-летию Сибирского государственного индустриального университета. 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. 72, табл. 39, библиогр. назв. 193.

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; Юсфин Ю.С., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, НИТУ «МИСиС», г. Москва; Протопопов Е.В., д.т.н., проф., д.ч. РЭА (главный редактор), СибГИУ, г. Новокузнецк; Темлянецв 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., СПбГУ, 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., ОАО «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, 2015

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

Базайкин В.И.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Бородулин А.В.	д-р техн. наук, в.н.с. ИЧМ НАН Украины, г. Днепропетровск
Будовских Е.А.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Галевский Г.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Деев В.Б.	д-р техн. наук, проф., НИТУ МИСиС, г. Москва
Козырев Н.А.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Коновалов С.В.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Перетяцько В.Н.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. АИН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Протопопов Е.В.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Руднева В.В.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Селянин И.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Темлянцев М.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Черепанов К.А.	д-р техн. наук, проф., НФИ КемГУ, г. Новокузнецк

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ	6
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	7
<i>А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Применение буроугольного полукокса в производстве безразмольного карбида кремния.....	8
<i>С.Н. Федосеев</i>	
Исследование влияния модификатора на изменение структуры и свойств марганцовистой стали.....	19
<i>Е.В. Протопопов, В.В. Числавлев, С.В. Фейлер, Д.Т. Неунывахина</i>	
Разработка математической модели гидродинамики металлического расплава в промежуточном ковше четырехручьевого машины непрерывного литья заготовок	24
<i>Г.В. Галевский, Х.О. Джалолов</i>	
Совершенствование анода Содерберга при производстве алюминия: прогнозы и реальные результаты	30
<i>К.С. Слажнева, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева, В.И. Базайкин</i>	
Исследование угара борсодержащей стали 30Г1Р при высокотемпературном нагреве.....	34
<i>В.Б. Деев¹, А.И. Куценко², К.В. Пономарева², С.В. Сметанюк¹, С.В. Коновалов²</i>	
Применение метода бинарной логистической регрессии для расчета эффективных технологических режимов получения качественных отливок.....	38
<i>В.Б. Деев¹, К.В. Пономарева², А.И. Куценко², С.В. Сметанюк¹, С.В. Коновалов²</i>	
Технологические параметры плавки при получении отливки «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7.....	44
<i>С.В. Сметанин², М.В. Филиппова¹, В.Н. Перетяцько¹</i>	
Компьютерное моделирование выработки осевой пористости при прокатке рельсов.....	49
<i>Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Д.А. Титов, В.М. Шурупов, Г.Н. Вострецов</i>	
Материалы для сварки и наплавки.....	58
<i>Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, О.А. Козырева</i>	
Новые тенденции при разработке флюс-добавок для сварочных флюсов.....	63
<i>А.В. Бородулин¹, А.Д. Ковалев², А.Л. Чайка¹, А.А. Москалина¹, В.В. Турищев²</i>	
Эксергетический анализ производства безобжиговых окатышей, чугуна и уменьшения энергоемкости металлопродукции	70
<i>В.И. Багрянцев, С.А. Бровченко, И.Н. Филинберг, М.В. Темлянцев</i>	
Разработка конструкции вихревой мельницы для подготовки и подачи твердого топлива	81

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	85
<i>Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Е.А. Будовских, Н.А. Козырев</i>	
Особенности формирования, структура и свойства композиционных покрытий и конструкционной керамики с наноразмерным карбидом кремния	86
<i>Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова</i>	
Исследование условий электроосаждения и физико-механических свойств покрытий никель – карбид титана	101
<i>К.А. Ефимова, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Моделирование процессов синтеза высокотемпературных соединений титана	113
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ	124
<i>А.М. Анасов</i>	
Изучение процесса влияния излучения оптического квантового генератора на степень физической однородности стали с использованием явления акустической эмиссии.....	125
<i>В.Н. Цвигун, В.Н. Кузнецов, В.М. Нефедов, Р.С. Койнов, С.В. Коновалов</i>	
Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 2. О направлении роста поперечных подповерхностных трещин под воздействием контактной нагрузки.....	147
<i>Цвигун В.Н., Кузнецов В.Н., Коновалов С.В.</i>	
Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Сообщение 3. Исследование трещиностойкости рельсовой стали в условиях сложного напряженного состояния (влияние K_1 и K_2 в различных соотношениях).....	153
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ... 159	
<i>К.А. Черепанов¹, Е.Н. Темлянцева</i>	
Об использовании кремнеземистой пыли, образующейся при выплавке ферросилиция в закрытых печах, в качестве активированного минерального порошка – компонента асфальтобетонной смеси.....	160
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ	164
<i>И.В. Баклушина, Е.В. Смирнова, А.А. Шамариков</i>	
Влияние работы куратора на качество образовательной деятельности	165
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ	169
<i>Г.В. Галевский, О.Б. Тухтабеков, М. Комрони</i>	
У истоков алюминиевой промышленности России (к 150-летию со дня рождения профессора Павла Павловича Федотьева).....	170
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ	178

ПРЕДИСЛОВИЕ

34-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» посвящается 85-летию Сибирского государственного индустриального университета, одному из старейших вузов Сибири. Сибирский институт черных металлов (СИЧМ) создан в 1930 г. как «кузница кадров» для строящегося в то время Кузнецкого металлургического комбината.

В настоящее время университет представляет собой современный учебно-научный комплекс, расположенный в центре г. Новокузнецка, его площадь составляет 17,5 га, образовательный и научный процесс организован в помещениях общей площадью почти 100 тыс кв.м. Сегодня СибГИУ включает 11 институтов (в том числе 7 выпускающих). В структуре университета 8 научно-учебных лабораторий, Центр коллективного пользования «Материаловедение», Студенческий бизнес-инкубатор, Научно-исследовательский центр «Геомеханика», Лаборатория «Энергогенерирующие технологии и комплексы», 3 консультативных и 9 научно-образовательных центров.

В университете функционируют 3 диссертационных совета по 9 научным специальностям. Реализация фундаментальных и прикладных исследований осуществляется в 17 научных школах. За время своего существования вуз подготовил более 75000 специалистов, из них около 30000 – это выпускники металлургических специальностей. СибГИУ является единственным за Уралом вузом, который осуществляет подготовку кадров и ведет научные исследования по металлургическому направлению.

34-й выпуск сборника научных трудов содержит статьи российских ученых посвященные решению различных научно-технических проблем современной металлургии и материаловедения. Теоретические и прикладные исследования выполнены авторскими коллективами сотрудников Сибирского государственного индустриального университета, Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», Юргинского технологического института (филиала) ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет».

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований в областях повышения качества стали, и отливок из алюминиевых сплавов, совершенствования технологий нагрева и обработки металлов давлением, особенностей формирования, структуры и свойств функциональных покрытий и др.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 35-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ**

А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

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

ПРИМЕНЕНИЕ БУРОУГОЛЬНОГО ПОЛУКОКСА В ПРОИЗВОДСТВЕ БЕЗРАЗМОЛЬНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

Исследована термодинамика, определены оптимальные температурно-временные режимы карбидизации брикетированной шихты микрокремнезем – бурогоугольный полукокс, условия химического обогащения карбида кремния, его фазовый, химический, гранулометрический составы и морфология частиц.

The thermodynamics is investigated, the optimum temperature and time modes of a karbidization of the bricketed furnace charge microsilicon dioxide – brown-coal semi-coke, conditions of chemical enrichment of silicon carbide, its phase, chemical, granulometric structures and morphology of particles are defined.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

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

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

стоящее время выпускают три вида карбида кремния: черный, зеленый и электротехнический.

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

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

Термодинамическое моделирование процессов карбидообразования в системах $Si - O - C$, $Si - O - C - H$

Термодинамическое моделирование проведено с целью прогнозирования оптимальных параметров получения карбида кремния (соотношения компонентов, температуры и давления в системе), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газооб-

разных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования отдельных реакций, обеспечивающих в исследуемых условиях эффективную переработку сырья. В связи с использованием в процессе в качестве восстановителя и карбидизатора буроугольного полукокса с содержанием летучих до 10 %, объектами исследования явились системы Si – O – C, Si – O – C – H.

Расчет равновесных составов систем Si – O – C и Si – O – C – H проводился «константным» методом. Расчеты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчетах рассматривалась область температур 800 – 2000 К при различном давлении в системе: от 0,1 до 0,0001 МПа. Расчеты проводились с шагом в 100°. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов. При проведении расчетов учитывалась возможность образования в газовой фазе в системе Si – O – C Si, Si⁺, Si⁻, Si₂, Si₃, O, O₂, C, C⁺, C₂, C₃, C₄, C₅, SiO, SiC, SiC₂, Si₃C, CO, CO₂, в системе Si – O – C – H Si, Si⁺, Si⁻, Si₂, Si₃, O, O₂, C, C⁺, C₂, C₃, C₄, C₅, H, H⁺, H₂, CH₂, CH₃, CH₄, C₂H, C₃H, C₄H, C₂H₂, C₂H₄, SiO, SiC, SiC₂, Si₃C, CO, CO₂, в конденсированной фазе в обеих системах Si, SiO₂, C, SiC. Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакции образования карбида кремния и составом шихтовых материалов. Плодотворность такого подхода при исследовании процессов карбидообразования подтверждена ранее в работах [3 – 6].

Результаты расчетов равновесных составов систем Si – O – C и Si – O – C – H приведены на рисунках 1 и 2 и в таблицах 1 и 2.

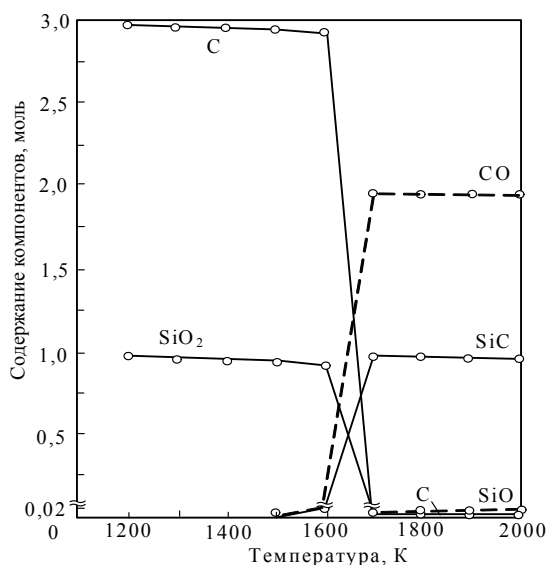


Рисунок 1 – Зависимость равновесного состава системы Si – O – C от температуры при соотношении Si:O:C = 1:2:3 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, – – – газообразные продукты)

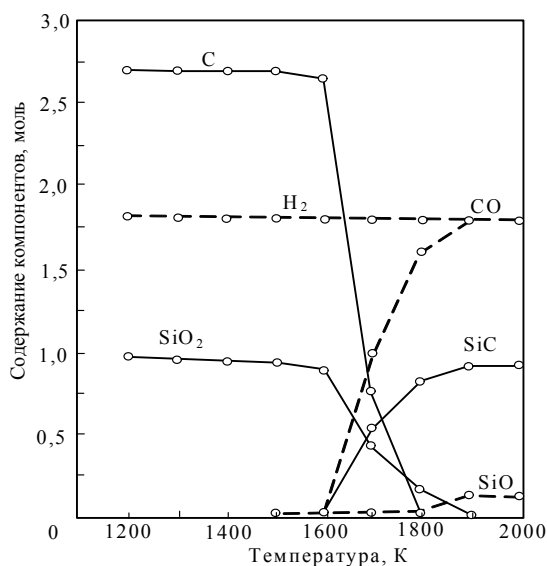


Рисунок 2 – Зависимость равновесных составов системы Si – O – C – H от температуры при соотношении Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, - - - газообразные продукты)

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

T, К	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC
800	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0
900	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,02
1000	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,01	62,2	37,3	0,52
1100	62,5	37,5	0	62,4	37,4	0,2	0	0,3	99,71
1200	62,5	37,5	0	61,0	36,7	2,3	0	0,4	99,60
1300	62,5	37,5	0	0	0,2	99,8	0	0,6	99,40
1400	61,8	37,1	1,1	0	0,2	99,8	0	1,0	99,0
1500	61,0	36,8	2,2	0	0,3	99,7	0	1,3	98,7
1600	53,7	32,5	13,8	0	0,4	99,6	0	2,0	98,0
1700	0	0,6	99,4	0	0,6	99,4	0	2,8	97,2
1800	0	0,8	99,2	0	0,9	99,1	0	3,7	96,3

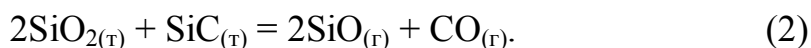
Таблица 2 – Равновесные концентрации (в %) конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si – O – C – H при соотношении компонентов Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6

T, К	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC
900	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0
1000	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,001
1100	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,002	64,84	35,00	0,16
1200	64,94	35,06	0	64,74	36,04	0,04	62,54	33,86	3,60
1300	64,94	35,06	0	64,54	35,94	0,30	12,47	0	87,53
1400	64,92	35,06	0,03	62,84	34,53	2,63	8,95	0	91,05
1500	63,97	34,51	1,52	51,27	26,61	22,12	0	0	100,00
1600	60,75	32,15	7,10	11,35	0	88,65	0	0	100,00
1700	25,57	8,89	65,54	0	0	100,00	0	0	100,00
1800	9,33	0	90,67	0	0	100,00	0	0	100,00
1900	0	0	100,00	0	0	100,00	0	0	100,00

Можно видеть, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим



При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах карбида кремния достигается при 1700 К, а при 10 %-ном недостатке углерода – при 1900 К. Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено крайне низким (менее 0,001 моль) содержанием в температурной области карбидообразования углеводородов и углеводородных радикалов. В системе Si – O – C равновесная степень превращения кремния в карбид не превышает 0,97 %, что соответствует содержанию монооксида кремния в газовой фазе 0,02 моль. Вследствие этого из шихты стехиометрического состава (SiO₂ + 3C) получить однофазный, не содержащий свободный углерод, карбид кремния невозможно (таблица 2). Этого можно избежать при использовании шихты с некоторым (~ 10 %) недостатком углерода - восстановителя (таблица 2). В этом случае в системе появляется область сосуществования карбида кремния и избыточного кремнезема. При этом температурная область сосуществования этих фаз тем шире, чем выше давление в системе. Выше этих температур карбид кремния сам является восстановителем для кремнезема, т.е. становится возможным следующее взаимодействие



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

Методика исследования карбидизации микрокремнезема

Исследование карбидизации микрокремнезема проводилось дискретным методом, включающим термическую обработку брикетированной шихты при заданных температурах и длительности и закалку продуктов карбидизации с последующим их химическим анализом.

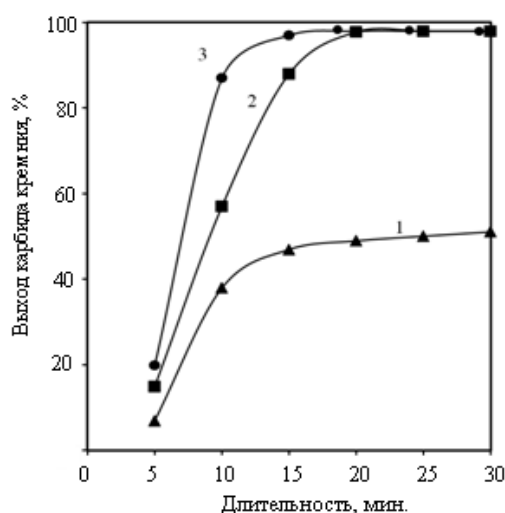
Термическая обработка шихт проводилась в электропечи сопротивления с цилиндрическим графитовым нагревателем с внутреннем диаметром 0,075 м (печи Таммана). Контроль температуры в рабочем пространстве печи проводился с помощью вольфрам-рениевой термопары ВР 5/20. Цилиндрические брикеты массой около $2,5 \cdot 10^{-3}$ кг и наружным диаметром 0,015 м помещались в графитовые тигли. Три тигля одновременно устанавливались в рабочее пространство нагретой электропечи, нагревались в ней в течение 3 – 4 мин до заданной температуры, а затем выдерживались в ней в течение заданного периода времени – от 5 до 90 мин. По истечении заданного времени графитовые тигли извлекались из электропечи, устанавливались в корундовые стаканы, которые плотно закрывались пробками и помещались на 10 мин в холодную воду для быстрого охлаждения продуктов карбидизации. Это позволяло предотвратить окисление продуктов карбидизации кислородом и влагой атмосферы. После охлаждения продукты карбидизации количественно, т.е. без потерь, извлекались из тиглей, взвешивались, помещались в платиновые емкости, заливались раствором смеси азотной кислоты концентрацией 7,5 – 12,5М и фтористоводородной концентрацией 2,0 – 3М, взятых в объемном отношении 1: (3 ÷ 5), и кипятились в течение 2,5 – 3,0 часов. Обработка карбида кремния смесью азотной и фтористоводородной кислот обеспечивает удаление примесей алюминия, магния, кальция, железа, марганца, никеля, хрома, меди, натрия, калия, кремния и их оксидов и рекомендуется для порошков карбида кремния крупностью от 5 до 200 мкм [7 – 9]. В присутствии азотной кислоты металлические примеси и их оксиды образуют растворимые нитратные комплексы, в то время как при обработке одной фтористоводородной кислотой могут образовываться нерастворимые фториды. После остывания нерастворимый остаток, представляющий собой карбид кремния с примесью свободного углерода, отфильтровывался на бумажном фильтре, промывался на фильтре дистиллированной водой и ацетоном, высушивался до постоянной массы и взвешивался. После этого нерастворенный остаток подвергался в соответствии с рекомендациями [10] окислительному обжигу для рафинирования от свободного углерода при температуре 1073 – 1123 К в течение 1,5 – 2,0 час. По убыли массы рассчитывались содержания в продуктах карбидизации свободного углерода и карбида кремния. По среднему для трех тиглей содержанию карбида кремния рассчитывали его выход как отношение массы практически полученного карбида к теоретически возможной.

Экспериментальные исследования карбидизации шихт микрокремнезем – бурого угольный полукокс и обсуждение результатов

При проведении исследований использовались микрокремнезем, образующийся при производстве кремния (МК-Кр) и высококремнистого ферросилиция (МК-ФС), содержащий диоксида кремния 93,92 и 93,00 % мас. соответственно, с удельной поверхностью 25000 м²/кг [11, 12], а также полукокс из бурого угля (БПК) Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна, содержащий, %: углерода – 81,9; летучих – 9,5; золы – 8,6, с удельной поверхностью 264000 м²/кг [1, 2]. Во всех случаях использовались шихты стехиометрического для получения карбида состава.

Исследование температурно-временных условий карбидизации брикетированных моношихт микрокремнезем МК-Кр, МК-ФС-БПК проводилось при температурах 1883, 1923, 1973 К при длительности термической обработки 5, 10, 15, 20, 25, 30 мин. Результаты исследований представлены на рисунках 3 и 4.

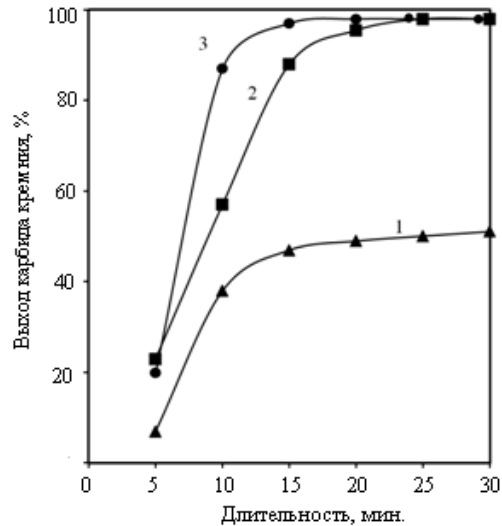
В обоих случаях процесс карбидообразования начинается с первых минут и уже к 5-ой минуте выход карбида при температурах карбидизации 1873, 1923, 1973 К составляет 5,23 – 7,21, 17,06 – 22,30, 20,20 – 23,51 %.



- 1 – 1873 К (Δ) = (7,21 ÷ 53,13) ± (0,20 ÷ 1,13);
2 – 1923 К (□) = (17,06 ÷ 96,82) ± (0,55 ÷ 1,35);
3 – 1973 К (○) = (20,20 ÷ 97,01) ± (0,61 ÷ 1,45)

Рисунок 3 – Зависимость выхода карбида кремния от температуры и длительности термообработки для шихты микрокремнезем МК-ФС-БПК

Процесс карбидизации завершается при температуре 1973 К к 15 минуте, 1923 К – к 20 минуте. Содержание карбида в продуктах термической обработки шихт составляет 92,50 для МК-ФС и 94,90 % мас. для МК-Кр. Такие температурно-временные условия карбидообразования подтверждаются результатами исследования фазового состава продуктов термической обработки. Так, установлено, что в обоих случаях к 10 минуте преобладающей фазой яв-



- 1 – 1873 К : (Δ) = (5,23 ÷ 46,26) ± (0,19 ÷ 1,11);
 2 – 1923 К : (□) = (22,30 ÷ 96,78) ± (0,59 ÷ 1,33);
 3 – 1973 К : (○) = (23,51 ÷ 97,62) ± (0,67 ÷ 1,38)

Рисунок 4 – Зависимость выхода карбида кремния от температуры и длительности термообработки для шихты микрокремнезем МК-Кр-БПК

ляется карбид кремния кубической структуры (β -SiC), частично перестраивающийся при температуре 1923 – 1973 К и длительности термической обработки 50 – 90 мин в гексагональную (α -SiC_{II}). При карбидизации шихты микрокремнезем МК-ФС-БПК ему сопутствует α -железо. Во всех исследованных образцах также присутствует стекловидная фаза, образованная, по-видимому, силикатами кальция, магния и железа.

В результате химического обогащения содержание SiC в карбиде превышает 90 %, т.е. уровень, регламентированный для абразивных микропорошков зернистостью 1 – 2 мкм. Эффективность обогащения от примесей оксидов и железа достаточно высока и составляет 87 – 95 %. Для карбида кремния характерно повышенное содержание кремнезема – более 7 %, что позволяет рассматривать его как перспективный материал для производства карбидокремниевых огнеупоров на кремнеземной связке, содержащих обычно, %: SiC – 84 – 89, SiO₂ – 6 – 12 [13, 14].

Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и диапазон изменения его основных характеристик для серии из пяти параллельных опытов приведены в таблице 3. Можно видеть, что исследованные технологические варианты обеспечивают получение карбида кремния с воспроизводимыми фазовым, химическим и гранулометрическим составами и могут рассматриваться в качестве технологической основы для проектирования промышленного производства безразмольного карбида кремния из брикетированной высокодисперсной шихты микрокремнезем – буроугольный полукокс.

Таблица 3 – Оптимальные условия получения и обогащения карбида кремния и его характеристики

Условия получения и обогащения карбида кремния и его основные характеристики	SiC (МК– ФС+БПК)	SiC (МК–Кр + БПК)
Состав шихты, %: - микрокремнезем (МК) - буроугольный полукокс (БПК)	58,80 42,20	58,04 41,96
Удельная поверхность компонентов шихты, м ² /кг - микрокремнезем - буроугольный полукокс	20000 - 22000 255000 - 265000	
Температура карбидизации шихты, К	1923 - 1973	
Длительность карбидизации шихты, мин	25 - 20	
Химическое обогащение продуктов карбидизации - концентрация раствора соляной кислоты, % - соотношение Т:Ж - температура, К - длительность, час	35 1:2 383 3	
Фазовый состав	β - SiC	
Химический состав, %: SiC Al ₂ O ₃ CaO MgO Fe SiO ₂ С своб. Si своб.	90,42 - 90,86 0,10 - 0,25 0,32 - 0,53 0,12 - 0,18 0,08 - 0,12 7,32 - 7,94 0,41 - 0,54 0,13 - 0,17	90,94 - 91,18 0,10 - 0,15 0,37 - 0,49 0,03 - 0,10 0,05 - 0,11 6,97 - 7,13 0,63 - 0,81 0,23 - 0,27
Выход карбида кремния, %	96,84 - 97,12	97,31 - 97,63
Крупность и морфология частиц карбида кремния: - удельная поверхность, м ² /кг - размерный диапазон, мкм - форма	8000 - 9000 0,2 - 1,0 неправильная	

Выводы

Проведены термодинамические и экспериментальные исследования процессов восстановительной переработки техногенного микрокремнезема на карбид кремния с применением буроугольного полукокса.

Установлено, что в обеих выбранных для термодинамического анализа системах Si – O – C и Si – O – C – H процесс карбидообразования является доминирующим. При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах восстановления карбида кремния достигается при 1700 К, а при 10 %-ном недостатке углерода – 1900 К. Второй состав шихты является технологически более предпочтительным, поскольку обеспечивает получение карбида, не содержащего примесей.

Проведена при температурах 1883, 1923, 1973 К и длительности 5 – 30 мин карбидизация брикетированных моношихт микрокремнезем (МК-ФС

и МК-Кр) – буроугольный полукокс. Определены оптимальные температурно-временные условия карбидизации: температура 1923 – 1973 К при длительности 20 – 15 минут.

Установлена целесообразность и определены оптимальные условия и показатели химического обогащения продуктов карбидизации: воздействие соляной кислотой концентрации не менее 35 % при температуре 353 К, отношении Т:Ж = 1:2, длительности 3 часа, содержание карбида в продуктах обогащения свыше 90 %, удаление примесей оксидов и железа на 87 – 95 %.

Исследованы фазовый, химический, гранулометрический составы и морфология частиц карбида кремния обоих технологических вариантов получения. Выявлено, что при карбидизации образуется карбид кубической структуры (β -SiC), частично перестраивающийся при температуре 1923 – 1973 К и длительности термической обработки 50 – 90 мин в гексагональную (α -SiCII). Содержание карбида после обогащения составляет 90,42 – 90,86% при использовании микрокремнезема МК-ФС и 90,94 – 91,18 % при использовании микрокремнезема МК-Кр. В обоих случаях карбид кремния получен в виде микропорошка с удельной поверхностью 8000 – 9000 м²/кг, размерным диапазоном частиц 0,2 – 1,0 мкм, имеющих неправильную форму.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аникин А.Е., Галевский Г.В. Буроугольный полукокс Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна: производство, свойства, применение // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. – № 3. – С. 52 – 59.

2. Аникин А.Е., Галевский Г.В. Производство, свойства и применение буроугольного полукокса Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна // Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции «Металлургия: технологии, управление, инновации, качество»: Новокузнецк. – 2014. – С. 115 – 120.

3. Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Ширяева Л.С., Терентьева М.А. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.

4. Руднева В.В., Галевский Г.В., Галевский С.Г., Юркова Е.К. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 57 – 60.

5. Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. трудов // СибГИУ. Новокузнецк. – 2012. – № 29. – С. 94 – 101.

6. Ширяева Л.С., Гарбузова А.К., Галевский Г.В. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2 (195). – С. 100 – 108.

7. Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Аникин А.Е. Применение техногенных отходов металлургических предприятий для производства карбида кремния // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 8. – С. 5 – 11.

8. Галевский Г.В., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В. Использование техногенных металлургических отходов в технологии карбида кремния // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2014. – № 4. – С. 103 – 110.

9. Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Производство микро- и нанопорошка карбида кремния на основе техногенного кремнезема // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов / СибГИУ. Новокузнецк. – 2012. – № 32. – С. 113 – 121.

10. Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов / СибГИУ. Новокузнецк. – 2003. – № 12. – С. 78 – 86.

11. Полях О.А., Галевский Г.В., Якушевич Н.Ф. Анализ физико-химических процессов образования и исследования свойств микрокремнезема // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов / СибГИУ. Новокузнецк. – 2005. – № 15. – С. 49 – 56.

12. Полях О.А., Галевский Г.В. Оценка микрокремнезема в качестве сырьевого материала технологических процессов // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов / СибГИУ. Новокузнецк. – 2005. – № 15. – С. 56 – 60.

13. Руднева В.В., Галевский Г.В., Юркова Е.К. Компактирование карбида кремния и композиций на его основе: анализ отечественного и зарубежного опыта // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2009. – № 3. – С. 56 – 60.

14. Руднева В.В., Галевский Г.В. Опыт использования нанокарбида кремния в технологиях упрочнения и керамики // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2009. – № 3. – С. 29 – 34.

УДК 669.179

С.Н. Федосеев

Юргинский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Юрга

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИКАТОРА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ

Описаны основные технологические моменты улучшения характеристик стали с помощью модифицирования. Рассмотрена технология получения высокомарганцевистой стали модифицированной специальным модификатором, для улучшения конструкционной прочности получаемых деталей. В результате проведенной серии опытных плавок получили образцы, которые подвергли механическим испытаниям. Структурные исследования показали, улучшения микроструктуры стали, а также ее механических характеристик.

The basic technological aspects to improve the characteristics steel by modifying. The technology of producing high-manganese steel modified special modifier to improve the structural strength of receiving the item. As a result of a series of experimental heats received the samples that were subjected to mechanical testing. Structural studies have shown improvements steel microstructure as well as its mechanical properties.

Создание новых, более совершенных высоконагруженных деталей и узлов различных машин и техники является одной из основных научных и практических задач современного машиностроения.

Вопросы повышения механических, технологических и служебных свойств металла при минимальных затратах на его производство всегда были актуальными для сталелитейных предприятий.

Большой вклад в снижение качества металла вносят трудноудаляемые глиноземистые включения, присутствующие в прокате в виде строчек, а также легкоплавкие сульфидные включения, располагающиеся по границам зерен. Эти загрязнения провоцируют образование трещин и других пороков поверхности в деформированном металле. Появление таких дефектов приводит к снижению выхода годного, повышению трудозатрат на обрезь и зачистку поверхности и ведет к ухудшению всего комплекса механических характеристик металла.

Обработка металла многокомпонентными реагентами позволяет достигать более высокой степени рафинирования от оксидных неметаллических

включений, более равномерного распределения в слитке оставшихся или вновь образовавшихся выделений.

Обычно под модифицированием понимается процесс активного регулирования первичной кристаллизации и изменения степени дисперсности, кристаллизующихся фаз путем ввода в расплав малых добавок отдельных химических элементов или соединений. Такие вещества называют модификаторами. Модификаторы, практически не изменяя состав стали, оказывают существенное влияние на ее структуру. Многие из них активно взаимодействуют с компонентами жидкой стали, в результате чего эффект модифицирования в ходе выдержки металла ослабляется. Ввод модификаторов в ряде случаев сопровождается благоприятным воздействием на вредные примеси (раскислением, дегазацией, связыванием серы в устойчивые сульфиды).

В настоящее время возможны и частично реализуются следующие способы введения модификаторов в жидкую сталь:

- присадки на струю при сливе металла из печи в ковш;
- модифицирование в форме;
- введение модификатора в виде порошковой проволоки непосредственно в ковш.

Модифицирование стали комплексными сплавами, содержащими химически активные элементы – магний, кальций, барий, редкоземельные металлы и др., является одним из эффективных способов улучшения качества металлопродукции. При этом прямые затраты по использованию модификаторов составляют 0,2 – 0,3 %, что мало влияет на себестоимость отливок.

Влияние модифицирования зависит не только от количества вводимого модификатора, но и также от условий скорости охлаждения и последующей термической обработки сплава. Эффективность модифицирования зависит от активности вводимых добавок, окисленности, газонасыщенности, загрязненности металла, его физико-химических свойств, температуры расплава, длительности его выдержки в ковше и т.п. Поэтому при разработке сталей и сплавов, новых марок следует проводить их систематические исследования с целью накопления достоверных данных для установления оптимальных концентраций технологических добавок. Химический состав модификаторов различных марок представлен в таблице 1.

Используемый нами модификатор отличается от стандартных модификаторов, характеристики которого представлены ГУ 1760-001-64101572-2011 [4].

В настоящее время нет однозначных выводов о влиянии химического состава, размера частиц и способа получения УДП на свойства литейных сплавов [5].

В связи с этим представляет актуальным вопрос исследования влияния УДП на структурообразование кристаллизующихся материалов полученных литьем, в частности, стали 110Г13Л и ее технологические и эксплуатационные характеристики.

Таблица 1 – Химический состав стандартных модификаторов различных марок

Марка модификатора	Содержание основных химических элементов, масс. %						
	Si	Ca	Ba	Al	Mg	Ti	Fe
SIBAR [®] 22	45,0 – 60,0	<3,0	20,0 – 30,0	≤3,0	–	–	ост.
INSTEEL [®] 1.2	40,0 – 50,0	12,0 – 15,0	12,0 – 15,0	≤2,0	1,0 – 1,5	–	ост.
INSTEEL [®] 4.1	40,0 – 50,0	8,0 – 10,0	7,0 – 10,0	1,0 – 3,0	1,0 – 1,5	8,0 – 12,0	ост.

В данной работе получены образцы стали 110Г13Л модифицированной специальным модификатором, исследованы ее физико-механические свойства, влияющие на конструкционную прочность материала.

В результате проведения опытных плавок стали 110Г13Л без модификатора и с применением модификатора типа «МС», химический состав приведен в таблице 2, на ОАО «Новосибирский стрелочный завод» (ОАО «НСЗ»). Были исследованы микроструктуры образцов сердечников из высокомарганцовистой стали, полученных по существующей технологии ОАО «НСЗ», и после введения модификатора типа «МС».

Модифицирование образцов производили по существующей технологии, с использованием ультрадисперсных порошков оксидов циркония, титана, ниобия, гафния, ванадия, тантала, меди, алюминия и в качестве основы использовался криолит.

Изучение микроструктуры и локального химического состава проводили на электронном микроскопе VegaIILMU интегрированном с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа OxfordINCAEnergy 350 (ЦКП ТГУ, г. Томск).

Таблица 2 – Химический состав сердечников из стали 110Г13Л

Образец	Массовая доля элементов, %				
	C	Mn	Si	P	S
				Не более	
ГОСТ 7370-98	1,00 – 1,30	11,50 – 16,50	0,30 – 0,90	0,09	0,02
Немодифицированный сердечник	1,20	14,70	0,52	0,03	0,001
Модифицированный сердечник	1,20	14,10	0,47	0,03	0,001

Исследования образцов без модификатора «МС» показали, что их микроструктура представляет собой аустенит с неметаллическими включениями по границам и внутри зерна (рисунок 1). При разрезе образцов наблюдаются газовые раковины. В немодифицированном образце № 200 наблюдаются избыточные карбиды (рисунок 1), которые снижают прочность и вязкость стали.

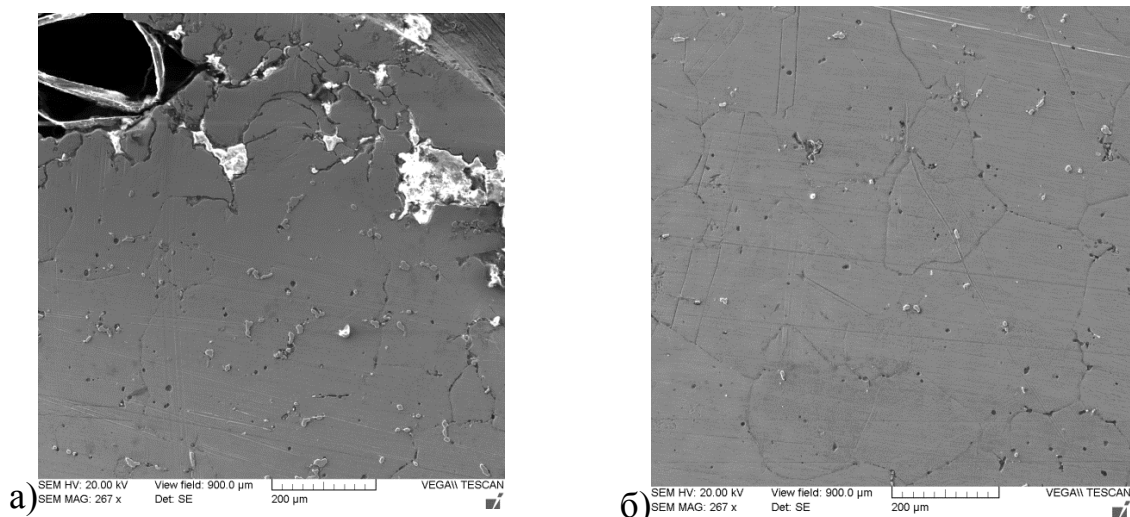


Рисунок 1 – Микроструктура немодифицированного образца

Результаты исследования образцов с использованием модификатора типа «МС», показали, что микроструктура модифицированных образцов представляет собой аустенит. В структуре присутствуют незначительные неметаллические включения по границам и внутри зерна (образец № 637 рисунок 2).

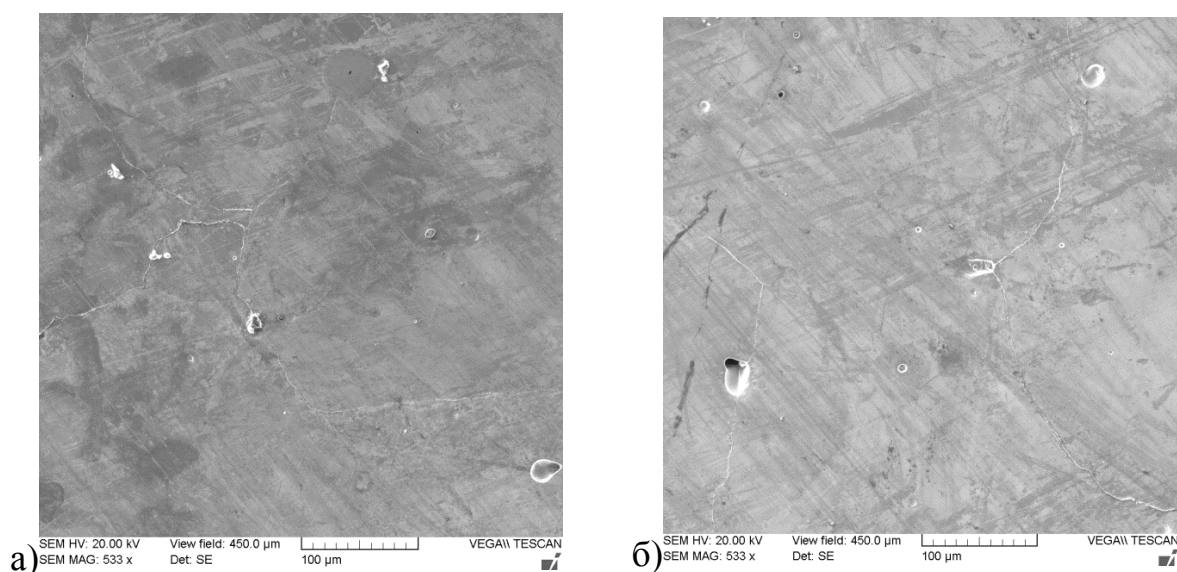


Рисунок 2 – Микроструктура модифицированного образца

В результате проведенных исследований микроструктуры образцов высокомарганцовистой стали были выявлено следующее влияние модификатора типа «МС» на микроструктуру стали 110Г13Л. В частности, модифицирование расплава стали позволило значительно улучшить однородность структуры стали, что в свою очередь способствует повышению ее плотности и приводит к улучшению ее изотропности, т.е. способствует повышению равномерности распределения внутренних напряжений под нагрузкой, уменьшает трещинообразование, образование пор и сколов.

Расчет размеров неметаллических включений показал, что для образцов без модификатора размеры данных включений находятся в диапазоне от 18

мкм до 145 мкм, а для образцов после введения модификатора типа «МС» размеры включений находятся в диапазоне от 5 мкм до 15 мкм, т.е. наблюдается значительное уменьшение размеров неметаллических включений, что приводит к уменьшению диапазона типоразмеров этих включений и повышает плотность структуры стали.

Результаты механических испытаний немодифицированных и модифицированных образцов сердечников представлены в таблице 3. По которым можно судить о незначительных улучшениях механических характеристик получаемых сердечников с применением модификатора МС.

Таблица 3 – Механические характеристики сердечников из стали 110Г13Л

Образец	Предел прочности, кгс/мм ²	Предел текучести, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, кгс – м/см ²
ГОСТ 7370-98	80–90	36	25–30	22–27	20–25
Немодиф. сердечник	86,7	48	30,7	24,4	25
Модиф. сердечник	89,5	48	38,0	29,6	25,2

В результате модифицирования не изменяется основной химический состав стали, но при этом уменьшается количество и размер неметаллических включений по границам и внутри зерна, также наблюдается уменьшение размера зерна. Что свидетельствует об улучшении качества получаемого металла. Введение модификатора незначительно изменяет механические характеристики образцов, а именно повышение служебных характеристик сердечников.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цуркан Д.А. Повышение эксплуатационной надёжности машин / Д.А. Цуркан, Ю.К. Корзунин, В.И. Расщупкин // Омский научный вестник. – 2010. – № 2. – С. 113–115.
2. Мулякко Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л // Известия Челябинского научного центра. – 2001. – Вып. 4 (13). – С. 28–30.
3. Черепанов А.Н. Применение ультрадисперсных порошков для улучшения свойств металлов и сплавов / А.Н. Черепанов, В.А. Полубояров, А.П. Калинина, З.А. Коротаева // Материаловедение. – 2000. – № 10. – С. 45–53.
4. Модификатор МС // Технические условия 1760-001-64101572-2011.
5. Калинин В.Т. Технологические особенности модифицирования литейных расплавов ультрадисперсными реагентами и перспективы их применения при производстве отливок / В.Т. Калинин, В.Е. Хрычиков, В.А. Кривошеев // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. – № 6. – С. 38–42.
6. Давыдов Н.Г. Высокомарганцевая сталь. – М.: Металлургия, 1979. – 163 с.

7. Федосеев С.Н. Опыт модифицирования стали Гатфильда // Современные техника и технологии: сборник трудов XX международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых: в 3 т., Томск, 14-18 апреля 2014. – Томск: ТПУ, 2014 – Т. 2 – С. 115–116.

8. Воынова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1988. – 341 с.

9. Крянин И.Р. Повышение качества отливок из стали 110Г13Л. – М.: Металлургия, 1963. – 253 с.

УДК 621.746:669.018.294.2:519.876.2

Е.В. Протопопов, В.В. Числавлев, С.В. Фейлер, Д.Т. Неунывахина
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ГИДРОДИНАМИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА В ПРОМЕЖУТОЧНОМ КОВШЕ ЧЕТЫРЕХРУЧЬЕВОЙ МАШИНЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК

Разработана трехмерная математическая модель движения металла в четырехручьевом промежуточном ковше блюмовой машины непрерывного литья заготовок ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Выполнено описание математической модели, приведены начальные и граничные условия моделирования. Проведение численных экспериментов с использованием разработанной математической модели позволяет выполнить оценку эффективности различных вариантов конфигурации внутреннего объема промежуточного ковша для обеспечения гомогенизации металлического расплава по химическому составу и температуре, а также чистоты по неметаллическим включениям.

Developed a three-dimensional mathematical model of the motion of the metal in the tundish 4-strands bloom continuous casting machine of «EVRAZ ZSMK» Skill Description of the mathematical model are given initial and boundary conditions modeling. The numerical experiments using the developed mathematical model allows you to assess the effectiveness of the various configuration options of the internal volume of the tundish to ensure homogenization of the molten metal in chemical composition and temperature, as well as the purity of non-metallic inclusions.

Работа выполнена в СибГИУ по государственному заданию Минобрнауки России, проект 2556

Интенсивное развитие компьютерных технологий в последние два десятилетия способствовало их активному внедрению в практику научной дея-

тельности для организации численных экспериментов и получения полной и достоверной информации о процессах, происходящих в высокотемпературных зонах металлургических агрегатов. Использование современных методов математического моделирования позволяет получить объективную картину процессов гидродинамики, массо- и теплопереноса в объеме металлургических агрегатов, визуализировать поля скоростей, давлений или температур [1,2] для совершенствования различных технологических процессов [3].

Как известно, в черной металлургии процессы рафинирования металлического расплава в значительной степени определяются условиями гидродинамики и массопереноса на основных технологических этапах производства. Одним из резервов в обеспечении чистоты металлопродукции по неметаллическим включениям является создание наиболее благоприятных для рафинирования металлического расплава гидродинамических условий на заключительном этапе – при непрерывной разливке стали.

Для исследования гидродинамических процессов при непрерывной разливке стали в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» разработана трехмерная, стационарная, турбулентная математическая модель с однофазным представлением стального расплава.

При разработке математической модели приняты некоторые допущения:

- сталь рассматривается как ньютоновская жидкость, несжимаемая и неразрывная;
- струя расплава, поступающего из сталеразливочного ковша в промежуточный, идеально организована;
- уровень расплава в промежуточном ковше постоянный и соответствует рабочему уровню металлической ванны;
- зеркало металла в промежуточном ковше неподвижно и покрыто слоем шлакового расплава;
- объемный расход расплава на выходе из промежуточного ковша зависит только от объемного расхода на входе и от площади поперечного сечения входного и выходного отверстий (рассчитывается из условия сохранения постоянного количества расплава в промежуточном ковше);
- внешние силовые воздействия на расплав (инжекция воздуха, электромагнитное поле и др.) отсутствуют;
- в модели учитывается турбулентный характер движения расплава;
- промежуточный ковш имеет вертикальную плоскость симметрии.

В качестве исходных данных для построения геометрической модели расчетной области использовали геометрические размеры промежуточного ковша блюмовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» (рисунок 1).

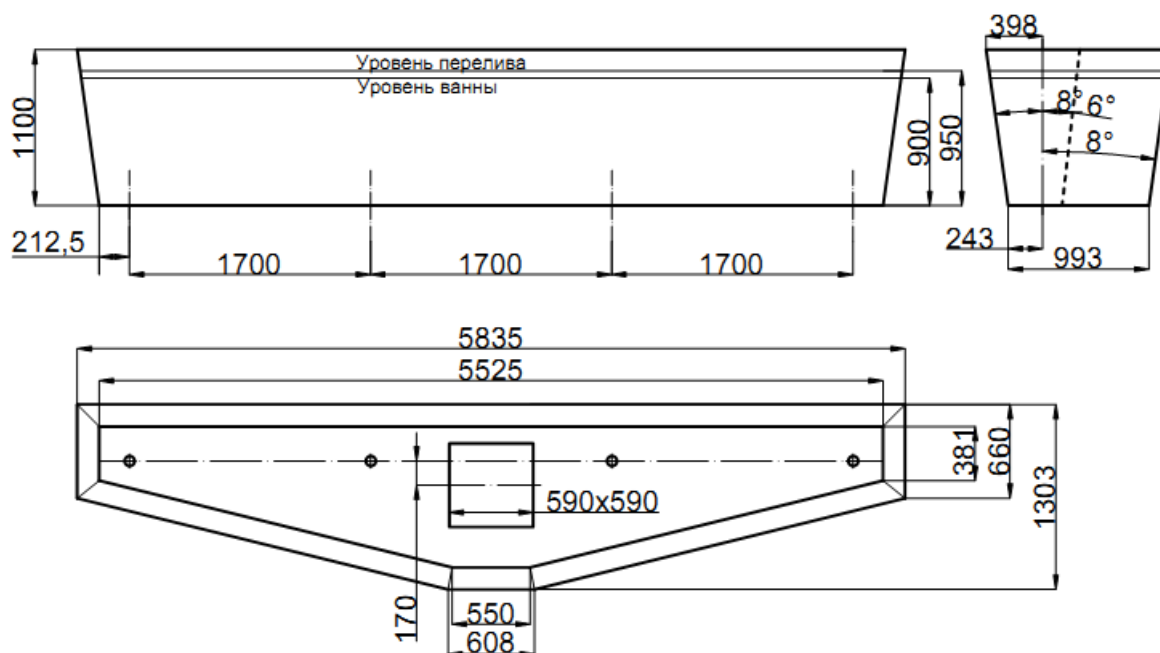


Рисунок 1 – Геометрические параметры промежуточного ковша блюмовой МНЛЗ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

В качестве расчетной области принят внутренний объем промежуточного ковша, занимаемый жидким расплавом. Для построения конечно-элементной модели расчетная область была разделена на 350000 конечных объёмов (расчетных ячеек) преимущественно пирамидальной формы. При этом, как показано на рисунке 2, для повышения точности расчетов, сетку создавали неравномерной, таким образом, чтобы в областях с большим градиентом скорости (области разливочных стаканов, стопоров и защитной трубы) размер ячеек был меньше, чем в областях с меньшим градиентом.

Известно, что движение вязкой несжимаемой жидкости в трехмерном пространстве, в поле массовых сил описывается системой уравнений Навье-Стокса. Для замыкания данной системы ее необходимо дополнить еще одним уравнением, в качестве которого используется уравнение неразрывности.

Уравнение неразрывности для стационарного (установившегося) течения, соответствующее закону сохранения массы, имеет вид [1-3]:

$$\frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_z) = 0, \quad (1)$$

где V_x, V_y, V_z – компоненты вектора скорости в направлениях x, y и z соответственно, м/с; ρ – плотность, кг/м³; x, y, z – глобальные декартовы координаты; t – время, с.

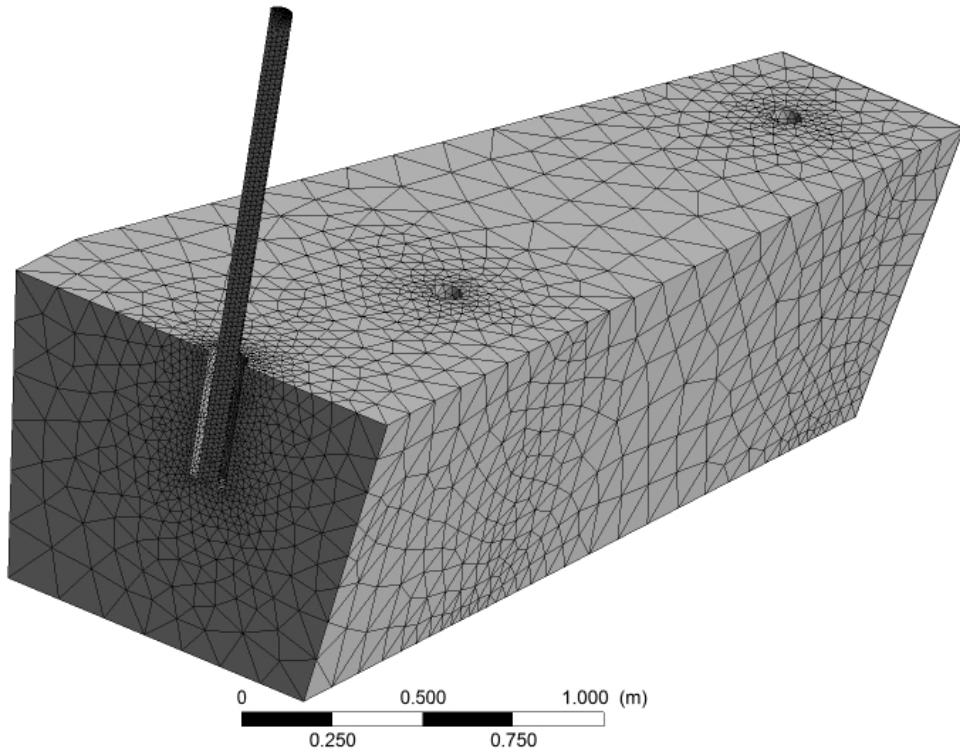


Рисунок 2 – Вид конечно-элементной модели расчетной области четырех-ручьевого промежуточного ковша

Закон сохранения импульса, связывающий напряжения и скорость деформации жидкости для трех направлений, представлен в виде уравнений Навье-Стокса [1-3]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_x) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_x V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_x V_z) = \rho g_x - \frac{\partial P}{\partial x} + \\ + \frac{\partial}{\partial x} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_x}{\partial z} + T_x, \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_y) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_y V_z) = \rho g_y - \frac{\partial P}{\partial y} + \\ + \frac{\partial}{\partial x} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_y}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_y}{\partial z} + T_y, \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_z) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y V_z) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_z V_z) = \rho g_z - \frac{\partial P}{\partial z} + \\ + \frac{\partial}{\partial x} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_z}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_z}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \mu_{\text{эф}} \frac{\partial V_z}{\partial z} + T_z, \end{aligned} \quad (4)$$

где g_x, g_y, g_z – компоненты вектора ускорения свободного падения в направлениях x, y и z , соответственно, м/с^2 ; $\mu_{\text{эф}}$ – эффективная вязкость, $\text{Па}\cdot\text{с}$; P –

давление, Н/м^2 ; T_x, T_y, T_z – компоненты вектора вязких потерь в направлениях x, y и z , соответственно, определяемые по уравнениям:

$$T_x = \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \mu \frac{\partial V_y}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial z} \mu \frac{\partial V_z}{\partial x}, \quad (5)$$

$$T_y = \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial y} \mu \frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \mu \frac{\partial V_z}{\partial y}, \quad (6)$$

$$T_z = \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial V_x}{\partial z} + \frac{\partial}{\partial y} \mu \frac{\partial V_y}{\partial z} + \frac{\partial}{\partial z} \mu \frac{\partial V_z}{\partial z}, \quad (7)$$

Эффективная вязкость учитывает ламинарную вязкость μ (определяется свойствами расплава) и турбулентную вязкость μ_t (рассчитывается по модели турбулентности)

$$\mu_{\text{эф}} = \mu + \mu_t, \quad (8)$$

Математическая модель учитывает такие свойства жидкой стали как плотность, вязкость, теплопроводность и теплоемкость. При этом теплоемкость и теплопроводность задаются постоянными, равными $840 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ и $27 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ соответственно [1,2], а плотность и вязкость зависимыми от температуры по уравнениям [1-3]:

$$\rho = 8523 - 0,8358 \cdot T \quad (9)$$

$$\mu = 0,0035 \exp \left[10699,32 \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{1473} \right) + 3,8 \cdot 10^{-11} \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{1473} \right)^2 \right], \quad (10)$$

где T – температура, К.

Температура жидкой стали принята на основании регламента, установленного в технологической инструкции по непрерывной разливке на блюмовой МНЛЗ для стали марки Э76Ф и составляет 1786 К , скорость разливки составляет $0,7 \text{ м/мин}$.

В качестве граничных условий и нагрузок на входе заданы значения массового расхода и температуры расплава, для стенок и поверхности металла – значения тепловых потерь. Схематичное изображение заданных граничных условий и нагрузок представлено на рисунке 3.

Для описания турбулентности используется модель переноса сдвиговых (касательных) напряжений Ментера (SST) [4], которая представляет собой комбинацию k - ϵ и k - ω моделей [5]. Так, k - ϵ модель хорошо зарекомендовала себя при расчете свободных и струйных сдвиговых течений, а k - ω модель обеспечивает более точное описание пристеночных пограничных слоев [6].

Проведение численных экспериментов с использованием разработанной математической модели позволяет с незначительными материальными и временными затратами выполнить оценку эффективности различных вариантов

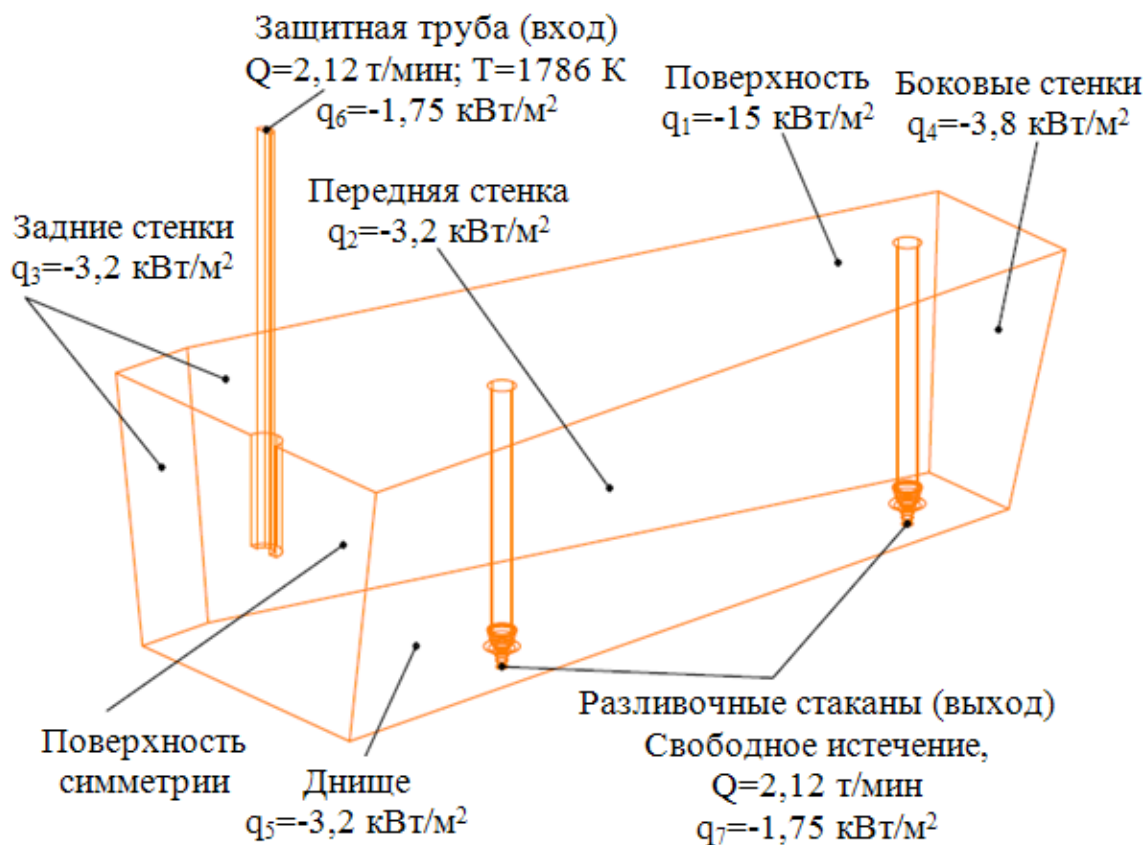


Рисунок 3 – Граничные условия и нагрузки

конфигурации внутреннего объема промежуточного ковша для обеспечения гомогенизации металлического расплава по химическому составу и температуре, а также чистоты по неметаллическим включениям.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Протопопов Е.В. Численное моделирование гидродинамики металла в промежуточном ковше слябовой МНЛЗ / Е.В. Протопопов, С.В. Фейлер, В.П. Комшуков [и др.] // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: – сб. науч. тр. М. – Новокузнецк, 2008 г. – вып.22 – С. 65-73.
2. Смирнов А.Н. Непрерывная разливка сортовой заготовки: Монография. / А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, А.Л. Подкорытов, В.Е. Ухин, А.В. Кравченко, А.Ю. Оробцев – Донецк: Цифровая типография, 2012. – 417 с.
3. Mazumdar D., Evans J.W. Modeling of steelmaking processes. – Boca Raton, London, New York: CRS Press, Taylor and Francis Group, 2010. – 463 p.
4. Menter F.R. Two-equation eddy viscosity turbulence models for engineering applications // AIAA J. 1994. 32, № 11. P.1299–1310.
5. Harlow F. H., Nakayama H. Transport of turbulence energy decay rate // Los Alamos Science Lab., University California Report LA-3854, 1968.
6. Wilcox D.C. A two-equation turbulence model for wall-bounded and free-shear flows // AIAA Paper 1993-2905.

УДК 669.2/.8(075.8)

Г.В. Галевский, Х.О. Джалолов

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

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ АНОДА СОДЕРБЕРГА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ: ПРОГНОЗЫ И РЕАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Рассмотрены принципы выбора состава пеко-коксовой шихты в технологии «сухого» и «коллоидного» анода Содерберга. Выполнен анализ, сопоставление и сравнение показателей технологии производства алюминия с использованием «сухого» и «коллоидного» анода Содерберга и обожженного анода.

The principles of a choice of composition of pitch-coke furnace charge in technology of the «dry» and «colloidal» anode of Soderbergh are considered. The analysis, comparison and comparison of indicators of the production technology of aluminum with use of the «dry» and «colloidal» anode of Soderbergh and the burned anode is made.

Анод Содерберга – самовоспроизводящаяся структура, которая формируется с использованием тепла, выделяющегося при электролизе алюминия. По мере продвижения в зону электролиза анодная масса – углеродная композиция на основе прокаленного кокса и каменноугольного пека – испытывает ряд фазовых превращений, в результате которых становится электропроводной. Наиболее важные для формирования процессы (плавление каменноугольного пека, образование пластичного слоя, уплотнение и образование монолитного тела анода) происходят в зоне расплавленной коксо-пековой композиции (КПК). Для формирования качественного анода в расплавленной анодной массе должно достигаться равновесие двух взаимосвязанных процессов: пластичного течения и самоуплотнения анодной массы по действием гравитационных сил. Пластичность легко регулируется изменением количества каменноугольного пека в композиции, а способность к самоуплотнению обеспечивается грансоставом анодной массы – распределением частиц по размерам в шихте прокаленного кокса.

Первоначально в анодах Содерберга использовалась «жирная» анодная масса с содержанием пека-связующего 32-34 %. В 70-е годы прошлого века фирма SUMITOMO разработала и запатентовала технологию «сухого» анода с содержанием в основной анодной массе каменноугольного пека 26-29 % [1]. Снижение содержания связующего повысило требования технологии анодной массы к качеству сырья и грансоставу шихты прокаленного кокса [2]. Можно произвести теоретический расчет оптимального гранулометрического состава

ва, используя для этого кривые рассева Фуллера и Боломея [3]. Но в соответствии с такими методиками необходимо иметь непрерывный гранулометрический состав шихты. Это приводит к необходимости увеличения количества фракций, что значительно усложняет производство. Поэтому в настоящее время используют гранулометрический состав с частицами определенных размеров. Обычно для производства анодной массы используется шихта, состоящая из 2-6 фракций.

Более поздними исследованиями было установлено, что оптимальные свойства анодной массы не всегда соответствуют принципу максимально упаковки сухой шихты. Так, при увеличении содержания мелких фракций возрастает механическая прочность, но ухудшается электрическая проводимость и повышается осыпаемость анода и т.д. Увеличения размера крупных частиц кокса приводит к уменьшению усадки анода в процессе его формирования. Поэтому в ряде стран используют массы с размером зерен 10-12 и даже 15 мм. Таким образом, применяемый в настоящее время гранулометрический состав сухой шихты – результат длительных исследований и обобщения опыта работы производителей.

В связи с этим в настоящее время не существует единого нормативного гранулометрического состава шихты. Он различен не только в разных странах, но и в пределах одной страны и даже одного завода (ранее ЦАМ-1 и ЦАМ-2 НКАЗа). В таблице 1 приведены, по данным [3], рецептуры сухой шихты, используемые на алюминиевых заводах разных стран. Некоторые заводы России (НКАЗ, БАЗ) используют гранулометрический состав с максимальным зерном 6 мм, а другие (ИрКАЗ, БрАЗ) – 8 мм.

Вероятно, существует другие факторы, влияние которых на расход массы более значительно. Результаты проведенных на НКАЗе исследований по применению «сухой» анодной массы дают основания полагать, что решающим фактором, влияющим на расход анода, является минимизация содержания связующего при соблюдении всех остальных показателей качества. В составе такой массы образуется минимальное количество кокса из связующего, что способствует снижению расхода анода.

Таблица 1 – Рецептуры коксовой шихты отечественных и зарубежных заводов

Фракции, мм	Франция	Италия	Норвегия	Россия
>8	2,2	-	2,3	<3
-8+4	11,5	8,3	14,4	12,0
-4+2	11,3	25,7	10,4	18,0
-2+1	12,0	12,9	8,5	8,0
-1+0,16	13,8	14,0	15,5	По разности
-0,16+0,08	9,2	9,2	7,1	10,0
<0,08	40,0	29,9	41,8	30,0

В 2009 году специалисты РУСАЛа заявили о создании нового поколения электролизеров с анодом Содерберга. Новая технология получила название «Коллоидный анод» [4]. Главным его преимуществом является уменьшение количества вовлекаемого в производства пека на 17 % и, следовательно, снижение выбросов смолистых веществ в окружающую среду, дополнительное уплотнение анодной массы и снижение её расхода. Технология производства алюминия с использованием «коллоидного» анода декларирована ключевой составляющей проекта по разработке экологически совершенного электролизера Содерберга.

Для получения коллоидной анодной массы подготовленная пыле-пековая композиция (ППК) подается на смешение с зерновыми фракциями кокса в смеситель непрерывного действия. При непрерывном смешении анодной массы наблюдается недостаточная пропитка пеком коксовой шихты, особенно ее пылевой фракции. При плавлении анодной массы в зоне коксо-пековой композиции (КПК) анода происходит допропитка пеком пылевой фракции. Образующийся при это дефицит пека в межчастичном пространстве, приводит к потере анодной массой пластичности. Кроме этого вязкость каменноугольного пека с низкой термостабильностью быстро увеличивается при нагреве, что затрудняет заполнение полостей и эвакуацию газов из зоны КПК. В результате формируется пористый анод с высокой газопроницаемостью.

Для повышения эффективности смешения пыли и пека, этот процесс выделили в отдельную операцию. Поэтому производство анодной массы можно разделить на два технологических процесса: подготовку ППК и ее смешение с зерновыми фракциями кокса.

Основу процесса смешения пыли и пека составляет технология и оборудование, работающее на принципе механоактивации [5]. В процессе механоактивации смеси коксовой пыли и пека происходит, как минимум три процесса:

- модификация пека, при которой температура размягчения пека возрастает на 10-12 градусов, и удаляются легкие смолы;
- процесс диспергации, при котором разрушается коксовая пыль с образованием новых поверхностей без адсорбированного на их поверхности частички коксовой пыли и пека. В результате этого получается продукт, по своим характеристикам сравнимым со свойствами суспензий, относящихся по своей структуре к коллоидным системам, что и послужило основанием к названию – «коллоидный анод»;
- гомогенизация, сущность этого процесса заключается в равномерном распределении твердых частиц кокса в объеме жидкости.

При этом предполагалось, что введение в состав ППК механоактивированной пыли с размером частиц 0,1 – 1 мкм позволит сократить расход пека, т.е. преодолеть известную негативную тенденцию – с увеличением доли пылевидной фракции в составе коксовой шихты и снижением среднего её размера расход пека увеличивается. В таблице 2 приведен сравнительный анализ показателей, достигнутых на отечественных электролизерах с анодом Содерберга и обожженными анодами, с прогнозируемыми для электролизера с «коллоид-

ным» анодом Содерберга. Ожидалось, что результатом применения коллоидной анодной массы явится: соответствие современным экологическим требованиям, более низкая стоимость перехода на электролизеры с «коллоидным» анодом по сравнению с технологией ОА (2-3 раза), конкурентоспособные технико-экономические показатели, более низкая себестоимость алюминия [5 – 7].

Таблица 2 – Сравнительная оценка показателей работы электролизеров с анодом Содерберга и обожженным анодом (РА 300)

Показатели	Электролизер с «коллоидным» анодом Содерберга*	Электролизер с «сухим» анодом Содерберга	Электролизер с обожженным анодом (РА300)
Сила тока, кА	185	174,7	320
Выход по току, %	91,5	87,7	94,7
Удельный расход электроэнергии, кВт*ч/т	15500	16102	13746
Производительность, кг/сут	1320	1233	2442
Съем угольной пены, кг/т Al	15,1	31,5	0
Удельный расход анодной массы, кг/т Al	506	526	400
Удельный расход пека, кг/т Al	124,5	152,7	135
Выбросы вредных веществ (кг/т Al)			
HF	0,24	0,7	0,2
F _{ТВ}	0,36	0,92	0,4
F _{всего}	0,6	1,62	0,6
Бенз(а)пирен	0,001	0,002	0
* Прогнозные значения			

Однако опробование технологии «коллоидного» анода в условиях электролизного производства ОАО «РУСАЛ - Красноярск» в целом не подтвердила ожидаемые на данном этапе технико-экономические прогнозы, что, отнюдь, не означает бесперспективность такого подхода. Авторам представляется, что путь к технологическому успеху лежит в области оптимизации удельного расхода пека, возможно, в интервале значений 124,5 – 152, 7 кг / т Al.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yano et al, US patent, № 4021318, 05.05.1977.
2. Hulse K.L. Anode Manufacture. // R&D Carbon Ltd. 2000.
3. Галевский Г.В. Технология производства электродных масс для алюминиевых электролизеров / Г.В. Галевский [и др.]. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. – 295 с.

4. Фризоргер В.К. Технология коллоидного анода, произведенного на основе механоактивации смеси кокса и пека. / В.К. Фризоргер, А.М. Константинов, Е.М. Маракушена и др. // ТЭВ. – 2005. – № 3.

5. Eldet T., Forslund K., Pedersen R., Sorlie M. ПАУ и выбросы паров пека с поверхности анодов Содерберга. // Техничко-экономический вестник РУСА-Ла. – 2005. – № 11. – С. 33-37.

6. Галевский Г.В., Кулагин Н.М., Минцис М.Я. Экология и утилизация отходов в производстве алюминия. – М.: Флинта-Наука, 2005. – 267 с.

7. Hulse K.L. Raw Materials, Formulation and Processing Parameters / Перевод П.В. Полякова. – Красноярск, Классик-центр, 2004. – 450 с.

УДК 669.046

К.С. Слажнева, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева, В.И. Базайкин
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА БОРСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 30Г1Р ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ

В статье представлены результаты исследования кинетики окисления среднеуглеродистой борсодержащей стали 30Г1Р, получившей широкое распространение для изготовления изделий методами холодной объемной штамповки. На основе экспериментальных данных для осуществления прогнозных расчетов получено соотношение, позволяющее определить угар в зависимости от температурно-временного фактора, установлено, что для стали марки 30Г1Р угар резко интенсифицируется при достижении металлом температуры порядка 1000 °С.

In the article the outcomes of research of a kinetics of oxidation of steel 30G1R, received broad distribution for manufacturing of items by methods of cold punching are shown. Because of of experimental data for implementation of calculations the ratio permitting to determine an intoxication depending on the temperature-time factor is obtained is established, that for steel of the mark 30G1R the intoxication is sharp intensified at reaching by metal of temperature of the order 1000 °С.

Бор является одним из распространенных компонентов высокопрочных низколегированных сталей. Он способствует интенсивному измельчению структуры при ускоренном охлаждении. Микродобавки бора позволяют эко-

номить такие остродефицитные легирующие элементы как никель, хром и марганец не снижая качества и комплекса свойств стали. Положительно микролегирование бором сказывается на прокаливаемости и закаливании конструкционных сталей. Высокий уровень характеристик прокаливаемости при значительно меньшем, чем в легированных сталях, содержании легирующих элементов, и при меньшем, чем в среднеуглеродистых сталях, уровне закаливаемости, позволяет применять стали легированные бором при производстве деталей, в том числе крепежа для автомобилей. Особенности борсодержащей стали являются их высокая технологическая пластичность, благоприятное соотношение прочностных и пластических свойств в отожженном и термоупрочнённом состояниях.

В настоящее время для изготовления высокопрочных изделий (крепежа), получаемых методами холодной объемной штамповки (высадки) широкое распространение получила борсодержащая сталь 30Г1Р. Круглый прокат из такой стали получают на сортовых или проволочных станах посредством горячей прокатки заготовок. Нагрев заготовок перед прокаткой осуществляют в методических печах, при этом контакт нагретого металла с окислительной печной атмосферой сопровождается безвозвратными потерями стали с угаром. Для разработки малоокислительных температурных режимов нагрева металла необходимы практические данные о закономерностях влияния температуры и времени нагрева на кинетику окисления стали. Анализ специальной технической литературы [1 – 5] показывает, что особенности высокотемпературного окисления углеродистых и легированных марганцем и кремнием сталей, изучены достаточно хорошо, однако данные по влиянию на этот процесс бора фактически отсутствуют.

В настоящей работе проведено исследование кинетики высокотемпературного окисления и обезуглероживания стали марки 30Г1Р. При проведении лабораторных экспериментов использовали цилиндрические образцы, которые вырезали из отрезков (стержней) круглого проката диаметром 17 мм. Перед вырезкой образцов стержни отжигали и обтачивали на токарном станке с целью полного удаления обезуглероженного слоя. Нагрев образцов проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха.

Для определения зависимости угара от температурно-временного фактора использовали дискретный гравиметрический метод, основанный на убыли массы образцов, которые нагревали до температур 950, 1050, 1150, 1200 и 1250 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 5, 20 и 35 мин. Время разогрева образцов от 20 °С до температуры выдержки составляло 3 – 5 мин, причем в области температур ниже начала интенсивного окисления (до 800 °С) – порядка 3 мин. При выдержке температура образцов менялась в пределах 5 – 10 °С. Температуру образцов измеряли хромель-алюмелевой термопарой и фиксировали прибором «Термодат 19Е2». До и после опытов геометрические размеры образцов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах Vibra AF-220CE с точностью до 0,1 мг.

Для удаления окалины с поверхности образцы подвергали травлению в подогретом до 40 – 60 °С 10 %-ном растворе серной кислоты с добавлением в качестве ингибитора 0,1 г/л тиомочевины. При обработке экспериментальных данных считали, что зависимость угара (или толщины окисленного слоя) от времени подчиняется закону квадратного корня.

На рисунке 1 представлена зависимость угара Y стали марки 30Г1Р от температуры t и времени τ выдержки при постоянной температуре, построенная по результатам экспериментальных данных.

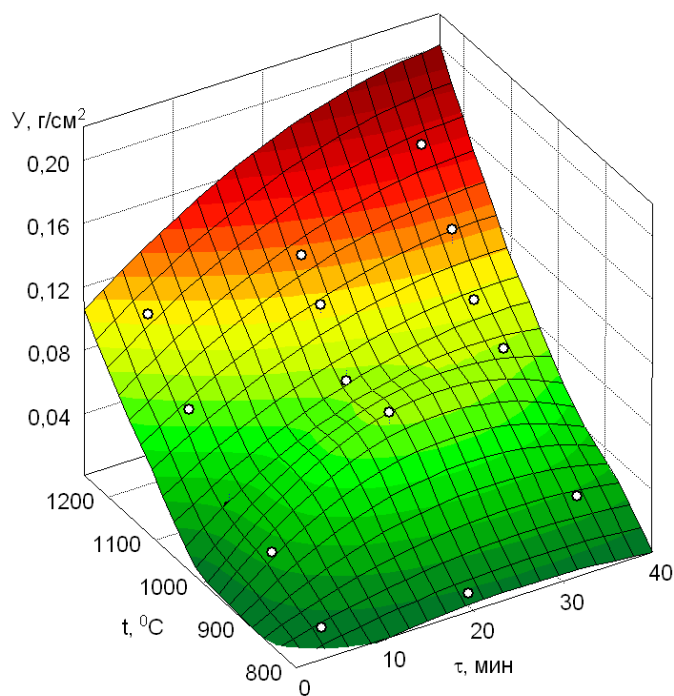


Рисунок 1 – Зависимость угара стали марки 30Г1Р от температуры и времени выдержки

Для прогнозных расчетов угара получено соотношение [6], позволяющее определить угар в зависимости от температуры и времени нагрева:

$$Y=62 \cdot \exp (-11120/T) \cdot \sqrt{\tau}.$$

На рисунке 2 представлена зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры T , К.

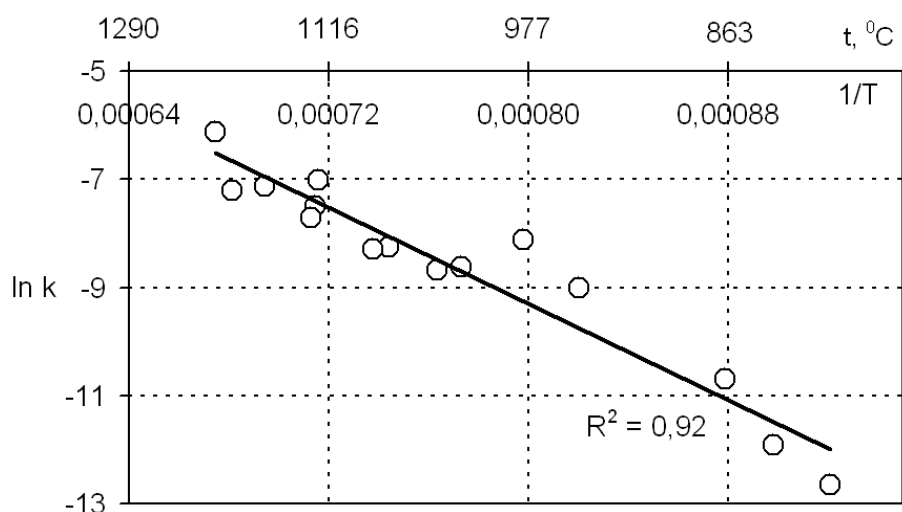


Рисунок 2 – Зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры для стали марки 30Г1Р

Анализ экспериментальных данных показывает, что для стали марки 30Г1Р угар резко интенсифицируется при достижении металлом температуры порядка 1000 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянцев М.В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением / М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Окисление углеродистых конструкционных сталей при нагреве в атмосфере воздуха под обработку давлением / М.В. Темлянцев, В.С. Стариков, Н.В. Темлянцев, Б.К. Журавлев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2004. – № 5. – С.44–46.
3. Корочкин Е.И. К вопросу о влиянии углерода на окисление стали / Е.И. Корочкин, А.А. Калиничев, А.А. Борисовский // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1971. – № 8. – С. 11, 12.
4. Темлянцев М.В. Исследование окисления низколегированных кремнемарганцовистых сталей при нагреве в электрических печах сопротивления / М.В. Темлянцев, В.С. Стариков, Б.К. Журавлев, Н.В. Темлянцев // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 4. – С.47–49.
5. Темлянцев М.В. Исследование окисления и обезуглероживания сталей для рельсов и рельсовых накладок при нагреве под прокатку / М.В. Темлянцев, В.С. Стариков, Н.В. Темлянцев, А.Ю. Сюсюкин // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С.36–38.
6. Перетятыко В.Н. Нагрев стальных слябов / Перетятыко В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.

УДК 621.74

В.Б. Деев¹, А.И. Куценко², К.В. Пономарева², С.В. Сметанюк¹,
С.В. Коновалов²

¹ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

²ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА БИНАРНОЙ ЛОГИСТИЧЕСКОЙ РЕГРЕССИИ ДЛЯ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК

В работе с помощью метода бинарной логистической регрессии выявлены варианты эффективных технологических режимов, обеспечивающих отсутствие литейных дефектов и получение качественных отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных по газифицируемым моделям

The paper by the method of binary logistic regression identified variants of effective technological conditions ensuring the absence of casting defects and produce quality castings «Housing cover analyzer» from alloy AK7 obtained by gasified models

Литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) в настоящее время является одним из эффективных и перспективных способов получения высококачественных тонкостенных отливок, обладающих заданной размерной точностью, требуемой чистотой поверхности и другими свойствами. Все более широкое распространение данная технология находит при производстве алюминиевых изделий [1, 2].

Снижение себестоимости производства литых изделий возможно только при использовании ресурсосберегающих технологий. Для алюминиевого литья способом ЛГМ востребованы ресурсосберегающие технологии с использованием повышенного количества вторичных материалов в шихте. Между тем, преобладание при плавке вторичных материалов в шихте даже при стабильном течении технологического процесса ЛГМ может приводить к пористости, спяам и другим видам литейных дефектов и брака, что значительно снижает механические и эксплуатационные свойства алюминиевого литья.

Технология плавки в этом случае должна включать эффективные приемы обработки расплава, такие как термовременная обработка по оптимальным температурным режимам и рафинирование [3 – 6], а также оптимальную

температуру заливки в литейные формы. К сожалению, температуры перегрева и заливки, и способ рафинирования определяются индивидуально в каждом конкретном случае и зависят от типа производства, плавильного агрегата, марки получаемого сплава, габаритов и массы будущей отливки, «сложности» литейной формы и других факторов. Следует признать, что в результате всего перечисленного процесс получения изделий требуемого качества усложняется с инженерной точки зрения. Тем не менее, разработка эффективной технологии плавки алюминиевых сплавов при ЛГМ является целесообразным.

В данной работе приведены результаты исследования по определению оптимальных технологических режимов плавки и заливки расплава в литейную форму при производстве отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных литьем по газифицируемым моделям в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения».

Для обработки данных серии натуральных экспериментов использовался метод бинарной логистической регрессии, позволяющий находить зависимость дихотомических (бинарных, имеющих только 2 категориальных значения – 1 – обеспечение необходимого качества технологического показателя; 0 – нет) переменных от независимых переменных, таких как температура перегрева, температура заливки и др. Бинарная логистическая регрессия позволяет рассчитать вероятность наступления события в зависимости от значений независимых переменных с выводом коэффициентов регрессии для каждой такой переменной и её статистической значимости [7].

Вероятность наступления бинарного события рассчитывали по формуле:

$$F(z) = P(Y = 1 | X) = \frac{1}{1 + e^{-z}}, \quad (1)$$

где $z = b_1 \cdot X_1 + b_2 \cdot X_2 + \dots + b_n \cdot X_n + b_0$; P – вероятность того, что зависимая переменная Y примет значение 1; $X_1 \dots X_n$ – значения независимых переменных, $b_1 \dots b_n$ – коэффициенты, расчёт которых является задачей бинарной логистической регрессии, b_0 – константа полученного регрессионного уравнения.

Если рассчитанная вероятность $F(z)$ имеет значение меньше 0,5, то следует предположить, что событие не наступит; в противном случае предполагается наступление события.

Экспоненты коэффициентов логистической регрессии с учётом 95% доверительного интервала использовали как отношения шансов в качестве оценки вероятности наступления изучаемого бинарного события по представляемой переменной в совокупности всех представленных статистически значимых переменных.

Способом оценки адекватности полученных моделей являлась проверка этой модели на исходных данных и сравнение полученных данных с предварительно используемыми исходами («исходными исходами»). Оценка выражалась как процент наблюдений с исходами, верно предсказанными с помощью модели регрессии.

Проверка значимости отличия коэффициентов от нуля проводилась при помощи статистики Вальда, использующей распределение хи-квадрат и представляющей собой квадрат отношения соответствующего коэффициента к его стандартной ошибке.

Все расчеты выполнялись с использованием пакета прикладных программ SPSS версии 13.0 [8].

Статистической обработке подвергались экспериментальные данные, полученные на сплаве АК7.

В качестве зависимых переменных выступали качественные бинарные показатели отливок, независимыми переменными являлись параметры плавки и заливки расплава в литейную форму, а также доля вторичных материалов в составе шихты (таблица 1).

Таблица 1 – Перечень зависимых и независимых переменных бинарной логистической регрессии

Независимые переменные		Зависимые переменные	
Название	Обозначение	Название	Обозначение
Температура перегрева расплава в печи ($T_{ПЕР}$, °С)	X_1	Чистота поверхности	Y_1
Температура заливки расплава в литейную форму ($T_{ЗАЛ}$, °С)	X_2	Размерная точность	Y_2
Время выдержки расплава в печи (τ , мин)	X_3	Прожигаемость	Y_3
Доля вторичных материалов в составе шихты (% возвр.)	X_4	Пористость	Y_4

На основании серии выполненных расчетов с использованием пакета прикладных программ SPSS, были получены расчетные коэффициенты бинарной логистической регрессии для каждой зависимой переменной, выполнена проверка их значимости, а также проведена проверка адекватности полученных моделей. Итоговые сведения приведены в таблице 2.

Все полученные регрессионные модели осуществляют прогноз с точностью более 80 %, что подтверждает их адекватность.

Анализ полученных моделей позволяет сделать следующие выводы:

1. Повышение температуры перегрева расплава в печи оказывает положительное влияние на частоту поверхности отливки и размерную точность, незначительно улучшает прожигаемость, отрицательно влияет на пористость отливки.

2. Повышение температуры заливки расплава в литейную форму положительно влияет на все качественные показатели.

3. Увеличение времени выдержки расплава в печи приводит к росту пористости отливки, но улучшает все остальные качественные показатели.

4. Увеличение доли вторичных материалов в составе шихты приводит к снижению всех качественных показателей.

Таблица 2 – Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Зависимая переменная	Модель	Процент корректных предсказаний
Чистота поверхности	$z_1 = 0,004 \cdot X_1 + 0,049 \cdot X_2 + 0,016 \cdot X_3 - 0,011 X_4 - 43,816$	81,8 %
Размерная точность	$z_2 = 0,015 \cdot X_1 + 0,014 \cdot X_2 + 0,200 \cdot X_3 - 0,020 \cdot X_4 - 23,212$	86,4 %
Прожигаемость	$z_4 = 0,002 \cdot X_1 + 0,129 \cdot X_2 + 0,054 \cdot X_3 - 0,044 \cdot X_4 - 98,849$	81,8 %
Пористость	$z_4 = -0,001 \cdot X_1 + 0,011 \cdot X_2 - 0,443 \cdot X_3 - 0,067 \cdot X_4 - 4,310$	82,6 %

Таким образом, ряд технологических параметров способствуют улучшению одних качественных показателей литых изделий и ухудшению других.

С точки зрения выбора эффективного варианта технологического режима производства отливок способом ЛГМ, необходимо одновременное выполнение следующих условий:

$$F(z_1) = \frac{1}{1 + e^{-z_1}} > 0,5; \quad (1)$$

$$F(z_2) = \frac{1}{1 + e^{-z_2}} > 0,5; \quad (2)$$

$$F(z_3) = \frac{1}{1 + e^{-z_3}} > 0,5; \quad (3)$$

$$F(z_4) = \frac{1}{1 + e^{-z_4}} > 0,5. \quad (4)$$

$$(F_p = 47,81 > F_{\text{табл}} = 3,49)$$

Иными словами, если при выбранном варианте технологического режима получения отливок чистота поверхности, размерная точность, прожигаемость и пористость отливок соответствует требуемым показателям качества, то данный вариант может быть использован на предприятии. Если хотя бы один из показателей не соответствует установленным требованиям, данный вариант технологического режима следует браковать.

На основании полученных бинарных логистических моделей средствами Delphi с помощью метода последовательного перебора с установленными ограничениями [9] был выполнен комплекс расчетов, который позволил сформировать базу данных из 11149 вариантов технологических режимов, обеспечивающих получение качественных отливок.

Для выделения компактных, удаленных друг от друга вариантов эффективных технологических режимов литья и разбиения совокупности на области их скопления был использован кластерный анализ. Количество кластеров определяли на основе квадрата евклидова расстояния, определенного с использованием стандартизованных значений. В таблице 3 приведены центры выявленных кластеров, что соответствует наиболее схожим между собой внутри каждой из групп вариантов технологическим режимам получения качественных отливок способом ЛГМ.

Как видно из таблицы 3, определены оптимальные показатели литейной технологии ($T_{\text{ПЕР}}$, $T_{\text{ЗАЛ}}$, τ , доля вторичных материалов в составе шихтовых материалов):

– 1 вариант позволяет использовать до 80 % вторичных материалов в шихте и требует перегрев до 1021 °С, времени выдержки 9 мин. и температуру заливки 825 °С.

– 2 вариант обеспечивает требуемые качественные показатели литья при использовании шихты, содержащей до 100 чушковых материалов и требует перегрев до 838 °С без выдержки расплава и температуру заливки 795 °С.

– 3 вариант позволяет использовать до 45 % вторичных материалов в шихте и требует перегрев до 917 °С, времени выдержки 7 мин. и температуры заливки 830 °С.

Кроме того, расчет экономических показателей и их анализ в сочетании с технологическими (таблица 3) показывает, что при существующих ценах на шихту и электроэнергию наиболее оптимальным с точки зрения затрат является вариант 1, а в условиях изменяющегося рынка и в случае изменения цен можно перейти без потерь на вариант 3.

Таблица 3 – Варианты эффективных технологических режимов получения качественных отливок

Технологические показатели	Вариант технологического режима		
	1	2	3
$T_{\text{ПЕР}}$, °С	1021	838	917
$T_{\text{ЗАЛ}}$, °С	825	795	830
τ , мин	9	0	7
% возвр.	76	3	44
Затраты, руб			
Эл. энергия на плавку 1 т. сплава	3403	2898	3038
Шихтовые материалы	50360	78830	62840
Σ	53766	81728	65878

Выводы.

Получены расчетные коэффициенты бинарной логистической регрессии, связывающие параметры плавки и заливки расплава в литейную форму, а также долю вторичных материалов в составе шихты и качественные бинарные показатели отливок из сплава АК7: чистоту поверхности (z_1), размерную точность (z_2), прожигаемость (z_3), пористость (z_4). Результаты расчетов выявили варианты эффективных технологических режимов получения качественных отливок и показали хорошую сопоставимость с экспериментальными данными.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. — СПб.: НПО «Профессионал», 2007. — 408 с.
2. Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. — № 4. — 2009. — С. 44, 45.
3. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов. Автор-т дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. — Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре государственный технический университет, 2012. — 35 с.
4. Деев В.Б. Об использовании физических методов воздействий при литье алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.П. Мочалов, К.М. Шакиров, О.Г. Приходько // Литейное производство. — 2012. — № 5. — С. 16–18.
5. Селянин И.Ф. Рафинирование расплавов при использовании низкосортной шихты / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.П. Войтков, Н.В. Башмакова // Литейщик России. — 2006. — № 2. — С. 18–20.
6. Деев В.Б. Влияние электромагнитных воздействий на свойства литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. — 2011. — № 27. — С. 117-122.
7. Буре В.М., Парилина Е.М. Теория вероятностей и математическая статистика. Учебник. — СПб.: Издательство «Лань», 2013. — 416 с.: ил.
8. СПСС (SPSS): искусство обработки информации / Под редакцией А. Бююль, П. Цёфель. — Москва, Санкт-Петербург, Киев: ТИД «DiaSoft», 2005. — 602 с.
9. Киреев В.И., Пантелеев А.В. Численные методы в примерах и задачах. 3-е изд., стер. — М.: Высш. шк., 2008. — 480 с.: ил.

В.Б. Деев¹, К.В. Пономарева², А.И. Куценко², С.В. Сметанюк¹,
С.В. Коновалов²

¹ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

²ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПЛАВКИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВКИ «КРЫШКА КОРПУСА ГАЗОАНАЛИЗАТОРА» ИЗ СПЛАВА АК7

В работе рассмотрено влияние технологических параметров плавки на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных по газифицируемым моделям.

This article examines the influence of technological parameters of melting strength, integrity and content of nonmetallic inclusions in castings «Housing cover analyzer» from alloy АК7 obtained by gasified models.

Технология литья по газифицируемым моделям является одним из прогрессивных способов получения высококачественных отливок [1, 2]. Все более широкое распространение данная технология находит при производстве алюминиевых изделий.

Ранее [3 – 7] было показано влияние температуры перегрева ($T_{\text{ПЕР}}$) и заливки ($T_{\text{ЗАЛ}}$) расплава на качественные показатели отливок, в том числе из сплава АК7, полученных способом ЛГМ; при этом были выявлены оптимальные значения величины перегрева. Существенное влияние на качество отливок может оказывать не только $T_{\text{ПЕР}}$ расплава, но и время выдержки τ при этой температуре.

В данной работе приведены результаты исследования влияния времени выдержки расплава состава АК7 (при оптимальной температуре перегрева 880...890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820...830 °С) на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений (γ - Al_2O_3) в отливках, полученных способом ЛГМ в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения». При этом состав шихты включал повышенное количество вторичных материалов.

На основе полученных экспериментальных данных о влиянии времени выдержки расплава (τ) и состава шихты (% вт.) на прочность (σ_B) и герметичность (Γ) (по критерию пневмопрочности) отливок «Крышка корпуса газоана-

лизатора», полученных способом ЛГМ, была проведена статистическая обработка выявленных зависимостей с целью математического описания наблюдаемых явлений.

Расчет регрессионных моделей проводился с использованием пакета STATISTICA 6.0. Адекватность полученных моделей оценивалась по критерию Фишера (F_p – ошибка 5 %, $F_{ТАБ}(20; 2) = 3,49$). Для каждого полученного регрессионного уравнения дополнительно приведены: уровень значимости (p), величина достоверности аппроксимации R^2 , интервалы изменения зависимых переменных, для которых получено данное регрессионное уравнение.

Изменения прочности (σ_B) и герметичности (Γ) сплава в зависимости от времени выдержки расплава в печи (τ) и состава шихты (% вт.) описываются регрессионными уравнением в виде полинома второй степени вида:

$$\sigma_B = 192,99484 + 3,55098 \cdot \tau - 0,20094 \cdot \tau^2 - 0,42970 \cdot \% \text{ вт} + 0,00250 \cdot \% \text{ вт}^2 \quad (1)$$

$$(F_p=45,3; p=0,01; R^2=0,941; 0 \leq \tau \leq 15; 0 \leq \% \text{ вт} \leq 80).$$

$$\Gamma = 11,90527 + 0,42071 \cdot \tau - 0,02466 \cdot \tau^2 - 0,03007 \cdot \% \text{ вт} + 0,00011 \cdot \% \text{ вт}^2 \quad (2)$$

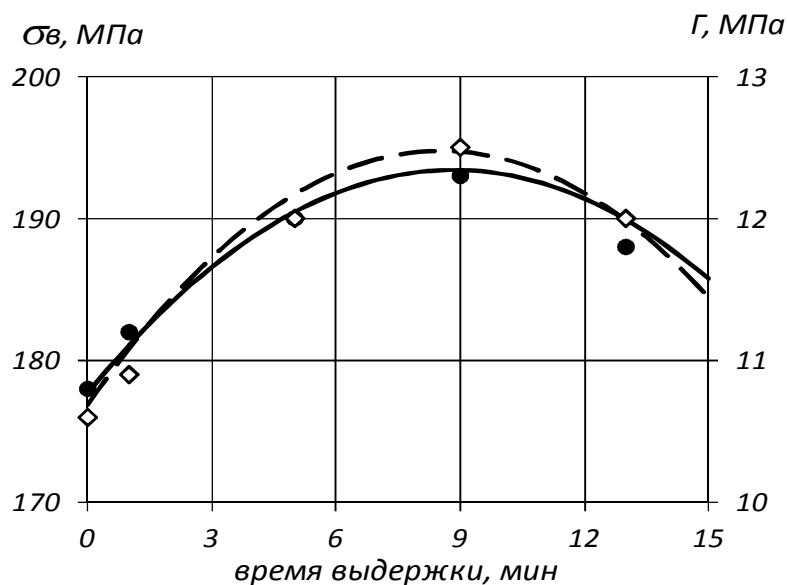
$$(F_p=75,8; p=0,01; R^2=0,903; 0 \leq \tau \leq 15; 0 \leq \% \text{ вт} \leq 80).$$

На рисунке 1 приведены расчетные и экспериментальные данные при различном времени выдержки расплава в печи, полученные при содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте, при температуре перегрева 880...890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820...830 °С.

При содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте и времени выдержки расплава в печи около 8...10 мин прочность и герметичность отливок имеют точку перегиба регрессионной кривой – точку максимума изучаемых свойств. Значительное уменьшение прочности и герметичности наблюдается при увеличении времени выдержки расплава в печи более 12 мин или его уменьшении менее 5 мин.

На рисунке 2 приведены расчетные и экспериментальные данные при различном содержании чушковых и вторичных материалов в шихте, полученные при времени выдержки расплава в печи 8...10 мин, температуре перегрева 880...890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820...830 °С.

Увеличение доли вторичных материалов в шихте приводит к нелинейному снижению прочности и герметичности сплава в отливке. Причем, увеличение доли вторичных материалов в шихте от 0 до 50 % приводит к снижению прочности на 15,2 МПа, а при дальнейшем увеличении их доли от 50 до 80 %, лишь на 2,3 МПа. Аналогичная картина наблюдается и для герметичности – 1,2 и 0,5 соответственно.



прочность (σ_b), МПа: ——— – расчет; ● – эксперимент
герметичность (Γ), МПа: — — — – расчет; ◊ – эксперимент

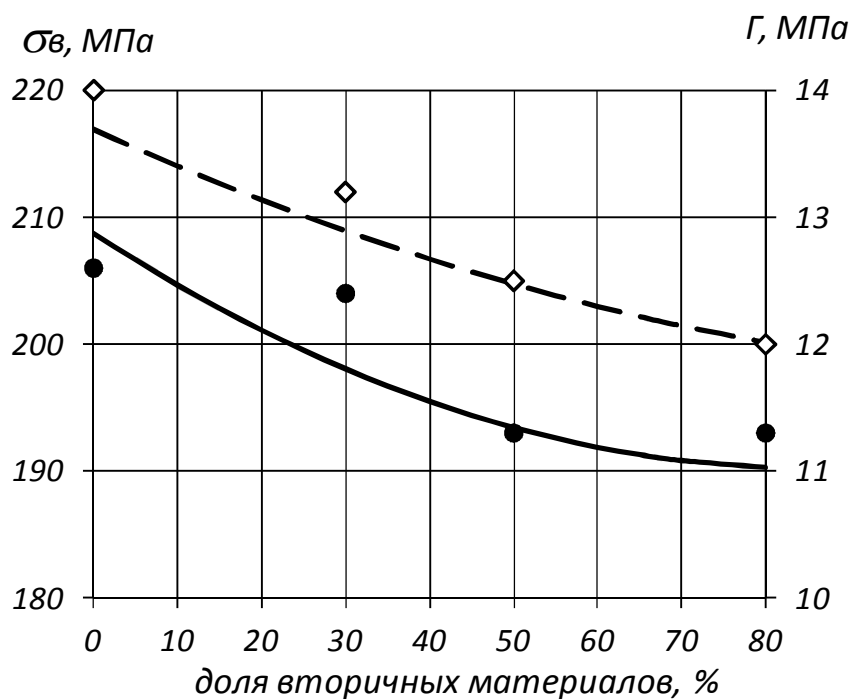
Рисунок 1 – Влияние времени выдержки расплава на прочность (а) и герметичность (б) отливок «Крышка корпуса газоанализатора» при содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте

Таким образом, при технологическом режиме, обеспечивающем время выдержки расплава в печи около 8...10 мин, увеличение доли вторичных материалов в шихте с 50 до 80 % не приводит к резкому снижению прочности и герметичности отливок и увеличению доли брака по вине металла.

На рисунке 3 представлены результаты исследования содержания неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» (всего 192 отливки из 6 серий в каждом варианте) в зависимости от времени выдержки при температуре перегрева (шихта содержала 50 % вторичных материалов).

Анализ результатов по исследованию содержания неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» в зависимости от времени выдержки при температуре перегрева (рисунок 3, а – г) показывает, что изменение времени выдержки при перегреве позволяет регулировать содержание неметаллических включений в отливках. Оптимальным временем выдержки расплава является длительность перегрева 5...10 мин, – данное время обработки позволяет уменьшить микронеоднородность расплава и получить большее количество отливок с минимальным содержанием неметаллических включений (γ - Al_2O_3).

Время выдержки 0...1 мин (рисунок 3, а) является недостаточным для уменьшения содержания неметаллических включений в отливках – весьма высокое количество отливок с содержанием (γ - Al_2O_3) $\geq 0,40$ %. Данные результаты объясняются тем, что количество вторичных материалов в шихте более 50 % требует достаточной оптимальной выдержки расплава при температуре перегрева с целью уменьшения уровня микронеоднородности расплава.



прочность (σ_v), МПа: — — — — — расчет; • — эксперимент
герметичность (G), МПа: — — — — — расчет; \diamond — эксперимент

Рисунок 2 – Влияние содержания чушковых и вторичных материалов в шихте на прочность (а) и герметичность (б) отливок «Крышка корпуса газоанализатора» при времени выдержки расплава в печи 8...10 мин

Что касается времени выдержки расплава 12...13 мин (рисунок 3, г), то следует обратить внимание, что данный вариант длительности обработки является чрезмерным и приводит к существенному газопоглощению расплава и повышенному содержанию неметаллических и газовых включений как в жидком, так и в твердом состояниях.

Выводы.

Было исследовано влияние температурно-временных параметров плавки и заливки в литейную форму на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений (γ - Al_2O_3) в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных литьем по газифицируемым моделям при содержании в шихте 50...55 % вторичных материалов. Проанализировано влияние неметаллических включений на образование пористости в отливках и снижение герметичности в литом состоянии. Рекомендовано оптимальное время выдержки при оптимальной температуре перегрева расплава, обеспечивающее минимальное содержание неметаллических включений в отливках.

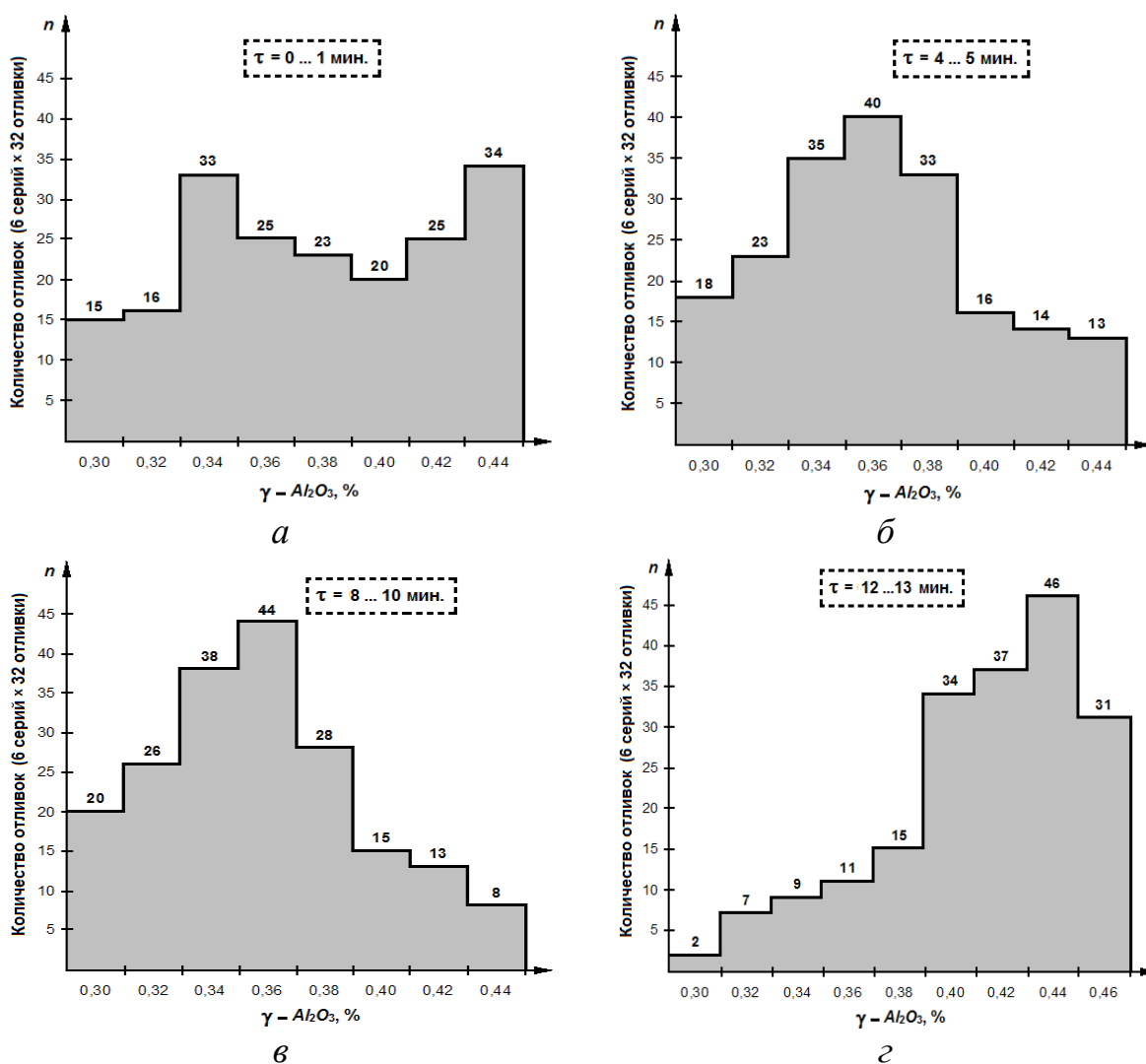


Рисунок 3 – Содержание неметаллических включений ($\gamma-Al_2O_3$) в отливках «Крышка корпуса газоанализатора», полученных способом ЛГМ при температуре перегрева ($T_{ПЕР}$) и времени выдержки расплава: а – $\tau = 0 \dots 1$ мин.; б – $\tau = 4 \dots 5$ мин.; в – $\tau = 8 \dots 10$ мин.; г – $\tau = 12 \dots 13$ мин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. – № 4. – 2009. – С. 44, 45.
3. Деев, В.Б. Содержание неметаллических включений в алюминиевых сплавах при изменяющихся температурных режимах плавки и заливки / В.Б. Деев, А.В. Прохоренко, К.В. Пономарева // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 2. – С. 68–69.
4. Деев, В.Б. Температурные режимы плавки и заливки Al-сплавов при литье по газифицируемым моделям / В.Б. Деев, К.В. Пономарева, А.С. Юдин,

С.А. Цецорина, А.В. Прохоренко // Литейное производство. – 2014. – № 3. – С. 25–27.

5. Deev, V.B. / Fast cooling of aluminum alloys in casting with a gasifying core / V.B. Deev, I.F. Selyanin, K.V. Ponomareva, A.S. Yudin, S.A. Tsetsorina // Steel in translation. – 2014. – Т. 44. – № 4. – P. 253, 254.

6. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов. Автор-т дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре государственный технический университет, 2012. – 35 с.

7. Деев В.Б. Об использовании физических методов воздействий при литье алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.П. Мочалов, К.М. Шакиров, О.Г. Приходько // Литейное производство. – 2012. – № 5. – С. 16–18.

УДК 621.7

С.В. Сметанин², М.В. Филиппова¹, В.Н. Перетяtko¹

¹ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

²ОАО «ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫРАБОТКИ ОСЕВОЙ ПОРИСТОСТИ ПРИ ПРОКАТКЕ РЕЛЬСОВ

В статье приведены результаты компьютерного моделирования и промышленных экспериментов по исследованию распределения осевой пористости с оценкой распределения полей интенсивности деформаций, интенсивности напряжений и использования ресурса пластичности металла при прокатке в черновых клетях.

In article results of computer modeling and industrial experiments on research of distribution of axial porosity with an estimation of distribution of fields of intensity of deformations, intensity of pressure and use of a resource of plasticity of metal are resulted at a rolling rink in draught cages.

После проведенной реконструкции машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) электросталеплавильного цеха (ЭСЦ) ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» поперечное сечения заготовки изменили в сторону увеличения, при этом габариты НЛЗ составляют $H \times B = 365 \times 300$ мм., взамен предыдущих 330×300 мм

[1]. Увеличение размера порядка 10 % большей стороны НЛЗ потребовало проведение углубленных исследований по выбору оптимальной последовательности и конфигурации ящичных и разрезных калибров обеспечивающих требуемое распределение осевой пористости при прокатке в черновой группе клетей нового рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

На рисунке 1 показана схема прокатки трамвайных рельсов Т62 из НЛЗ в черновых клетях BD-1 и BD-2 рельсобалочного стана «ЕВРАЗ ЗСМК».

Режимы деформации металла в черновых обжимных двухвалковых реверсивных клетях BD-1 и BD-2 приведены в таблице 1.

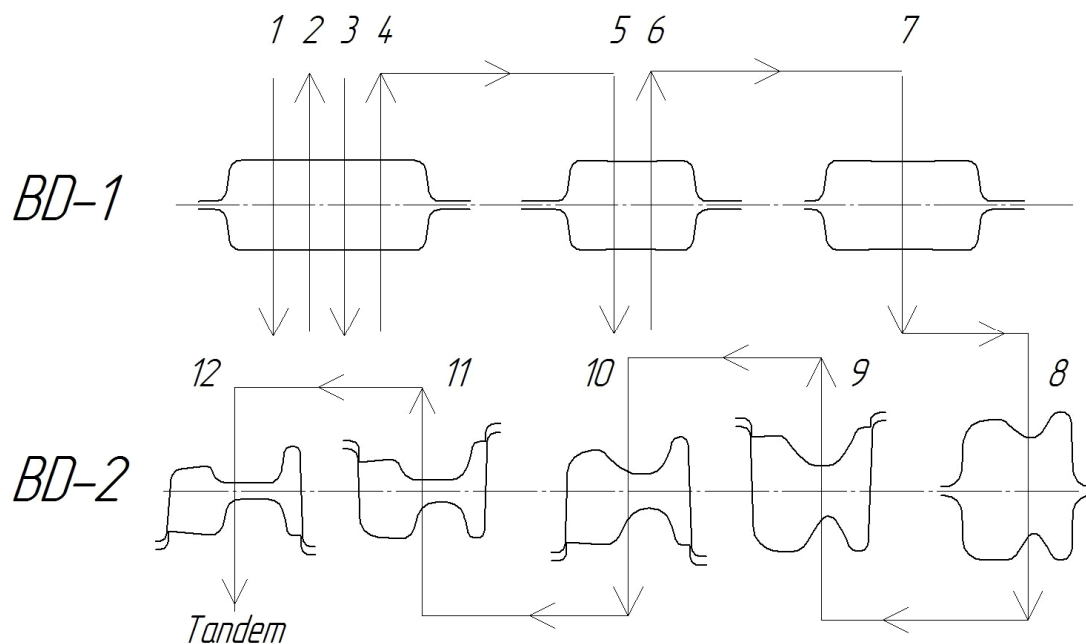


Рисунок 1 – Схема прокатки трамвайных рельсов в черновых клетях BD-1 и BD-2

Как видно из таблицы, величина абсолютного обжатия за пропуск изменяется в широких пределах от 110 мм до 12 мм. Суммарное абсолютное обжатие вдоль оси шейки рельса составляет 150 мм и в перпендикулярном направлении 112 мм.

Для исследования формоизменения металла с осевой пористостью разработана виртуальная модель черновой группы рельсобалочного стана, которая включала в себя две реверсивные рабочие клетки BD-1 и BD-2.

Компьютерное моделирование технологических режимов прокатки рельсов проводили с использованием программного комплекса Deform3D [2].

Таблица 1 – Режимы деформации металла в черновых клетях

Пропуск	Размеры, мм		Обжатие, мм	Кантовка
	Н	В		
BD-1				
0	365	300	-	-
1	330	310	35	1
2	295	320	35	0
3	259	310	61	1
4	204	320	55	0
5	293	212	27	1
6	268	219	25	0
7	185	280	34	1
BD-2				
8	170	200	110	1
9	90	210,68	80	0
10	60	220,02	30	0
11	40	226,55	20	0
12	28	233,66	12	0

Модельная заготовка из рельсовой стали размерами 365×300 мм имела площадь поперечного сечения 109500 мм². По оси заготовки, по всей ее длине, выполнено отверстие диаметром 40 мм, которое имитирует опасную зону осевой пористости. Площадь поперечного сечения осевого отверстия равна 1256,6 мм², что составляла 0,87 % от площади заготовки. Технология прокатки модельной заготовки с использованием виртуальной модели черновой группы рельсобалочного стана ответствовала реально действующей технологии. Условия прокатки: температура заготовки – 1150 °С; средняя скорость прокатки – 3,5 м/с; коэффициент трения – 0,3; температура окружающего воздуха – 20 °С.

По результатам виртуального моделирования было изучено: формоизменение металла, распределение величин интенсивности деформаций, интенсивности напряжений и оценена величина использования коэффициента запаса пластичности в поперечном сечении раската после каждого пропуска. В работе анализировали вертикальное сечение раската в плоскости, проходящей через оси прокатных валков (плоскость выхода металла из валков).

Изучение формоизменения металла показало, что все калибры полностью заполняются металлом. Поверхностные дефекты на раскате отсутствуют. Зона осевой пористости по всем пропускам располагается в центральной части раската, при этом площадь поперечного сечения осевой пористости уменьшается с увеличением коэффициента вытяжки. После 10 пропуска при суммарном коэффициенте вытяжки 4,13 происходит полное заваривание цен-

тральной пористости. При дальнейшей прокатке раскрытие осевой пористости не происходит (таблица 2).

Таблица 2 – Изменение площади поперечного сечения осевой пористости в зависимости от суммарного коэффициента вытяжки

№ пропуска	Суммарная вытяжка	Площадь поперечного сечения осевой пористости, мм
0	0	1256,64
1	1,062	1121,55
2	1,16	998,24
3	1,32	841,16
4	1,63	479,01
5	1,744	442,02
6	1,96	412,33
7	2,2	364,5
8	2,54	237,5
9	3,24	40,13
10	4,13	0
11	5,11	0
12	6,02	0

Интенсивность деформаций по ходу прокатки и по сечению калибров крайне неравномерна и ее величина изменяется от 0,364 в ящичных калибрах до 2,25 в разрезном калибре [4].

Полученные значения интенсивности напряжений:

$$\sigma_{\text{в}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2};$$

во втором, седьмом девятом и двенадцатом пропусках приведены на рисунке 2 [5].

Распределение полей интенсивности напряжений после второго пропуска (рисунок 2, а) симметричны относительно вертикальной оси [6]. Максимальные значения интенсивности напряжений составляют $\sigma_{\text{в}}=167$ МПа и соответствуют поверхностным слоям, контактирующим с горизонтальными валками. Значения интенсивности напряжений убывают от поверхности к центральным слоям.

В центральных слоях выделяются три шаровых зоны с минимальными значениями интенсивности напряжений $\sigma_{\text{в}}=104$ МПа, располагающихся по обе стороны от осевой пористости, причем по периметру осевой пористости, со стороны горизонтальных валков, также выделяются аналогичные зоны минимальных значений интенсивности напряжений. На рисунке 2, б представлено распределение полей интенсивности напряжений после седьмого пропуска. Характер распределения полей интенсивности напряжений аналогичен распределению полей интенсивности деформаций, так же имеет ромбическую

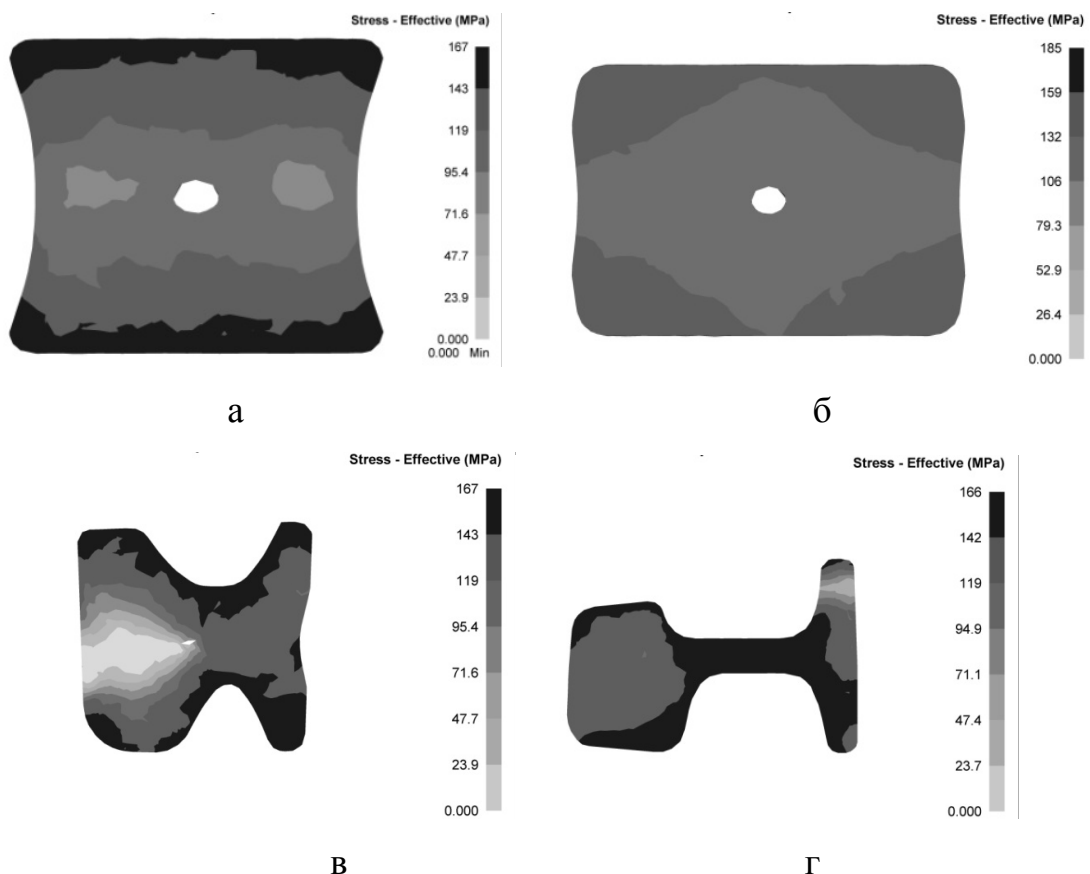


Рисунок 2 – Распределение полей интенсивности напряжений:
а – после второго пропуска; б – после седьмого пропуска; в – после девятого пропуска; г – после двенадцатого пропуска.

форму, а максимальные значения соответствуют местам защемления полосы в радиусах сопряжения горизонтальной бочки вала с выпусками калибра и составляют $\sigma_e=162$ МПа. На рисунке 2, в представлено распределение полей интенсивности напряжений после девятого пропуска в разрезном калибре клетки ВД-2. Максимальные значения интенсивности напряжений составляют $\sigma_e=125 - 167$ МПа и располагаются по периметру ручьев калибра. Стоит отметить, что фланец подошвы при проникновении в закрытый ручей встречает значительные сопротивления со стороны наклонной стенки гребня и со стороны боковой стенки калибра, что вызывает значительные напряжения $\sigma_e=167$ МПа по всему фланцу в закрытом ручье, а металл в закрытом ручье как бы протягивается через него. В открытом ручье фланец подошвы находится в пространстве между двумя коническими плоскостями, вращающимися с разными окружными скоростями, при этом фланец обжимается по толщине, что вызывает значительные напряжения $\sigma_e=125$ МПа со стороны опорной части подошвы. В девятом калибре отчетливо просматривается зависимость больших сопротивлений в прокатываемом металле закрытого фланцевого ручья подошвы относительно открытого. В центральной части раската, в зоне нахождения осевой пористости наблюдаются значительные напряжения в интервале $\sigma_e=83 - 125$ МПа, что способствуют проработке осевой пористо-

сти в организованную полосу, располагающуюся в шейке профиля. В двенадцатом пропуске (рисунок 2, г) характер распределения напряжений зависит от распределения интенсивности деформаций. [7]. Также стоит отметить, что прокатка в разрезных рельсовых калибрах является различной по времени с точки зрения обработки валками элементов раската [8].

В процессе моделирования был исследован один из основных факторов, влияющих на получение профиля хорошего качества – запас пластичности металла, определяющий вероятность образования поверхностных и внутренних дефектов проката.

Критерий Кокрофта-Лэтэма рассчитывается по формуле:

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon},$$

где $\bar{\varepsilon}$ – накопленная пластическая деформация; $d\bar{\varepsilon}$ – приращение накопленной деформации, σ^* – максимальное главное растягивающее напряжение, $\bar{\sigma}$ – интенсивность напряжений.

На рисунке 3 представлено распределение полей запаса пластичности в поперечном сечении раската во втором, седьмом, девятом и двенадцатом пропусках. Во втором пропуске (рисунок 3, а) выделяются четыре зоны по углам раската в местах сопряжения бочки валков с выпусками калибра. Максимальные значения степени использования запаса пластичности во втором пропуске ящичного калибра составляют $D=0,2$. Распределение полей использования запаса пластичности после седьмого пропуски показано на рисунке 3, б.

Зона с максимальным использованием запаса пластичности $D=0,122-0,162$ имеет ромбическую форму, которая соотносится с распределением полей интенсивности деформаций и интенсивности напряжений. Осевая ликвация в данном случае является концентратором напряжений, в верхней и нижней частях которой в максимальной степени, относительно всего поперечного сечения, использован коэффициент запаса пластичности, который составляет $D=0,162$. При рассмотрении распределения использования запаса пластичности стоит отметить, что максимальные значения соответствуют фланцу подошвы, причем по открытому ручью, и составляют $D=0,06-0,3$ с наибольшими значениями по торцевой части в открытом ручье. Максимальное использование запаса пластичности во фланце подошвы объясняется тем, что при разрезке объемы металла интенсивно перетекают в зону с наименьшим сопротивлением. Так же максимум значений находится в радиусе головки по раскрытию калибра. Минимальные значения использования коэффициента запаса пластичности соответствуют объему металла в области головки и составляют $D=0,125-0,188$. После девятого пропуски в разрезном калибре происходит почти полное заваривание осевой пористости (рисунок 3, в) и в последующих калибрах ее раскрытые не наблюдается (рисунок 3, г). Стоит отме-

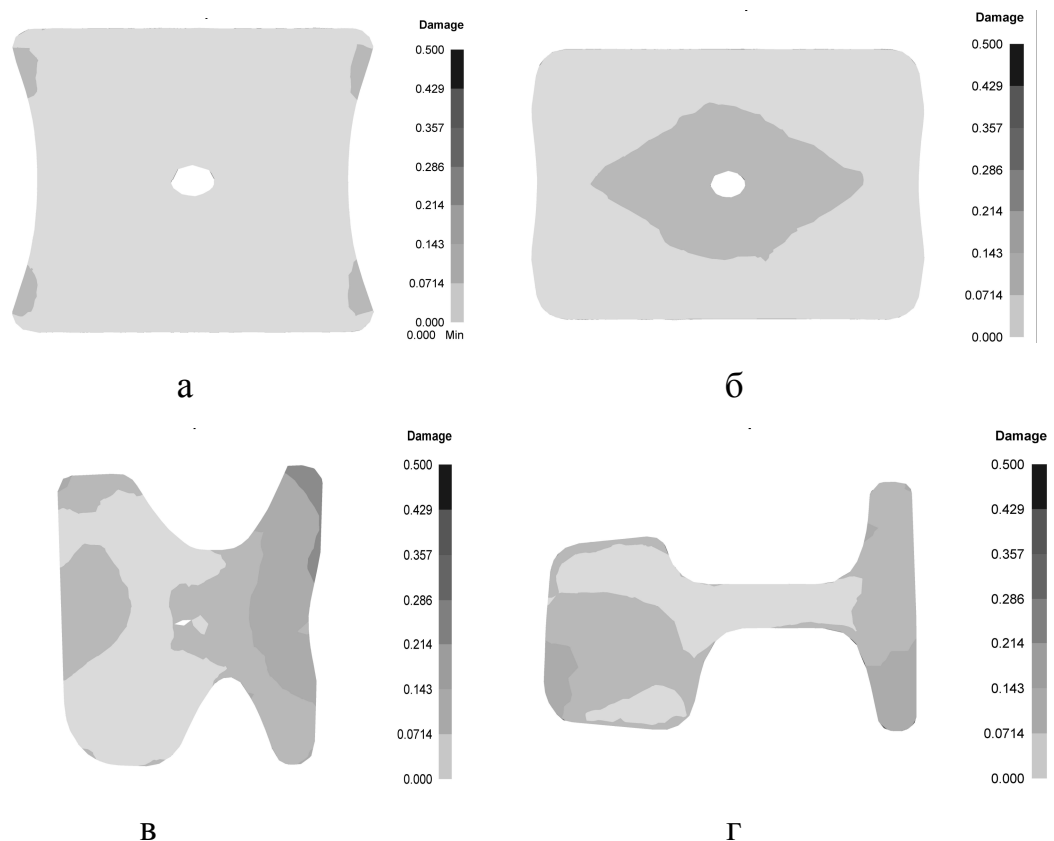


Рисунок 3 – Распределение полей коэффициента использования запаса пластичности:

а – после второго пропуска; б – после седьмого пропуска; в – после девятого пропуска; г – после двенадцатого пропуска.

метить, что картина распределения запаса пластичности напрямую зависит от распределения интенсивности напряжений по сечению металла.

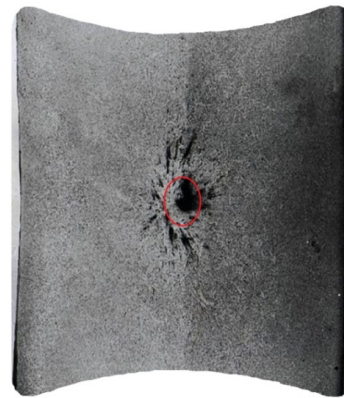
Результаты промышленные исследования распределения осевой пористости при прокатке в черновых ящичных калибрах клетки VD-1 и разрезных рельсовых калибрах в клетки VD-2 показаны на рисунке 4.

Изучения макроструктуры НЛЗ проводили на темплетях, отобранные от трех плавок стали Э76Ф отлитых на МНЛЗ-1. Для проведения промышленных экспериментов была выбрана НЛЗ с максимальной осевой пористостью. Темплет НЛЗ с максимальной осевой пористостью показан на рисунке 4, а.

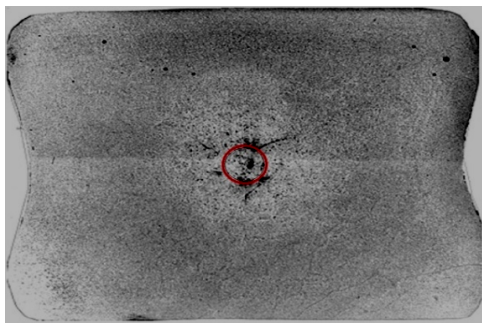
Макроструктуру поперечного сечения раската выявляли глубоким травлением в 50 % водном растворе соляной кислоты поверхности отрезанных темплетов после второго (рисунок 4, б), после седьмого (рисунок 4, в) и после девятого (рисунок 4, г) пропусков в клетях VD-1, VD-2, полученных из отобранных проб методами холодной механической обработки (строжки, шлифовки). На фотографиях полученных темплетов оконтурена зона осевой пористости с наиболее опасной зоной осевой пористости соотношенная с результатам компьютерного моделирования. По результатам промышленного эксперимента заваривание осевой несплошности происходит после десятого пропуска, что подтверждает ранее полученные результаты компьютерного моделирования.



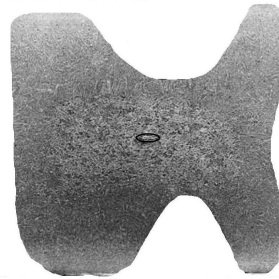
а



б



в



г

Рисунок 4 – Распределение осевой пористости по сечению раската
а – исходная НЛЗ сечением 365×300мм; б – поперечное сечение раската после второго пропуска; в – поперечное сечение раската после седьмого пропуска; г – поперечное сечение раската после девятого пропуска

Выводы

1. Напряженно-деформированное состояние металла неравномерно по сечению раската и зависит от формы калибра. Распределения запаса пластичности напрямую зависит от распределения интенсивности напряжений по сечению металла.

2. По данным компьютерного моделирования уменьшение площади осевой пористости пропорционально суммарному коэффициенту вытяжки. После 10 пропуска при общем коэффициенте вытяжки 4,13 в металле происходит полное заваривание внутреннего дефекта.

3. На заваривание осевой несплошности в процессе прокатки влияет главным образом величина сжимающих напряжений на поверхности раската.

4. Результаты промышленного эксперимента на заготовке с максимальной осевой пористостью показали хорошую сходимость результатов компьютерных и промышленных экспериментов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Перетяцько В.Н., Литвин С.Г., Пятайкин Е.М. Влияние разрезки на положение центральной пористости в рельсах Р65 // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 4. – С. 36 – 38.
2. Перетяцько В.Н., Сметанин С.В., Волков К.В. Исследование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке трамвайных рельсов в универсальном четырехвалковом калибре // Сталь. – 2014. – № 7. – С. 36 – 39.
3. Перетяцько В.Н., Сметанин С.В. Исследования деформированного состояния металла при прокатке в универсальных клетях // Заготовительное производство в машиностроении. – 2014. – № 11. – С. 29-32.
4. Перетяцько В.Н., Сметанин С.В. Совершенствование технологии прокатки трамвайных желобчатых рельсов на основе анализа напряженно-деформированного состояния // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургия. Новокузнецк. – 2008. – Вып. 23. – С. 94-101.
5. Перетяцько В.Н., Сметанин С.В. Исследования напряженного состояния металла при прокатке в четырехвалковых разрезных калибрах // Заготовительное производство в машиностроении. – 2015. – № 1. – С. 24-26.
6. Перетяцько В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В. Деформация металла в чистовом разрезном калибре при прокатке трамвайных желобчатых рельсов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 10. – С.68 – 69.
7. Полухин П.И., Грдина Ю.В. Прокатка и термическая обработка рельсов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 510 с.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Д.А. Титов, В.М. Шурупов, Г.Н. Вострецов
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

Научно-производственный центр «Сварочные процессы и технологии»,
г. Новокузнецк

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

Приведено описание проведенных в условиях научно-производственного центра «Сварочные процессы и технологии» исследовательских работ по изучению влияния на качественные характеристики сварных швов и наплавленного металла новых материалов и технологий. Рассмотрены разработанные технологии сварки резервуаров северного исполнения; технологии сварки под флюсами АН-348, АН-60, АН-67, ОК.10.71 с углеродфторсодержащими добавками; разработаны новые порошковые проволоки и технологии наплавки, новые учебные программы и тренажер для обучения сварщиков.

The description of the research work carried out in the context of the Scientific and Production Center «Welding processes and technology» on the influence of new materials and technologies on the quality of welds and weld metal. Considered welding technology developed tanks for North conditions; submerged arc welding technology under fluxes AN-348 AN-60, AN-67, OK.10.71 with CF-containing additives; develop new flux cored wires and technology of surfacing, new programs and simulators for training of welders.

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

Обеспечение гарантированного уровня механических свойств сварного шва – основное требование промышленной безопасности. При этом механические свойства предопределены уровнем загрязненности неметаллическими включениями и общей газонасыщенностью сварного шва. Большинство неметаллических включений в сварных швах являются оксидными, независимо от того, экзогенные они или эндогенные, при этом количественный и качественный состав последних предопределен содержанием общего кислорода.

В настоящее время возросло внимание к вопросу разработки новых флюсов и добавок к ним, исследование их влияния на сварочно-технологические свойства сварного шва, а также на содержание кислорода и неметаллических включений в сварном шве [1-5]. В основном, отечественные флюсы, применяемые для сварки низколегированных сталей, являются окис-

лительными и построены на принципах кремне - марганцево - окислительно-восстановительных процессах. При этом продуктами данных реакций являются оксидные соединения кремния, марганца, железа, алюминия и др., которые в процессе сварки чаще всего не успевают всплыть и ассимилироваться образующимся из сварочного флюса шлаком, что в итоге и приводит к увеличению загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями и, как следствие, снижения комплекса физико-механических свойств. Для исключения загрязнения металла шва, по-видимому, целесообразно использование восстановителей, образующих газообразные продукты реакции. Таким восстановителем может быть углерод, образующий при взаимодействии с окислителями газообразные соединения CO_2 и CO .

Исходя из данных предпосылок, проведен ряд исследовательских работ по изучению влияния добавок в различные плавленные и керамические флюсы на качественные характеристики сварных швов.

В условиях ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» освоено производство резервуаров в северном исполнении в соответствии с «Правилами устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов» ПБ-03-605-03 и СНиП II – 23- 81.. В результате проведенных работ разработана и освоена оптимальная технология сварки полотнищ стенок резервуаров, работающих в условиях низких отрицательных температур, – двусторонняя сварка: с внутренней стороны резервуара проволокой Св-08ГА (на верхнем ярусе) под смесью флюсов АН-67Б и АН-348А при соотношении 1:1, с наружной стороны проволокой Св-10НМА (на нижнем ярусе) под флюсом АН-60 и АН-348А при соотношении 1:1. Сварка осуществляется без разделки кромок до толщин листа 18 мм. На верхнем ярусе стыковые швы свариваются на пониженных режимах, обеспечивающих проплавление металла до 0,55 толщины листа. На нижнем ярусе сварка производится на большем токе, позволившем получить проплавление металла до 0,7 толщины листа. Разработанная технология позволила получить весь спектр требуемых механических свойств и ударную вязкость при отрицательных температурах резервуарных металлоконструкций, исключить дефекты – трещины при изготовлении [6]. Технология защищена патентами РФ [7,8].

Проведены исследования влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и импортный флюс ОК.10.71 на процесс рафинирования металла сварного шва [9,10]. В результате определено, что с увеличением содержания углеродфторсодержащей добавки в различных флюсах при допустимом незначительном увеличении концентрации углерода наблюдается снижение общего кислорода в сварном шве, а так же значительное увеличение механических свойств и особенно ударной вязкости при отрицательных температурах. Изготовление флюса добавки марки ФД – УФС организовано в условиях ОАО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова». Разработанные технологии сварки металлоконструкций с использованием флюс-добавки защищены патентом РФ [11], состав нового основного сварочного флюса защищен патентом РФ [12].

На металлургических предприятиях России широко используется наплавка прокатных валков для восстановления и повышения стойкости. Несмотря на широкий спектр используемых систем для наплавки, широкое распространение получили две системы: C–Si–Mn–Cr–W–V и C–Si–Mn–Cr–V–Mo. Проведенное нами исследование по введению в состав проволок типа ПП-Нп-35В9Х3СФ и ПП-Нп-25Х5ФМС углеродфторсодержащей добавки и никеля позволяет значительно снизить уровень загрязненности оксидными неметаллическими включениями наплавляемого металла, а также способствует образованию мелкодисперсных карбидов, что на практике должно привести к повышению термической стойкости прокатных валков. Составы данных порошковых проволок и их модификаций защищены патентами РФ [13, 14].

Основное количество брака при производстве сварочных работ связаны с низкой квалификацией сварщиков. Учитывая, что наиболее значимым фактором является длина дуги, а постоянное слежение очень быстро приводит к утомлению зрения и снижению эффективности обучения, на первом этапе подготовки сварщиков используются различные тренажеры.

Для обеспечения выработки правильных психомоторных навыков у обучаемого по поддержанию нормативных параметров (длины дугового промежутка, угла наклона сварочного электрода, отклонения от центра разделки кромок свариваемых деталей, скорости сварки) в различных пространственных положениях, повышения эффективности обучения путем контроля нормативных параметров сварки и снижения затрат при обучении на кафедре в учебных целях используется тренажер (рисунок 1), состоящий из следующих элементов: 1 – экран; 2 – лампа; 3 – имитатор электрододержателя; 4 – наушники; 5 – блок приёма сигнала.

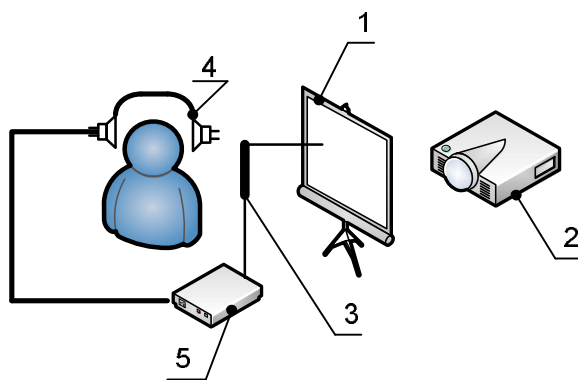


Рисунок 1 – Принципиальная схема тренажера сварщика

Обучение сварщика с помощью тренажера производится по следующей методике. На экране нанесены светопроницаемые дорожки, имитирующие траекторию движения руки при различной технике сварки. При нахождении имитатора электрододержателя над светопроницаемой дорожкой свет от источника попадает в фотоприёмник, расположенный на конце модели электрода, при этом звуковой сигнал не подается, что означает правильную технику

сварки. При уходе конца модели электрода в сторону от светопроницаемой дорожки на время, заданное от 0,5 – 1с, подается звуковое сообщение, сигнализирующее об отклонении от заданной траектории, и, соответственно, о совершенной ошибке. На светонепроницаемом экране нанесены различные светопроницаемые дорожки, имитирующие различные глубины проплавления основного металла и формирование шва в зависимости от вида поперечных колебаний электрода. После освоения сварщиком двигательных навыков, происходит их дальнейшее закрепление путём усложнения траектории светопроницаемой дорожки. Тренажёр позволяет закреплять и унифицировать технику манипулирования электродом и поставить правильный угол наклона электрода по отношению к изделию и направлению сварки, что и предопределяет качество формирования сварочного шва. Практика применения тренажера в группах сварщиков при предварительной подготовке для аттестации сварщиков показала, что после проведения обучения сварщиков в группах без применения тренажёра количество стыков контрольных образцов сварных швов, удовлетворяющих качественным показателям, составляло 45-50 %, а при обучении с тренажёром – 87-95 %. Тренажер защищен патентом РФ [15].

Выводы.

Разработаны технологии использования новых углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов позволяющих при использовании значительно снизить уровень загрязненности стали оксидными неметаллическими включениями, уменьшить газонасыщенность сварного шва, повысить спектр требуемых механических свойств. Технологии внедрены в производство и используются для сварки нефтеналивных резервуаров эксплуатируемых в условиях отрицательных температур. Организовано производство, защищенной патентом РФ, флюс-добавки марки ФД-УФС.

Разработаны, защищенные патентами РФ, порошковые проволоки систем C–Si–Mn–Cr–W–V и C–Si–Mn–Cr–V–Mo с добавкой углерод и никельсодержащих компонентов используемых для наплавки прокатных валков. Применение порошковых проволок при наплавке позволяет эффективно удалять оксидные неметаллические включения, получать равномерное распределение углерода в металле шва и повысить термическую стойкость наплавляемого изделия.

Для обучения и выработки правильных психомоторных навыков при ручной дуговой сварке разработан и внедрен в учебный процесс, защищенный патентом РФ, тренажер сварщика.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead/Rafael Quintana Puchola, Jeily Rodríguez Blancoa, Lorenzo Perdomo Gonzaleza, Gilma Cas-

tellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Péreza//Welding International. – 2009. – Volume 23. – № 2. – P. 132-140.

2. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO–SiO₂–CaO–Al₂O₃ – CaF₂ system by fusion/A.C. Crespoa, R.Q. Puchola, L.P. Goncaleza, L.G. Sanchezb, C.R. Gomez Perez, E.D. Cedrea, T.O. Mendez & J.A. Pozola//Welding International. – 2007. – Volume 21. – № 7. – P. 502-511.

3. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties/ Amado Cruz Crespoa, Rafael Quintana Puchola, Lorenzo Perdomo González, Carlos R. Gómez Pérez, Gilma Castellanos, Eduardo Díaz Cedrea & Tamara Ortiza / Welding International. – 2009. – Volume 23. – № 2. – P. 120-131.

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

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

6. Manufacture of vertical bulc –oil storage tanks for northern climates using special welding materials/ Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E. // Steel in Translation. – 2012. – T. 42. – № 2. – P. 118-120.

7. Пат. 2465108 РФ, МПК⁸ В23 К9/18, В23 К35/362 Способ сварки под флюсом/ Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. – № 2011123342/02(034573), Заявл. 08.06.2011.

8. Пат. 2467853 РФ, МПК⁸ В23 К35/362 Керамический флюс-добавка/ Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. – № 201112341602/02(034654), Заявл. 08.06.2011.

9. Effect of carbon- and fluorine-containing additions in the composition of fluxes on the content of nonmetallic inclusions and properties of welded joints / N.A. Kozyrev, V.F. Igushev, R. Ev. Krukov, Z.V. Goldun, I.N. Kovalsky // Welding International. – 2013. – Vol. 27. – № 12. P. 963 – 965.

10. New carbon-fluorine containing additive for the welding fluxes/ N.A. Kozyrev, R. E. Krukov, D.E. Kolmogorov // Mechanics and materials. – Vol. 682(2014). – P. 495-498.

11. Пат. 2484936 РФ, МПК⁸ В23 К35/362 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.

12. Пат. 2492983 РФ, МПК⁸ В23 К35/36 Флюс для сварки/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В., Козырева О.Е.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет. – № 2012108414 / 02 (012721), Заявл. 05.03.2012.

13. Пат. 2518211 РФ, МПК⁸ В23 К35/368 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.

14. Пат. 2518035 РФ, МПК ⁸ В23 К35/368 Порошковая проволока/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Титов Д.А., Козырева О.Е.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет. – № 2013128792 / 02 (042890), Заявл. 24.06.2013.

15. Пат. 2447515 РФ, МПК ⁷ G09B19/24 Тренажер для обучения электродуговой сварке / Шурупов В.М., Козырев Н.А. – № 2011104516 / 12 (006345), Заявл. 08.02.2011.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, О.А. Козырева

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

Научно-производственный центр «Сварочные процессы и технологии», г. Новокузнецк

НОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ФЛЮС-ДОБАВОК ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

Проведены экспериментальные исследования влияния добавок во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 при сварке стали 09Г2С. Показано, что при использовании добавки уменьшается общее содержание кислорода в шве, снижается загрязненность оксидными неметаллическими включениями и уровень газонасыщенности металла шва, увеличивается комплекс требуемых механических свойств и ударной вязкости сварных соединений при этом концентрация углерода в сварных швах остается на уровне основного металла.

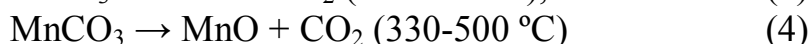
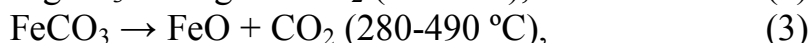
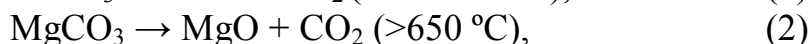
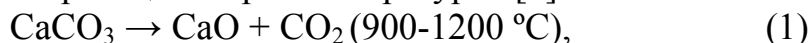
Experimental study of the effect the introduction of carbon-fluorine containing additives in flux AN-348, AN-60, AN-67 welding 09G2S. It is shown that the use of supplements reduced the total oxygen content in the weld, reduced pollution oxide non-metallic inclusions and the level of gas saturation of the weld metal, the complex increases the required mechanical properties and toughness of the weld with the concentration of carbon in the weld remains at the base metal.

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

В настоящее время возросло внимание к вопросу разработки новых флюсов и добавок к ним, исследование их влияния на сварочно-технологические свойства сварного шва, а также на содержание кислорода и неметаллических включений в сварном шве [1-5].

Защита сварочной ванны под флюсом может осуществляться не только образующимся из флюса шлаком, но и, при введении во флюсы определенных

добавок, комбинируемо с использованием газошлаковой защиты. Такая защита осуществляется оттеснением атмосферных газов из области сварного шва образующимися газами CO_2 (CO), что позволяет снизить (или исключить) вероятность насыщения расплавленного металла кислородом, азотом и водородом атмосферы. Обычно для этого используют газообразующие соединения карбонатов типа CaCO_3 , MgCO_3 , FeCO_3 , MnCO_3 и их производные. При этом газовая защита осуществляется за счет CO_2 вследствие высокотемпературного разложения карбонатов по реакциям при температурах [6]:



Стехиометрические расчеты показывают, что при разложении 1 кг CaCO_3 образуется $0,224 \text{ м}^3 \text{ CO}_2$, 1 кг MgCO_3 – $0,267 \text{ м}^3$, 1 кг FeCO_3 – $0,192 \text{ м}^3$, 1 кг MnCO_3 – $0,194 \text{ м}^3$.

При этом выделение будет происходить при высоком давлении отходящих газов.

Исходя из уравнения Менделеева – Клапейрона при $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ (1873K) (5), давление CO_2 составит

$$p = \frac{m}{M} \cdot \frac{RT}{V} \quad (5)$$

Тогда согласно уравнению (6) для CaCO_3 давление CO_2 составит $694,84 \text{ кПа}$, для MgCO_3 – $688,93 \text{ кПа}$, для FeCO_3 – $698,26 \text{ кПа}$, для MnCO_3 – $696,54 \text{ кПа}$.

Без учета затрат разложения карбонатов наиболее оптимальным является использование MgCO_3 и CaCO_3 как компонентов позволяющих получать наибольшее количество CO_2 при разложении 1 кг материала, затем следуют MnCO_3 и FeCO_3 .

Кроме того, при разложении CaCO_3 и MgCO_3 образуются основные оксиды CaO и MgO , участвующие в повышении основности сварочного флюса и соответственно образующегося шлака, а при разложении MnCO_3 и FeCO_3 образуются оксиды FeO и MnO , участвующие в повышении окисленности шлаковых систем и соответственно увеличивающие концентрацию кислорода в сварном шве со всеми отрицательными последствиями (повышение уровня загрязненности сварного шва оксидными полиметаллическими включениями и снижение комплекса механических свойств).

Используя вышеперечисленные предпосылки, нами разработана, защищенная патентом РФ флюс – добавка АНК, успешно внедренная в производство в условиях ОАО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова»[7]. Для изготовления использовали ферросилиций марки ФС75 ГОСТ 1415-78, мрамор марки М92-М97 ГОСТ 4416-73 (92-97 % CaCO_3) и жидкое стекло по ГОСТ 13078-81. Размол мрамора и ферросилиция проводили до фракции менее 1 мм. Смешение молотого мрамора и ферросилиция проводили в процентном соотношении 50-50 % по массе. Далее осуществляли мелкими каплями добавку жидкого стекла до получения влажного раствора. Сушку проводили при температу-

ре 100-200 °С в течение 10-20 мин, после чего осуществляли размол и рассев на фракции до 2,5 мм. Введение добавки во флюсы осуществлялось в количестве 3-5 %. Перед использованием флюса с добавкой рекомендуется прокалить флюс в печи при температуре в течение 250-350 °С в течение 40-60 мин.

Данная добавка использовалась в технологии сварки резервуаров методом рулонирования. В технологии процесс сборки, сварки, контроля и сворачивания в рулоны полотнищ стенок резервуаров производится на специальных установках для рулонирования с верхним и нижним сворачиванием. В процессе применяется двусторонняя сварка стыковых швов полотнищ стенок автоматическим способом под флюсом сначала на верхнем ярусе, затем, после протягивания полотнища с помощью барабана, на нижнем ярусе. Данная добавка применялась с целью исключения порообразования и повышения качества сварных швов.

Однако, образование защитных газов CO и CO₂ возможно и с использованием углерода введенного в состав флюсов по реакциям:



На 1 кг углерода выделится при нормальных условиях 1,863 м³ CO₂ и 1,864 м³ CO, при этом давление при 1600 °С составит для CO₂ – 311,66 кПа, для CO – 694,84 кПа.

Исходя из данных предпосылок нами разработана технология сварки под флюсом с использованием углеродсодержащих добавок.

За основу углеродфторсодержащей добавки были взяты отходы металлургического производства в виде пыли с химическим составом масс. %: Al₂O₃ = 21-46,23; F = 18-27; Na₂O = 8-15; K₂O = 0,4-6; CaO = 0,7-2,3; SiO₂ = 0,5-2,48; Fe₂O₃ = 2,1-3,27; C_{общ} = 12,5-30,2; MnO = 0,07-0,9; MgO = 0,06-0,9; S = 0,09-0,19; P = 0,1-0,18.

Минералогический состав пыли электрофильтров определен на основе данных рентгеноструктурного анализа, проведенного на дифрактометре ДРОН-2 в режиме: Fe-Kα излучение, напряжение 26кВ, ток 30 мА.

Исследования пыли электрофильтров показало, что материал состоит из двухмерноупорядоченного углерода ($d_{002}=3,47\text{Å}$, $L_c=45,8\text{Å}$), рентгеноаморфного вещества, криолита, корунда, хиолита и различных примесей. При озонении при 700 °С анализ дифрактограмм обожженного продукта свидетельствует об отсутствии отражений минерала графита, что связано с практически полным выгоранием в данном температурном интервале углеродистой массы, а также о значительном сглаживании кривой на дифрактограмме и уменьшению рентгеноаморфного вещества, что возможно связано с тем, что рентгеноаморфное вещество возможно состоит в основном из соединений углерода. При температуре 700 °С зафиксировано изменение интенсивности отражений минерализирующих компонентов в виде криолита, корунда, рентгеноаморфного вещества, флюорита, гематита и различных примесей

Теоретически данная добавка должна позволять: 1) проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na₃AlF₆), разлагающих-

ся при температурах сварочных процессов с выделением фтора, который в свою очередь взаимодействует с водородом, растворенным в стали, с образованием газообразного соединения HF; 2) осуществлять интенсивный углеродный «кип» за счет CO и CO₂ образующихся при взаимодействии фтористого углерода CF_x (1 ≥ x > 0) с растворенным в стали кислородом, при этом в связи с тем, что углерод находится в связанном состоянии, науглероживание стали практически не должно происходить; 3) повышать устойчивость дуги за счет элементов, облегчающих ионизацию в столбе дуги – калия и натрия.

Добавку к флюсу готовили смешением углеродфторсодержащего компонента с жидким стеклом, после чего осуществляли сушку, охлаждение и дробление. Затем добавку перемешивали с флюсом в специальном смесителе в определенном, строго заданном соотношении. Для исследования были взяты флюсы марок АН-348А, АН-60, АН-67 как базовые варианты и их смеси с добавлением флюса-добавки.

Эксперименты проводились на образцах из стали 09Г2С толщиной 16 мм размером 200×500 мм. Сварка стыковых швов без разделки кромок проводилась с двух сторон, как при сварке полотнищ стенок резервуаров на стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовалась проволока Св-08ГА диаметром 5 мм.

Сварку образцов под флюсами проводили на одинаковых режимах. Из сваренных пластин были вырезаны образцы и выполнены следующие исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов, металлографические исследования сварных швов, определение содержания общего кислорода в швах, механических свойств, твердости сварных соединений и ударной вязкости швов при температурах 20 °С и минус 40 °С. Определение химического состава металла сварных швов на содержание углерода, серы и фосфора проводили химическими методами по ГОСТ 12344-2003, ГОСТ 12345-2001, ГОСТ 12347-77 соответственно. Содержание легирующих элементов в металле шва, оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия и фтористых соединений во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках определяли на рентгенофлюорисцентном спектрометре XRF-1800 фирмы SHIMADZU.

Опыты показали, что при использовании углеродфторсодержащей добавки в количестве до 6 % обеспечивается концентрация углерода в шве, соответствующая концентрации углерода в исходном металле при этом снижается концентрация водорода и азота (рисунки 1,2).

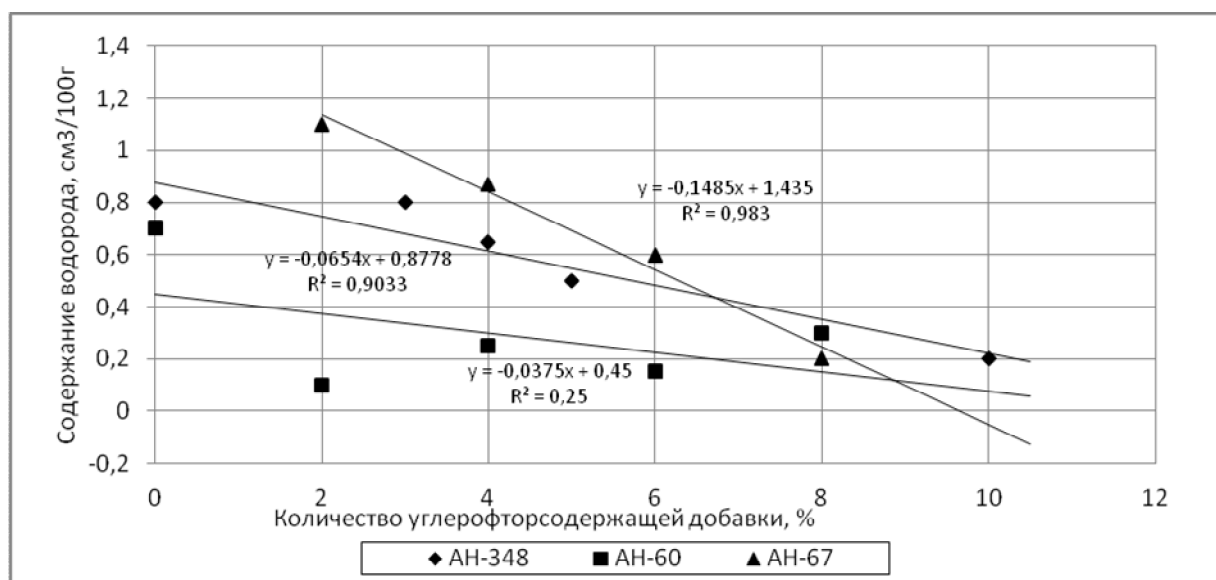


Рисунок 1 – Изменение водорода в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки

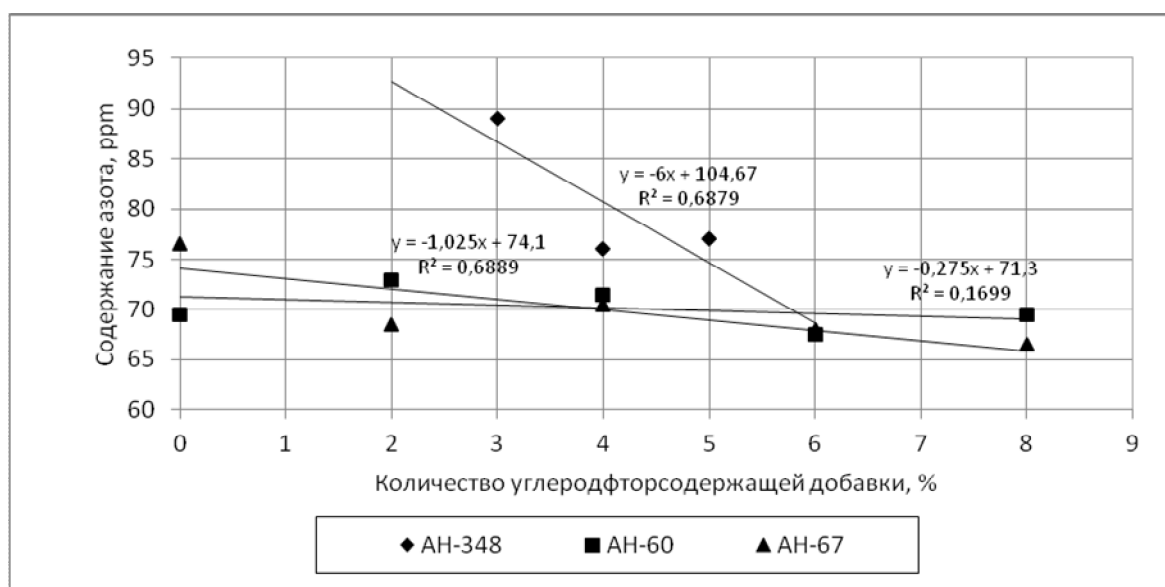


Рисунок 2 – Изменение азота в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки

Изучение механических свойств (предела текучести, прочности, относительного удлинения и ударной вязкости при отрицательных температурах) на образцах, вырезанных по ГОСТ 6996-66, показало, что уровень свойств значительно превышает требуемые значения ГОСТ 31385-и возрастает с увеличением углеродфторсодержащей добавки. Особо следует отметить увеличение значений ударной вязкости KCV и KCU при температурах минус 20 °С и минус 40 °С соответственно (рисунки 3,4).

Разработанные флюс-добавки защищены патентами РФ [8,9].

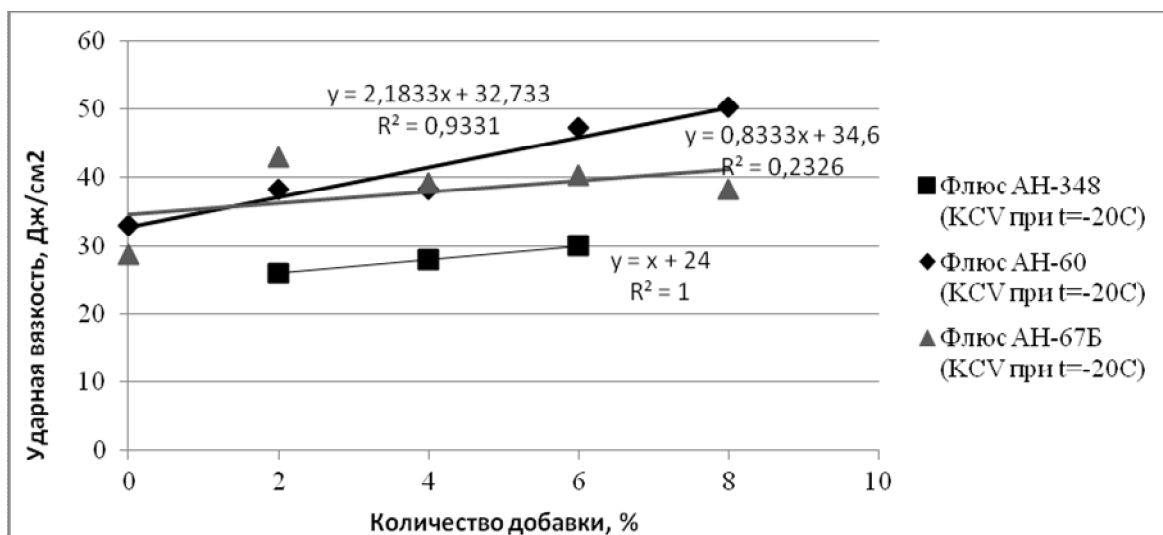


Рисунок 3 – Изменение ударной вязкости КСВ при температуре минус 20 °С от количества углеродфторсодержащей добавки.

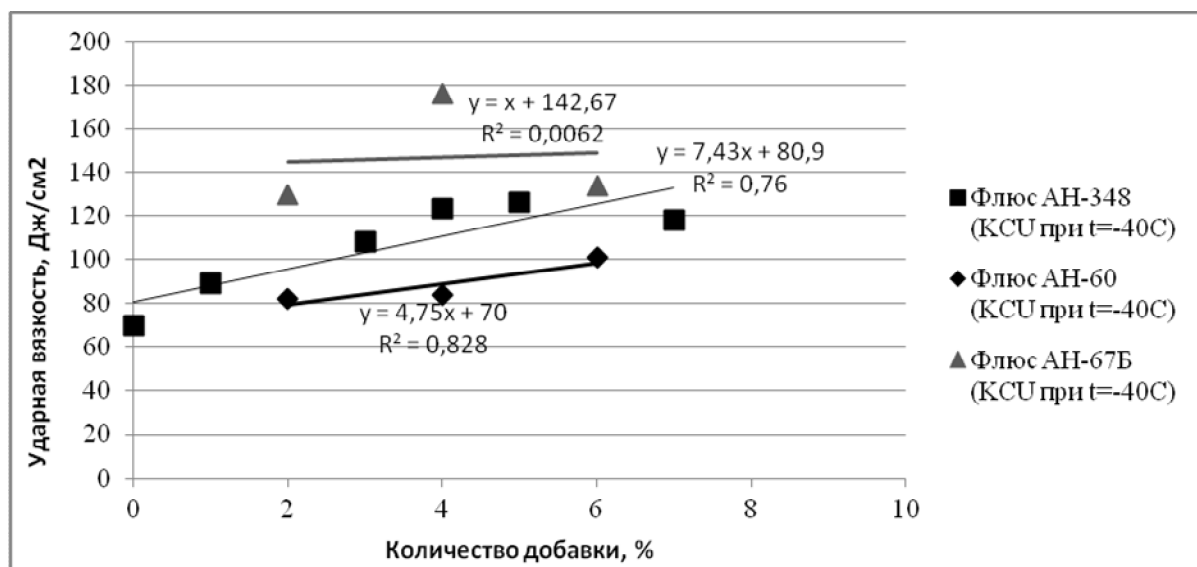


Рисунок 4 – Изменение ударной вязкости КСУ при температуре минус 40 °С от количества углеродфторсодержащей добавки

Проведенные эксперименты показали возможность и перспективность использования углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов с целью повышения сварочно-технологических свойств сварных металлоконструкций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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

2. 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.

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. The influence of the air occluded in the deposition layer of flux during automatic welding: a technological aspect to consider in the quality of the bead / Rafael Quintana Puchola, Jeily Rodríguez Blancoa, Lorenzo Perdomo Gonzaleza, Gilma Castellanos Hernández & Carlos Rene Gómez Péreza // *Welding International*. – 2009. – Volume 23. – № 2. – P. 132-140.

5. Obtaining a submerged arc welding flux of the $MnO-SiO_2-CaO-Al_2O_3-CaF_2$ system by fusion / A.C. Crespoa, R.Q. Puchola, L.P. Goncaleza, L.G. Sanchezb, C.R. Gomez Perez, E.D. Cedrea, T.O. Mendez & J.A. Pozola // *Welding International*. – 2007. – Volume 21. – № 7. – P. 502-511.

6. Реакция неорганических веществ / Р.А. Лидин, В.А. Молочко, Л.Л. Андреева – М.: Дрофа, 2007. – 637 с.

7. Manufacture of vertical bulc –oil storage tanks for northern climates using special welding materials / Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Kozyrev N.A., Igyushev V.F., Kryukov R.E. // *Steel in Translation*. – 2012. – Т. 42. – № 2. – P. 118-120.

8 . Пат. 2467853 РФ, МПК ⁸ В23 К35/362 Керамический флюс-добавка/ Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. – № 201112341602/02(034654), Заявл. 08.06.2011.

9. Пат. 2484936 РФ, МПК ⁸ В23 К35/362 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.

УДК 669.162.2: 622.78: 536.7

А.В. Бородулин¹, А.Д. Ковалев², А.Л. Чайка¹, А.А. Москалина¹,
В.В. Турищев²

¹ Институт черной металлургии НАН Украины им. З.И. Некрасова,
г. Днепропетровск

² Национальная металлургическая академия Украины,
г. Днепропетровск

ЭКСЕРГЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОИЗВОДСТВА БЕЗОБЖИГОВЫХ ОКАТЫШЕЙ, ЧУГУНА И УМЕНЬШЕНИЯ ЭНЕРГОЕМКОСТИ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

Показано, что для обоснования и внедрения технологии рационального использования энергетических и сырьевых ресурсов при производстве металла целесообразно использовать эксергетический метод анализа. Представлен эксергетический анализ энергосберегающих технологий производства безобжиговых окатышей и чугуна, уменьшения энергоемкости металлопродукции.

Is shown, that for the substantiation and introduction of technology of rational use of power and raw resources by production of metal it is expedient to use exergy a method of the analysis. Is shown exergy the analysis energy saving of the "know-how" nonfired pellets and pig-iron, reduction of power consumption metal products.

Полный энергетический баланс, эксергия, экология, макроанализ, информация

Великий математик и гражданин нашего Отечества Н.Н. Моисеев утверждал следующее: «Информация, так же как и энергетика, является основой человеческой деятельности и развития общества. Недостаток информации делает человека слепым, не дает ему возможности правильно использовать свою силу, и это не может быть компенсировано никаким наращиванием мощности!». Эти проблемы уже давно являются животрепещущими в металлургии Украины [1].

С 50-х годов выделился в самостоятельное направление специальный раздел, связанный с понятием «эксергии». Эксергетический анализ расширил наши информационные возможности и позволил выявить связи термодинамических характеристик объектов исследования с технико-экономическими, экологическими и иными показателями производства.

Научные основы эксергетического анализа заложены в конце XIX века трудами У. Гиббса, Ж. Гюи, Р. Клаузиуса, А. Стодолы, использующие первый и второй законы термодинамики, но до 30-х годов практически не применялся для анализа промышленных процессов. Большую роль в разработке и применении эксергетического анализа сыграли работы А.И. Андрущенко, Я. Шаргута [2],

Г.Бэра [3], В.М. Бродянского [4], И. Л. Лейтеса, Е.И. Янтовский в металлургии – В.С. и Т.Б. Степановых [5], А.В. Бородулина [6], Э.Э. Меркера [7] и других.

В Японии процедура расчета по этому методу была установлена в JIS японскими индустриальными стандартами в 1980 г. [8].

Основополагающая идея эксергетического метода анализа заключается во введении наряду с фундаментальным понятием энергии, дополнительного показателя – эксергии, учитывающего тот факт, что энергия, в зависимости от внешних условий, может иметь разную ценность для практического использования («качество» энергии). Среди разнообразных видов эксергии, в инженерных расчетах, чаще других используют физическую и химическую эксергию вещества [4-9]. Физическая эксергия состоит из двух составляющих – изотермической, учитывающей давление, и изобарной, являющейся следствием отличия температуры вещества от состояния окружающей среды. Химическая эксергия включает в себя две составляющие – реакцию, связанную с химическими реакциями, и концентрационную, определяемую концентрацией данного вещества в смеси (растворе) [4-9].

Эксергетический анализ безобжиговых окатышей

Заметное внимание специалистов в последнее время фокусируется на безобжиговом методе окускования. Продукты окускования – безобжиговые окатыши используются в доменных печах Украины, Японии, Кореи, и в процессе прямого получения железа [10- 12].

Производственный процесс получения безобжиговых окатышей включает железосодержащие материалы (концентраты, пыли и шламы доменного и сталеплавильного производств), твердое топливо (угли, коксик и другие фракцией – 0,071 мм), связующее вещество – портландцемент (8-12 % к расходу шихты).

Преимуществом технологии производства безобжиговых окатышей является то, что в ней не применяется тепловая обработка продуктами сгорания, например, природного газа. При их производстве не выделяются NO_x , SO_x , иные токсичные газы. Сокращаются и выбросы CO_2 в атмосферу. По металлургическим свойствам они обладают достаточной прочностью в холодном состоянии и при восстановлении при тепловой обработке, восстанавливаются с высокой скоростью в связи с присутствием в них 10-20 % углерода твердого топлива [13].

Для сравнения безобжиговых технологий с технологиями окускования (таких как производство агломерата, обожженных окатышей, металлизированных продуктов) с точки зрения оценки термодинамического совершенства и экологических показателей производства традиционная количественная оценка тепловой энергии, осуществляемая на основании первого закона термодинамики (тепловой баланс), не достаточна.

В табл. 1, 2 приведены фундаментальные уравнения для описания эксергии для установившейся системы [14]. Атмосферные условия выбираются как стандартные и определяются следующим образом: $P_0=1 \text{ атм}$; $T_0=298,15 \text{ К}$; состав воздуха: 75,60 % N_2 ; 20,34 % O_2 ; 3,12 % H_2O ; 0,03 % CO_2 ; 0,91 % Ar .

При расчете движения эксергии, проверяются массовые балансы технологических данных. Химическая, термическая, давления и смешанная эксергия рассчитываются индивидуально и затем суммируются для того, чтобы получить общие затраты эксергии для рассматриваемой системы. Величины стандартной эксергии твердого и газообразного вещества известны и приведены в табл. 3, 4.

Таблица 1 – Уравнения эксергии

$\varepsilon = \sum n_i \varepsilon_i^0$	химическая
$(\sum n_i C_{pi}) \{ T - T_0 - T_0 \ln(T/T_0) \}$	термическая
$(\sum n_i) R T_0 \ln \{ \sum (P_i/P_0) \}$	давления
$R T_0 \sum [n_i \ln \{ n_i / (\sum n_i) \}]$	смешанная

Таблица 2 – Уравнение Ранга для расчета эксергии топлива

Газ	$\varepsilon = 0,950 H_h$
Жидкое	$\varepsilon = 0,975 H_h$
Твердое	$\varepsilon = H_i + g\omega$

Таблица 3 – Стандартная эксергия газов ε^0 , кДж/моль

Химический состав, %	N ₂	O ₂	H ₂ O	CO ₂	H ₂	CO	CH ₄
ε^0 , кДж/моль	0,71	3,93	8,63	20,14	235,39	275,55	830,74

Таблица 4 – Стандартная эксергия твердых веществ ε^0 , кДж/моль

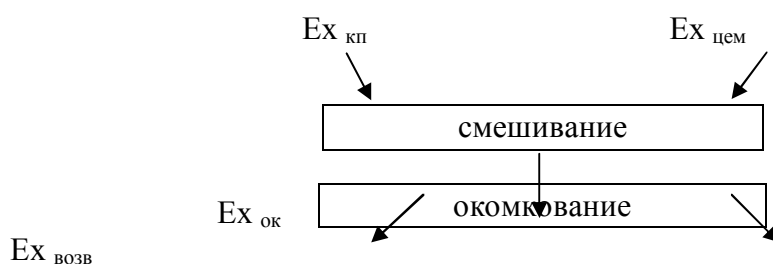
Твердое									
Химический состав, %	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	CaO	C	Fe ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	FeO	Fe
ε^0 , кДж/моль	0,00	0,00	100,36	110,41	410,83	0,00	96,97	118,74	368,41

Эксергетический баланс технологии производства безобжиговых окатышей можно представить в виде выражения:

$$E_{x \text{ пр}} = E_{x \text{ расх}} + \Delta E_{x \text{ пот}}, \quad (1)$$

Здесь $E_{x \text{ пр}}$, $E_{x \text{ расх}}$, $E_{x \text{ пот}}$ – соответственно эксергия прихода, расхода и эксергетические потери, кДж/т;

Схема эксергетического баланса приведена на рисунке 1 и имеет вид:



$Ex_{кп}$ – смесь, $Ex_{цем}$ – цемент, $Ex_{кокс}$ – кокс, $Ex_{ок}$ – окатыши, $Ex_{возв}$ – возврат
 Рисунок 1 – Схема эксергетического баланса технологии производства безобжиговых окатышей

При наличии в эксергетической системе теплоты, независимо от источника её выделения, возникают и эксергетические потери ($\Delta Ex_{пот}$). В этом одно из важнейших преимуществ эксергетического баланса от энергетического.

Эксергетический баланс на 1 тонну безобжиговых окатышей запишем в виде:

$Ex_{кп\ хим.} + Ex_{кп\ ф} + Ex_{цем.\ хим.} + Ex_{цем.\ ф.} = Ex_{окат.\ хим.} + Ex_{окат.\ ф.} + \Delta Ex_{пот},$ (2)
 где $Ex_{кп\ хим.}$, $Ex_{цем.\ хим.}$, $Ex_{окат.\ хим.}$ – химическая эксергия колошниковой пыли; цемента; безобжиговых окатышей соответственно; $Ex_{кп\ ф}$, $Ex_{окат.\ ф.}$ – физическая эксергия колошниковой пыли и безобжиговых окатышей соответственно; $\Delta Ex_{пот.}$ – эксергетические потери.

Таблица 5 – Расходы, химический состав сырьевых материалов и окатышей

Материал	Расход, кг/т	Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	SO ₃	C	K ₂ O+Na ₂ O
Колошниковая пыль	900	43,79	14,3	46,67	11,00	14,5	-	3,10	-	11,8	-
Портланд-цемент	100	2,05	-	2,93	59,89	25,09	2,91	5,46	0,11	-	0,88
Окатыши	1000	39,62	12,87	42,29	15,89	15,56	0,29	0,55	0,11	10,62	-

Колошниковую пыль представляем как механическую смесь агломерата и кокса, выносимых и улавливаемых газоочистными сооружениями. Химическая эксергия колошниковой пыли рассчитывается как сумма химических эксергий агломерата и кокса.

Уравнение эксергии колошниковой пыли будет иметь вид:

$$Ex_{п} = Ex_{кп\ х} + Ex_{аг\ х}, \text{ кДж}, \quad (3)$$

Здесь $Ex_{п}$ – эксергия колошниковой пыли; $Ex_{кп\ х}$, $Ex_{аг\ х}$ – химическая эксергия кокса и агломерата, находящихся в колошниковой пыли соответственно

$$Ex_{кп\ х} = m_{кп} \cdot en_{к}, \text{ кДж}, \quad (4)$$

где $m_{кп}$ – масса кокса, находящегося в колошниковой пыли, кг; $en_{к} = 31588$ – удельная химическая эксергия кокса, кДж/кг.

Содержание углерода в сырьевых материалах (колошниковая пыль) составляет 11,80 %, из которых 86 % приходится на содержание в коксе.

$$m_{кп} = 11,80 / 0,86 = 13,72 \%$$

Тогда содержание кокса в 900 кг сухой колошниковой пыли составит:
 $m_{\text{кп}} = 900 \cdot 13,72 \% = 123,48 \text{ кг}$.

Химическую эксергию кокса определяем по формуле Я. Шаргута [1].

$$Ex_{\text{с.х.}} = mc [Q_{\text{нс}} + m \cdot \omega) \cdot (1,0437 + 0,1896 \cdot H/C + 0,0617 O/C + 0,0428 N/C) + (en_s - \omega d_s) \cdot S], \text{ кДж}, \quad (5)$$

здесь $Q_{\text{нс}}$ – низшая теплота сгорания кокса, кДж/кг; m – энтальпия испарения воды, кДж/кг; H – отношение весовых долей соответствующих элементов; en_s – удельная химическая эксергия серы, кДж/кг; ωd_s – удельная теплота сгорания серы, кДж/кг; ω , S – весовые соотношения влаги и серы в топливе.

Теплота сгорания кокса $Q_{\text{нс}}$ определяется по формуле Д.И. Менделеева:

$$Q_{\text{нс}} = 339 \cdot C^p + 1025 \cdot H^p + 108,5(O^p - S^p) - 25 W^p, \text{ кДж/кг} \quad (6)$$

где C^p , H^p , O^p , S^p – процентные содержания компонентов в топливе; W^p – содержание водяных паров.

$$Q_{\text{нс}} = 339 \cdot 86 + 1025 \cdot 0,49 + 108,5(0,7 - 1,9) - 25 \cdot 2,08 = 29126 \text{ кДж/кг};$$

Значения en_s , ωd_s , m – взяты из работы Г. Бэра [2].

$$Ex_{\text{с.х.}} = mc [Q_{\text{нс}} + m \cdot \omega) \cdot (1,0437 + 0,1896 \cdot H/C + 0,0617 O/C + 0,0428 N/C) + (en_s - \omega d_s) \cdot S] = 123,48 [(29126 + 0,08 \cdot 2442) \cdot (1,0437 + 0,1896 \cdot 0,5/0,86 + 0,0617 \cdot 0,7/0,86 + 0,0428 \cdot 1,4/0,86) + 9710 \cdot 0,19] = 4629285 \text{ кДж}.$$

Химическая эксергия агломерата определяется по формуле Я. Шаргута [1].

$$Ex_a = m_a \cdot e_n a_x = m_a \left(\sum q_i t_{bi} + \Delta ex_m \right), \text{ кДж} \quad (7)$$

Значения коэффициентов t_{bi} в формуле Я. Шаргута [2] для агломерата приведены в таблице 6.

Таблица 6 – Значение коэффициентов t_{bi}

Химический состав	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Δex_m
t_{bi} , кДж	1514	128	791	867	159	2841	33

Содержание агломерата в колошниковой пыли, входящей в состав безобжиговых окатышей рассчитывается как разница между расходуемой колошниковой пылью и содержащимся в ней коксом $900 - 123,48 = 776,52 \text{ кг}$

$$Ex_{\text{апх}} = 776,52 \cdot (0,1202 \cdot 1514 + 0,6564 \cdot 128 + 0,1004 \cdot 791 + 0,0038 \cdot 867 - 0,0928 \cdot 159 + 0,0144 \cdot 28,41 - 33) = 776,52 \cdot 301,39 = 234035,36 \text{ кДж}$$

Химическая эксергия колошниковой пыли, как компонента безобжиговых окатышей:

$$Ex_{\text{п}} = Ex_{\text{кпх}} + Ex_{\text{апх}} = 4629285 + 234035 = 4863320 \text{ кДж}$$

Физическая эксергия колошниковой пыли рассчитывается по формуле:

$$Ex_{\text{кпф}} = m_{\text{кп}} \left(C_{\text{ркп}} / T_0^{T_{\text{пл}}} (T_{\text{п}} - T_0) - T_0 C_{\text{ркп}} / T_0^{T_{\text{пл}}} \ln(T_{\text{кп}} / T_0) \right), \text{ кДж} \quad (8)$$

где $m_{\text{кп}}$ – масса колошниковой пыли, кг; $C_{\text{ркп}} / T_0^{T_{\text{пл}}}$ – удельная теплоемкость колошниковой пыли, кДж/кг.

$$Ex_{\text{кпф}} = 900 [0,83(358 - 298) - 298 \cdot 0,83 \cdot \ln 358/298] = 3987 \text{ кДж}$$

Эксергетический анализ при производстве цемента

Безобжиговые окатыши в качестве связующего вещества содержат 8-12 % цемента. Принято, что на расчетную тонну окатышей приходится 100 кг цемента. Процесс производства цемента включает стадии дробления известняка, получения клинкера в процессе обжига при 1450 °С, измельчения клинкера.

Для получения клинкера необходимы большие затраты энергии в сравнении с процессами дробления. Клинкер, представляющий собой продукт обжига смеси известняка и глины, производят во вращающихся печах. Производительность вращающейся печи – 3700 т/сутки. В таблице 7 приведены затраты полезной эксергии на производство клинкера [7].

Таблица 7 – Затраты эксергии при производстве клинкера

Направление	Компоненты	Эксергия, кДж/кг
Приход	Уголь	3471
	Газ	1
	Исходные материалы	8
	Пыль	1
Итого		3481
Расход	Клинкер	1311
	Газ вращающейся печи	287
	Охлаждающий газ	126
	Пыль	1
Итого		1750
Затраты эксергии		1776
Эффективность, %		49

Кроме обжига клинкера необходимо учитывать затраты на дробление и измельчение известняка и клинкера. Эксергия дробления и измельчения принимаются для 80 % материала крупностью менее 100 мкм. Затраты для дробления известняка и клинкера равны соответственно 42 кДж/кг и 64 кДж/кг. Выдержка безобжиговых окатышей на открытом складе для набора их прочности требует малой затраты энергии за счет использования солнечной энергии, поэтому ее не учитываем в общих затратах. Следовательно, общие затраты эксергии для производства цемента составляют 1882 кДж/кг.

Эксергетический баланс на 1 тонну безобжиговых железорудных окатышей составит $4863320 + 3987 + 188200 = 5055507$ кДж.

Эксергетический анализ выплавки чугуна с использованием пылеугольного топлива

Эксергетический баланс доменной печи базируется на материальном и тепловом балансах и позволяет определить меру термодинамического совершенства производства чугуна в домне и в сравнении с альтернативными спо-

собами получения чугуна, разрабатывать пути уменьшения энергоемкости металлопродукции и загрязнения окружающей среды [5, 9].

В общем виде эксергетический баланс доменной печи имеет вид [9]:

$$E_{\text{прих}} = E_{\text{расх}} + \Delta E_{\text{пот}}$$

где $E_{\text{прих}}$ – общее количество подведенной эксергии, МДж/т чугуна; $E_{\text{расх}}$ – общее количество расходуемой эксергии, МДж/т чугуна; $\Delta E_{\text{пот}}$ – потери эксергии, МДж/т чугуна.

Общее количество подведенной эксергии определяется:

$$E_{\text{прих}} = E_{\text{дуг ф}} + E_{\text{ПГ ф}} + E_{\text{ПГ х}} + E_{\text{к х}} + E_{\text{жр х}} + E_{\text{ПУТ х}}$$

где $E_{\text{дуг ф}}$ и $E_{\text{ПГ ф}}$ – физическая эксергия дутья и природного газа; $E_{\text{ПГ х}}$, $E_{\text{к х}}$, $E_{\text{жр х}}$, $E_{\text{ПУТ х}}$ – химические эксергии кокса, железорудных материалов, природного газа и пылеугольного топлива.

Общее количество расходуемой эксергии определяется:

$$E_{\text{расх}} = E_{\text{чуг ф}} + E_{\text{чуг х}} + E_{\text{шл ф}} + E_{\text{шл х}} + E_{\text{к.г. ф}} + E_{\text{к.г. х}}$$

где $E_{\text{чуг ф}}$, $E_{\text{шл ф}}$, $E_{\text{к.г. ф}}$ – физические эксергии чугуна, шлака и колошниковога газа; $E_{\text{чуг х}}$, $E_{\text{шл х}}$, $E_{\text{к.г. х}}$ – химические эксергии чугуна, шлака и колошниковога газа.

Отношение расходуемой эксергии в доменной печи к общему количеству подведенной эксергии позволяет оценить термодинамическое совершенство доменного процесса [9].

Результаты расчета, выполненные эксергетическим методом [9], показателей работы ДП № 1 ПАО «АМК», объемом 3000 м³, с ПУТ и природным газом в 2011 году приведены в таблице 8 [15]. Они использовались при разработке технологии применения ПУТ.

Полный энергетический баланс металлургического комбината

Проблемы и перспективы развития методов энергетического баланса в управлении энергоемкостью металлопродукции давно заслуживают исключительного внимания. Выделены технические, организационные, экономические, экологические аспекты проблемы и отмечены пути их решения [5, 6, 16 - 25]. В качестве примера приведены в таблице 9 энергоэкологические показатели отдельных производств металлургического комбината полного цикла, предложенные в работах [16-18]. Это позволяет оценить и потери энергии по техническим причинам, связанным с необратимостью технологического процесса, управленческими и получили определенную поддержку инженерно – технической общественности [26 - 27].

Макроанализ влияния энергетической и сырьевой базы, потребления вторичных энергоресурсов на коэффициент полезного использования (КПИ) энергии и эксергии показывает, что увеличение использования металлолома, углей и угольных концентратов, кокса, доменного и коксового газа, электроэнергии однозначно повышает КПИ, а использование полуфабрикатов уменьшают КПИ энергии и эксергии. Коэффициент полезного использования энергии растет с ростом объемов производства металлопродукции и количества переработанных отходов. Переработка продуктов коксохимического

производства в углеводородное топливо понижает КПИ, а использование в качестве топлива в пределах ЗСМК повышает КПИ энергии и эксергии.

Таблица 8 – Эксергетический анализ показателей работы домны объемом 3000 м³

Показатели	фактические				прогноз	
	Периоды	I	II		III	
Производительность, т/час	224	222	250	253	269	271
Тепловая мощность домны, МВт	620	631	688	706	706	753
Тепловые потери, МВт	19	20,3	19,7	26	26	26
Температура дутья, °С	1111	1119	1162	1101	1300	1150
Содержание кислорода в дутье, %	25,0	26,4	27,5	27,2	27,2	29,0
Расходы энергетических ресурсов на 1 т чугуна:						
• сухого кокса, кг	459	437	416	396	345	358
• природного газа, м ³	84	69	37	3	0	0
• пылеугольного топлива, кг	0	50	105	154	200	200
• условного топлива, кг	559	576	577	572	570	584
• дутья, м ³	1121	1093	1013	1040	970	966
• кислорода, м ³	55	72	81	80	77	98
Выход шлака, кг/т чугуна	394	428	434	396	396	396
Степень использования СО, %	45,4	44,4	44,1	44,7	44,7	44,7
Степень прямого восстановления железа <i>rd</i> по Павлову, %	32,0	35,2	41,8	46,4	50,1	47,4
Выход колошникового газа, кг у.т./т чугуна	206	210	199	190	182	188
Приход эксергии						
Физические эксергии, МДж/т чугуна:						
– дутья	1127	1110	1083	1032	1200	1013
Химические эксергии, МДж/т чугуна:						
– кокса	13132	12505	11900	11330	9867	10245
– железоруд. материала	877	900	894	862	862	862
– природного газа	3072	2524	1341	125	0	0
– пылеугольного топлива	0	1659	3451	5063	6578	6577
Расход эксергии						
Эксергия чугуна*, МДж/т чугуна	787/ 7992	787/ 7992	787/ 7980	787/ 7988	787/ 7988	787/ 7988
Эксергия шлака*, МДж/т чугуна	917/ 245	996/ 266	1010/ 269	921/ 246	921/ 246	921/ 246
Эксергия колошникового газа*, МДж/т чугуна	1104/ 5598	1064/ 5689	954/ 5366	953/ 5070	893/ 4879	890/ 5021
Потери эксергии, МДж/т чугуна	1592	1906	2304	2448	3015	2860
* – в числителе – физическая эксергия, в знаменателе – химическая						

Таблица 9 – Энергоэкологическая характеристика металлургических производств

Производство (цех)	W, кВт·ч	M, кВт·ч	V, кВт·ч	Z, кВт·ч	η , %	$\acute{\epsilon}$, %	n %,	l , %
углеобогажительная фабрика	77	21523	17880	2933	82,7	69,2	1,208	0,16
коксовые батареи	1248	15095	14990	1077	91,2	84,7	1,10	0,07
аглофабрика	1280	362	292	333	17,8	-2,5	5,62	1,14
доменный цех	7598	523	5637	1107	69,3	55,8	1,44	0,20
мартеВновский цех	1002	1434	1420	279	58,3	46,8	1,72	0,20
конвертерный цех		2088	1943	343	80,5	0,66	1,24	0,18
цех горячего проката	1269	2414	2289	191	62,6	57,0	1,61	0,08
ТЭЦ – ПВС	4062	0	1120	204	27,6	22,6	3,63	0,18

Здесь W – суммарное потребление эксергии, M – суммарное потребление материальных ресурсов, V – эксергия готовой продукции, Z – эксергия суммарных выбросов в окружающую среду.

Наиболее характерными критериями взаимодействия производства с ресурсами окружающей среды являются показатели экологоемкости продукции l и ресурсоемкости процесса n и коэффициент экологичности объекта $\acute{\epsilon}$:

$l = \sum Z / V$ – характеризует величину вредных воздействий на окружающую среду в расчете на единицу полезной продукции V;

$n = (\sum M + \sum W) / V$ – показывает расход энергии, воды, воздуха, земельных и иных природных ресурсов на единицу полезной продукции;

$\acute{\epsilon} = (V - \sum Z) / (\sum M + \sum W) = (1 - l) / n$ – характеризует отношение чистого полезного эффекта к израсходованным природным ресурсам.

Нестабильность поставок энергетических и материальных ресурсов, их качество, конъюнктурные соотношения, экологические ограничения и иные факторы определяют состав, параметры работы энерготехнологических агрегатов и энергоемкость металлопродукции. В нестабильных, конъюнктурно – кризисных условиях 1994 и 1995 гг. эффективность использования энергии, по сравнению с 1988, 1990 и 2003 годами, снизилась в среднем на 35 %, а коэффициент полезного использования (КПИ) энергии – на 21 %.

Заключение

Исследования показывают, что основной причиной высоких энергетических затрат в современной металлургии является не отсутствие научно - технических мероприятий, а трудности в управлении, отсутствие достоверной информации, нечеткое определение приоритетов и эффективно работающего механизма управления в критической социально-экономической обстановке. Они практически не отличаются от тех факторов, которые отмечены в ранних исследованиях многочисленных авторов и нуждаются в системных реализациях по принятию практических действий, а немногочисленному декларативному обсуждению [1]. За энерго демонстрирующий регион можно определить ДнепроДзержигский и

Верхнеднепровский регионы. Целесообразно использовать и опыт разработки и реализации плана ГОЭЛРО и опыт выхода из энергетического кризиса капиталистических стран в 70-80 годах. Целесообразно в высшей школе подготавливать системных аналитиков, которые могут анализировать и решать комплексные проблемы на стыке различных областей знаний.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Об информационном обеспечении энергетической безопасности Украины / А.В. Бородулин, Б.Н. Вишневецкий, В.С. Степанов, Л.Д. Чумаков // Тр. межд. конференции. «Экология и теплотехника-1996». – Днепропетровск, 1996. – С.169 (дополнит. доклады и тезисы), С. 3-8.
2. Шаргут Я., Петела Р. Эксергия. Пер. с польского Д. Стржижовского и Ю. Батурина / Под ред. В. Бродянского. Изд. перераб. и доп. – М.: Энергия, 1968. – 279 с.
3. Бэр Г. Техническая термодинамика. – М.: Мир, 1977. – 518 с.
4. Бродянский В.М., Фратшер В., Михалец К. Эксергетический метод и его приложения / Под ред. Бродянского В.М. – М.: Энергоиздат, 1988. – 288 с.
5. Степанов В.С., Степанова Т.Б. Эффективность использования энергии. – Новосибирск: ВО «Наука», 1994. – 257 с.
6. Бородулин А.В. Эксергетический анализ производства чугуна и стали / А.В. Бородулин, А.Д. Горбунов, В.И. Романенко, С.П. Суцев – Домна в энергетическом измерении. 2-е изд, перераб. и доп. – Днепропетровск: ДГТУ, 2006. – С. 400 – 433. Имеется в РГБ, г. Москва.
7. Меркер Э.Э. Энергосбережение в промышленности и эксергетический анализ технологических процессов: учебное пособие. – Старый Оскол: ТНТ, 2014. – 316 с.
8. Общие правила для оценки энергии. Метод полезной энергии, JIS Z9204 Japanese Industrial Standards Committee, (1980).
9. Эксергетический анализ работы доменной печи на комбинированном дутье. / А.В. Бородулин, О.И. Варивода, А.Ф. Ковтун, Б.М. Хенкин // Деп. в Черметинформ. 30.11.89. № 5296 – 4 М 89. 46 с. РЖ Металлургия. 1990. ЗВ178 Деп.
10. Доменная плавка с использованием высокоосновных самовосстанавливающихся окатышей на портландцементной связке / Д. А. Ковалев, Н. Д. Ванюкова, Б. П. Крикунов и др. // Труды конгресса с международным участием «Фундаментальные исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований». – Екатеринбург: УрО РАН, 2014 – С. 175-179.
11. Снижение потребления углерода в промышленной доменной печи №2 (5775 м³) Oita Works при использовании углеродсодержащих композитных железорудных материалов. / Н. Yokogama, К. Higuchi, Т. Ito и др. // Iron and Steel Institute of Japan International – V. 52(2012). – № 11. – P. 2000-2006.

12. Sang Hanson and Young Jae Kit. // Trial operation of carbon composite iron are pellet at foundry furnace. – METEC In Steel Con. 2011. – Dusseldorf 27 June – 1 July 2011. – P. 1-4.

13. Эффективность применения гранулированного углеродсодержащего железоблисса в доменной плавке. / Д.А. Ковалев, Б.П. Крикунов, А.А. Ванюков и др. // ОАО «Черметинформация» – Бюллетень «Черная металлургия». – 2012. – № 7. – С. 49-54.

14. Tmohiro Akiyama, Reijiro Takahashi and Jun-ichiro Yagi. Exergy Evaluation on the Pellets Production and Direct Reduction Processes for the Fired and Nonfired Pellets. // ISIJ International. – Vol.29 (1989). – P.447-454.

15. Чайка А.Л., Сохацкий А.А., Москалина А.А. Эксергетический анализ доменной плавки с использованием пылеугольного топлива // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С.8-10.

16. Бородулин А.В. Научные основы рационального использования энергетических ресурсов в доменном производстве – Диссертация доктора технических наук в форме научного доклада: 05.16.02. / Екатеринбург УПИ – УГУ, 1994. – 46 с.

17. Применение методов термодинамического анализа к разработке природоохранной концепции в горно-металлургическом регионе / А.В. Бородулин, И.Г. Костыльков, В.С. Степанов и др. // Металлургическая и горно-рудная промышленность. – 1992. – № 1. – С. 74-76.

18. О научном обеспечении энергосберегающей и природоохранной деятельности в горно-металлургических регионах / Кустов Б.А., Н.Е. Рехтин, А.В. Бородулин, В.С. Степанов и др. // Сталь. – 1992. – № 12. – С. 75-81.

19. Перспективы и проблемы использования бурых углей в металлургии / А.В. Бородулин, Б.Н. Вишневский, Л.Д. Чумаков и др. Уголь Украины. – 1996. – № 9. – С. 34 – 38.

20. Проблемы и политика энергосбережения на Западно-Сибирском комбинате / Р.С. Айзатулов, А.В. Бородулин, В.С. Степанов и др. // Сталь. – 1997. – № 8. – С. 90 – 97.

21. Stepanov V. S. Analisis of effecienty of industrial processes. Hendeliberg/ Springer – Veclag/ 1992, 220 p.

22. Степанов В.С., Степанова Т.Б. О методах расчета кумулятивных затрат энергии и эксергии (на примерах производства стали) // Промышленная теплотехника. – 1990. – № 6. – С. 45 -71.

23. Бородулин А.В. Энергетические и экологические аспекты функционирования черной металлургии в условиях экономического кризиса // Новые огнеупоры. – 2010. – № 2. – С. 56 – 61.

24. Полный энергетический баланс металлургического предприятия и его приложения / А.В. Бородулин, А.В. Воронцев, М.В. Темлянцев и др. // Сб. научных трудов к 85-летию Уралгипромеца. «Новые проекты и технологии в металлургии» Отв. ред. В.М. Шариков. – Екатеринбург, 2006. – С. 351 – 364.

25. Макоронализ динамики энергоемкости продукции металлургического предприятия методом полного энергетического баланса / А.В.

Бородулин, А.В. Воронцев, М.В. Темлянцев, А.Л. Чайка // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. науч. трудов ИЧМ им. З.И. Некрасова. – Вып. 20. – 2009. – С. 340 – 351.

26. Грес Л.П. Высокоэффективный нагрев доменного дутья. – Днепропетровск: «Пороги», 2008. – 491 с.

27. Никифоров Г.В., Заславец Б.И. Энергосбережение на металлургических предприятиях. – Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 283 с.

УДК 621.926.88

В.И. Багрянцев, С.А. Бровченко, И.Н. Филинберг, М.В. Темлянцев
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ ВИХРЕВОЙ МЕЛЬНИЦЫ ДЛЯ ПОДГОТОВКИ И ПОДАЧИ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА

В статье представлены результаты разработки конструкции вихревой мельницы для измельчения твердого топлива.

The article presents the results of the design of the vortex mill for grinding solid fuel.

Работа выполнена в рамках базовой части государственного задания Министерства образования и науки на выполнение СибГИУ научно-исследовательской работы № 2555.

В настоящее время все большую область применения находит твердое пылевидное топливо. По сравнению со сжиганием кускового твердого топлива в плотном слое оно имеет ряд конкурентных преимуществ [1 – 3].

Пылевидное топливо применяется в металлургии в доменных, дуговых сталеплавильных и шахтных печах литейного производства, в теплоэнергетике, в котельных агрегатах и теплогенерирующих установках. В доменных печах его используют для экономии кокса. Высокоскоростная и высокотемпературная газификация пылеугольного топлива в зоне горна доменной печи дает возможность частично заменить две функции из трех, выполняемых более дорогостоящим коксом: производство тепла и восстановительных газов. В ваграночной плавке сокращение доли кокса можно реализовать посредством применения других видов технологического топлива, в том числе и пылеугольного [4]. Пылеугольное топливо по данным различных источников может заменить до 30 – 50 % массы кокса, расходуемого на выплавку чугуна. Применение пылевидного топлива в теплоэнергетических агрегатах обеспе-

чивает повышение их тепловой эффективности, снижает механический недожег и вредные выбросы в атмосферу.

Однако для реализации таких технологий требуется соответствующая топливоподготовка, заключающаяся в первую очередь в измельчении кускового материала, обеспечивающая экономичность получения и необходимое качество дисперсного материала. Измельчение в настоящее время является одной из распространенных и весьма энергоемких технологических операций. Появление новых материалов и технологий их переработки требует создания новых методов промышленного измельчения. В связи с этим разработка новых конструкций измельчителей актуально и имеет большое практическое значение.

Основными критериями качества измельченного продукта являются его чистота, дисперсность и поверхностная активность. В совокупности данные свойства материала влияют на многие технологические процессы.

Одним из ведущих факторов, влияющим на свойства измельченных материалов является способ разрушения, определяемый типом мельниц. Принято считать, что лучшие показатели достигаются в струйных мельницах, где разрушение происходит за счет свободного удара частиц материала друг о друга или о преграду. Возрастающие потребности промышленности к такому виду сырья определяют необходимость поиска измельчающих устройств с более низкими, чем у струйных мельниц, энергозатратами.

Перспективными в этом отношении являются устройства вихревого типа, измельчение в которых происходит за счет низкоскоростного, свободного и многократно повторяющегося удара частиц о стенку помольной камеры.

В данной работе представлены результаты разработки конструкции вихревой мельницы для измельчения твердого топлива.

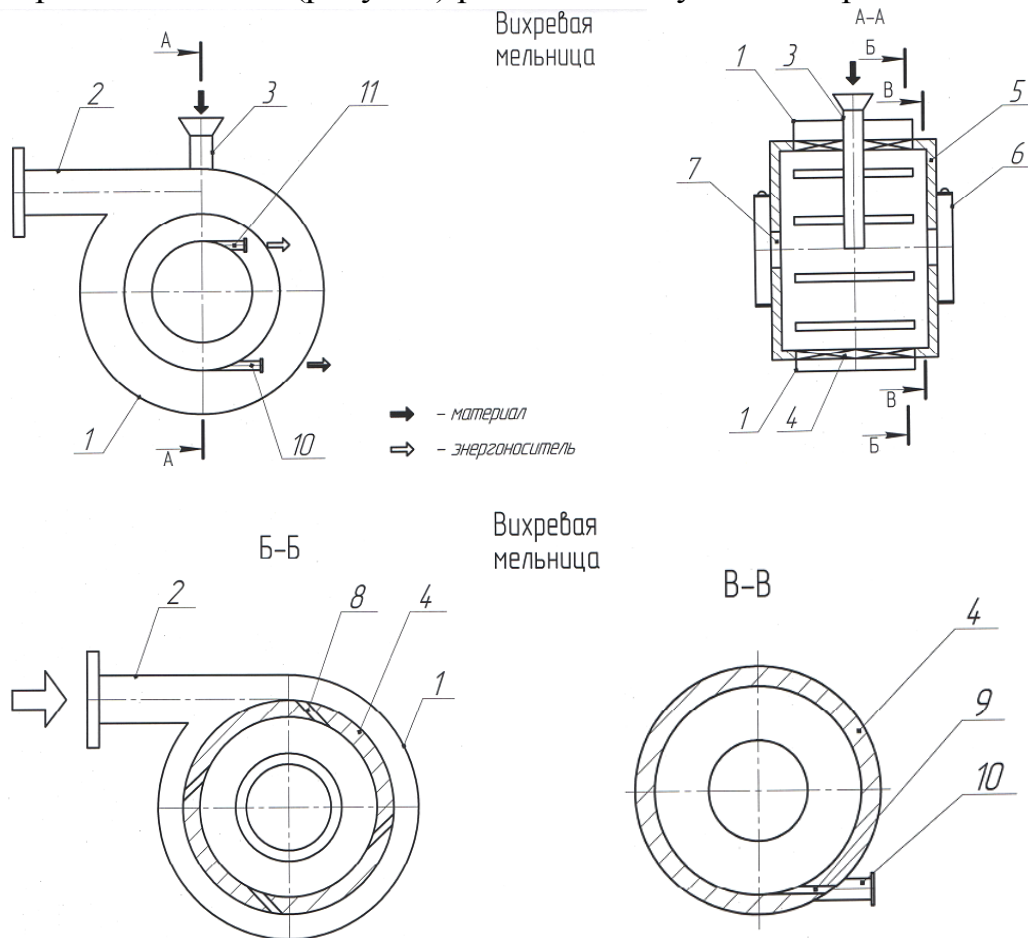
Мельница для вихревого измельчения, содержащая две торцевые крышки, цилиндрический корпус, трубчатый питатель, тангенциальный патрубок для отвода отработанного энергоносителя, узел вывода газозвеси в виде щелей в цилиндрической вставке, отличающаяся тем, что цилиндрический корпус расположен вертикально, трубчатый питатель проходит через цилиндрический корпус, через цилиндрическую вставку до оси симметрии, симметрично выполнено два тангенциальных патрубка для отвода отработанного энергоносителя и два узла вывода газозвеси в виде двух горизонтальных щелей в цилиндрической вставке около торцевых стенок.

Основной задачей разрабатываемой конструкции было создание вихревой мельницы с относительно большой производительностью и низкими энергозатратами. Поставленную задачу решили посредством того, что в вихревой мельнице, содержащей цилиндрический корпус с торцевыми крышками, трубчатый питатель, камеру вывода отработанного энергоносителя с тангенциальным патрубком, узел вывода газозвеси в виде щелей в цилиндрической вставке, ось цилиндрического корпуса расположена горизонтально, ось трубчатого питателя перпендикулярна оси цилиндрического корпуса, при этом трубчатый питатель проходит через цилиндрический корпус и вставку

до оси симметрии корпуса, а симметрично относительно оси питателя установлены два тангенциальных патрубка для отвода отработанного энергоносителя и два узла газозвеси в виде щелей, прилегающих вплотную к торцевой крышке. Таким образом, цилиндрический корпус вихревой мельницы расположен горизонтально, при этом ось вращения закрученного потока расположена горизонтально. При таком расположении измельчаемый материал распространяется по всей цилиндрической поверхности, что увеличивает эффективность помола и производительность вихревой мельницы.

Трубчатый питатель проходит через цилиндрический корпус, через цилиндрическую вставку до оси симметрии. Измельчаемый материал высыпается в приосевой области мельницы и достигает стенки, затем движется по окружности и одновременно перемещается вправо и влево от центра к торцевым крышкам. Непрерывная подача измельчаемого материала в мельницу реализуется за счет разрежения, которое возникает от вращения газа и измельчаемого материала. При давлении перед вихревой мельницей 7059 Па, давление в помольной камере 3500 Па, давление в трубчатом питателе – 850 Па. Пониженное относительно окружающей среды давление способствует беспрепятственной подаче измельчаемого материала в вихревую мельницу.

Вихревая мельница (рисунок) работает следующим образом.



Энергоноситель по патрубку 2 подачи энергоносителя входит в цилиндрический корпус 1, затем через входные щели 8 в цилиндрической вставке 4 поступает в помольную камеру, образованную цилиндрической вставкой 4 и двумя торцевыми крышками 5.

В помольной камере энергоноситель встречается с измельчаемым материалом, который подается в трубчатый питатель 3, вовлекается во вращательное движение энергоносителем. Газовзвесь после помола выводится через две выходные щели 9 в патрубки 10 для периферийного вывода газовзвеси. Отработанный энергоноситель выводится через два центральных отверстия 7 в камеры 6 вывода отработанного энергоносителя, затем в патрубки 11. При движении отработанного энергоносителя к центральным отверстиям 7 в результате действия центробежной силы он освобождается от частиц измельчаемого материала.

Вихревой мельницей разработанной конструкции оборудована цилиндрическая вихревая топка [2], предназначенная для сжигания твердых углеродсодержащих отходов. Двухлетний опыт эксплуатации топки показал надежную и эффективную работу разработанной вихревой мельницы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Практика и перспективы применения различных способов сжигания твердого топлива в теплоэнергетических установках / М.Н. Башкова, С.А. Казимиров, М.В. Темлянцев, В.И. Багрянцев, А.А. Рыбушкин, К.С. Слажнева // Вестник СибГИУ. – 2014. – № 2. – С. 24 – 32.

2. Разработка агрегата и технологии для эффективного сжигания дисперсных отходов углеобогащения во вращающемся потоке воздуха / В.И. Багрянцев, С.А. Бровченко, А.П. Подольский, А.А. Рыбушкин, М.В. Темлянцев, С.А. Казимиров // Вестник СибГИУ. – 2013. – № 4. – С. 36 – 41.

3. Практика и перспективы использования твердых углеродсодержащих отходов в качестве топлива для теплоэнергетических агрегатов / В.И. Багрянцев, С.А. Казимиров, А.И. Куценко, А.П. Подольский, А.А. Рыбушкин, М.В. Темлянцев // Вестник СибГИУ. – 2013. – № 3. – С. 33 – 38.

4. Разработка ресурсосберегающих технологий ваграночного процесса на специализированном исследовательском комплексе / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, О.Г. Модзелевская [и др.] // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество. Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции, СибГИУ, Новокузнецк, 2014 г. – С. 150 – 155.

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Е.А. Будовских, Н.А. Козырев
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ И КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ С НАНОРАЗМЕРНЫМ КАРБИДОМ КРЕМНИЯ

Установлены в различных процессах технологические преимущества и условия обеспечения нового качества покрытий и изделий, достигаемые при использовании нанокарбида кремния. Нанокарбид кремния рекомендован для использования в составе износостойких и коррозионностойких хром-карбидных покрытий, способных работать в условиях повышенных температур, для упрочнения инструмента и оснастки, в том числе с особо сложным микрорельефом рабочих поверхностей. Нанокарбид кремния в составе композиций «карбид кремния – бор – углерод» может быть использован для производства керамических заготовок твердофазным спеканием в аргоне при давлении 0,1 МПа и температуре 2273 К. Применение нанокарбида кремния в технологии поверхностного упрочнения инструментальных сталей электровзрывным легированием обеспечивает получение защитного слоя глубиной около 20 мкм с высокой микротвердостью, износостойкостью и жаростойкостью.

Technological advantages and conditions of ensuring new quality of coverings and products reached at silicon nanocarbide use in processes of composite electrodeposition of coverings, formations of constructional ceramics, superficial hardening steel by an electroexplosive alloying are established. Silicon nanocarbide is recommended for use as a part of wearproof and corrosion-resistant chrome – the carbide electrobesieged coverings capable to work in the conditions of the increased temperatures, for hardening of the tool and equipment, including with especially difficult microrelief of working surfaces. Silicon nanocarbide as a part of compositions «silicon carbide – boron – carbon» can be used for production of ceramic preparations by solid-phase agglomeration in argon with a pressure of 0,1 MPas and temperature 2273 K. Use of silicon nanocarbide in technology of superficial hardening of tool steel by an electroexplosive alloying provides a protective layer about 20 microns in depth with a high microhardness, wear resistance and heat resistance.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

Производство карбида кремния является одним из важнейших в структуре современной металлургии. Сочетание исключительных теплофизиче-

ских, механических и физико-химических свойств карбида кремния делает его уникальным материалом для многих отраслей техники и предопределяет такие основные направления применения, как материалы на связках, керамика, композиционные материалы и покрытия. Мировое производство карбида кремния составляет около 800 тыс. т в год. Крупнейшими сферами использования карбида кремния являются металлургия (около 45 % мирового спроса), производство абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Пока маломасштабными по фактическому объему (менее 1 %), но интенсивно развивающимися и имеющими высокую стоимостную оценку, являются рынки сбыта карбидокремниевых порошковых материалов: микронизированного порошка с размером частиц менее 1 мкм (т.н. «микронизированный карбид») для керамики и нанопорошка с размером частиц менее 100 нм (т.н. «нанокарбид») для высококачественных конструкционной и ударопрочной керамики и гальваники. Введение в обращение карбида кремния в виде нанокарбида открывает новые направления его применения, в том числе для поверхностного и объемного модифицирования металлических сплавов и полимеров, создания специальных красочных составов и др. [1, 2]. Производителями микронизированного карбида являются предприятия мировых лидеров – компаний «Saint – Gobian» и «Exolon – ESK». Среди производителей нанокарбида – научно-производственные фирмы «Токуо Текко Со» (Япония), «Hefei Kaier Nanotechnology & Development Ltd. Co» (Китай), «NEOMAT Co» (Латвия) и др.

Цель исследования

Целью настоящей работы является оценка эффективности применения нанокарбида кремния в технологии композиционных электрохимических покрытий (КЭП), конструкционной керамики, электровзрывного легирования (ЭВЛ) сталей.

Применение нанокарбида кремния в технологии композиционных электрохимических покрытий

В технологии композиционных электрохимических покрытий кристаллизация металла (никеля, хрома, железа, меди и др.) осуществляется из электролитов – суспензий, содержащих в качестве добавки так называемую упрочняющую фазу (наполнитель или модификатор), представляющую собой, как правило, вещество в порошкообразном состоянии, частицы которого включаются в формирующуюся на поверхности изделия металлическую матрицу. Благодаря включению частиц в покрытие его эксплуатационные свойства повышаются, что позволяет с помощью КЭП успешно решать многие практические задачи по поверхностному упрочнению конструкционных деталей и инструментальной оснастки и восстановлению их быстроизнашивающихся частей. Для улучшения характеристик КЭП необходимо повышать уровень дисперсности упрочняющей фазы и в пределах использовать ее с такими частицами, размер которых существенно меньше размера зерна матрицы. Это позволяет, во-первых, улучшить качество электрохимических покрытий за счет

снижения пористости и микрошероховатости; во-вторых, способствует формированию матрицы с равновесной субзеренной структурой, равномерным содержанием частиц; в-третьих, позволяет повысить уровень физико-механических свойств покрытий в результате реализации эффекта дисперсионного упрочнения и снижения внутренних напряжений; в-четвертых, расширяет технологические возможности процесса получения КЭП из-за незначительной седиментации наноразмерных частиц в электролитах – суспензиях и повышенной адсорбции ионов и других добавок. Эти обстоятельства определяют постоянное стремление специалистов, работающих в области технологии КЭП, к использованию в качестве упрочняющей фазы материалов высокой дисперсности, в том числе и наноматериалов [3, 4].

При выборе упрочняющей фазы в большинстве случаев предпочтение отдается алмазу и кубическому нитриду бора, карбиду кремния, тугоплавким, твердым, износо- и окалиностойким оксидам, металлоподобным карбидам, боридам, нитридам, силицидам и их композициям. Однако проводимый уже в течение 25 лет мониторинг научных и прикладных исследований в технологии КЭП показывает, что потребность в подобных материалах удовлетворяется в основном за счет использования микропорошков абразивного назначения, обычно зернистостью М1...10, или высокодисперсных материалов керамической технологии, характеризующихся низким содержанием основных фаз, осколочной, присущей механически измельченным материалам, формой частиц и значительным количеством примесей. Такая упрочняющая фаза, средний размер частиц которой соизмерим с размером зерна металлической матрицы покрытия, составляющим обычно 5-20 мкм, заметно повышает твердость и износостойкость КЭП на основе металлов группы железа, меди и некоторых легкоплавких сплавов. Однако она не улучшает прочностные характеристики покрытия, снижает их сопротивление коррозионному разрушению, ухудшает жаростойкость и высокотемпературную прочность. Это обусловлено неоднородными характеристиками КЭП в результате неравномерного распределения частиц размером более 1 мкм, а также повышенной пористостью покрытий и водородной хрупкостью. Эти факторы уже в течение длительного времени определяют настоятельную необходимость в разработке и реализации специальных технологий производства материалов – эффективных упрочняющих фаз для решения современных задач гальваники с помощью композиционного электроосаждения.

Нанокарбид кремния применялся в качестве упрочняющей фазы в процессах электрохимического осаждения покрытий из электролитов хромирования. Для решения задач композиционного упрочнения использовали нанокарбид, полученный карбидизацией микропорошка кремния метаном – SiC (1) и плазменным модифицированием микропорошка – SiC (2) [5]. Характеристики нанопорошков (НП) карбида кремния SiC (1) и SiC (2) и их физико-химические свойства приведены в таблице 1, а электронные микрофотографии – на рисунках 1 и 2.

Для электроосаждения КЭП хром – нанокарбид использовали электролит хромирования, содержащий НП карбида кремния SiC (1) или SiC (2), следующего состава, кг/м³: хромовый ангидрид 250, серная кислота 3, хром трехвалентный 8. Для приготовления электролита – суспензии к навеске порошка добавляли небольшое количество чистого электролита, компоненты перемешивали до полного смачивания порошка, переносили в электролизер и разбавляли до требуемой концентрации. Корректировка pH производилась с помощью растворов NaOH или H₂SO₄.

Таблица 1 – Основные характеристики нанопорошков карбида кремния

Характеристики нанопорошков	SiC (1)	SiC (2)
Фазовый состав	β-SiC	β-SiC
Химический состав основной фазы	SiC _{0,95} N _{0,05}	SiC _{0,95} N _{0,05}
Содержание основной фазы, %	99,21*	99,30*
Содержание примеси свободного углерода, %	0,06	0,05
Удельная поверхность, м ² /кг	38000	37000
Размер** частиц, нм	62	61
Форма частиц	Огран.	
Коррозионная стойкость в растворах электролитов	Устойчив в электролитах любой кислотности	
Термоокислительная устойчивость на воздухе, К	до 913	
Примечание: * После рафинирования.		
** Рассчитан по величине удельной поверхности.		

Анализ результатов исследований и промышленного применения нанокарбида кремния SiC (1) и SiC (2) подтвердил возможность достижения параметрического, концентрационного, структурного и технологического эффектов. Так, используемый электролит хромирования характеризовался в зависимости от дисперсности наполнителя следующим изменением катодной плотности тока (МП – микропорошок карбида кремния с размером частиц менее 5 мкм):

Без наполнителя (5 кА/м²) → МП SiC (5,5-6,0) → НП SiC (1), SiC (2) (8-10).

Возрастание допустимой катодной плотности тока обусловлено, по видимому, стабилизацией значений pH в прикатодном слое при введении в электролит второй фазы. Насыщение покрытия карбидными наночастицами происходит при меньшем их массовом содержании в покрытии и концентрации в электролите (таблица 2), что обусловлено возрастанием числа наночастиц в единице объема, способствующим дисперсионному упрочнению металлической матрицы.

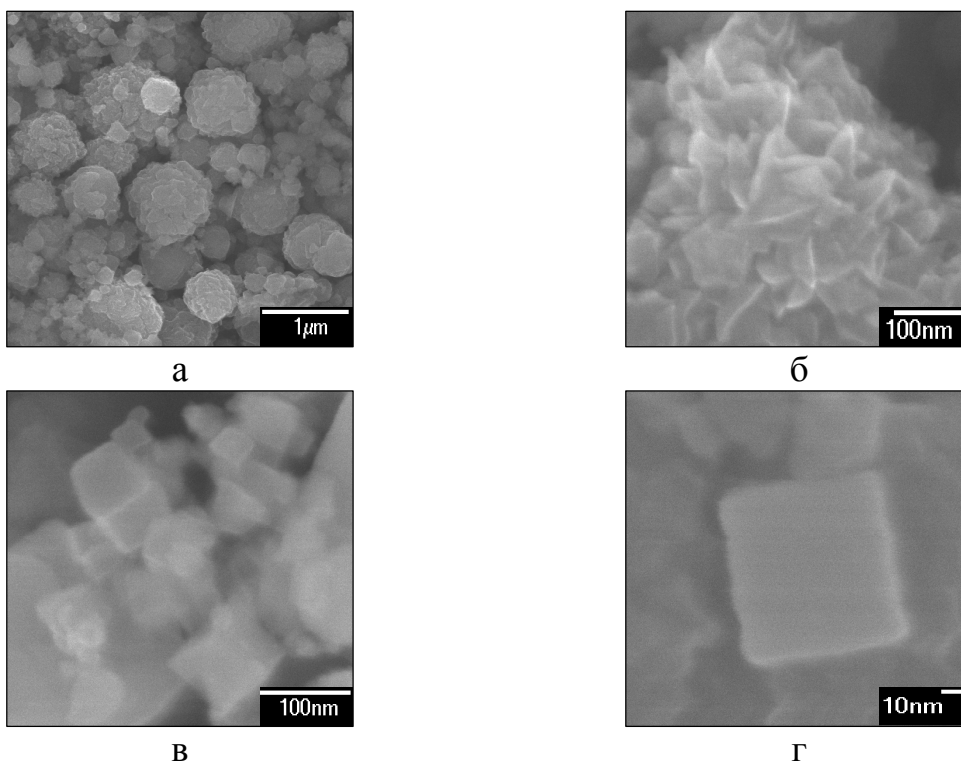


Рисунок 1 – Микрофотографии нанопорошка карбида кремния SiC (1): а – в состоянии поставки после рафинирования; б – морфологическая картина агрегата; в – ансамбль наночастиц; г – наночастица кубической формы

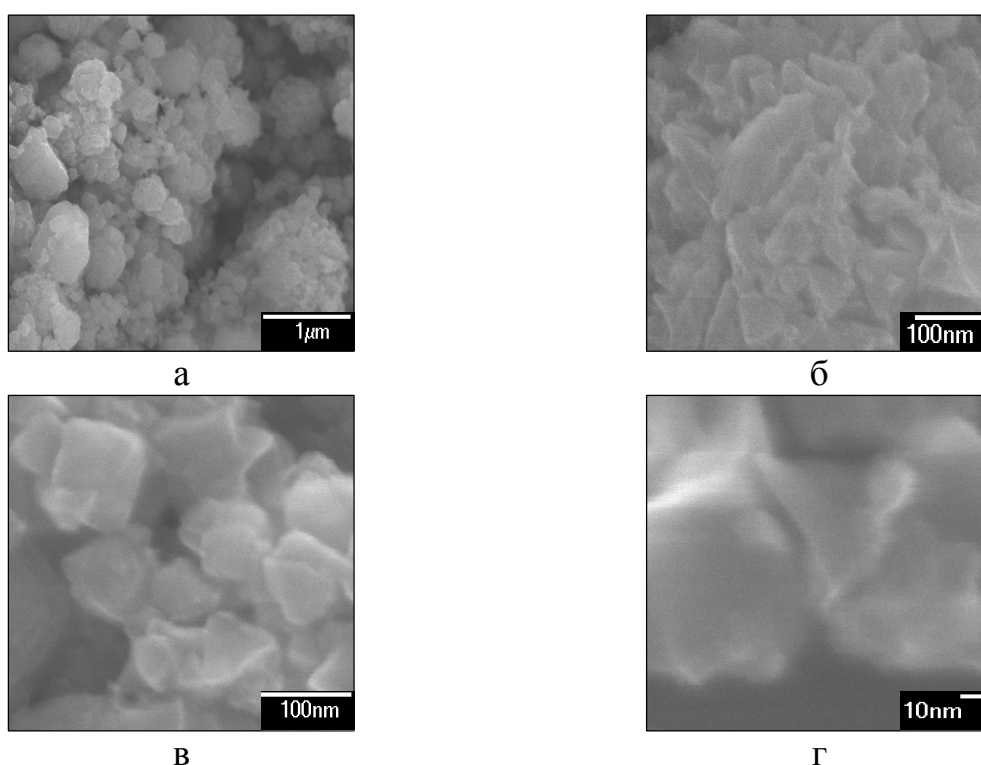


Рисунок 2 – Микрофотографии нанопорошка карбида кремния SiC (2): а – в состоянии поставки после рафинирования; б – морфологическая картина агрегата; в – ансамбль наночастиц; г – наночастица октаэдрической формы

Микротвердость композиционных покрытий с наноконпонентами на основе хрома в 1,80-1,90 раза выше, чем у хрома, и в 1,10-1,20 выше по сравнению с композиционными покрытиями с микропорошками (таблица 2), причем во всех случаях величина микротвердости повышается с увеличением содержания частиц в композиционном материале. Повышение твердости связано с высокой эффективностью наночастиц как барьеров распространения дислокаций. Включение наночастиц в хромовую матрицу снижает интенсивность её изнашивания при изменении содержания наноразмерного порошка от 0,15 до 0,45 % в 1,25-2,5 раза. Значительное повышение износостойкости материала Cr – НП SiC связано с устранением в структуре слоя возбудителей местной концентрации напряжений – микротрещин, присутствующих в значительных количествах в хромовых слоях. Определение коррозионной стойкости КЭП Cr – НП SiC в жидких средах показывает, что КЭП превосходят обычные покрытия на основе хрома в 1,3-1,5 раза (частотный показатель коррозии 0,3 %) и могут быть отнесены к группе стойких.

Таблица 2 – Зависимость содержания упрочняющей фазы (а) и микротвердости (Н) КЭП* от концентрации НП и МП в электролите

Концентрация НП, МП в электролите, кг/м ³	а, % / Н, ГПа		
	Cr – НП SiC (1)	Cr – НП SiC (2)	Cr – МП SiC
1,0	0,20/9,0	0,24/9,1	0,47/8,4
3,0	0,41/9,3	0,43/9,2	0,72/8,6
10,0	0,59/9,7	0,58/9,4	0,89/8,9
20,0	0,82/10,1	0,84/10,1	1,1/9,0

Примечание: * Условия электроосаждения: КЭП Cr – НП, МП SiC – катодная плотность тока 8,0 кА/м², рН 2,0, Т = 323 К.

Для оценки возможности замены нанокарбидом кремния наноалмазов детонационного синтеза, проведено сопоставление характеристик хромкарбидных и хром-алмазных покрытий (таблица 3). Можно видеть, что хромкарбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий срок службы при эксплуатации в условиях температур выше 473-573 К, достигаемые при более низких концентрациях нанопорошка карбида в электролите и существенном снижении стоимости 1 м³ электролита – суспензии.

Результаты исследований свидетельствуют о технологической целесообразности применения нанопорошков с удельной поверхностью не более 40000 м²/кг (таблица 4) с ограниченным (менее 1,0 %) содержанием свободного углерода (таблица 5).

Использование более дисперсных наноматериалов усложняет технологию приготовления и эксплуатации электролита – суспензии. Это обстоятельство отмечается также в работах других исследователей. Так, авторы работы [6], использовавшие при композиционном хромировании алмазные нанопорошки с удельной поверхностью 400000-500000 м²/кг (размер частиц 4-5 нм),

Таблица 3 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с нанопорошками карбида кремния SiC (1) и наноалмаза [6]

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 серноокислый	–	–	–	–	–	7
	НП карбида кремния – SiC (1)	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*	0,96	1,0	1,05	1,07	1,08	1,0
	Микротвердость, ГПа	8,9	9,0	9,1	9,15	9,15	9,0
	Коррозионная стойкость*	0,96	1,05	1,07	1,10	1,10	1,0
	Срок службы при температуре выше 473-573 К*	1,1	1,50	1,70	2,00	2,06	1,0
	Стоимость 1 м ³ электролитной суспензии*	0,13	0,16	0,18	0,20	0,23	1,0
Примечание: * Износостойкость, коррозионная стойкость, срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К, стоимость 1 м ³ электролитной суспензии приведены по отношению к варианту 6, для которого значения этих показателей приняты за 1,0.							

Таблица 4 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с НП карбида кремния SiC (1) с различной удельной поверхностью (для условий технологического варианта 4, табл. 3)

Величина удельной поверхности НП карбида кремния, м ² /кг	11000	22000	32000	38000	51000
Износостойкость	0,89	0,99	1,0	1,03	0,93
Микротвердость, ГПа	7,92	9,27	9,32	9,39	8,51
Коррозионная стойкость	0,82	1,0	1,0	1,0	0,91
Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К	0,72	1,0	1,0	1,0	0,88

отмечают, что при реализации обычных приемов приготовления электролита – суспензии нанопорошки вводятся в электролит с большим трудом (длительность перемешивания может составить 50-80 часов), в связи с чем ими разработана специальная длительная многооперационная технология. Авторы работы [7], использовавшие для композиционного хромирования нанопорошок оксида алюминия с удельной поверхностью 100000-150000 м²/кг (размер частиц 15-18 нм), также отмечают возникающие при приготовлении электролита –

Таблица 5 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с НП карбида кремния SiC (1) при различном содержании в нем свободного углерода (для условий технологического варианта 4, табл. 3)

Содержание в НП карбида кремния свободного углерода, %	0,8	1,5	2,4
Износостойкость	1,0	0,86	0,79
Микротвердость, ГПа	932	760	710
Коррозионная стойкость	1,0	0,89	0,79
Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К	1,0	не рекомендуются к эксплуатации в этих условиях	

суспензии трудности, в связи с чем рекомендуют вводить нанопорошок в электролит в виде концентрированной суспензии, обработанной ультразвуком частотой 22 кГц. Отмеченные особенности подтверждают значительное развитие в объеме электролита процессов коагуляции наночастиц, приводящих к их укрупнению, и усиливающих при применении нанопорошков с удельной поверхностью 50000-500000 м²/кг. Развитие процессов коагуляции обусловлено такими причинами, как неустойчивость наносистем, обладающих избыточной поверхностной энергией, и неудовлетворительная смачиваемость нанопорошков, связанная с состоянием поверхности их частиц и наличием или отсутствием на них поверхностного заряда. В результате возникает технологическая необходимость реализации процессов электроосаждения покрытий из электролитов – суспензий с повышенной концентрацией в них нанопорошков.

По результатам исследований авторами разработаны способ получения композиционных электрохимических покрытий на основе хрома [8] и технологические процессы композиционного упрочнения с нанокарбидом кремния. КЭП на основе Cr – НП SiC рекомендуются для защиты деталей и технологической оснастки, подверженных износу (например, нитевые датчики крутильных машин, штоки амортизаторов и др.), одновременному износу и коррозии (например, пресс-формы для отпрессовки изделий из термопластов, детали нефте- и газопромыслового оборудования и др.). Но экономически и технологически наиболее целесообразно применение их взамен хром-алмазных КЭП для поверхностного упрочнения инструмента, оснастки, деталей машин и механизмов, эксплуатирующихся в условиях повышенных температур (выше 473-573 К): прессовый инструмент для порошковой металлургии, детали инструментального производства – пуансоны, штампы, матрицы, державки пуансонов и др., детали поршневой группы двигателей внутреннего сгорания и т.п.

Применение нанокарбида кремния в технологии конструкционной керамики

К керамическим относятся поликристаллические материалы, получаемые спеканием неметаллических порошков природного или искусственного происхождения. К преимуществам керамики по отношению к альтернативным металлическим материалам можно отнести доступность сырья, более низкую энергоёмкость производства, экологическую безопасность, комплекс высоких физико-химических и механических свойств (твёрдость, тугоплавкость, коррозионная, термическая и радиационная устойчивость и др.). Современные виды керамики подразделяют на две группы: конструкционную и функциональную. К конструкционной относится керамика, используемая для создания механически стойких конструктивных элементов устройств, а к функциональной – керамика, обладающая специфическими электрическими, термическими, оптическими и магнитными функциями. В свою очередь конструкционную керамику делят на оксидную и бескислородную (на основе карбидов, нитридов, боридов).

Карбид кремния в виде микропорошка используется для производства изделий износостойкой машиностроительной керамики – элементов запорной и регулирующей арматуры. Керамические регулирующая и запорная арматура обладает способностью противостоять гидро- и аэроабразивному износу, коррозионному и температурному воздействию, а также стойкостью к агрессивным жидкостям. Это позволяет использовать ее в нефтяном и химическом оборудовании для регулирования технологических процессов. В комплект арматуры входят задвижки, поворотные заслонки, вентили, регулирующие клапанные шары (шар-седло), втулки сальникового узла, кольца для уплотнений и др. Керамические подшипники являются одним из наиболее перспективных видов керамической продукции. Благодаря высокой твердости и способности керамики выдерживать температуры до 1000 °С, возникающие при трении, керамические подшипники превосходят стальные по сроку службы в 100 раз и работают при этом без смазки. В силу низкой плотности керамики применение керамических подшипников дает выигрыш в массе до 60 %, что при высоких скоростях также уменьшает центробежные силы. Химическая стойкость, радиационная устойчивость, высокие диэлектрические свойства, отсутствие магнетизма, низкая плотность позволяют использовать керамические подшипники скольжения для комплектации оборудования в нефтяном и химическом производстве, в атомных и силовых установках. Использование керамических подшипников также эффективно в точных и навигационных приборах, в оборонной промышленности, например, в гироскопах и высокооборотных машинах – турбинах, компрессорах, обрабатывающих центрах.

Российские предприятия реализуют технологию производства износостойкой карбидокремниевой керамики, ориентированную на использование керамического сырья – микронизированного карбида – и технологического оборудования с очень высокими термосиловыми параметрами компактирова-

ния, поставляемых зарубежными предприятиями. В связи с этим разработка промышленной технологии производства карбида кремния с комплексом свойств, обеспечивающим эффективное применение его для создания конструкционной керамики машиностроительного назначения (т.н. «конструкционного карбида») представляется важной научно-технической задачей, имеющей отраслевое значение. Конструкционный карбид, содержащий активизирующие процесс спекания добавки, может использоваться для освоения производства керамики наиболее перспективным способом – твердофазным спеканием, реализуемым с применением относительно доступного российского оборудования.

Для технологии конструкционной керамики применяли нанокарбид кремния, полученный карбидизацией микропорошка кремния метаном – SiC (1) и модифицированием микропорошка карбида в плазменном потоке азота – SiC (2) с последующим рафинированием.

Нанокарбид кремния по основным характеристикам (уровню дисперсности, фазовому и химическому составам) не уступает карбидокремниевым порошкам конструкционного назначения зарубежных фирм (таблица 6). Технологическим преимуществом вводимого в обращение материала является возможность поставки его в виде композиции заданного состава, содержащей активизирующие процесс спекания добавки (реакционноспособные бор и углерод). С целью импортозамещения безразмольного порошка карбида кремния печного синтеза фирмы «Hermann Starck Co.» марок А-10 и В-10 проведено опробование и применение нанокарбида кремния в процессах твердофазного спекания заготовок для изготовления керамических уплотнительных колец серий 156.017 и 156.073 с наружным диаметром от 16 до 30 мм и высотой от 18 до 30 мм для насосов и погружных электродвигателей, перекачивающих нефть, нефтепродукты, сжиженные углеводородные газы. При этом подтверждены технологические преимущества нанокарбида кремния и получены следующие результаты (таблица 6). Использование нанокарбида кремния позволяет исключить при подготовке шихты введение в неё органических соединений и их карбонизацию для получения равномерно распределенного реакционно-способного углерода и восстановления пленки кремнезема на карбидных наночастицах, перемешивание на валках, что упрощает и удешевляет технологию и позволяет реализовать её по следующему промышленно приемлемому варианту: термообработка порошка в вакууме при 1073 К, введение пластификатора, смешивание и прессование при давлении 50 МПа, обжиг в течение 2-х часов в аргоне при давлении 0,1 МПа при температуре 2273 К. Соблюдение технологии обеспечивает относительную плотность после формования 0,62-0,63, после спекания 0,95-0,96 и стабильную усадку 26-29 %.

Применение нанокарбида кремния в технологии поверхностного упрочнения сталей электровзрывным легированием

Повышение эксплуатационных требований к материалам постоянно стимулирует разработки в области поверхностного модифицирования. В связи с этим в настоящее время актуальной проблемой является разработка эколо-

гически чистых новых технологий модифицирования материалов для целенаправленного изменения их структурно-фазового состояния и физико-механических свойств, обладающих рядом преимуществ в сравнении не только с традиционными технологическими процессами термомеханической и химико-термической обработки, но и методами воздействия, основанными на

Таблица 6 – Химический и фазовый составы, режимы ТФС и физико-механические свойства карбидокремниевых керамических материалов

Характеристики порошков карбида кремния, условия подготовки и режимы ТФС	Торговая марка, изготовитель			
	SiC (1)	SiC (2)	A-10 «Hermann Starck Co.»	B-10 «Hermann Starck Co.»
Фазовый состав	β -SiC	β -SiC	α -SiC	β -SiC
Химический состав, %				
SiC	90,16	90,00	97,0	95,0
C _{своб.}	2,70	2,69	1,0	1,9
B _{своб.}	2,52	2,63	–	–
Si _{своб.}	0,03	0,02	0,01	0,02
SiO ₂	4,51	4,60	1,88	3,02
Al	0,04	0,03	0,1	0,04
Fe	0,04	0,04	0,01	0,02
Соотношение SiO ₂ : C в шихте, моль/моль (стехиометрическое "на карбид" 1 : 3)	1 : 3,01	1 : 2,98	1 : 2,69	1 : 3,17
Удельная поверхность, м ² /кг	38000	37000	11000	15000
Размер* частиц, нм	67	66	700	600
Термообработка шихты T = 1073 К, P = 100 Па, τ = 1 ч	+	+	+	+
Пластифицирование шихты 5 %-ным раствором ПВС	+	+	+	+
Холодное прессование заготовок в стальной разборной прессформе P = 50 МПа	+	+	+	+
Относительная плотность до спекания	0,63	0,62	0,64	0,61
Твердофазное спекание в аргоне T = 2273 К, P = 0,1 МПа, τ = 2 ч	+	+	+	+
Относительная плотность спеченных образцов	0,95	0,96	0,86	0,87
$\sigma_{изг.}^{20^\circ C}$, МПа	340	380	310	320
Примечание: * Рассчитан по величине удельной поверхности.				

использовании таких видов концентрированных потоков энергии, к которым могут быть отнесены лазерное излучение, сильноточные электронные и ионные пучки и др. При этом можно отметить достаточно устойчивый интерес к карбиду кремния со стороны разработчиков инновационных технологий модифицирования, реализуемых в следующих направлениях: легирование поверхностного слоя стальных литых изделий для повышения его износостойкости при обработке изнутри литейных форм составами, содержащими карбид кремния; электроискровое легирование с помощью электродов из различных материалов обрабатываемой поверхности с предварительно нанесенными на нее составами, содержащими карбид кремния; электровзрывное легирование с введением в зону взрыва карбида кремния.

Электровзрывное легирование осуществляется при воздействии на поверхность гетерогенных плазменных пучков, формируемых при электрическом взрыве проводников [9 – 11]. При этом происходит оплавление, насыщение тонких поверхностных слоев металлов продуктами электрического взрыва и самозакалка зоны легирования. Основное преимущество электровзрывного легирования перед другими аналогичными импульсными плазменными способами обработки поверхности состоит в том, что для получения плазмы может быть использован любой электропроводный материал. При этом технологические возможности способа могут быть существенно расширены путем введения в область взрыва проводника порошковых добавок различных веществ. В настоящее время электровзрывное легирование получило значительное развитие как самостоятельное научное направление с многовариантной технологической реализацией. Послойное исследование строения, фазового состава и особенностей структуры зоны легирования показывает, что, по крайней мере, приповерхностный слой обладает нанокompозитной структурой. Ниже располагаются промежуточный и приграничный слои с непрерывно уменьшающейся степенью легирования и увеличивающимися размерами структурных составляющих. При этом во всех слоях отмечается присутствие наноразмерных фаз. Это позволяет говорить о получении электровзрывным способом нанокompозитных слоев, которые закономерно связаны с основой. Следствием структурных изменений является повышение в несколько раз микротвердости, износостойкости, стойкости к высокотемпературному окислению, устойчивости к коррозии обрабатываемых поверхностей. Основным конструктивным элементом применяемого для процессов электровзрывного легирования оборудования является плазменный генератор, состоящий из коаксиальных электродов и компрессионной камеры с направляющим продукты взрыва соплом, расположенный в соединенной с вакуумным насосом технологической камере. Он позволяет при взрыве проводника сформировать сверхзвуковой пучок продуктов взрыва, обеспечивающий при взаимодействии с поверхностью необходимые условия для осуществления процесса импульсного (за время порядка 100 мкс) жидкофазного легирования. Режим обработки обычно задается величиной зарядного напряжения ёмкостного накопителя, а обрабатываемая поверхность ориентируется перпендикулярно к оси плазмен-

ного пучка. Накопленная в настоящее время технологическая информация содержит результаты исследования и реализации процессов электровзрывного науглероживания, борирования, алитирования, карбоборирования при практически полном отсутствии сведений об использовании тугоплавких карбидов, боридов, нитридов, силицидов, традиционно применяемых в упрочняющих технологиях благодаря высоким физико-химическим свойствам и комплексному характеру модифицирующего воздействия [12 – 13].

В технологии поверхностного упрочнения сталей электровзрывным легированием в качестве порошковой добавки впервые опробован нанокарбид кремния SiC (1) (табл. 1), содержащий 99,21 % β -SiC, с удельной поверхностью 38000 м²/кг. Исследовалось формирование композитных поверхностных слоев на образцах инструментальной стали X12 при электровзрыве алюминиевой фольги с внесением в зону взрыва нанокарбида кремния. Выбор этой стали обусловлен тем, что она широко используется для изготовления инструментов, предназначенных для обработки материалов давлением (штампов, пуансонов и т.п.), в связи с чем для неё важна повышенная устойчивость против истирания. Это обстоятельство и предопределило повышенный интерес исследователей к нанокарбиду кремния. Определялись фазовый состав поверхностных слоёв стали после обработки, а также их свойства – микротвердость, износо- и жаростойкость.

В качестве взрываемого проводника использовали алюминиевую фольгу массой 30 мг, на которую помещали навеску нанокарбида кремния массой 7,5 мг. Обработке подвергали образцы стали размерами 25 x 20 x 5 мм. Время воздействия на поверхность составляло 100 мкс, эффективное значение поглощаемой плотности мощности – 6,0 ГВт/м², динамическое давление, оказываемое струей на поверхность, достигало 14,2 МПа. При таком режиме воздействия глубина зоны легирования составляла около 20 мкм.

Электровзрывное легирование в высокоинтенсивном режиме плазменного воздействия на поверхность приводило наряду с оплавлением к насыщению поверхностных слоев стали продуктами взрыва алюминиевой фольги и наночастицами карбида кремния с последующей самозакалкой с образованием аустенитной структуры. Микротвердость поверхности образцов без обработки оказалась равной 2513±205 МПа, а после обработки возросла в среднем в 2,8 раза. Потеря массы образцов стали в состоянии поставки при испытаниях на износостойкость составила 27,4 ± 7,3 мг, а после электровзрывной обработки – 3,3 ± 2,5 мг, т.е. износостойкость увеличилась в 8 раз. Испытания на жаростойкость показали, что значения массового показателя коррозии образцов в исходном состоянии составили 2,7; 5,2 и 10,6 г/(м²·ч) при температурах 800, 850 и 900 °С соответственно. После защитной обработки были получены значения 0,3; 1,5 и 5,3 г/(м²·ч). Увеличение жаростойкости при указанных температурах испытаний составило 9; 3,5 и 2 раза, что в среднем в 2 раза выше соответствующих показателей жаростойкости этой стали после двухкомпонентного электровзрывного легирования, например, бором и гадолинием.

Таким образом, зона легирования обладает высокой микротвердостью и устойчивостью против абразивного изнашивания и высокотемпературного окисления на воздухе.

Выводы

Подтверждена высокая эффективность применения нанокарбида кремния в технологии композиционного хромирования, конструкционной керамики, поверхностного модифицирования сталей электровзрывным легированием. Хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий ресурс работы. Спеченные карбидокремниевые керамические заготовки характеризуются высокой плотностью и стабильной усадкой. Зона легирования, содержащая нанокарбид кремния, обладает высокой микротвердостью, стойкостью против абразивного износа, термоокислительной устойчивостью.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Galevskii G.V., Rudneva V.V., Yurkova E.K. Nanomaterials and nanotechnologies: assessment, tendencies, and forecasts // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2007. – Т. 48. – No 2. – P. 157–160.

2. Brodov A.A., Kazakova T.I., Molotilov B.V. Economic analysis of the industrial use of nanomaterials // Steel in Translation. – 2006. – Т. 36. – No 5. – P. 67 – 71.

3. Nozdrin I.V., Terenteva M.A., Galevskii G.V., Rudneva V.V. Features of Electrodepositing of «Nickel – Chromium Diboride Nanopowder» Composite Coatings // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2013. – V. 54. – No 5. – P. 383 – 387.

4. Skachkov O.A., Firstov M.N., Zmii V.I., Pozharov S.V., Ezhov A.Yu., Astakhov S.I., Chuikova V.B. High-temperature protective coatings on refractory metals // Steel in Translation. – 2006. – Т. 36. – No 4. – P. 75 – 80.

5. Polyakh O.A., Rudneva V.V., Yakushevich N.F., Galevskii G.V., Anikin A.E. Silicon carbide production from steel plant wastes // Steel in Translation. – 2014. – Vol. 44. – No 8. – P. 565 – 572.

6. Pat. 2156838 RF, MPK C25D15/00. Way of receiving composite metaldiamond coverings / E.V. Nikitin, L.A. Polyakov, N.A. Kalugin; combine «Elektrokhimpribor». – No. 99108896/02; declar. 21.04.99; publ. 27.09.2000.

7. Pat. 2148109 RF, MPK C25D3/04. Way of receiving heat-resistant chromic coverings / I.G. Idrisov, V.V. Kovalyov. BTI AGTU. – No. 99102009/02; declar. 01.02.99; publ. 27.04.2000.

8. Pat. 2318083 RF, MPK C25Д 15/00. Way of receiving composite electrochemical coverings on the basis of chrome / G. V. Galevsky, V. V. Rudneva, O. A. Polyakh. – No. 2006129821/02; declar. 17.08.2006; publ. 27.02.2008. – Bull. 6. – 5 p.

9. Ivanov Y.F., Denisova Y.A., Teresov A.D., Petrikova E.A., Gromov V.E., Soskova N.A., Budovskikh E.A. Electron-beam surface treatment of alloys based on titanium, modified by plasma from an electrical explosion of conducting material. Bulletin Of The Russian Academy Of Sciences. Physics. – 2012. – Vol. 76. – No 11. – P. 1246 – 1252.

10. Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V. Formation of nanocomposite layers at the surface of vt1-0 titanium in electroexplosive carburization and electron-beam treatment // Steel In Translation. – 2012. – Vol. 42. – № 6. – P. 499- 501.

11. Karpil S.V., Morozov M.M., Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Formation of nanophases in electroexplosive alloying with aluminum and boron and electron- beam treatment of titanium surfaces // Steel in Translation. – 2010. – Vol. 40. – № 8. – Pp. 723 - 728.

12. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Pulse plasma treatment of surface of alloy VK10KS // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – Vol. 53. – № 11-12. – P. 608 - 610.

13. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Electric explosion alloying of the surface of hard alloy VK10KS with titanium and silicon carbide // Metal Science and Heat Treatment. – 2013. – Vol.55. – № 1. – P. 96 - 99.

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова

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

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НИКЕЛЬ – КАРБИД ТИТАНА

Исследованы условия электроосаждения, структура и физико-механические свойства (микротвердость, сцепление с основой, внутренние напряжения, износостойкость, токи коррозии) гальванических композиционных покрытий на основе никеля с нано- и микропорошками карбида титана. Установлено, что электрокристаллизация никеля в присутствии карбидных наночастиц приводит к образованию покрытий с малыми размерами структурных фрагментов, низкой пористостью и повышенными физико-механическими свойствами.

Electrodeposition conditions, structure and physicochemical properties (microhardness, coupling with a basis, internal tension, wear resistance, corrosion currents) of electroplated composite coatings on the basis of nickel with nano- and micropowders of titanium carbide are investigated. It is established that electrocrystallization of nickel in the presence of carbide nanoparticles leads to formation of coverings with small sizes of structural fragments, low porosity and the increased physicochemical properties.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

Электроосаждаемые или гальванические композиционные покрытия (ГКП) формируются при осаждении металла в виде тонкого слоя на изделия с электропроводящей поверхностью из электролитов – суспензий, содержащих дисперсную фазу. 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), основные достижения которых обобщены в работах [1 – 4]. Благодаря включению частиц в покрытие его эксплуатационные свойства повышаются, что позволяет с помощью ГКП успешно решать многие практические задачи по поверхностному упрочнению конструкционных деталей, инструментальной оснастки и восстановлению их быстроизнашивающихся частей. Для улучшения характеристик ГКП необходимо повышать уровень дисперсности упрочняющей фазы и в пределах использовать её с такими частицами, размер которых

существенно меньше размера зерна матрицы. Это улучшает качество электроосаждаемых матриц за счёт повышения адгезии к подложке, снижения пористости и микрошероховатости, формирует матрицу с равновесной субзеренной структурой и равномерным содержанием частиц, повышает уровень физико-механических свойств покрытий, расширяет технологические возможности процесса получения ГКП из-за незначительной седиментации наноразмерных частиц в электролитах – суспензиях. Эти обстоятельства определяют постоянное стремление специалистов, работающих в области технологии ГКП, к использованию в качестве упрочняющей фазы материалов высокой дисперсности, в том числе и наноразмерного уровня [5 – 10].

Анализ накопленного опыта и оценка современного состояния технологии ГКП позволяют сформулировать следующие задачи, требующие первоочередного решения:

- дальнейшие расширения номенклатуры и повышение качества вводимых в обращение упрочняющих наноматериалов, увеличение объёмов их производства;
- реализация технологий ГКП в условиях постоянно ужесточающихся экологических требований, что снижает известные конкурентные преимущества ряда процессов, например, хромирования из электролитов на основе соединений хрома (VI), и повышает востребованность альтернативных процессов, например, композиционного никелирования;
- необходимость решения крупномасштабных задач композиционного упрочнения, например, защита внутренней поверхности медных гильз кристаллизаторов сортовых машин непрерывного литья заготовок за счёт создания хром-карбидокремниевого покрытия, существенно повышающего стойкость гильзы и качество непрерывнолитой заготовки [11], или защита стенок медного кристаллизатора слябовых установок непрерывной разливки стали за счёт создания сочетающего высокую теплопроводность, износ- и коррозионностойкость хромоникелевого покрытия, повышающего стойкость кристаллизатора в 5 раз и снижающего количество слябов, поражённых паукообразными трещинами, в 4 раза [12], защита катодных блюмсов алюминиевых электролизёров от растворения при разрушении подины за счёт создания хром-углеродного покрытия [13].

Целью настоящего исследования является изучение особенностей формирования и свойств ГКП на основе никеля, содержащих в качестве упрочняющей фазы нано- и микропорошки карбида титана – синтетического сверхтвёрдого, тугоплавкого, жаропрочного материала, достаточно востребованного для производства металлообрабатывающего инструмента, карбидосталей и защитных покрытий.

Гальванические покрытия на основе никеля характеризуются наибольшим объёмом использования в различных отраслях производства, составляющим 75 % от общего объёма гальванически осаждаемых металлов. Основными функциями никелевых покрытий являются защита от коррозии и механических повреждений, улучшение прочностных характеристик и изно-

состойкости изделий, особенно эксплуатируемых в условиях сухого трения, решение определённых декоративно-эстетических задач. Однако никелевые покрытия защищают стальную основу только механически, а в порах покрытия происходит её коррозия. Никелевые покрытия, особенно в тонких слоях, не являются сплошными. Это обусловлено самим характером их образования и разрастания: в первый период осаждения на инородную подложку образуются определенные зародыши, которые постепенно разрастаются в островки, и лишь на более позднем этапе роста происходит срастание островков в сплошной слой. При этом значительная пористость может быть выявлена в никелевом покрытии даже толщиной 20 мкм (рисунок 1).

Поэтому создание высокоплотных, практически беспористых никелевых покрытий до сих пор остается важной научно-прикладной задачей.

Электроосаждение покрытий

Для упрочнения никелевой матрицы использовались нанопорошок карбида титана, полученный карбидизацией порошка металлического титана марки ПТМк природным газом в потоке азотной плазмы, и его микропорошок, полученный диспергированием в течение 80 часов в мельнице с твёрдосплавными шарами и футеровкой карбида титана карботермического печного синтеза стандартной гранулометрии (-63 мкм) (МП TiC). Характеристики химического и фазового составов и дисперсности используемых порошков приведены в таблице 1, а микрофотографии, полученные методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии – на рисунке 2.

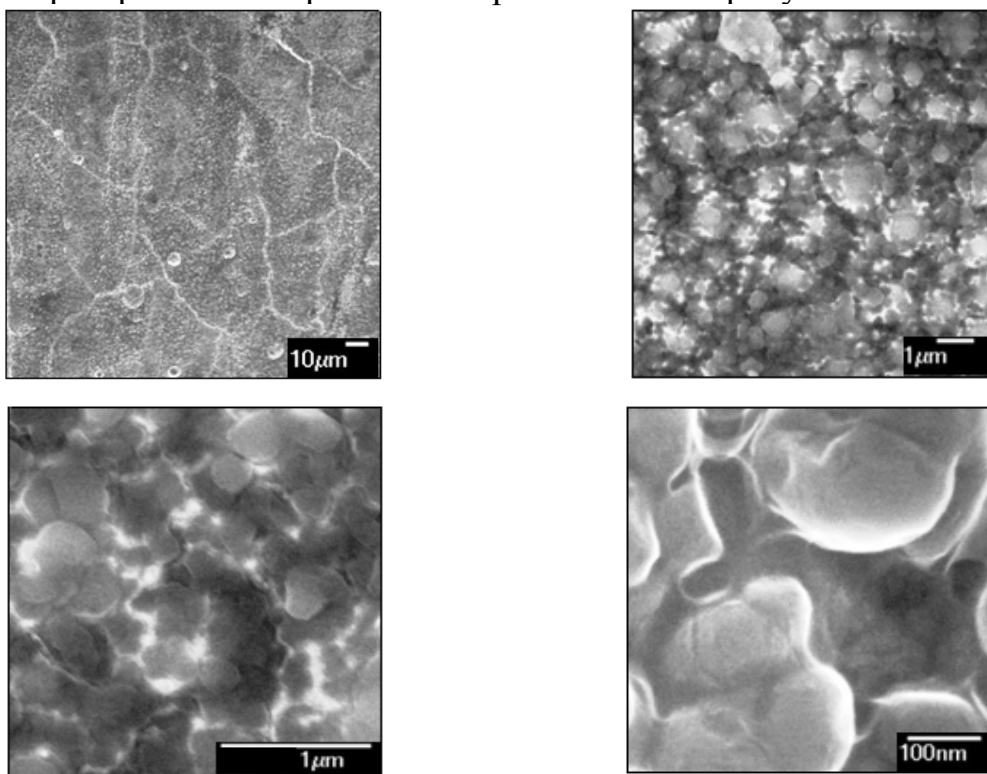


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение поверхности электроосажденного никеля

Можно видеть, что порошки однофазные и содержат примеси, обусловленные технологией синтеза. Анализ микрофотографий позволяет установить следующий размерный диапазон частиц, соответствующий 20 – 80 нм для нанопорошка. Карбидные наночастицы склонны к образованию микроагрегатов размером до 120 нм.

Таблица 1 – Основные характеристики порошков карбида титана

Характеристика	НП TiC	МП TiC
Химический состав основной фазы	TiC _{0,95} N _{0,05}	TiC
Содержание основной фазы, %	93,02	96,63
Содержание примесей, %		
свободный титан	1,80	–
свободный углерод	1,10	0,83
кислород	3,23	2,05
азот	1,18	0,24
летучие	0,89	0,25
Удельная поверхность, м ² /кг	33000 – 35000	600
Размер частиц, мкм	0,02 – 0,08	1 – 5
Форма частиц	ограненная, кубическая	осколочная, неправильная
Окисленность порошков x10 ⁷ , кг O ₂ /м ²	9,1	34,2
Коррозионная стойкость в растворах электролитов	Устойчивы в щелочных и слабокислых растворах	

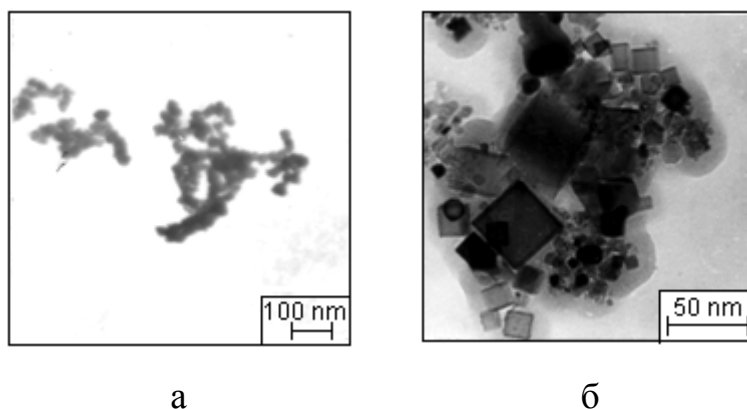


Рисунок 2 – Микрофотографии нанопорошка карбида титана

Исследование параметров осаждения ГКП проводилось в стандартном электролите никелирования, содержащем NiSO₄·7H₂O – 245, H₃BO₃ – 30, NaCl – 20, NaF – 6 кг/м³ – при pH 5,0 – 5,5, температуре 323 К, катодной плотности тока 0,1 – 1,2 кА/м², концентрации порошка 1 – 100 кг/м³ и непрерывном перемешивании электролита. Для приготовления электролита – суспензии к навеске порошка добавляли небольшое количество чистого электролита, перемешивали до полного смачивания порошка, количественно переносили в

электролизер и разбавляли до требуемой концентрации. Корректировка рН производилась с помощью растворов NaOH или H₂SO₄. Свежеприготовленный электролит прорабатывался в течение 2-х часов при катодной плотности тока 0,01 – 0,02 кА/м².

В условиях лабораторных исследований осаждение покрытий проводилось в стеклянных термостатированных электролизерах емкостью 0,001 м³ при перемешивании суспензии магнитной мешалкой. Скорость движения электролита составляла 0,25 – 0,75 м/с. В качестве катодов использовались стальные (Ст. 3) образцы с площадью поверхности 2,0·10⁻³ м², обезжиренные перед нанесением покрытий мелом и декапированные в 10 %-ном растворе HCl. Анодами служили никелевые пластины размером 0,08 x 0,1 м, заключенные в чехлы из ткани типа «хлорин». Выход по току определялся весовым методом с помощью последовательно подключенного к электролизеру медного кулонометра.

Содержание карбида титана в композиционных покрытиях определялось весовым методом после растворения покрытия в 10 %-ном растворе HNO₃ (ГОСТ 5744-94 с изм.). Процент включения карбида в матрицу рассчитывался как отношение массы нерастворимого остатка к массе покрытия.

Микротвердость покрытий измерялась на микротвердомере ПМТ-3 методом статического вдавливания перпендикулярно слою покрытия индентора при нагрузке 0,49 Н. Микротвердость покрытий определялась на образцах толщиной 40 мкм по 5 – 6 измерениям диагонали отпечатка.

Исследовалось влияние катодной плотности тока и концентрации порошков в электролите на содержание упрочняющей фазы в покрытиях и их микротвердость. Результаты исследования приведены в таблицах 2, 3.

Исследование влияния катодной плотности на содержание упрочняющей фазы в покрытии проводилось при рН электролита 5,0, температуре 323 К и концентрации упрочняющей фазы 10 кг/м³. Результаты исследования приведены в таблице 2. Можно видеть, что повышение катодной плотности тока в пределах от 0,1 до 1,0 кА/м² для нанопорошка и 0,7 кА/м² для микропорошка приводит к увеличению содержания упрочняющей фазы в покрытии: для НП–TiC с 0,52 до 0,88, МП–TiC с 0,61 до 1,18 %. В то же время чётко прослеживается тенденция к увеличению содержания упрочняющей фазы от её крупности: при катодной плотности тока 1,0 кА/м² содержание упрочняющей фазы в покрытии составляет для НП – TiC 0,88 и МП TiC 1,18 %. В присутствии упрочняющей нанодисперсной фазы верхний предел рабочей плотности тока электролита составляет 1,0 кА/м², что выше, чем для получения никелевых покрытий в данном электролите (0,5 кА/м²). При катодной плотности тока 1,2 кА/м² покрытия образуются тёмного цвета, хрупкие и шероховатые, легко отслаивающиеся от основы. Это объясняется увеличением рН в прикатодном слое, обусловленным выделением на катоде водорода и, как следствие этого, образованием и соосаждением с никелем его гидроксидов.

Таблица 2 – Зависимость содержания упрочняющей фазы в ГКП от катодной плотности тока

Катодная плотность тока, кА/м^2	Содержание упрочняющей фазы в ГКП, %	
	НП TiC	МП TiC
0,1	0,52	0,61
0,3	0,57	0,69
0,5	0,62	0,85
0,7	0,71	1,18
1,0	0,88	некачественные покрытия
1,2	некачественные покрытия	

Таблица 3 – Зависимость содержания упрочняющей фазы в ГКП и их микротвердости от концентрации порошков в электролите

Концентрация НП, МП в электролите, кг/м^3	Содержание упрочняющей фазы в ГКП, % Микротвердость $\pm 0,3$ ГПа	
	НП TiC	МП TiC
2,0	0,45/3,5	0,38/2,6
5,0	0,81/4,2	0,67/2,9
10,0	0,88/4,4	1,09/3,0
15,0	0,82/4,4	1,29/3,1
30,0	0,80/4,6	1,63/3,3
45,0	0,77/4,6	1,97/3,3
60,0	0,73/4,4	2,16/3,5
80,0	0,76/4,6	3,00/3,6
100,0	не проводились	2,99/3,5

Исследование влияния концентрации порошков в электролите на содержание упрочняющей фазы в покрытии проводилось при рН электролита 5,0, температуре 323 К и катодной плотности тока $1,0 \text{ кА/м}^2$ для нанопорошка и $0,7 \text{ кА/м}^2$ для микропорошка. Результаты исследований приведены в табл. 3. Можно видеть, что с повышением концентрации нанопорошка в электролите – суспензии до $5\text{--}10 \text{ кг/м}^3$ содержание упрочняющей фазы в ГКП также растёт, в дальнейшем при концентрации нанопорошков $15\text{--}30 \text{ кг/м}^3$ практически не меняется, а в области концентраций $45\text{--}80 \text{ кг/м}^3$ несколько снижается. Следовательно, с повышением крупности порошка карбида титана насыщение никелевой матрицы достигается при более высоких содержаниях в ней упрочняющей фазы.

Таким образом, представляется, что использование нанопорошка для получения композиционных покрытий более целесообразно, чем микропорошков. Оптимальными условиями осаждения ГКП никель – НП карбида титана являются: концентрация TiC $5\text{--}10 \text{ кг/м}^3$, катодная плотность тока $0,9\text{--}$

1,0 кА/м² при температуре 323 К, рН – 5,0 – 5,5 и непрерывном перемешивании электролита. Выход никеля по току при этих условиях составляет 92 – 94 %.

Структура и физико-механические свойства покрытия

Исследованы структура и основные свойства (твердость, сцепление со стальной основой, внутренние напряжения, коррозионные свойства, износостойкость) композиционного покрытия на основе никеля с нано- и микропорошком карбида титана и «чистого» никелевого покрытия, т.е. никелевой матрицы. Осаждение ГКП Ni – НП TiC осуществляли при концентрации нанопорошка в электролите 5 – 10 кг/м³ и катодной плотности 1,0 кА/м². При осаждении ГКП Ni – МП TiC концентрация микропорошка в электролите составляла 60 – 80 кг/м³, катодная плотность тока 0,7 кА/м². Для осаждения «чистых» никелевых покрытий использовали электролит такого же состава, не содержащий дисперсной фазы.

Тонкая структура ГКП с нанопорошком исследовалась методами электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии.

Для изучения основных морфологических типов микро- и нанопорошков, определения их формы и линейных объектов использовался полевой эмиссионный растровый электронный микроскоп JSM-6700F с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии JED-2300F, укомплектованный конической объективной линзой с сильным возбуждением. Такая объективная линза обеспечивает гарантированное разрешение 1,0 нм при ускоряющем напряжении 20 кВ и 2,2 нм при 1 кВ. На первом этапе исследования формировалось изображение микрорельефа поверхности образцов во вторичных электронах. Далее при относительно небольшом, но достаточном для идентификации всех объектов увеличении (x 2000 – x 3000) осуществлялся обзор всей поверхности приготовленных образцов с целью выявления наиболее характерных их участков. На этих участках проводился более подробный анализ, позволяющий достоверно определить форму, длину и диаметр микро- и нанообъектов.

Для определения элементного состава образцов ГКП использовался метод энергодисперсионной спектроскопии на растровом электронном микроскопе JSM-6480 LV с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии INCA. Данный метод в сочетании с растровой электронной микроскопией позволяет проводить количественный элементный анализ в интервале от В до U в объеме порядка 1 – 3 кубических мкм. Чувствительность метода составляет 0,1 % ат. Относительная погрешность измерения равна 5 % отн.

Внутренние напряжения покрытий измеряли методом деформации гибкого катода. Сцепление покрытий со стальной основой оценивали методом сдвиговых нагрузок, для чего образцы склеивали клеем ВК-9 при площади склеивания $0,35 \cdot 10^{-4}$ м², толщине слоя $0,5 \cdot 10^{-3}$ м и после высыхания в течение 24 часов испытывали на разрывной машине модели Р-0,5. Защитную способность покрытий оценивали по величине токов коррозии между покрытием и основой в нейтральном электролите, определяемых методом Розенфельда.

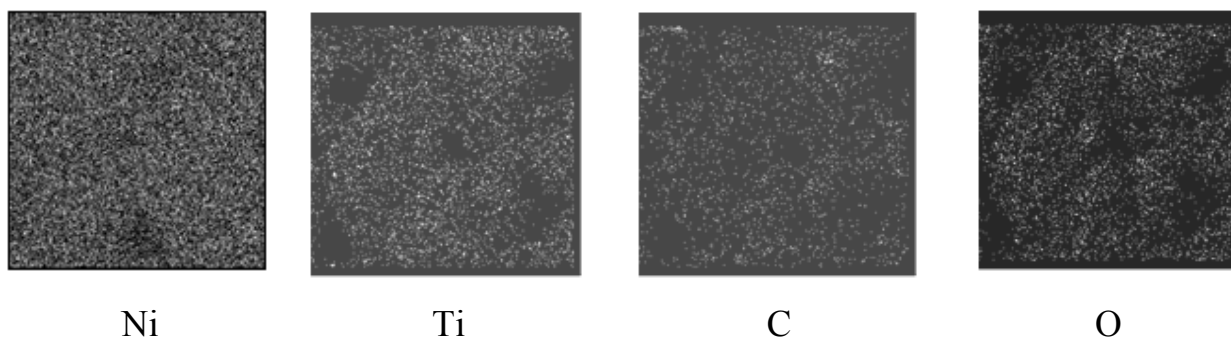
Износостойкость образцов толщиной 40 мкм определяли в условиях сухого трения. В качестве контртела использовался стальной шар диаметром 0,014 м, выполненный из стали ШХ15 и закаленный до твердости 40 HRC, вращающийся под нагрузкой 0,8 Н со скоростью 2 об/с. Методики определения внутренних напряжений, сцепления покрытия с основой, токов коррозии и износостойкости подробно описаны в работах [14 - 16].

При электроосаждении материал композиционного покрытия начинает формироваться непосредственно в электролите, что подтверждается наличием на внешней оболочке частиц, взвешенных в электролите, тонкого слоя металла. В дальнейшем малый радиус частиц и большое отношение площади к массе частиц вызывает более легкое зарастивание их в никелевой матрице. Анализ энергодисперсионных спектров электроосажденного никеля и ГКП подтверждает присутствие в них Ni, O и Ni, Ti, C, O. Количественные соотношения их близки к реальным (таблице 4). Так, по данным рентгеновского энергодисперсионного микроанализа содержание TiC в покрытии составляет 0,80 – 0,82 %, а по данным определения весовым методом, т.е. по величине нерастворенного осадка – 0,85 – 0,88 %. При этом для определяемых элементов характерно достаточно равномерное распределение в покрытии толщиной 30 мкм (рисунок 3), что подтверждает его композиционный характер.

Микротвёрдость ГКП определяется содержанием в них упрочняющей фазы и размерами её частиц (таблица 3). Микротвёрдость ГКП Ni – TiC составляет 4,2 – 4,4 ГПа, что в 2,0 раза выше, чем у никелевой матрицы, в 1,45 раза выше чем у ГКП с НП TiC. Сцепление ГКП Ni–НП TiC со стальной основой составляет 30,7 – 32,8 МПа. Износостойкость ГКП никель – НП TiC в 1,5 раза выше стойкости покрытия с микропорошком, в 1,7 – никелевого покрытия. Отжиг ГКП Ni – НП TiC в вакууме при температуре 873 К в течение 75 минут способствует повышению их сцепления с основой до 45,3 – 48,9 МПа (в 1,3 раза), микротвердости до 5,2 ГПа (в 1,2 раза), износостойкости в 1,3 раза.

Таблица 4 – Элементный химический состав электроосажденного никеля (спектр 1) и ГКП Ni – НП TiC (спектры 2, 3)

Элемент	Содержание элемента в отдельных точках покрытий, %		
	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3
Ni	98,20	97,50	97,39
O	1,80	1,70	1,79
Ti	–	0,64	0,65
C	–	0,16	0,17



Ni Ti C O
 Рисунок 3 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа
 распределения основных элементов в ГКП Ni – НП TiC

Включение дисперсных частиц в покрытие приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании нанопорошка карбида титана. Так, если при толщине 40 мкм у композиционного покрытия с микропорошком TiC внутренние напряжения в 1,73 раза меньше, чем у чистого никеля, то с наночастицами – в 4,12 раза (таблица 4). Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры растущего осадка за счет равномерно распределенных в нем частиц дисперсной фазы. Внедрение крупных частиц микропорошка по сравнению с НП приводит к неравномерной деформации матрицы, захватывающей большие группы зерен, и, как следствие этого, к повышению внутренних напряжений и к снижению коррозионных характеристик.

Величина токов коррозии, возникающих в композиционных покрытиях, намного меньше, чем в никелевой матрице. При толщине покрытия 40 мкм, полученного при использовании микропорошка карбида, значение токов коррозии в нем в 2,78 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения нанопорошка карбида титана – меньше в 13,9 раза, что свидетельствует об образовании практически беспористых ГКП Ni – НП TiC, обеспечивающих высокие защитные свойства.

Анализ и обсуждение результатов

Анализ полученных данных показывает, что введение НП карбида титана в электролит приводит к изменению таких технологических параметров электроосаждения, как допустимая катодная плотность тока и концентрация упрочняющей фазы в электролите.

Возрастание допустимой катодной плотности тока при введении в электролит второй фазы обусловлено, по-видимому, ускорением катодного процесса, связанным со стабилизацией значений pH в прикатодном слое, сдвигом потенциала выделения никеля в положительную сторону. Так, для исследуемого электролита никелирования установлен следующий характер изменения катодной плотности тока в зависимости от дисперсности наполнителя: (Ni) 0,5 кА/м² → (Ni + МП) 0,7 кА/м² → (Ni + НП) 1,0 кА/м². Благодаря этому электролит с нанопорошком более производительен, что делает его перспек-

тивным для получения композиционных покрытий, эксплуатируемых в условиях повышенного износа, и восстановления изношенных поверхностей.

В присутствии нанопорошка насыщение покрытия частицами происходит при меньшем их массовом содержании в покрытии и концентрации в электролите и не сопровождается снижением микротвердости. Подобное явление обусловлено значительным возрастанием числа наночастиц в единице объема и достижением в связи с этим дисперсионного упрочнения металлической матрицы. Наблюдаемое некоторое снижение содержания упрочняющей фазы в покрытии с ростом концентрации нанопорошков в электролите обусловлено развитием при высоких концентрациях процессов коагуляции наночастиц.

Анализ полученных результатов позволяет также выделить следующие основные факторы повышения эксплуатационных свойств ГКП никель – карбид титана. Наночастицы карбида титана обладают высокой химической и адсорбционной активностью, образуют устойчивые к седиментации и коагуляции электролиты – суспензии, благодаря малой массе эффективно переносятся к покрываемой поверхности. При электроосаждении никеля наночастицы карбида выступают в качестве центров кристаллизации, от которых начинается кристаллизация никеля. Благодаря большому количеству наночастиц карбида, участвующих в процессе, кристаллизация носит массовый многозародышевый характер, а образующиеся покрытия имеют малые размеры структурных фрагментов, характерный матовый цвет и низкую пористость. Малый размер частиц карбида и кристаллитов никеля обеспечивает точное копирование микрорельефа поверхности, что увеличивает сцепление композиционного покрытия с основой. В отличие от микропорошка, нанопорошок карбида является не только наполнителем металлической никелевой матрицы, а также выступает в качестве ее модификатора. Относительно низкое содержание упрочняющей фазы в покрытии Ni – НП TiC обеспечивает значительно меньший ее расход на 1 м² обрабатываемой поверхности и позволяет сохранить ценные свойства матрицы. Низкая концентрация нанопорошка в электролите упрощает эксплуатацию гальванических ванн и снижает потери карбида титана за счет выноса электролита с деталями. Присутствие карбида титана повышает производительность электролита за счет увеличения верхнего предела катодной плотности тока.

Технологические рекомендации по применению ГКП Ni – НП – TiC

Полученный комплекс свойств ГКП Ni – НП TiC позволяет рекомендовать их для антикоррозионной защиты деталей, а после термообработки – для упрочнения деталей, работающих на износ в условиях трения скольжения при средних окружных скоростях (1,5 – 2,5 м/с) и невысоких удельных нагрузках (5 – 6 МПа) (валы, втулки, опоры скольжения, шпиндели и др.).

Выводы.

При электроосаждении никеля из электролита – суспензии, нанопорошок карбида титана одновременно выступает в качестве компонента композиционного покрытия никель – карбид титана и эффективного модификатора, что обеспечивает формирование покрытия с мелкозернистой беспористой структурой и высокими эксплуатационными свойствами. Определены технологические преимущества получения гальванических композиционных покрытий на основе никеля с наноразмерным карбидом титана и технические области их наиболее рационального применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сайфуллин Р.С. Исследования в области создания композиционных электрохимических покрытий (КЭП) с дисперсной фазой микро- и наночастиц // Вестник Казанского технологического университета. – 2009. – № 6. – С. 80 – 90.
2. Десяткова Г.И., Ягодкина Л.М., Савочкина И.Е., Халдеев Г.В. Композиционные электрохимические покрытия на основе никеля // Защита металлов. – 2002. – Т. 38. – № 5. – С. 525 – 529.
3. Цупак Т.Е. Высокопроизводительные процессы электроосаждения никеля и сплава никель – фосфор из электролитов, содержащих карбоновые кислоты: автореф. дисс. ... докт. хим. наук. – Москва, 2008. – 40 с.
4. 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.
5. Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В. Гальванические композиционные покрытия цинк – диборид хрома: электроосаждение и свойства // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. Москва-Новокузнецк. – 2014. – В. 32. – С. 106-112.
6. Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель - нанокарбонитрид хрома // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2014. – № 2. – Т. XXII. – С. 51-57.
7. Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. Исследование физико-механических свойств электроосаждаемого композиционного материала никель – нанокарбонитрид хрома // Перспективные материалы. – 2014. – № 7. – С. 62 – 67.
8. Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. Применение нанокарбонитрида хрома в композиционных гальванических покрытиях на основе никеля // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. – № 3(9). – С. 48 – 52.
9. Галевский Г.В., Руднева В.В. Антикоррозионное композиционное покрытие цинк – наноборид хрома: электроосаждение, структура, свойства //

Актуальные проблемы современного машиностроения: Труды Междунар. науч.-практ. конф. – Томск: Изд-во ТПУ, 2014. – С. 220 – 224.

10. Руднева В.В. Развитие теории и нанотехнологии электроосаждения композиционных покрытий // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России (тематический номер). – 2006. – Т. 6. – № 3. – С. 63 – 68.

11. Колпак В.П. Обеспечение гильзами кристаллизаторов МНЛЗ на ОАО «Запсибметкомбинат» // 4-ая Междунар. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов»: сборник докладов. Харьков: ХГУ, 2003. – С. 58 – 60.

12. Суховольский С.В. Влияние хром-никелевого покрытия кристаллизатора на качество поверхности непрерывнолитой заготовки // Актуальные проблемы электрометаллургии, сварки, качества: Т. 1: тр. Междунар. науч.-практ. конф. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – С. 142 – 144.

13. Гамаюнов И.Г., Баранов А.Н. Защита блюмсов алюминиевых электролизеров от коррозии // Перспективы развития технологии, экологии и автоматизации химических, пищевых и металлургических производств : материалы науч.-практ. конф. – Иркутск: ИрГТУ, 2008. – С. 272 – 274.

14. Руднева В.В., Галевский Г.В. Особенности электроосаждения и свойства композиционных покрытий с наноконпонентами // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2007. – № 3. – С. 39 – 43.

15. Полях О.А., Руднева В.В., Галевский Г.В. Плазмометаллургическое производство карбида кремния для композиционного никелирования и хромирования. – М.: Флинта Наука, 2006. – 188 с.

16. Гамбург Ю.Д. Гальванические покрытия. Справочник по применению. – М.: Техносфера, 2006. – 216 с.

УДК 669.046 : 536.45 : 533.9

К.А. Ефимова, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА

Разработаны комплексные многофакторные математические модели процессов боридо- и карбидообразования для плазменной переработки титан-бор-углеродсодержащего сырья и компьютерные программы для их реализации. Модели имеют блочную структуру и позволяют рассчитывать процессы плазмогенерации, движения и теплообмена сырьевого и плазменного потоков, нагрева, плавления и испарения сырья, его борирования и карбидизации и формирования дисперсных продуктов. Компьютерные программы позволяют осуществлять многовариантные исследовательские и инженерные расчеты параметров эффективной переработки титансодержащих сырьевых материалов в борид и карбид и анализ параметрической чувствительности процессов боридо- и карбидообразования.

Complex multiple-factor mathematical models of processes borides and carbides formation are developed for plasma processing of titan-boron-carbonaceous raw materials and computer programs for their realization. Models have block structure and allow to count processes of a plazmogeneration, the movement and heat exchange of raw and plasma streams, heating, melting and evaporation of raw materials, its borating and a karbidization and formation of disperse products. Computer programs allow to perfrom multiple research and engineering calculations of parameters of effective processing of titaniferous raw materials in boride and carbide and the analysis of parametrical sensitivity of processes borides and carbides formation.

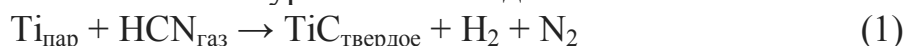
Введение

Соединения титана – борид TiB_2 и карбид TiC – относятся к группе синтетических сверхтвердых, тугоплавких, жаропрочных материалов, востребованных для производства металлообрабатывающего инструмента, защитных покрытий и карбидосталей. Производство их в наносостоянии открывает новые перспективы их применения для модифицирования сплавов различного состава и назначения, формирования гальванических композиционных покрытий, создания материалов специального назначения (пасты для смачивае-

мых электродов, легирующие компоненты поликристаллических алмазов и др.) [1 – 5].

Сопоставление различных технологий получения порошков соединений титана свидетельствует о том, 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.

Процессы плазменного синтеза борида и карбида титана условно можно подразделить на три стадии: 1) эволюция исходного сырья, включающая его движение в потоке газа-теплоносителя, нагрев и фазовые переходы; 2) химические реакции, т.е. сам синтез; 3) формирование дисперсного продукта (конденсация, коалесценция, кристаллизация, коагуляция). На протекание первой стадии существенные ограничения накладывают высокие скорости движения реагирующих сред, составляющие в каналах трехструйных прямоточных реакторов в зависимости от рабочих параметров плазмотронов 30 – 60 м/с и тем самым способствующие сокращению времени пребывания сырья при температурах перехода его в паровую фазу ($10^{-4} - 10^{-5}$ с). Вторая стадия синтеза гипотетически может быть описана уравнением вида



При этом для оценки эффективности реакций карбидо- и боридообразования необходимо проведение их кинетического анализа. При этом применение методов классической химической кинетики ограничено, поскольку они не учитывают особенностей синтеза в условиях химически активного плазменного потока: необходимость совместного решения уравнений химической кинетики и газодинамики, турбулентности струй, влияние конденсированной фазы. Представляется, что в настоящее время из-за отсутствия надежных кинетических данных, трудоемкости экспериментального исследования и практической невозможности получения точных кинетических констант, задача описания кинетики химических реакций с участием конденсированных фаз, протекающих в турбулентных плазменных потоках, не может быть решена корректно. Аналитическое описание третьей стадии, обеспечивающее количественные прогнозы дисперсности получаемых нанопроductов, может быть основано на модели 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. При этом 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 пространствен-

но однородными условиями, т.е. далекими от реальных. Это обстоятельство вообще ставит под сомнение достоверность результатов прогнозирования дисперсности твердых частиц конденсационного происхождения и ограничивает технологическую целесообразность реализации такого подхода.

Цель и методология

Целью настоящей работы является:

- построение комплексных многофакторных математических моделей процессов карбидо- и боридообразования, протекающих при плазменной переработке титансодержащего сырья;
- разработка компьютерной программы, реализующей модели процессов плазменного синтеза и позволяющей осуществлять многовариантные инженерные и исследовательские расчеты параметров эффективного борирования и эффективной карбидизации первичного и вторичного титансодержащего сырья.

С учётом идеи прерывности, имеющей большое значение при построении моделей сложных металлургических систем, и на основе которой сложные системы поддаются описанию как закономерно составленные из более простых частей, предложена следующая структура моделей процессов боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе (рисунок 1), интегрирующая подмодели: 1 – «Испарение сырья» и 2 – «Борирование, карбидизация сырья и формирование частиц». Плодотворность такого подхода подтверждена ранее при разработке моделей карбидо- и боридообразования при переработке в условиях плазменного потока кремний- и хромсодержащего сырья [6 – 10].

Подмодель «Испарение сырья» описывает взаимодействие плазменного и сырьевого потоков. Подмодель включает 4 блока: блок задания начальных условий; блок изменения гидродинамических условий, описывающий движение частиц и плазменного потока уравнениями диаметра конуса разлета частиц из фурмы подачи дисперсного сырья, движения частиц, неразрывности потока, пролетаемого частицей в реакторе расстояния; блок изменения тепловых условий, описывающий теплообмен плазменного потока со стенками канала реактора уравнениями теплофизических свойств газа при среднемассовой температуре потока и температуре частицы, баланса тепла для реактора, баланса тепла для газа, теплового потока от плазмы к стенке реактора; теплообмен плазменного потока с дисперсным сырьем уравнениями коэффициента межкомпонентного теплообмена, баланса тепла для дисперсного материала, степени испарения; блок оценки достоверности результатов плазменной обработки оксидного сырья, основанный на обобщающем положении о лимитировании процессов плазменного восстановления степенью перехода сырья в газовую фазу и на экспериментальном определении степени восстановления по составу газовой фазы.

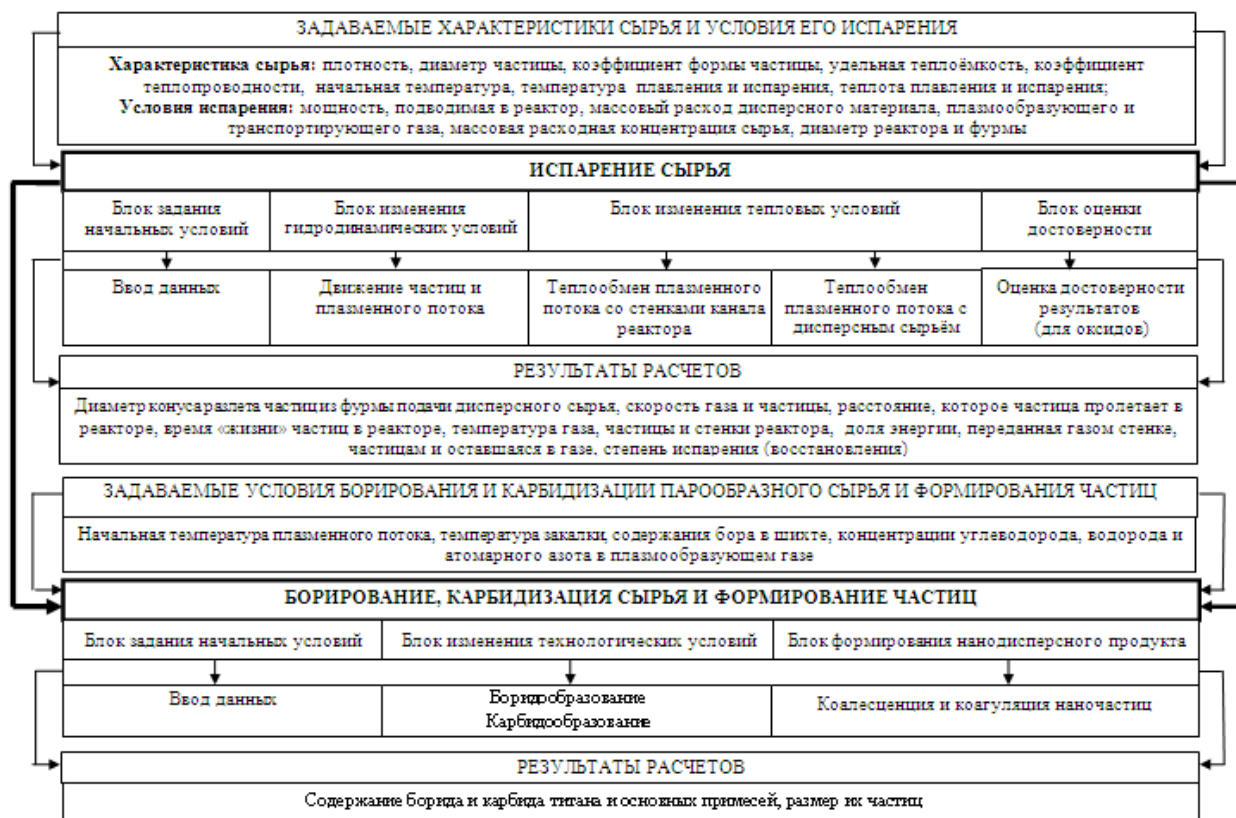


Рисунок 1 – Математические модели процессов боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе

При моделировании приняты следующие допущения, начальные и граничные условия. Начальное сечение реактора $x = 0$ соответствует точке соударения плазменных струй и сырьевого потока; температура и скорость плазменного потока в поперечном сечении реактора одинаковы и равны среднемассовой; частицы монодисперсны, имеют температуру, равную их среднемассовой, распределены равномерно по поперечному сечению реактора, не сталкиваются друг с другом и со стенками реактора. Начальные условия при $x = 0$: $\tau = 0$; начальная температура частицы равна 300 К; количество тепла, переданное частице в момент времени $\tau = 0$, равно 0. Граничные условия: диаметр реактора постоянен; температура плазмы больше температуры частицы, температуры плавления и испарения перерабатываемых материалов – заданные величины.

Отличительной особенностью подмодели является использование для теплообмена плазменного потока со стенками канала реактора расчетной зависимости, полученной авторами для реальных условий образования боридов и карбидов титана в плазменном реакторе: промышленный уровень мощности реактора – 150 кВт; трехструйный вариант камеры смешения с углом наклона плазменных струй 30° , обеспечивающий вынужденную турбулизацию плазменного потока; футеровка канала реактора толщиной 0,005 м из диоксида циркония, снижающая теплоотдачу от плазменного потока на 20 %; введение в плазменный поток разнообразного по фазовому составу, дисперсности и те-

физическим свойствам высокодисперсного сырья (титана, оксида титана, бора, пиролитического углерода; расходная массовая концентрация высокодисперсного сырья 0,12 кг/кг, близкая к максимальной и снижающая теплоотдачу от плазменного потока на 15 %. Уравнение имеет вид

$$St = (0,672 \pm 0,155) Re_{f,x}^{-0,425 \pm 0,081} \cdot Pr_{f,x}^{-0,05}, \quad (4)$$

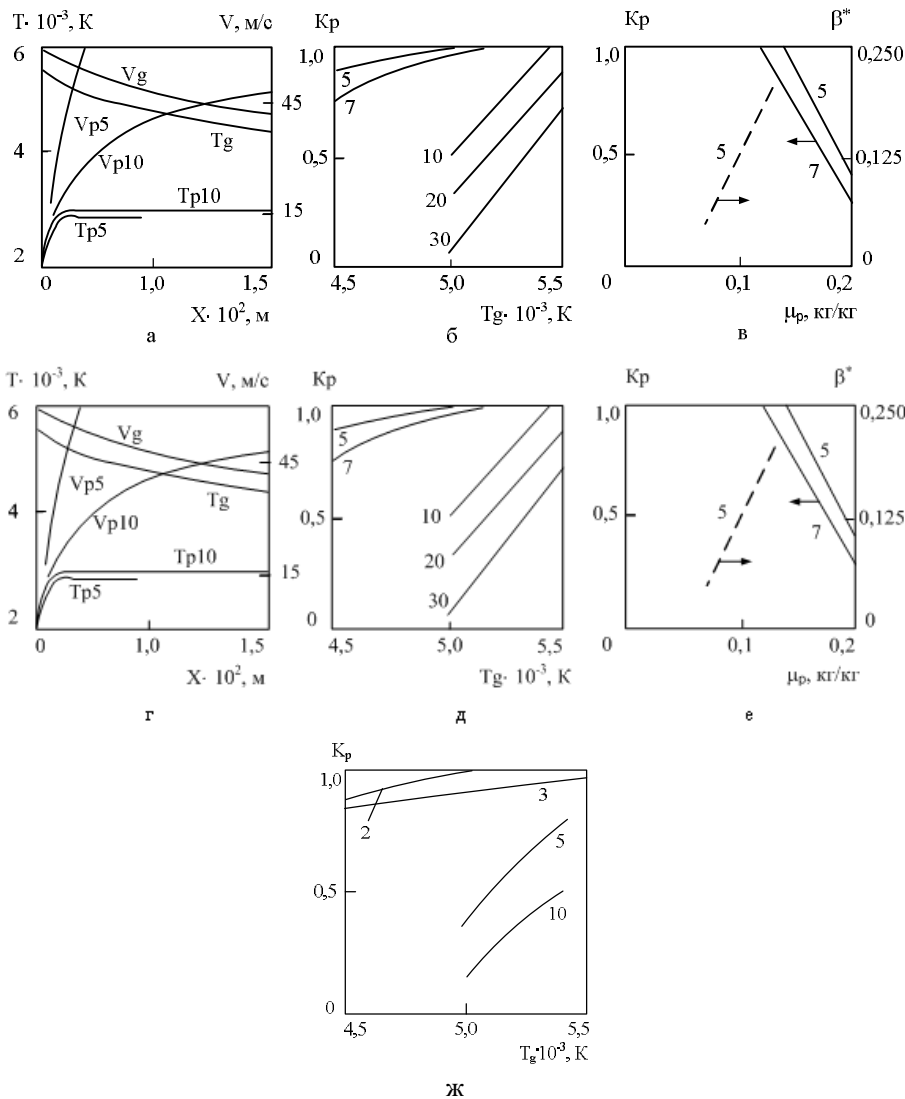
где St, Re и Pr – числа Стентона, Рейнольдса и Прандтля; x и f – индексы, соответствующие среднемассовой температуре потока и осевой координате.

Моделирование обеспечивает при заданных характеристиках сырья, геометрических характеристиках и параметрах работы реактора расчет расстояния, которое частица пролетает в реакторе, продолжительности «жизни» частиц, температуры плазменного потока, частицы и стенки канала реактора, скорости плазменного потока и частицы, степени испарения частиц, доли энергии, переданной газом стенке реактора, частицам и оставшейся в потоке.

Для прогнозирования характеристик сырья, предлагаемого к использованию при плазменном синтезе борида и карбида титана, и оценки гидродинамических и энергетических режимов его эффективной переработки проведено модельно-математическое исследование влияния на степень испарения начальной температуры плазменного потока, крупности сырья и массовой расходной концентрации.

Степень плазменного испарения бор-, титансодержащего дисперсного сырья определяется такими факторами, как энергетические и гидродинамические характеристики плазменного потока, крупность частиц и их теплофизические свойства, массовая расходная концентрация. Исследования проводились для следующего режима работы трехструйного реактора: массовый расход плазмообразующего газа (азота) $9 \cdot 10^{-3}$ кг/с, подведенная к камере смешения мощность 75 кВт. Результаты исследования приведены на рисунке 2.

При использовании в качестве сырья порошка металлического титана оптимальное сочетание теплофизических характеристик, в первую очередь коэффициента теплопроводности, теплоты плавления и испарения, обуславливает возможность переработки с приемлемой (0,10 – 0,14 кг/кг) для технологического процесса расходной концентрацией частиц крупностью 5 – 10 мкм. При этом тепловой КПД потока для частиц крупностью 5 мкм достигает 0,20. Установленные закономерности не зависят от начальной скорости частиц при изменении её в пределах 1 – 3 м/с. Рабочие параметры реактора обеспечивают полное испарение частиц диоксида титана крупностью от 3 до 5 мкм, причём взаимодействие частиц с потоком происходит в условиях сопоставимых скоростей, составляющих для частиц размером 3 мкм 32 – 60 м/с, а 5 мкм – 28 – 55 м/с за время соответственно $15 \cdot 10^{-5}$ – $18 \cdot 10^{-5}$ и $54 \cdot 10^{-5}$ – $85 \cdot 10^{-5}$ с. Следует отметить, что увеличение до определённого уровня массовой расходной концентрации диоксида не влияет на степень его испарения. Максимальная расходная концентрация, при которой возможна полная переработка TiO_2 , составляет 0,12 кг/кг для частиц крупностью 5 мкм, 0,14 кг/кг для 3 мкм. При этом оптимальная загрузка реактора позволяет увеличить долю



а) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока (T_g, V_g) и частиц титана (T_p, V_p) по длине реактора;
 б) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц титана (K_p);
 в) влияние массовой расходной концентрации (μ_p) на степень испарения частиц титана (K_p) и долю энергии, переданной частицам (β^*);
 г) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока (T_g, V_g) и частиц диоксида титана (T_p, V_p) по длине реактора;
 д) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц диоксида титана (K_p);
 е) влияние массовой расходной концентрации (μ_p) на степень испарения частиц диоксида титана (K_p) и долю энергии, переданной частицам;
 ж) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц бора (K_p). 2, 3, 5, 7, 10, 15, 20, 30 – размер частиц, мкм.

Рисунок 2 – Гидродинамические и энергетические режимы переработки титана (а-в), диоксида титана (г-е) и бора (ж)

энергии, переданную частицам, т.е. тепловой КПД потока, например, для частиц 5 мкм с 0,075 до 0,20. Изменение скорости подачи порошка TiO_2 с 1 до 3 м/с практически не приводит к изменению гидродинамической обстановки

в потоке, а, следовательно, не оказывает влияние на межкомпонентный теплообмен. Полное испарение частиц бора крупностью 2 – 3 мкм, при массовой расходной концентрации 0,077 кг/кг, достигается при экстремальных энергетических характеристиках плазменного потока, соответствующих начальной температуре 5400.

Подмодель «Борирование, карбидизация сырья и формирование частиц» включает блоки изменения технологических условий и формирования нанодисперсного продукта.

Блок изменения технологических условий описывает зависимость содержания карбида и бориды титана в продуктах синтеза от степени испарения сырья и основных технологических факторов в виде полученных для синтеза регрессионных уравнений следующего вида (вариант 1 – синтез из Ti, вариант 2 – синтез из TiO₂):

$$[\text{TiC} (1)] = -182,277 + 0,05187 \cdot T_0 + 0,000927 \cdot T_3 + 0,9428 \cdot [\text{CH}_4] - 0,4464 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,1208 \cdot [\text{N}] - 0,0001878 \cdot T_0 \cdot [\text{CH}_4]; \quad (5)$$

$$[\text{TiC} (2)] = 17,3211 + 0,0105 \cdot T_0 - 0,0156 \cdot T_3 + 0,1859 \cdot [\text{CH}_4] - 3,432 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,4078 \cdot [\text{N}] + 0,000004562 \cdot T_0 \cdot T_3 + 0,000782 \cdot T_0 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,0000567 \cdot T_3 \cdot [\text{CH}_4] - 0,000435 \cdot T_3 \cdot \{\text{H}_2\} + 0,0001353 \cdot T_3 \cdot [\text{N}]; \quad (6)$$

$$[\text{TiB}_2 (1)] = -412,41 + 0,09489 T_0 + 2,196[\text{B}] + 0,1597 \{\text{H}_2\} - 0,00061 T_0 [\text{B}]; \quad (7)$$

$$[\text{TiB}_2 (2)] = 4,59 + 0,0156 T_0 + 0,00213 T_3 - 0,0688 \{\text{CH}_4\} - 0,214 [\text{B}] \cdot \{\text{H}_2\}, \quad (8)$$

где T_0 – начальная температура плазменного потока (5000 – 5400 К); T_3 – температура закалки (2600 – 2800 К); [B] – содержание бора в шихте (100 – 120 % от стехиометрически необходимого); {CH₄} – количество восстановителя (метана) (100 – 120 % от стехиометрически необходимого); {H₂} – концентрация водорода в плазмообразующем газе (0 – 0,25 % об.); [N] – количество атомарного азота в плазмообразующем газе от стехиометрически необходимого для образования циановодорода (0 – 15 %).

Расчетные зависимости содержания в продуктах синтеза карбида и бориды титана для вариантов 1 и 2 приведены на рисунках 3 – 6.

Блок формирования нанодисперсного продукта обеспечивает количественные прогнозы наноуровня карбида и бориды титана. Температурная зависимость размера наночастиц рассчитывается по экспериментально полученным авторами уравнениям:

для карбида

$$d = (0,085 \pm 0,005) T^{-(1,81 \pm 0,361)} \quad (9)$$

для бориды

$$d = (1,46 \pm 0,025) \cdot 10^{-5} T^{(0,741 \pm 0,165)} \quad (10)$$

Температурная зависимость размера наночастиц и линейной скорости их роста приведены для карбида и бориды титана на рисунке 7 а, б.

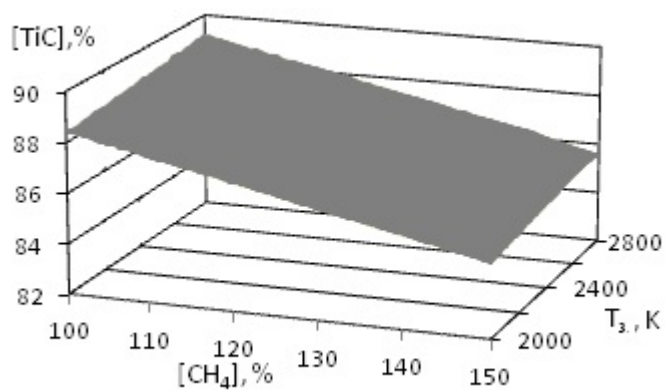


Рисунок 3 – Содержание карбида титана в продуктах синтеза (вариант 1)
($T_0 = 5400$ K)

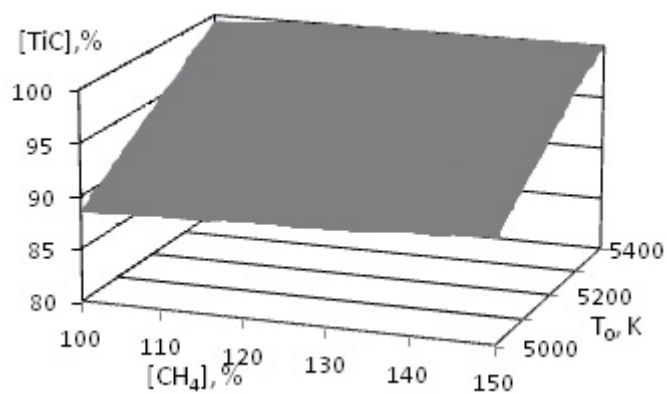


Рисунок 4 – Содержание карбида титана в продуктах синтеза (вариант 2)
($T_3 = 2800$ K)

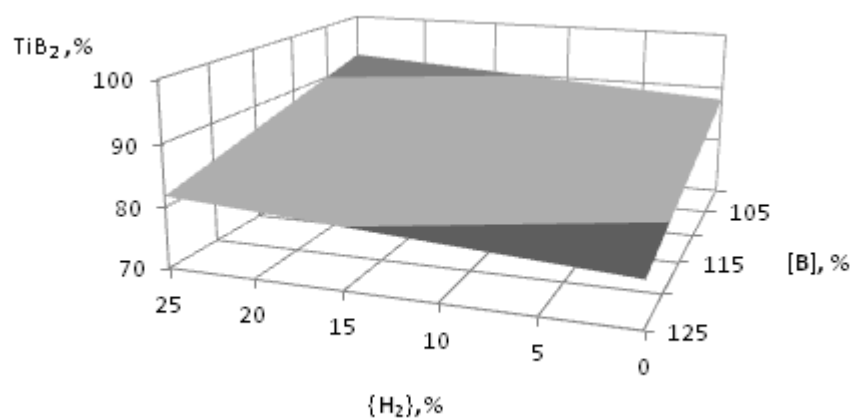


Рисунок 5 – Содержание борида титана в продуктах синтеза (вариант 1)
($T_0 = 5400$ K)

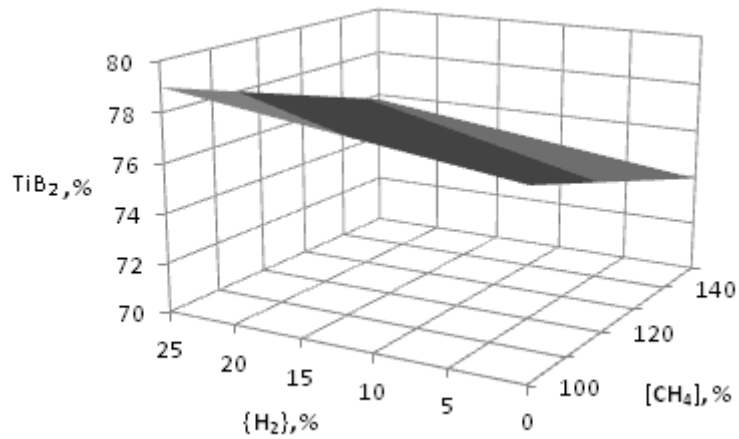


Рисунок 6 – Содержание борида титана в продуктах синтеза (вариант 2)
($T_0 = 5400 \text{ K}$, $T_3 = 2600 \text{ K}$, $[B] = 112,5 \%$)

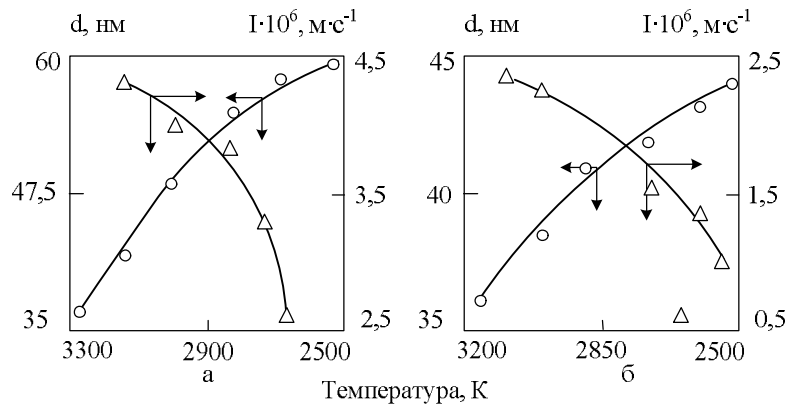


Рисунок 7 – Зависимость размера наночастиц (d) и линейной скорости их роста (I) от температуры плазменного потока для карбида (а) и борида (б) титана

Для реализации моделей разработаны компьютерные программы, подробное описание и примеры реализации которых приведены в [8 – 10]. Программы представляют собой законченный программный продукт, который может быть реализован на компьютерах класса IBM PC AT под управлением MS Windows версии не ниже 2000 и установленным Microsoft Access версии не ниже 2000. В качестве языка программирования выбран Visual Basic for Application. Разработанные программы позволяют осуществлять многовариантные исследовательские и инженерные расчёты параметров эффективной переработки титансодержащих сырьевых материалов в карбид и борид и анализ параметрической чувствительности процессов карбидо- и боридообразования.

Для оценки точности разработанных моделей использованы проверочные выборки, полученные при плазменной переработке в борид и карбид промышленных производственных отсеков порошка титана крупностью +63 - 100 мкм при двух температурных режимах 5400 и 5000 K и стехиометрических на борид TiB_2 и карбид TiC соотношениях компонентов. Результаты

сравнения расчетного содержания в продуктах синтеза борида и карбида титана с экспериментально определенным представлены в таблице 1. Максимальное отклонение составляет 14,8 %, что свидетельствует о достаточной сходимости расчетных и фактических данных.

Таблица 1 – Оценка точности комплексных моделей боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе

Т, К	Содержание борида / карбида титана, % масс.							Отклонение, %
	Y_{δ}	Y_y^1	Y_y^2	Y_y^3	Y_y^4	Y_y^5	$Y_{y\delta}$	
5400	<u>33,2</u>	<u>29,8</u>	<u>28,9</u>	<u>30,2</u>	<u>28,3</u>	<u>28,7</u>	<u>29,2</u>	<u>12,0</u>
	32,1	27,9	27,6	27,3	28,4	28,0	27,8	13,4
5000	<u>24,3</u>	<u>20,1</u>	<u>19,9</u>	<u>20,8</u>	<u>21,2</u>	<u>21,6</u>	<u>20,7</u>	<u>14,8</u>
	21,2	20,0	18,1	17,9	18,3	18,0	18,5	12,7

Выводы

Разработаны комплексные многофакторные математические модели процессов боридо- и карбидообразования для плазменной переработки титан-бор-углеродсодержащего сырья и компьютерные программы для их реализации. Подтверждена адекватность моделей описываемых процессов. По результатам моделирования представлены графические зависимости содержания в продуктах синтеза борида и карбида титана и их наноуровня для различных видов титансодержащего сырья, параметров плазменного потока, соотношений компонентов, составов газа-теплоносителя.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гарбузова А.К. Анализ современного состояния производства и применения карбида титана / А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. – № 1. – С. 34 – 39.
2. Гарбузова А.К. Плазменный синтез карбида титана: научное обоснование, технология, экономическая оценка / А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. – Москва – Новокузнецк, Изд-во СибГИУ, 2014. – В. 32. – С. 121 – 135.
3. 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.
4. 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 – 163.

5. Серебрякова Т.И. Высокотемпературные бориды / Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов, П.Д. Пешев. – М.: Metallurgy, Челябинское отделение, 1991. – 368 с.
6. Ноздрин И.В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 13 – 18.
7. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
8. Руднева В.В. Модельно-математическое исследование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 5. – С. 52 – 55.
9. Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: монография. В 3 т. Дополнительный том. Плазменный синтез и компактирование нанокарбида кремния / В.В. Руднева, Е.К. Юркова; науч. ред. Г.В. Галевский. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2011. – 241 с. с ил.
10. Руднева В.В. Закономерности формирования частиц тугоплавких карбидов в процессах плазменного восстановительного синтеза / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. – Новокузнецк, Изд-во СибГИУ, 2009. – В. 23. – С. 120 – 127.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

А.М. Апасов

Юргинский технологический институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Юрга

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ВЛИЯНИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ ОПТИЧЕСКОГО КВАНТОВОГО ГЕНЕРАТОРА НА СТЕПЕНЬ ФИЗИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЯВЛЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Изучены процессы воздействия концентрированных потоков энергии когерентного излучения оптического квантового генератора на трещиноподобные дефекты, определяющие величину физической однородности металла. Методами оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследована структура основного металла, области проплавления по границе основного металла и заклепки, а также металла самой заклепки. 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 трещин с выходом на поверхность металла.

It has been studied the influence upon the optical quantum generator radiation on surface steel defects. By means of optical and electronic microscopy methods the structure of the basic metal, the weld area and rivet metal were investigated. Phase composition, grain and dislocation structures of these metals were diagnosed. The quality of melting the surface steel defects has been determined.

Введение

Последовательно проводимый глубокий анализ микроскопического механизма физических явлений в твердых телах свидетельствует о том, что многие свойства и структурные характеристики металлов и сплавов определяются не только собственно их кристаллической структурой, но и в значительной степени имеющимися дефектами, т.е. отклонениями реальной структуры от идеальной. Именно поэтому на изучение различного рода дефектов кристаллических тел направлены основные усилия исследователей, занимающихся вопросами физики твердого тела.

В частности выявлено, что жаропрочность металлов и сплавов в значительной степени определяется процессом зарождения и развития пор, их коа-

лесценцией с последующим образованием внутризеренных и межзеренных микротрещин. В связи с этим задача о поведении изолированной (одионочной) поры в твердом теле представляет значительный интерес для многих прикладных разделов физики твердого тела (физика спекания, физика прочности) [1 – 4].

В монографии [1] 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 процесса, «залечивание» поры 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. В обоих этих случаях уменьшение объема поры не сопровождается появлением остаточных изменений в структуре среды, окружающей пору.

Кроме того, известно, что наличие 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.

При плотностях потока, как было установлено, превышающих $\sim 10^4$ Вт/см², и длительности лазерного импульса порядка нескольких микросекунд с поверхности большинства металлов происходит квазистационарное испарение, причем интенсивность испарения (масса вещества с единицы площади в единицу времени) определяется физическими свойствами вещества и энергетическими характеристиками концентрированных потоков энергии (КПЭ) [5].

Цель данной работы заключается в экспериментальном исследовании процессов воздействия КПЭ лазерного излучения на имеющиеся межзёренные, внутризёренные трещины, микротрещины и другие трещиноподобные дефекты с выходом на поверхность образца для их последующего устранения. Следует отметить, что теоретические исследования физических и физико-химических процессов, протекающих в зонах воздействия КПЭ сфокусированного излучения с различными длинами волн на материалы, детально рассмотрены в сборниках и монографиях [5 – 8].

Эксперимент

Эксперимент состоял в облучении трещиноподобных дефектов на трубопроводе размером 20×2 мм из стали 08X18H10T импульсами излучения оптического квантового генератора типа «Квант 12». Глубина проплавления трещиноподобных дефектов варьировалась в зависимости от длительности импульсов излучения оптического квантового генератора (ОКГ) и величины напряжения на его модуляторе. Для исследования физико-химических процессов плавления, кристаллизации и трещинообразования, протекающих в результате воздействия лазерного излучения на металл, было использовано яв-

ление акустической эмиссии (АЭ). Сигналы АЭ поступали через пьезопреобразователь, установленный на трубопроводе, и предусилитель на измеритель акустических сигналов ИАС - 4, где сигнал усиливался и обрабатывался с последующей регистрацией в аналоговом виде на самописце НЗ38 - 4П.

Для определения энергетических параметров спектра сигналов АЭ от процессов плавления, кристаллизации и трещинообразования металла был применен многоканальный амплитудный анализатор АИ-1024-95, с помощью которого получены амплитудные распределения сигналов АЭ от различных составляющих процесса воздействия излучения ОКГ.

Трещиноподобные дефекты имитировались путем засверловки металла трубопровода с последующей установкой (запрессовкой) с натягом заклепок из стальной проволоки марки 04Х19Н9, которые впоследствии зашлифовывались заподлицо с поверхностью трубопровода. Луч лазера фокусировался на границу раздела заклепки и трубы.

Для достижения поставленной цели, т.е. определение качества области проплавления по границе основного металла и заклепки и, соответственно, устранение трещиноподобных дефектов, были использованы методы оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. В связи с этим одной из основных задач исследования явилось изучение фазового состава, зеренной и дислокационной структуры основного металла, области проплавления металла и заклепки.

*Материалы и задачи исследования**

В настоящем разделе детально исследована структура металла заклепки и ее окрестности в стали 08Х18Н10Т. Эта сталь является основным материалом, а материалом заклепки является сталь 04Х19Н9. Методами оптической и электронной микроскопии была исследована структура основного металла и заклепки (рисунок 1).

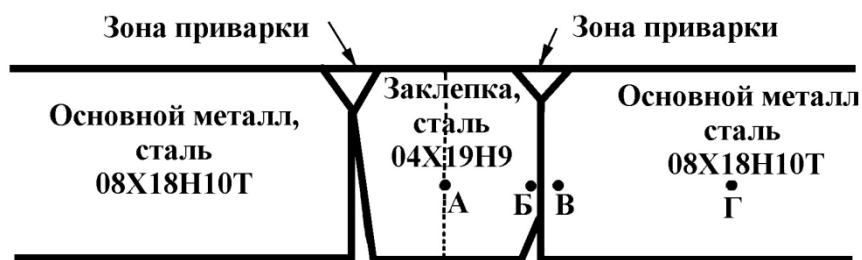


Рисунок 1 – Схема исследования образца с соединением заклепкой. Точки А, Б, В, Г – места, где проводилось исследование. Б-В – околошовная зона (т. Б – материал заклепки, т. В – материал основного металла), т. Г отстоит от центра шва на расстоянии 8 мм

Заклепка была приварена к основному металлу методом лазерной сварки. Были диагностированы: фазовый состав, зеренная и дислокационная

* Материалы исследования получены при участии Козлова Э.В., Поповой Н.А., Игнатенко Л.Н. и Подковки В.П.

структура основного металла, заклепки и ее окрестности. Главной задачей исследования было определение качества проплавления металла по границе раздела основного металла трубы и заклепки.

Методика исследования и используемые приборы

Оптические исследования проводились на микроскопе МИМ – 10 при увеличениях 100...1000 крат. Поверхность шлифов готовили методом электролитической полировки с последующим электролитическим травлением по стандартной технологии [9]. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на электронном микроскопе ЭМ-125 «К» при ускоряющем напряжении 125 кВ. Тонкие фольги готовились методом электролитической полировки в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Рентгеноструктурные исследования проводились на аппарате ДРОН-1,5 в монохроматизированном Fe – K α -излучении с записью на диаграммную ленту в автоматическом режиме. Все рефлексы на дифрактограммах проиндексированы с целью определения основных фазовых составляющих, а затем проведен расчет количественных характеристик.

В ходе рентгеноструктурных, оптических и электронно-микроскопических измерений определяли следующие параметры структуры материала: параметры кристаллических решеток присутствующих в материале фаз, их объёмную долю, размер зерен, фазовых прослоек и карбидных частиц, скалярную плотность дислокаций. Размер зерен, фазовых прослоек, карбидных частиц, скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей [9, 10].

Специально исследовалась сплошность соединений, наличие в них трещин и полей напряжений.

Результаты исследования

Фазовый состав основного материала. Сталь 08X18H10T относится к классу аустенитных сталей, поэтому основной фазой является γ – фаза. γ – фаза – это твердый раствор элементов замещения (Ni и Cr) и внедрения (углерода) с параметром кристаллической решетки $a\gamma = 0,36$ нм. Карбидная фаза представлена в основном фазой TiC с параметром кристаллической решетки $a = 0,433$ нм. Наряду с основным карбидом TiC в матрице присутствуют мелкие частицы карбида M²³ C⁶.

Результаты структурно-фазового анализа основного металла аустенитной стали 08X18H10T представлены ниже

Фаза	Vф, * % (масс.)
γ	98,5
α	0
TiC	1,5
M23C6	0

* Объемная доля фазы вдали от заклепки

Карбид TiC в матрице выделяется в виде неравноосных частиц, изображение которых приведено на рисунке 2.



Рисунок 2 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 08X18H10T (основной материал) вдали от заклепки. Стрелками отмечены частицы карбидов TiC

Средние размеры частиц в материале основного металла составляют: длина – 0,4...0,5 мкм, ширина – 0,20...0,25 мкм. Объёмная доля карбида TiC составляет величину 1,5...2,0 %. Эти цифры получены двумя способами: 1) методом рентгеноструктурного анализа и 2) методом дифракционной электронной микроскопии с последующим их усреднением. Здесь необходимо учесть, что, если весь титан находится в карбиде, а высокая теплота образования карбида TiC этому способствует, объёмная доля этого карбида должна быть вблизи 2 %. В этом случае в карбиде TiC находится часть углерода в количестве 0,22 вес. %.

Вторым является карбид $M^{23}C_6$ на базе хрома, т.е. в основном $Cr^{23}C_6$, слегка легированный железом. Этот карбид наблюдается в виде сферических частиц. Объёмная доля этого карбида невелика и составляет величину ~0,1%.

Остальную часть объёма (~98%) занимает γ -фаза. Её параметры приведены ниже.

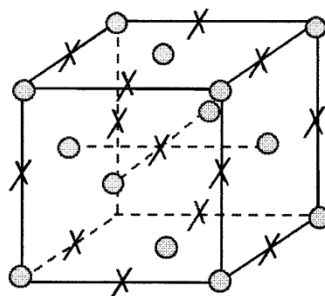
Параметры γ -фазы основного металла (сталь 08X18H10T)

Параметр кристаллической решетки a_γ , нм.....	0,3593
Напряжения II рода $\Delta d/d$,.....	1,2
Средний размер зерна \bar{D} , мкм.....	8,8
Скалярная плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{-10}$, $см^{-2}$	1,51
Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ , $см^{-1}$	430
($\chi_{пл.} = 380$; $\chi_{упр.} = 50$)	
Амплитуда внутренних (дальнодействующих) напряжений τ , МПа... 320	
($\tau_{пл.} = 250$; $\tau_{упр.} = 70$)	

a_γ и $\Delta d/d$ измерены методом рентгеноструктурного анализа, \bar{D} – методом оптической микроскопии, ρ , χ и τ – методом электронно-микроскопического анализа.

Оценка содержания углерода в твердом растворе

Выше было указано, что 0,22 вес. % углерода находится в карбидах. Остальной углерод должен находиться на дефектах кристаллического строения и в γ -твердом растворе в позициях внедрения (рисунок 3) в октаэдрических междуузлиях.



- - узлы, которые могут быть занятыми атомами железа, никеля или хрома;
- × - междуузлия (октаэдрические), часть из которых занята атомами углерода или азота

Рисунок 3 – Элементарная ячейка γ -твердого раствора

Количество растворенного в позициях внедрения углерода можно оценить. Для этого используем экспериментально измеренное значение параметра кристаллической решетки γ -фазы (см. выше) и сравним это значение со значением параметра γ -твердого раствора Fe – 18Cr – 10 Ni без углерода. Последнюю величину найдем из соотношения [11];

$$a_{\gamma(C_C=C)} = 2\sqrt{2}(R_{Cr}C_{Cr} + R_{Ni}C_{Ni} + R_{Fe}C_{Fe}), \quad (1)$$

где R_i – радиус, а C_i – концентрация соответствующего элемента. Величина a_γ колеблется в пределах 0,3564...0,3581 нм в зависимости от величины R_{Fe} . Известно, что радиус атома железа в различных сталях различен и может изменяться в пределах 0,125...0,127 нм [12]. В соответствии с этим a_γ для безуглеродистого аустенита ожидается в пределах 0,3584...0,3581 нм. Концентрация атомов углерода (C_C) в позициях внедрения γ -твердого раствора может быть определена из соотношения:

$$C_C = \frac{a_{\gamma(C_C)} - a_{\gamma(C_C=0)}}{2\sqrt{2}K}, \quad (2)$$

где $a_{\gamma(C_C)}$ – экспериментально измеренный параметр кристаллической решетки γ -твердого раствора, $a_{\gamma(C_C=0)}$ – теоретически определенный по формуле (1), K – коэффициент, равный 0,044...0,065 [13]. Использование формул (1) и (2) позволило определить концентрацию углерода в γ -фазе. Она оказалась в пределах 0,27...0,66 вес.%, с наиболее вероятным значением 0,45%. Можно сделать

вывод, что на дефектах кристаллического строения находится 0,1 вес.% углерода. Остальной углерод находится в γ -твердом растворе. Общий баланс углерода в исследованной стали приведен ниже. Видно, что углерод распределен между достаточно различными позициями.

Фаза	C, % (масс.)
γ -твердый раствор.....	0,45
TiC.....	0,22
M ₂₃ C ₆	» 0,01
Дефекты кристаллического строения.....	~ 0,10

Зеренная и дефектная структура основного металла. Зеренная структура исходного материала (γ -твердый раствор) изображена на рисунке 4.

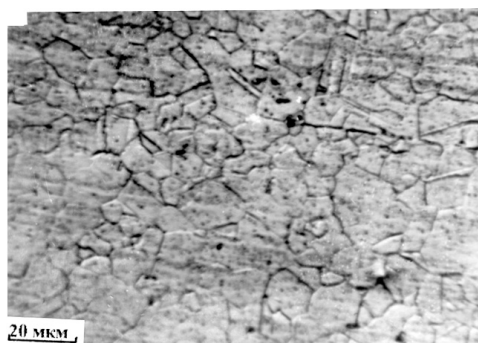


Рисунок 4 – Оптическое изображение зеренной структуры основного материала (сталь 08X18N10T) вдали от заклепки

Средний размер зерна (\bar{D}) колеблется в пределах 9...10 мкм, т.е. оно достаточно мелкое. Скалярная плотность дислокаций измерялась специально вдали от зоны воздействия излучения ОКГ (заклепка). В материале, в который внедрялась заклепка, скалярная плотность дислокаций оказалась равной $\rho=15,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (см. выше), что указывает на более сильное воздействие лазерного излучения на металл по сравнению с аргонодуговой сваркой. Дислокационная структура в основном материале – сетчатая (рисунок 5).

Фазовый состав и зеренная структура материала заклепки. Материал заклепки – сталь 04X19N9. Исходная структура этой стали не исследовалась. Здесь описана структура материала после лазерного воздействия с целью проплавления области контакта заклепки и основного металла. Основу материала заклепки составляет γ -твердый раствор с деформационными двойниками, развитой дислокационной структурой и деформационным мартенситом. Оптическое изображение зеренной структуры в центре заклепки дано на рисунке 6, из которого следует, что большинство зерен хорошо наклепано. Полировка выявляет контраст от двойников отжига, деформации и ϵ -мартенсит. Общий вид структуры основного материала заклепки дан в сечении на рисунке 7.

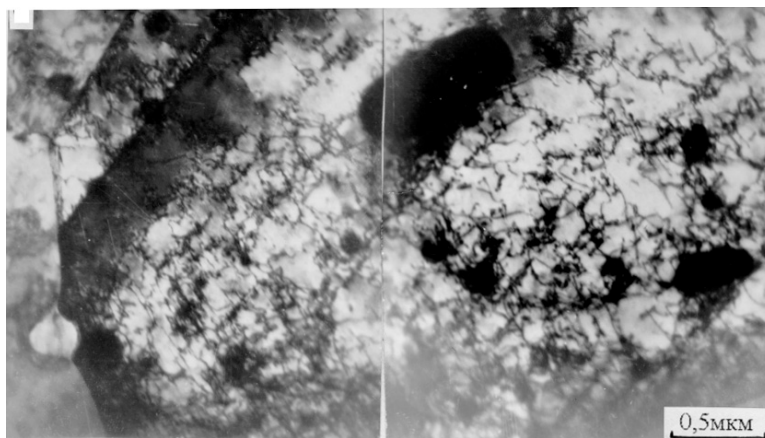


Рисунок 5 – Дислокационная структура основного материала (сталь 08X18N10T) вдали от заклепки



Рисунок 6 – Зеренная структура материала в центре заклепки

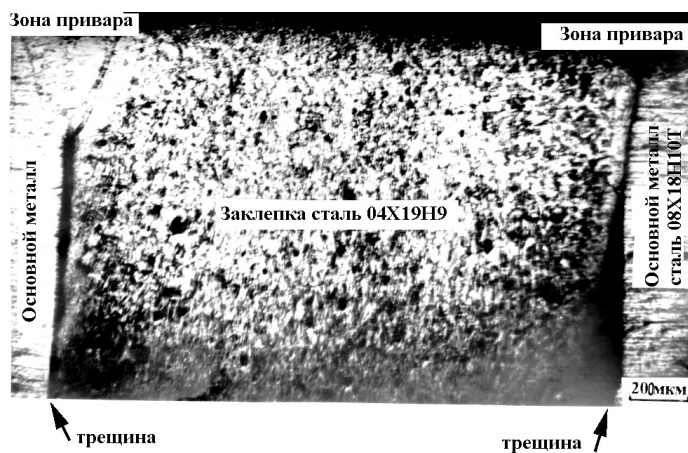


Рисунок 7 – Оптическое изображение сечения заклепки

Видно, что сварка в основном не удалась. Зона проплавления наблюдается только лишь в верхней части заклепки (рисунок 8) и, тем не менее, она недостаточно совершенна.

Отсюда следует, что КПЭ лазерного излучения больше способствовали протеканию процесса деформирования, чем проплавлению материала.

Зону γ -фазы можно разделить на четыре типа: 1) зерна, содержащие только γ -фазу, 2) зерна γ -фазы, содержащие пластины ϵ -мартенсита, 3) зерна γ -фазы, содержащие пластины ϵ -мартенсита и деформационных микродвойников, 4) зерна γ -фазы, содержащие деформационные микродвойники. Оптическое и электронно-микроскопическое изображение всех типов зерен приведено на рисунках 9 и 10 – 12.

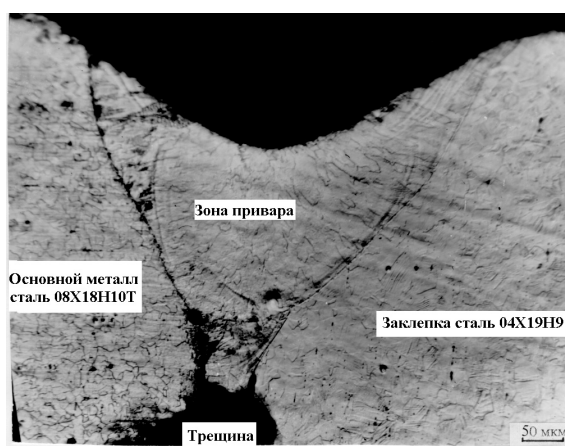


Рисунок 8 – Зона привара заклепки. Оптическое изображение сечения заклепки

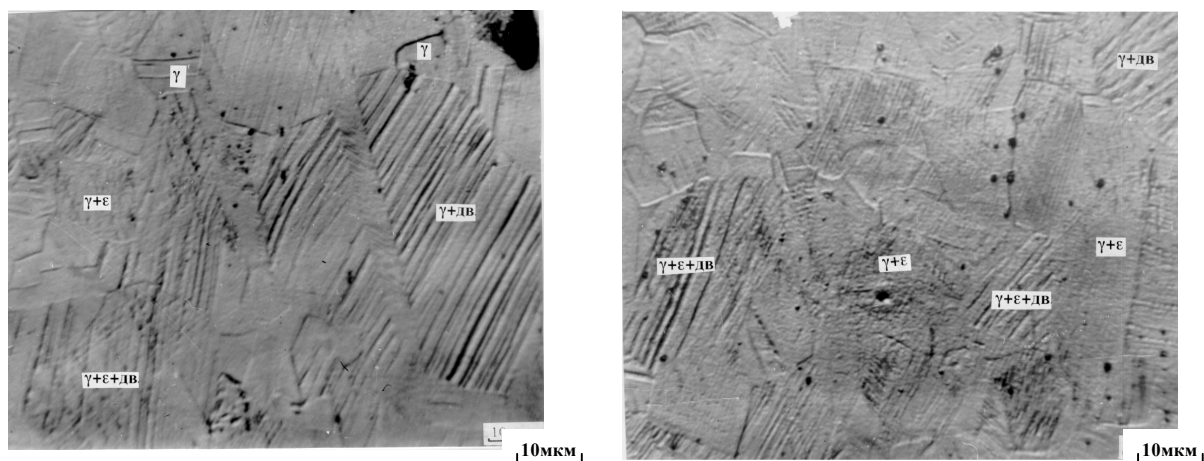


Рисунок 9 – Оптическое изображение заклепки. Сталь 04X19H9. Отмечены различные типы зерен, присутствующие в центральной части материала

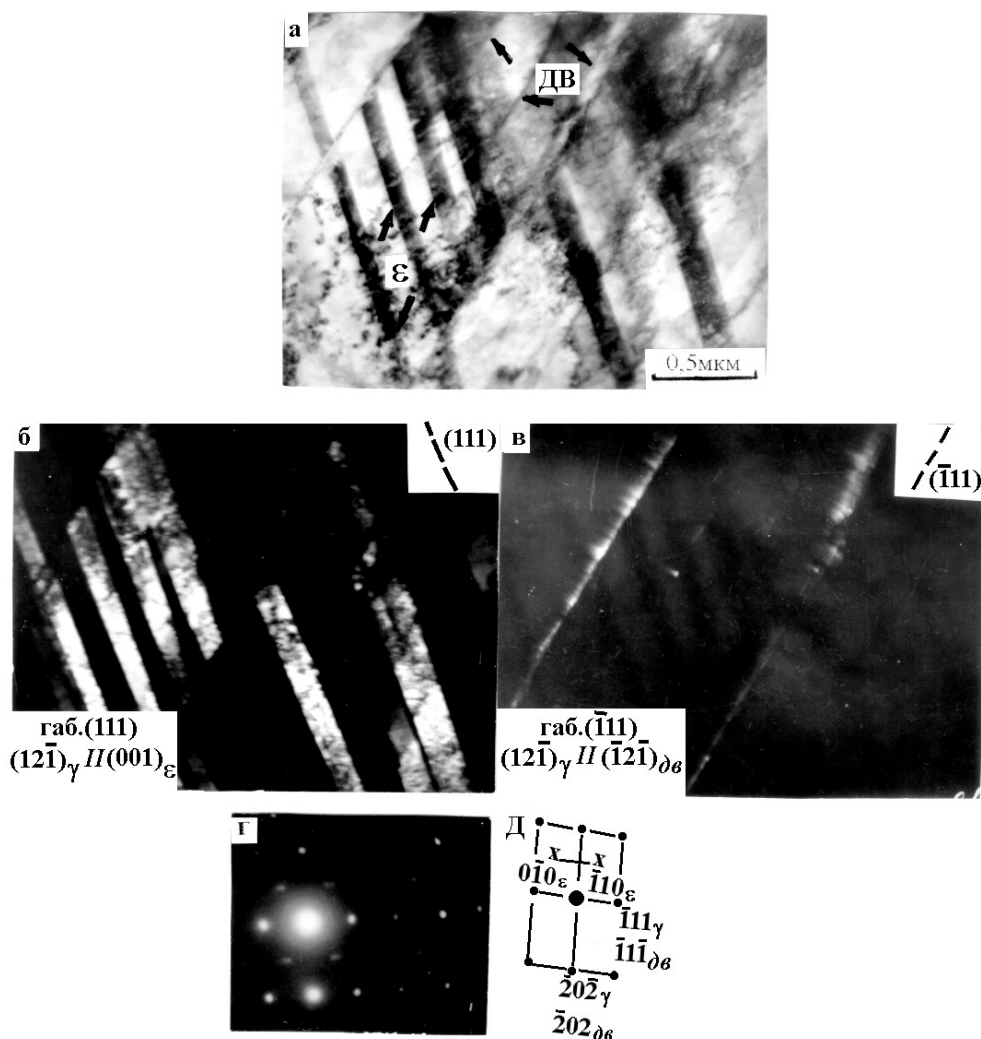


Рисунок 10 – Электронно-микроскопическое изображение участка зерна γ – фазы, содержащего пластины ϵ – мартенсита и деформационные микродвойники. Центральная часть заклепки. Сталь 04X19H9: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[\bar{1}10]$ ϵ – мартенсита, плоскость габитуса – (111) при этом выполняется условие $(12\bar{1})_{\gamma} \parallel (001)_{\epsilon}$; в – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ микродвойников, плоскость габитуса – $(\bar{1}11)$ при этом: $(12\bar{1})_{\gamma} \parallel (\bar{1}2\bar{1})_{\delta\epsilon}$; г – микродифракционная картина, на которой присутствуют рефлексy плоскости γ -фазы (матричная плоскость) – $(12\bar{1})_{\gamma}$ и две плоскости: (001) – ϵ -мартенсита и $(\bar{1}2\bar{1})$ – микродвойников; д – индцированная схема (г)

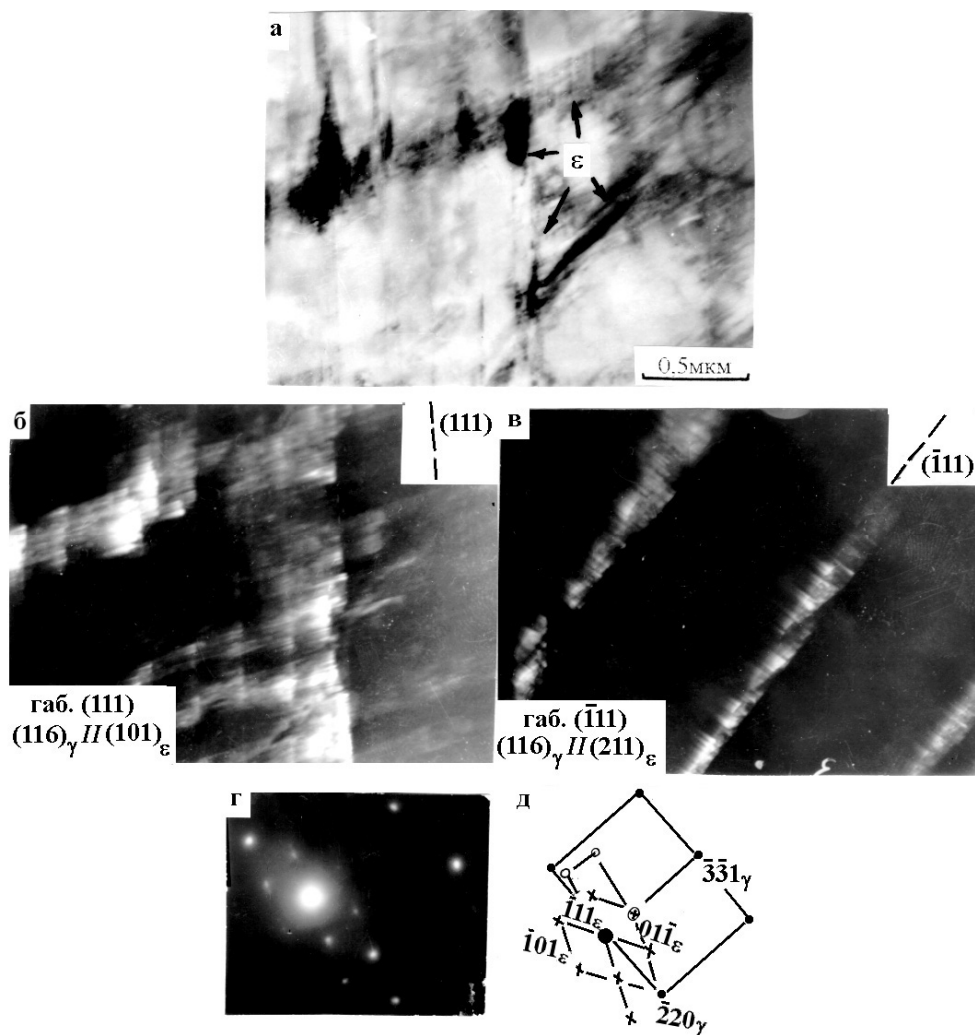


Рисунок 11 – Электронно-микроскопическое изображение участка зерна γ -фазы, содержащего две пересекающиеся системы пластин ϵ -мартенсита. Центральная часть заклепки. Сталь 04X19N9: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[\bar{1}10]$ первой системы пластин ϵ -мартенсита, плоскость габитуса – (111) при этом выполняется условие:

$(116)\gamma \parallel (101)\epsilon$; в – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[0\bar{1}1]$ второй системы пластин ϵ -мартенсита, плоскость габитуса – $(\bar{1}11)$ при этом: $(116)\gamma \parallel (211)\epsilon$; г – микродифракционная картина, на которой присутствуют рефлексы плоскости γ -фазы (матричная плоскость) – $(116)\gamma$ и две плоскости ϵ -мартенсита: (101) и (211) ; д – индцированная схема (г)

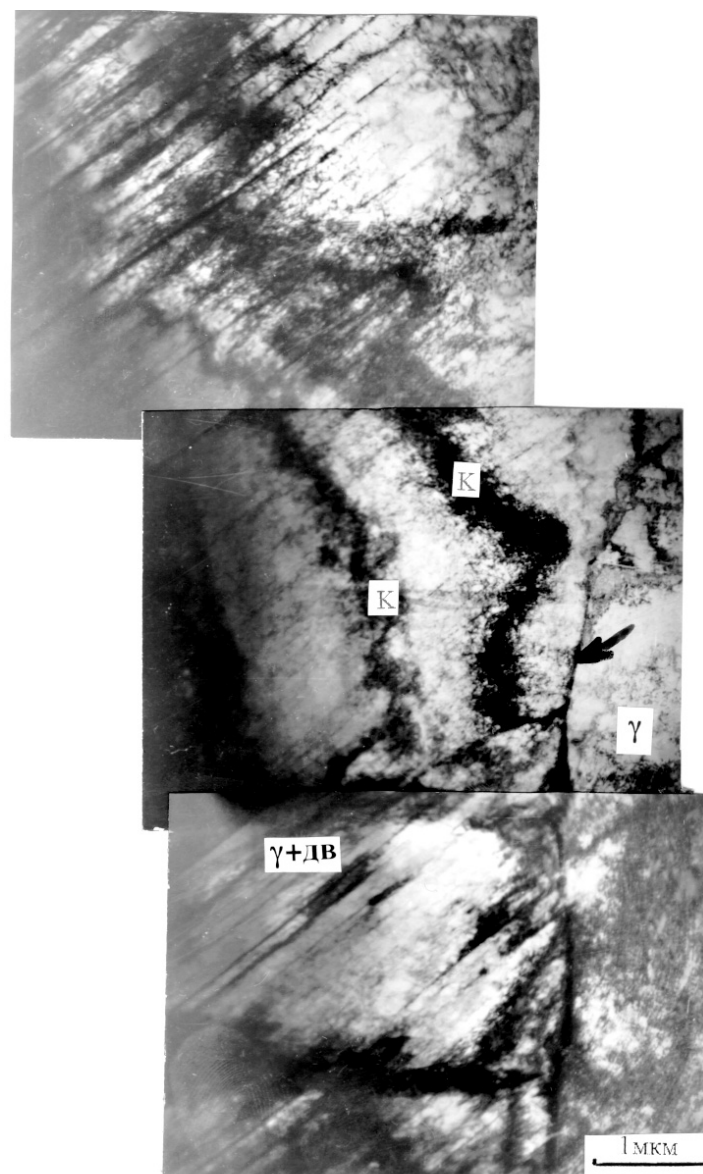


Рисунок 12 – Электронно-микроскопическое изображение центральной части заклепки. Сталь 04X19N9. Граница двух зерен: слева – зерно γ -фазы, справа – зерно γ -фазы, содержащее деформационные микродвойники. К – изгибный экстинкционный контур. Стрелкой указана граница зерна

Было установлено, что состав дефектов четырех типов зерен зависит от их размера. Первый тип зерен, содержащих только γ -фазу, – наименьший. Их средний размер составляет величину 11,3 мкм, что значительно меньше (почти в 2 раза) среднего размера зерна материала заклепки, который составляет 20,6 мкм. Наибольшими являются зерна, в которых присутствуют деформационные микродвойники и пластины ϵ -мартенсита. Их средний размер – наибольший и равен 24,7 мкм. Зерна, содержащие либо пластины ϵ -мартенсита, либо микродвойники, соизмеримы по размеру (15...18 мкм). Можно констатировать, что как микродвойники, так и пластины ϵ -мартенсита деформационного происхождения. На рисунке 13 представлено распределение всех че-

тырех типов зерен по размерам. Из него видно, что с ростом размеров доля зерен, деформированных двойникованием и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращением, возрастает. Доля зерен, в которых происходит лишь скольжение, невелика. С ростом размера зерен доля зерен с пластинами ϵ -мартенсита проходит через максимум и убывает (рисунок 13).

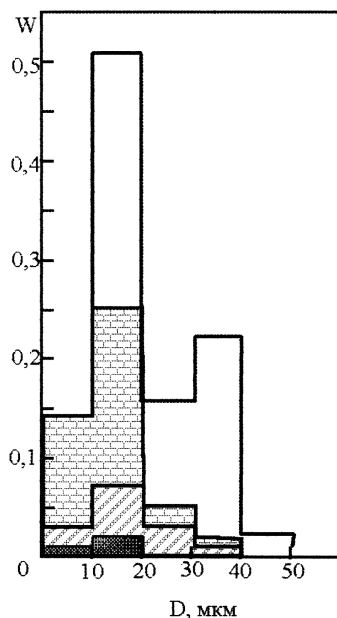






Рисунок 13 – Гистограмма распределения по размерам всех типов зерен, имеющих в материале заклепки из стали 04Х19Н9: зерна γ -фазы – ; зерна γ -фазы с деформационными микродвойниками – ; зерна γ -фазы с пластинами ϵ -мартенсита – ; зерна γ -фазы с пластинами ϵ -мартенсита и деформационными микродвойниками – . Данные приведены для центра заклепки

Наиболее прочные мелкие зерна (зерна γ -фазы) при ударе лазерным пучком подвергаются деформации дислокационным скольжением. В них наивысшая скалярная плотность дислокаций. Данные, характеризующие зерна разного типа, представлены в таблице.

В этой таблице представлены также плотности распределения деформационных микродвойников и пластин ϵ -мартенсита. В зернах, содержащих деформационные микродвойники и пластины ϵ -мартенсита (это наименее прочные зерна большого размера), скалярная плотность дислокаций заметно меньше. Зерна средних размеров деформируются, наряду с дислокационным скольжением, либо деформационным мартенситным превращением. Деформация скольжением дает наименьшие остаточные напряжения, деформация двойникованием и мартенситным превращением – наибольшие (см. табл.). Интересно, что в зернах, где деформация шла только скольжением, изгиб-кручение в основном пластический, в то время как в зернах, в которых деформация шла двойникованием и мартенситным превращением, – в основном

упругий. Можно сделать вывод, что дислокационное скольжение значительно лучше аккомодируется, чем двойникование и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращение.

Размер зерен заклепки больше в основном материале (рисунок 14, а). Судя по изменениям объёмной доли различного типа зерен (рисунок 14, б) с удалением от центра заклепки к ее краю, наибольший наклеп приходится на границу «заклепка – основной металл».

Таблица – Количественные параметры структуры в зернах разного типа

Параметры структуры	Типы зерен				В среднем по материалу
	γ	$\gamma + \varepsilon$	$\gamma + \text{дв.} + \varepsilon$	$\gamma + \text{дв.}$	
P_V	7 %	21 %	56 %	16 %	100 %
ρ , см ⁻²	$2,53 \cdot 10^{10}$	$2,18 \cdot 10^{10}$	$1,96 \cdot 10^{10}$	$1,85 \cdot 10^{10}$	$2,03 \cdot 10^{10}$
$\langle \chi \rangle$, см ⁻¹	670	921	950	720	890
χ_{nl} , см ⁻¹	630	545	490	460	510
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	40	375	460	260	380
$\langle \tau \rangle$, МПа	370	810	910	620	800
τ , МПа	320	300	280	270	290
τ , МПа	50	510	630	350	510
ρ_ε , см ⁻¹	нет	$3,73 \cdot 10^4$	$3,55 \cdot 10^4$	нет	$2,77 \cdot 10^4$
$\rho_{\delta\delta}$, см ⁻¹	нет	нет	$1,82 \cdot 10^4$	$3,46 \cdot 10^4$	$1,57 \cdot 10^4$

где P^V – объёмная доля зерен; ρ – скалярная плотность дислокаций; $\langle \chi \rangle$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ($\langle \chi \rangle = \chi^{nl} + \chi^{упр}$, где χ^{nl} – пластичная и $\chi^{упр}$ – упругая составляющие); $\langle \tau \rangle$ – амплитуда дальнедействующих полей напряжений ($\langle \tau \rangle = \tau^{nl} + \tau^{упр}$, где τ^{nl} – пластическая и $\tau^{упр}$ – упругая составляющие); ρ_ε и $\rho_{\delta\delta}$ – плотности распределения пластин ε -мартенсита и микродвойников.

Особые свойства поверхности «заклепка – основной металл» и микротрещины. Основная деформация пришлась на межфазную поверхность «заклепка – основной металл». В этом слое сохранились максимальные остаточные напряжения. Количественные характеристики структуры представлены на рисунке 15.

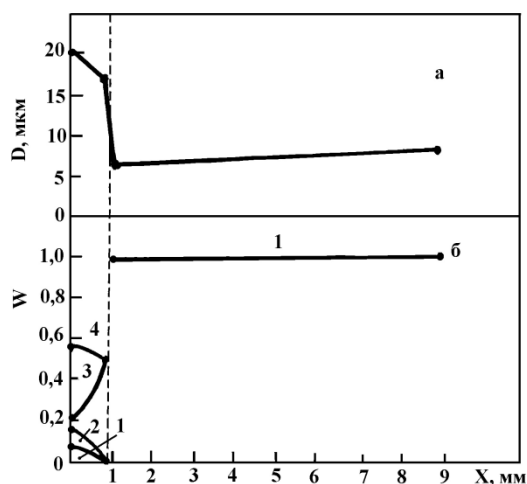


Рисунок 14 – Зависимости количественных характеристик структуры от расстояния до центра заклепки в соединении двух сталей. 04X19H9 (материал заклепки) – 08X18H10T (основной материал): а – средний размер зерна D ; б – объёмная доля всех типов зерен, присутствующих в каждом материале W : 1 – γ -фазы; 2 – γ -фазы с микродвойниками; 3 – с ϵ -мартенситом; 4 – γ -фазы с ϵ -мартенситом и микродвойниками. (Пунктирной линией отмечена граница раздела двух сталей)

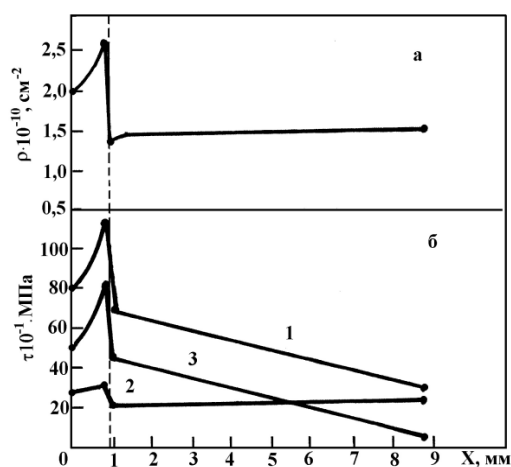


Рисунок 15 – Зависимости количественных характеристик структуры от расстояния до центра заклепки в соединении двух сталей: 04X19H9 (материал заклепки) – 08X18H10T (основной материал): а – скалярная плотность дислокаций ρ ; б – амплитуда дальнодействующих напряжений τ ($1 - \langle \tau \rangle = \tau_{nl} + \tau^{yp}$; 2 – τ_{nl} ; 3 – τ^{yp}). Пунктирной линией отмечена граница раздела двух материалов

Плотность дислокаций максимальна на границе «заклепка – основной материал». Поведение скалярной плотности дислокаций коррелирует с ходом остаточных напряжений. Эти напряжения достигают наибольших значений

по границе «заклепка – основной материал». На этой границе запасена значительная упругая энергия (рисунке 15 б, кривая 3) и упругие напряжения частично релаксируют с образованием микротрещин. Примеры микротрещин приведены на рисунке 16.

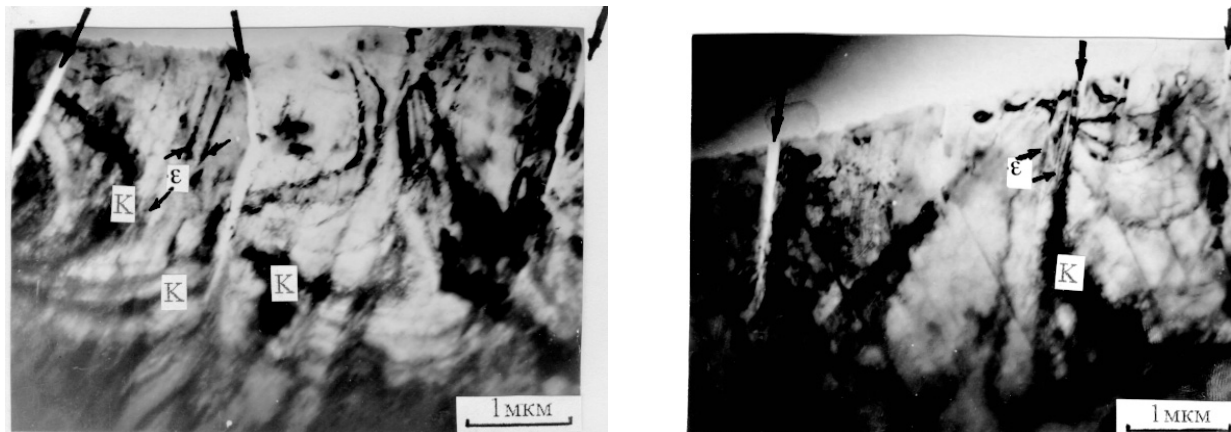


Рисунок 16 – Микротрещины (указаны стрелками) в материале заклепки вблизи контакта с поверхностью основного металла. Электронно-микроскопическое изображение. К – экстинкционные контуры

Эти трещины возникли в материале заклепки вблизи ее поверхности, контактирующей с поверхностью основного металла. Плотность трещин равна $0,6 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$. Трещины идут по границам γ/ε -фаз. В голове трещины (см. рисунок 14) экстинкционные контуры указывают на концентрацию напряжений. Трещины заострены, коэффициент концентрации напряжений в их голове КН близок к 2:

$$K_H = \frac{\sigma_{ГГ}}{\sigma_{ВМ}}, \quad (3)$$

где $\sigma_{ГГ}$ – напряжение в голове трещины, $\sigma_{ВМ}$ – напряжение внутри материала вблизи трещины. Проведенные оценки показали, что в среднем КН=2,4.

Область проплавления по границе основного металла и заклепки была получена при следующих параметрах лазерного излучения: напряжение на модуляторе $U_M=600 \text{ в}$, длительность импульса излучения $\tau=1,5 \text{ мс}$, излучение фокусировалось на поверхность трубопровода.

На основе проведенных исследований основного металла, области сплавления и материала заклепки методами оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа с учетом вышеизложенного можно констатировать, что параметры лазерного излучения не достаточно удовлетворительны для получения качественного проплавления области контакта основного металла и металла заклепки и, соответственно, устранения в дальнейшем трещиноподобных дефектов. Для этого необходимо, в частности, более высокие значения напряжений на модуляторе и длительности импульса излучения оптического квантового генератора.

Обсуждение результатов эксперимента

На рисунке 17 представлены амплитудные распределения сигналов АЭ в зависимости от числа импульсов излучения ОКГ при постоянных длительности импульса и напряжении на модуляторе. Максимальное число импульсов АЭ $N_{\Sigma} = 850$, располагающихся в 14-ом канале анализатора с амплитудой 68,32 мВ, характеризует 100 одиночных импульсов излучения ОКГ, воздействующего на поверхность металла. При воздействии 5-ти одиночных импульсов лазера максимальное число импульсов АЭ $N_{\Sigma} = 46$ располагается в 9-ом и 11-ом каналах анализатора с амплитудами импульсов 43,92 мВ и 53,68 мВ соответственно.

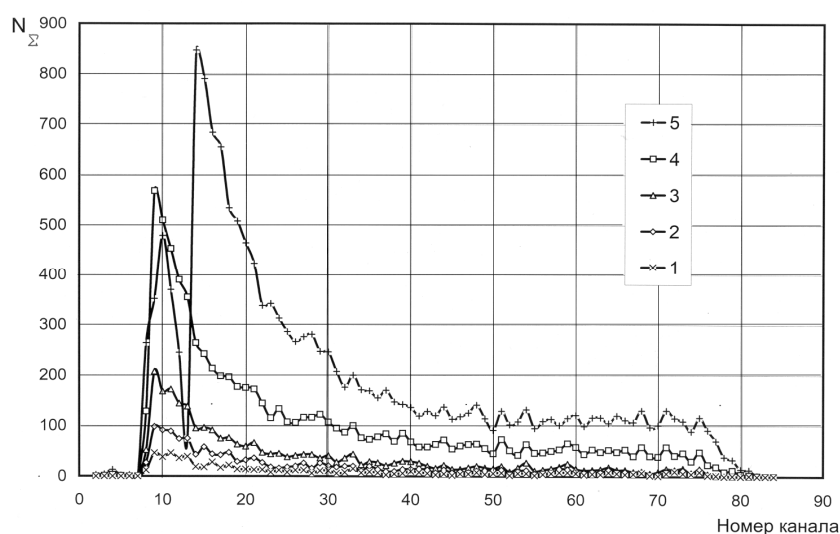


Рисунок 17 – Амплитудные распределения сигналов АЭ от воздействия импульсов излучения ОКГ на поверхность металла.

Длительность импульса $\tau = 4$ мс.

Напряжение на модуляторе $U_M = 400$ В:

1 – $n = 5$ имп., 2 – $n = 10$ имп., 3 – $n = 20$ имп., 4 – $n = 50$ имп., 5 – $n = 100$ имп.

Исходя из выводов, приведенных в [15], следует, что амплитудные распределения сигналов АЭ в зависимости от числа импульсов излучения ОКГ, представленные на рисунке 17, характеризуют, в основном, процессы плавления и кристаллизации металла.

Тот же самый вывод следует из анализа амплитудных распределений сигналов АЭ от воздействия одиночного импульса излучения ОКГ при проплавлении трещиноподобного дефекта в зависимости от длительности импульса при постоянном напряжении на модуляторе (рисунок 18).

Это подтверждено металлографическими исследованиями. На рисунках 19 и 20 представлены фотографии микроструктуры проплавленного металла при увеличении в 200 раз, выполненные с экрана австрийского микроскопа фирмы REICHERT. Отсюда следует, что чем больше длительность импульса излучения ОКГ, тем больше глубина проплавления металла.

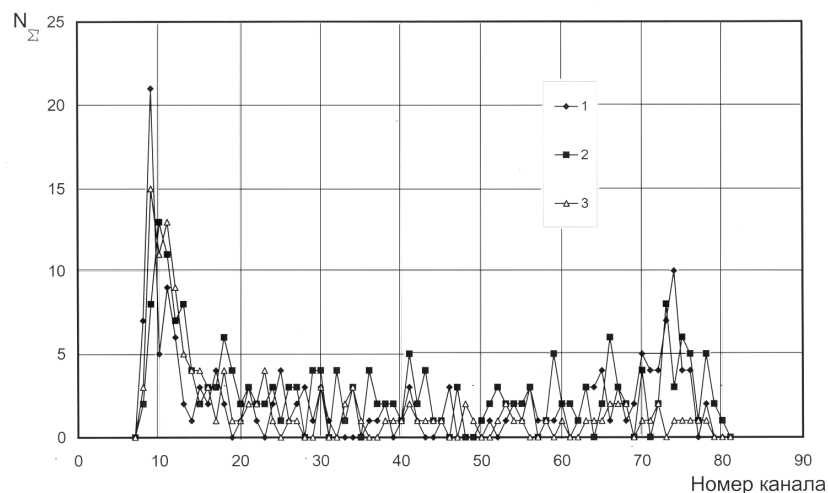


Рисунок 18 – Амплитудные распределения сигналов АЭ от воздействия 1-го импульса излучения ОКГ при проплавлении дефекта типа трещины. Напря-

жение на модуляторе $U_M = 400$ В:
 1 – $\tau = 1,5$ мс, 2 – $\tau = 2,0$ мс, 3 – $\tau = 2,5$ мс

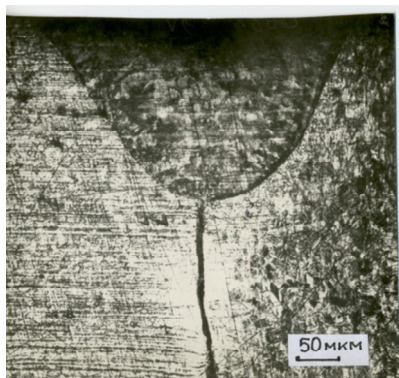


Рисунок 19 – Микроструктура зоны проплавления трещиноподобного дефекта:

$\tau = 2,5$ мс; $U_M = 400$ В; сталь 08X18H10T; микроскоп фирмы REICHERT

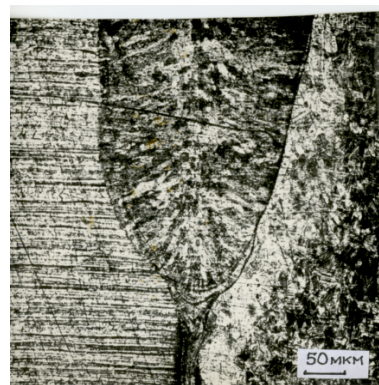


Рисунок 20 – Микроструктура зоны проплавления трещиноподобного дефекта:

$\tau = 4,0$ мс; $U_M = 400$ В; сталь 08X18H10T; микроскоп фирмы REICHERT

На рисунке 21 даны амплитудные распределения сигналов АЭ от воздействия одиночного импульса излучения ОКГ при проплавлении дефекта типа трещины с постоянной длительностью импульса в зависимости от величины напряжения на модуляторе ОКГ.

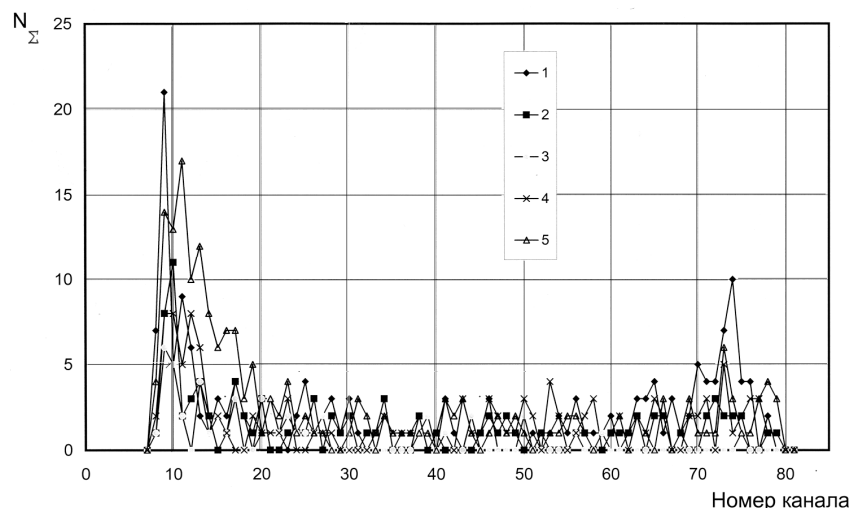


Рисунок 21 – Амплитудные распределения сигналов АЭ от воздействия 1-го импульса излучения ОКГ при проплавлении дефекта типа трещина. Длительность импульса $\tau = 1,5$ мс:

1 – $U_M = 400$ В, 2 – $U_M = 500$ В, 3 – $U_M = 600$ В, 4 – $U_M = 700$ В, 5 – $U_M = 800$ В

Из проведенного микроструктурного анализа (рисунки 22, 23) следует, что с возрастанием напряжения на модуляторе ОКГ при постоянной длительности импульса увеличивается глубина проплавления дефекта.

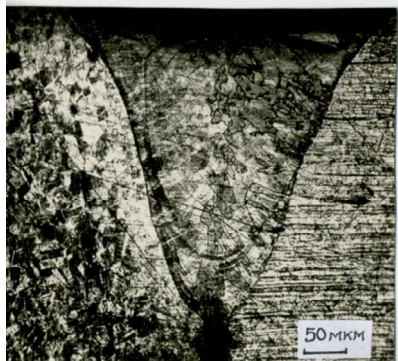


Рисунок 22 – Микроструктура зоны проплавления трещиноподобного дефекта:

$\tau = 1,5$ мс; $U_M = 600$ В; сталь 08X18H10T; микроскоп фирмы REICHERT

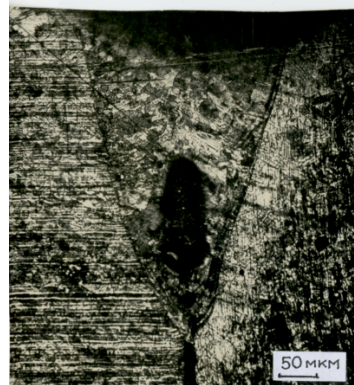


Рисунок 23 – Микроструктура зоны проплавления трещиноподобного дефекта:

$\tau = 1,5$ мс; $U_M = 800$ В; сталь 08X18H10T; микроскоп фирмы REICHERT

Амплитуда же сигналов АЭ от трещинообразования [14], зафиксированных в 73 канале анализатора, составляет 356, 24 мВ (≈ 600 импульсов) (рисунок 24), что свидетельствует об очень высокой энергетике процесса зарождения и развития трещин по сравнению с плавлением и кристаллизацией металла.

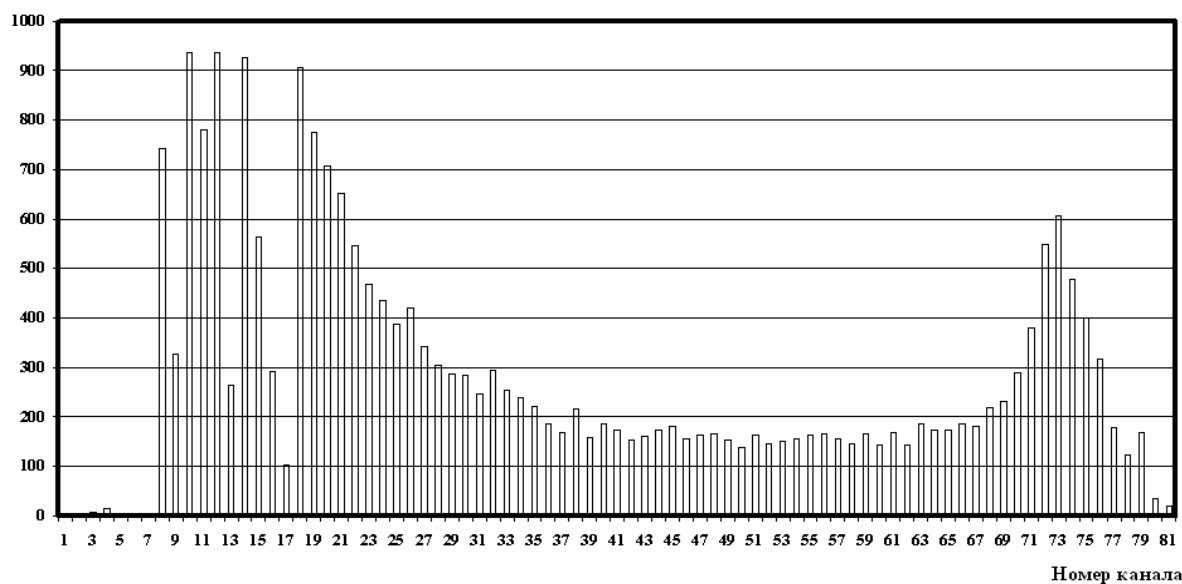
N_{Σ} 

Рисунок 24 – Амплитудное распределение сигналов АЭ от трещинообразования при сварке в результате охлаждения околошовной зоны жидким азотом. Время цикла 55,5 сек (2 оборота). $L_{дат} = 240$ мм, $I_{св} = 40$ А

На рисунке 25 представлена микроструктура зоны проплавления дефекта при воздействии лазерного импульса длительностью 4,0 мс (длина волны $\lambda_{лзл} = 1,06$ мкм) при напряжении на модуляторе $U = 400$ В [15]. Как видно, в этом случае глубина проплавления больше, чем на рис.20, что объясняется фокусировкой лазерного излучения на глубину $h \sim 0,7$ мм. В случае, показанном на рисунке 20, излучение фокусировалось на поверхность трубопровода

Методика контроля глубины проплавления металла при импульсном воздействии излучения ОКГ представлена в работе [16].

Полученные результаты экспериментального исследования в дальнейшем были положены в основу разработки метода активной диагностики, практически полностью исключающего зарождение дефектов различного структурного уровня, обеспечивающего формирование металла с очень высокой степенью физической однородности, позволяющего максимально приблизить технологические, эксплуатационные свойства и характеристики изделий ответственного назначения к теоретическим (расчетным) и, соответственно, существенно сократить число техногенных катастроф в результате отказа в работе или полного разрушения данных изделий [17].

Выводы

1. Детально исследованы и диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура металла в области проплавления трещиноподобного дефекта и в его окрестности.

2. Установлена принципиальная возможность устранения (проплавления) трещиноподобных дефектов в сталях аустенитного класса с использованием импульсного излучения оптического квантового генератора.

3. Определено, что глубина проплавления трещиноподобного дефекта тем больше, чем выше значения напряжения на модуляторе и длительности импульса излучения оптического квантового генератора.

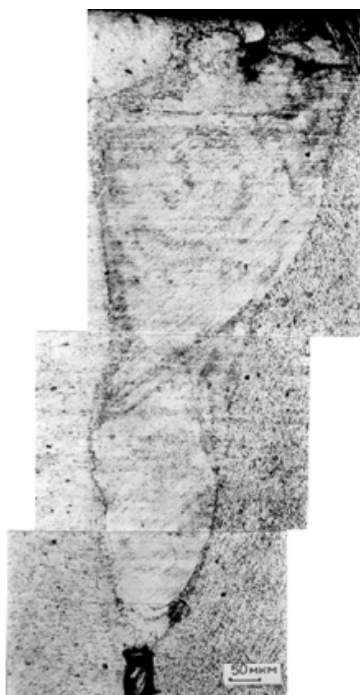


Рисунок 25 – Микроструктура зоны проплавления трещиноподобного дефекта: $\tau = 4,0$ мс; $U_m = 400$ В; $\lambda_{изл} = 1,06$ мкм; сталь 08X18H10T; $\times 200$; фокусировка излучения на глубину $h \sim 0,7$ мм

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гегузин Я.Е. Макроскопические дефекты в металлах. – М.: Металлургиздат, 1962. – 252 с.
2. Апасов А.М. Генетическая связь дефектов различного структурного уровня сварных соединений из аустенитных сталей / XX Международная конференция «Релаксационные явления в твердых телах»: Тез. докл. – Воронеж, 1999. – С. 204 – 206.
3. 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.
4. Апасов А.М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки // Расплавы. – 2001. – № 3. – С. 18 – 24.
5. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы / Под ред. Н.Н. Рыкалина. – М.: Наука, 1985. – 248 с.
6. Рыкалин Н.Н. Лазерная обработка материалов / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, А.Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с.

7. Анисимов С.И. Действия излучения большой мощности на металлы / Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Г.С., Ходыко Ю.В. – М.: Наука, 1970. – 272 с.
8. Рэди Дж. Действие мощного лазерного излучения. – М.: Мир, 1974. – 378 с.
9. Хирш П. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
10. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Metallurgy, 1977. – 280 с.
11. Кан Р. Атомное строение металлов и сплавов. Т.1. – М.: Metallurgy, 1962. – 236 с.
12. Хансен М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – Т.2. – М.: Metallurgy, 1962. – 1488 с.
13. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
14. Апасов А.М. Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки // Дефектоскопия. – 1996. – № 10. – С. 24-30.
15. Апасов А.М. Взаимодействие концентрированных потоков лазерного излучения с трещиной в стали. // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – № 4. – С.34-38.
16. Корляков В.К. Акустический контроль глубины проплавления металла при импульсной лазерной сварке // Сварочное производство. – 1983. – № 9. – С. 23-24.
17. 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.

В.Н. Цвигун, В.Н. Кузнецов, В.М. Нефедов, Р.С. Койнов,
С.В. Коновалов

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

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПИТТИНГА, СПАЛЛИНГА И ДРУГИХ
КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ РЕЛЬСОВ.
СООБЩЕНИЕ 2. О НАПРАВЛЕНИИ РОСТА ПОПЕРЕЧНЫХ
ПОДПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ
КОНТАКТНОЙ НАГРУЗКИ

Показано наиболее вероятное направление роста поперечных подповерхностных трещин: мелкие трещины на глубине $0,25-0,5a$ будут расти вверх, но мелкие трещины на глубине $0,1a$ имеют уровень напряжений меньший чем трещины на глубине $h=0,25-0,5a$. Глубокие трещины ($h=a$ и более) будут расти в трех зонах под контактной площадкой, т.е. нижняя вершина внутренней поперечной трещины растет вниз ($K_1/K_2=65\%/35\%$); такое сочетание K_1/K_2 вызывает более быстрый рост усталостной трещины, чем при $100\% K_1$ или $100\% K_2$.

The most probable direction of growth cross-sectional subsurface of cracks is shown: the small-sized cracks on depth $0,25-0,5a$ will grow up, but the small-sized cracks on depth $0,1a$ have a stress level smaller than cracks on depth $h = 0,25-0,5a$. The steep cracks ($h = a$ and more) will grow in three zones under a bonding contact pad, i.e. the lower top of an internal cross-sectional crack grows downwards ($K_1/K_2 = 65\%/35\%$); such combination K_1/K_2 calls more fast growth of a fatigue crack, than at $100\% K_1$ or $100\% K_2$.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Изучение смеси коэффициентов интенсивности напряжений K_1/K_2 у вершины вертикальной подповерхностной трещины (ВПТ) при контакте качения, имеет важное значение во многих задачах (даже зубы человека выходят из строя через образование конических трещин Герца (КТГ) диаметром менее $0,5$ мм при однократном сжатии твердых орехов).

Поперечные трещины – это трещины на бочке прокатного вала; это поперечные овальные трещины внутри рабочей грани головки рельса; это вскрытие или заваривание трещин, пузырей в заготовках при горячей прокатке, при обкатке роликом, рост трещин при работе подшипников качения (питтинг, спаллинг), процессах износа материалов.

Неудачи теоретических расчетов пока связаны со сложной картиной развития трехмерных трещин контактной усталости. Материал нагружен пульсирующими очень высокими напряжениями вблизи и выше предела текучести, наличие дефектов приводит к зарождению новых трещин, их ветвлению, остановке одних и ускорению роста других (растут менее энергоемкие трещины).

Для моделирования взаимодействия поперечных трещин с контактной нагрузкой от колеса (диаметром 240 мм) использовали методику работ [1, 2], рисунок 1.

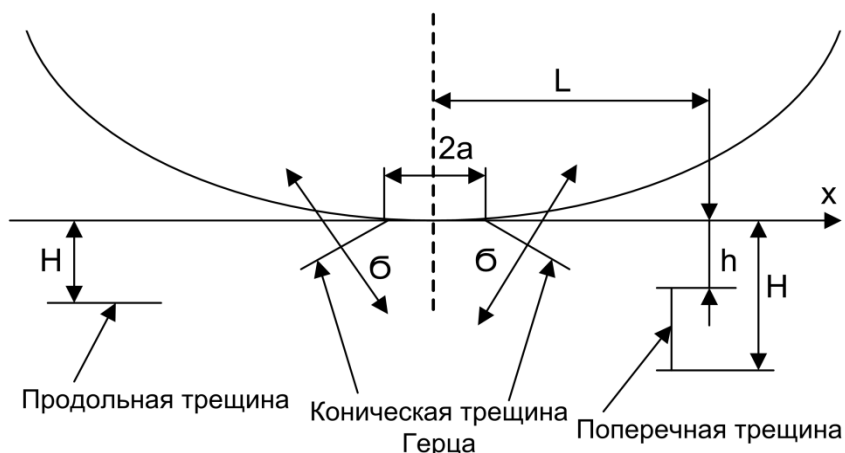


Рисунок 1 – Схема нагружения образца с поперечной трещиной на глубине H . Длина контактной площадки $2a$.

Исследовали поперечные подповерхностные трещины шириной 0,1 мм и длиной 2 мм и поверхностные трещины с наклоном 45° к поверхности катания.

1. Образцы с вертикально-ориентированной трещиной на сплошном основании, рисунок 2, а

У верхней вершины ВПТ (глубина $h = 0,25 \dots 0,5 a$) напряженное состояние ниже среднего, с преобладанием $K_1 > K_2$ на дальности от контактной площадки (КП) до вершины трещины $L=a$, $K_2 = 55 \%$, а при $L=a \dots 0,5a$, $K_2 = 60 \dots 70 \%$. Ближе к КП над вершиной ВПТ получить четкую картину изохроматического узора не удалось, – так выглядит классическая картина K_2 при сжатии – рисунок 2, а – 3.

У нижней вершины ВПТ (глубина $h=a$), рисунок 2 напряжения более высокие (на дальности до вершины $L=a$, $K_2=35 \%$ ($N=5$ изохром)). При дальнейшем уменьшении $L=0,25a \dots 0a$ происходит постепенное снижение K_2 и резкое понижение K_1 , и на расстоянии $L=0,12a$, K_2 по величине даже превосходит K_1 ($N=3$). При дальнейшем уменьшении $L=0,25 \dots 0a$, происходит резкое изменение изохроматического рисунка, рисунок 2а (резкое увеличение K_1 ($N=3$)).

При $L=a$, K_2 до 10 % , при прохождении центра пятна КП за трещину картина повторяется в обратной последовательности. По-видимому, наиболее опасно с точки зрения роста трещины вниз является положение центра пятна КП на расстоянии $L=0,12a$ до $L=a$, т.е. начало накатывания колеса на трещину, при этом $K_2=35\%$.

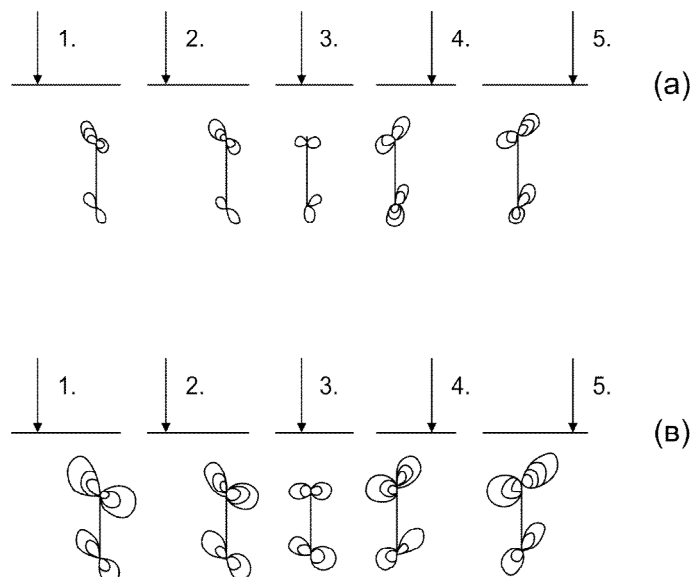


Рисунок 2 – Вид изохром при контакте колесо-пластина с подповерхностной трещиной. Контактная площадка находится на разном расстоянии от вершины трещины а) пластина расположена на сплошном твёрдом основании, в) случай, когда пластина опирается на две опоры, а трещина равноудалена от опор. Добавляются напряжения сжатия от изгиба пластины.

2. Образцы с ВПТ, с расположением трещины между двух опор

В этом случае уровень K_1 и K_2 в 2 раза выше, чем в первом случае, кривые зависимости коэффициентов интенсивности напряжений у вершины трещины от расстояния до контактной площадки более крутые, с резкими подъемами и спадами, однако все изменения подобны. Вероятность роста трещины вверх на глубине $0,25 \dots 0,5a$ больше, чем на глубине $0,1a$, т.е. главные направления роста трещины – вверх, под углом - рисунок 2 (в).

В случае, когда центр КП находится на расстоянии $L=0a$ от вершины трещины $K_2=30\%$. При незначительном изменении положения КП относительно трещины, рисунок 4, а, происходит резкое увеличение K_2 и снижение K_1 на расстоянии $0,8 \dots 0,9a$, $K_1 = K_2$, а затем доля K_2 растёт. На расстоянии $0,5a$ K_2 максимален (K_1 -минимален), число изохром $N=8 \dots 9$, $K_2=90\%$ (чистый срез), рисунок 2, в-2.

При дальнейшем уменьшении расстояния от $L=0,5a$ до $L=0,25a$, напротив, происходит резкое увеличение K_1 и в положении центра пятна контакта колесо-рельс над вершиной трещины K_2 достигает значения $2 \dots 5\%$, при максимальном значении K_1 ($N=4$).

При прохождении пятна контакта за трещину, картина повторяется в обратном порядке. Наиболее вероятным местом для роста трещины является глубина залегания верхней вершины трещины $0,25...0,5$ а при положении центра контакта на расстоянии $0,5a$ относительно трещины, рисунок 2, в. Измерения напряженного состояния в области нижней вершины трещины (глубина $H = 0,75a$, $H=1,25a$) показали, что глубина $H=a$ наиболее благоприятна для роста трещины вниз. Испытания (глубина $H=a$) показали, что кривые $K_1/K_2=f(L)$ похожи, но K_1 составляющая превосходит K_2 для случая испытания на двух опорах ($K_1=60...70\%$, когда $L=a$ $K_1=90...93\%$ при положении пятна контакта над трещиной).

Наиболее опасным для роста трещины положением можно считать: когда $L=a$, тогда $K_2=30...40\%$ ($N=6$) и в положении над трещиной, когда $K_2=7...10\%$ ($N=5$). При удалении от трещины картина повторяется.

Для поверхностной трещины с углом наклона к поверхности 45° были получены результаты близкие случаю ВПТ, рисунок 3, т.е. трещина будет расти вниз зигзагом, или почти вертикально.

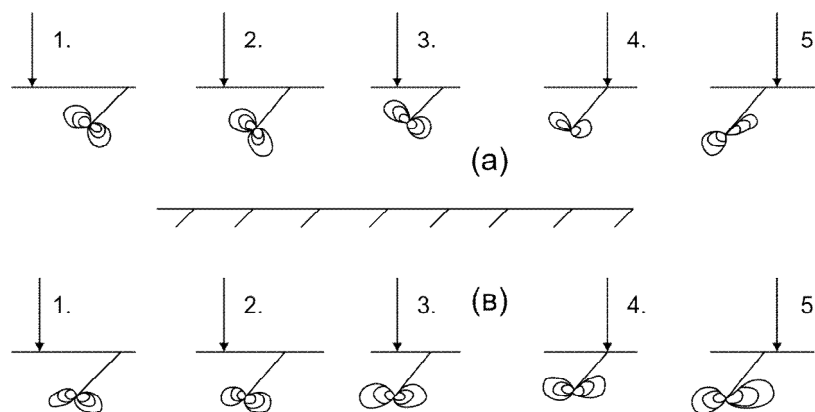


Рисунок 3 – Вид изохром при контакте колесо-пластина с поверхностной трещиной. Контактная площадка находится на разном расстоянии от вершины трещины а) без изгиба пластины, в) случай, когда пластина опирается на две опоры

3. Для создания у вершины трещины сложного напряженного состояния был разработан и создан дисковый образец, рисунок 5

Для фотоупругих исследований напряжений у вершины трещины с разным процентным соотношением K_1/K_2 был изготовлен образец из эпоксидной смолы толщиной 5 мм и диаметром 50 мм с рядом отверстий по внешнему краю образца для крепления в машине для статического растяжения. Полученные картины обсчитывали по специальной методике [1], для нахождения такого процентного соотношения K_1 и K_2 (K_2 до $30...35\%$), которое соответствует максимально опасным значениям, определенных ранее для плоского с.

Такое соотношение K_1 и K_2 наблюдается при креплении захватов в отверстиях под углом $20...30^\circ$ к направлению распространения трещины.

С учетом этого, для исследования трещиностойкости рельсовой стали выбрана следующая схема испытания дисковых образцов:

а) чистый отрыв, $K_1 = 100\%$. Расположение захватов под углом 90° к линии роста УТ.

в) чистый сдвиг, $K_2 = 100\%$. Угол равен нулю. Для рельсовой стали это неудачная схема, т.к. часто происходит ветвление растущей УТ, отклонение от прямолинейности, поэтому далее всегда мы определяли K_2 по испытаниям образца CHISHOLM (образец с двумя надрезами и тремя отверстиями).

с) смешанный вид разрушения, когда $K_2 = 30...35\%$. Расположение линии захватов под 25° к трещине. Этот вариант показал самый быстрый рост УТ в рельсовой стали, чем при K_1 или K_2 .

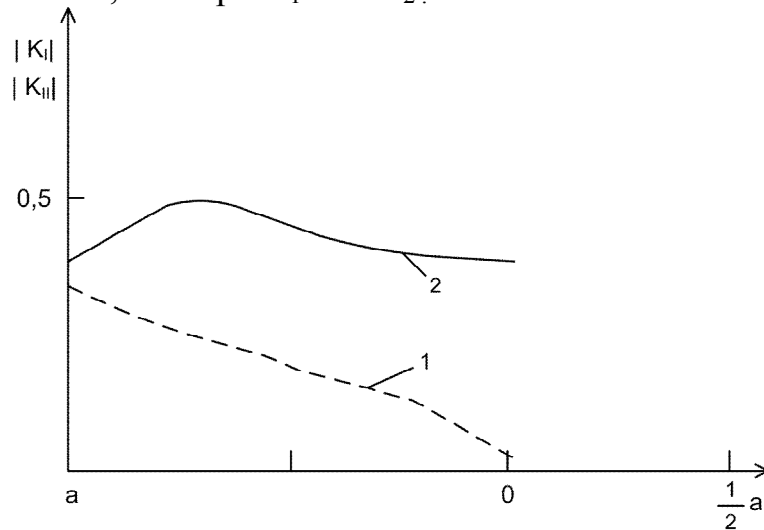


Рисунок 4а – Изменение K_1 и K_2 от расстояния до верхней вершины внутренней трещины. Глубина кончика трещины от поверхности качения $0,5a$.

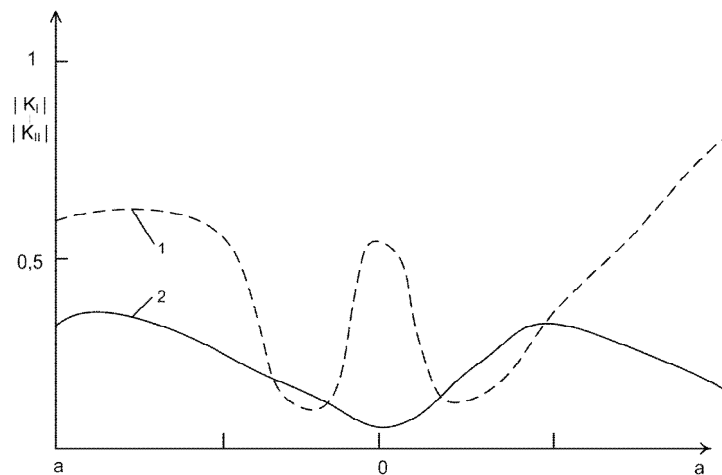


Рисунок 4в – Изменение K_1 и K_2 для нижней вершины внутренней вертикальной трещины. Глубина кончика трещины от поверхности качения $0,5a$.

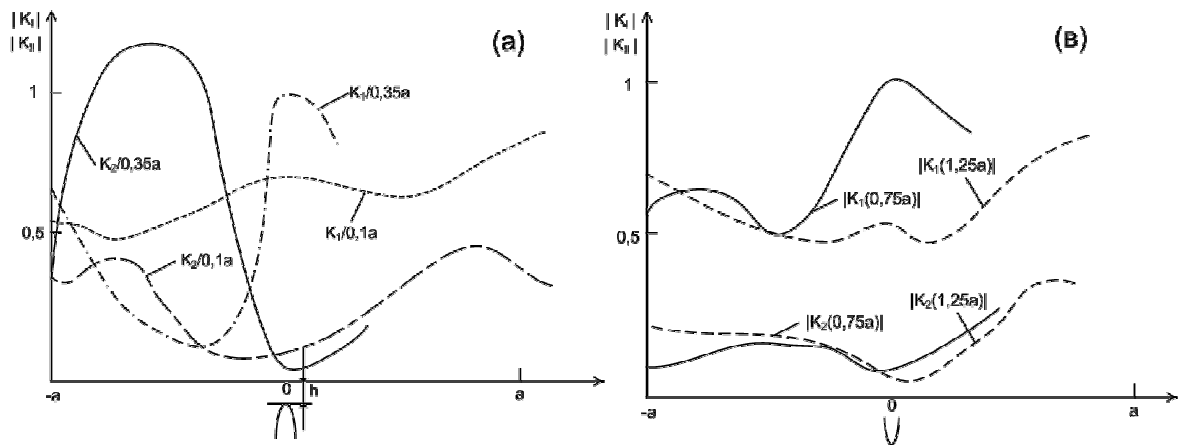


Рисунок 5 – Изменение коэффициентов интенсивности напряжений K_1 (отрыв) и K_2 (сдвиг) у вершин трещин, расположенных на глубине $h=0,35a$, $h=0,1a$, в зависимости от расстояния до контактной площадки, (а) – верхняя вершина трещины, $h=0,35a$, $h=0,1a$; (б) – нижняя вершина трещины, $h=0,75a$, $h=1,25a$

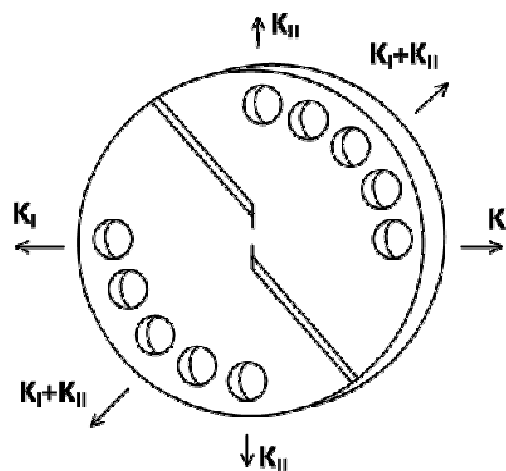


Рисунок 6 – Дисковый образец для создания у вершины трещины сложного напряженного состояния от 100%-го K_1 до 100%-го K_2

Выводы.

Изгиб образца (с вертикальной подповерхностной трещиной), на двух опорах при качении по образцу диска увеличивает значения K_1/K_2 у вершины трещины, которые максимальны не под контактной нагрузкой, а слева или справа от нее, на расстоянии $0,5a \dots 1a$, т.е. начало накатывания колеса на трещину.

На сплошном основании верхняя вершина трещины максимально нагружена на расстоянии от КП $L=0,25a \dots 1a$, а для нижней вершины трещины $0,5a \dots 1a$.

Смесь K_1/K_2 в пропорции 65 %/35 % также выявила понижение усталостной прочности рельсовой стали (ускорение зарождения УТ и ее большая (по сравнению с K_1) скорость роста усталостной трещины, при равных условиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цвигун В.Н., Корнеев В.А., Кузнецов В.Н. и др. Изучение механизмов развития питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах // Машиностроение. – 2014. – № 23. – С. 121-127.
2. Sanford R.J. A General Method For Determining mixed mode stress factors from isochromic fringe patterns // Eng. Fract. Mech. – 1979. – V. 11. – P. 621-633.

УДК 621.01

Цвигун В.Н., Кузнецов В.Н., Коновалов С.В.

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

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПИТТИНГА, СПАЛЛИНГА И ДРУГИХ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ РЕЛЬСОВ. СООБЩЕНИЕ 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ (ВЛИЯНИЕ K_1 И K_2 В РАЗЛИЧНЫХ СООТНОШЕНИЯХ)

Изучено влияние смешанного вида нагружения на скорость роста усталостных трещин и вязкость разрушения K_1 и K_2 . В рельсовой стали при смеси $K_1=65\%$ и $K_2=35\%$ экспериментально найдено снижение трещиностойкости по сравнению с разрушением по типу K_1 или K_2 . Показаны перспективные методы термической обработки рельсовой стали для получения высокой вязкости разрушения и низкой скорости роста усталостной трещины.

The influence of the mixed kind of loading to growth rate of fatigue cracks and viscosity of destruction K_1 and K_2 is investigated. In rail steel at a mix $K_1 = 65\%$ and $K_2 = 35\%$ experimentally is found decrease fracture toughness on a comparison with destruction for a type K_1 or K_2 . The perspective methods of thermal processing of rail steel for obtaining high viscosity of destruction and low growth rate of a fatigue crack are shown.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00686а), гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

В головке железнодорожного рельса контактно-усталостные дефекты (КУД) образуются и подрастают в условиях сложного напряженного состояния, когда свойства материала отличаются от изучаемых на стандартных образцах (это в первую очередь K_{1c} , K_{2c} , скорость роста усталостной трещины (уравнение Пэриса), предел прочности и т.д. [1, 2].

Ранее [3] показано, что продольная подповерхностная трещина растет (наибольшие напряжения у вершины трещины) по типу K_1 ($K_2=10\%$) вблизи контактной площадки (длина контактной площадки $2a=22$ мм, при колесе диаметром 1 м) слева и справа от центра отпечатка на 6 мм ($a=11$ мм, глубина расположения трещины 6-11 мм).

Поперечная подповерхностная трещина, дефект № 21, растет вверх по схеме $K_2=80\%$, а вниз растет (нижней вершиной) по типу $K_1=65\%$, а $K_2=35\%$, когда контактная площадка длиной 22 мм, а центр площадки находится на расстоянии 6 мм слева и справа от вершины трещины.

Для создания в кончике трещины сложного напряженного состояния был разработан дисковый образец, рисунок 1. Проведенные фотоупругие исследования дискового образца из эпоксидной смолы толщиной 5 мм и диаметром 50 мм с рядом отверстий по внешнему краю образца под захваты, для создания различных процентных соотношений K_1 и K_2 у вершины трещины, показали, что наиболее опасное состояние в образце с составляющей $K_2=30-35\%$ возникает при его нагружении растяжением под углом 25-30 градусов к направлению распространения усталостной трещины. С учетом этого, для исследования трещиностойкости рельсовой стали была предложена следующая схема испытаний дисковых образцов:

1. Чистый отрыв. $K_1=100\%$. Расположение захватов под углом 90° к направлению распространения усталостной трещины (УТ).
2. Чистый сдвиг. $K_2=100\%$. Расположение захватов под углом ноль градусов к направлению распространения УТ.
3. Смешанный вид. $K_2=30-35\%$. Расположение захватов под углом 25-30 $^\circ$ к направлению распространения УТ.

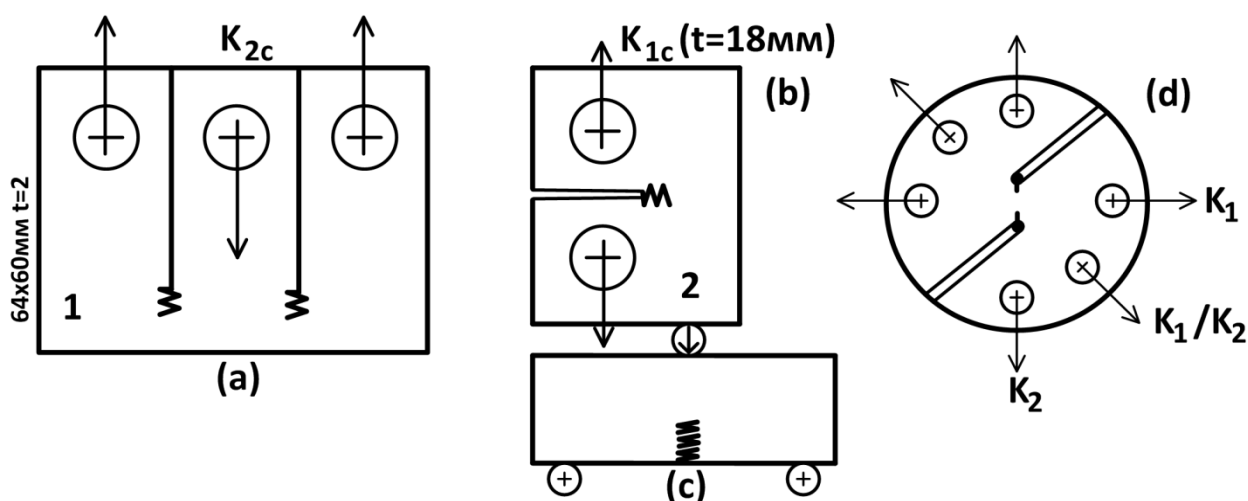


Рисунок 1 – Образцы для исследования трещиностойкости материалов: образец CS на K_{2c} (а); образец на K_{1c} (в), образец на $K_{1c}, \frac{dl}{dN}$ (с) (25x6x3 мм); образцу на $K_{1c}, K_{2c}, K_1/K_2$ (d) дисковый образец для создания у вершины трещины сложного напряженного состояния от 100% K_1 до 100% K_2 .

Для исследования был взят отрезок рельса из стали М76, раскисленной по обычному варианту. Круглые образцы вырезали из головки рельса с глубины от 5 до 10 мм от поверхности катания. Испытания образцов проводили на универсальном испытательном стенде по традиционной методике усталостных испытаний. Результаты испытания дисковых образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты испытания дисковых образцов

Варианты испытаний	Нагрузка зарождения трещины, кг	Скорость роста трещины при этой нагрузке, мм/цикл
$K_1=100\%$	630+/-20	$0,42 \times 10^{-5}$
$K_2=100\%$	850+/-30	$0,12 \times 10^{-5}$
$K_1, K_2, \text{смесь}$	550+/-30	$1,7 \times 10^{-5}$

Отметим, что в подавляющем большинстве испытаний зарождение и рост УТ происходит только от одного из двух надрезов – концентраторов.

В 70 % испытаний наблюдается неравномерный рост трещин с разных сторон образца, т.е. трещины выходят на поверхность только с одной стороны образца, с другой же либо трещины вообще нет, либо ее длина незначительна. Изменения положения образца в захватах установки практически не изменяет этого явления.

Из таблицы видно, что третий вариант (смешанный вид нагружения) наиболее благоприятен для зарождения и роста УТ. Они зарождаются при значительно меньших нагрузках и растут с большей скоростью.

При втором виде нагружения (чистый сдвиг), зарождение трещин происходит при значительно больших нагрузках, их рост затруднен, часто отмечается их ветвление, отклонение или разрушение образцов по отверстиям. В образцах из объемно-закаленных рельсов рост УТ по типу K_2 отклоняется от вертикали до 30° , чего не наблюдали в случае нетермообработанной стали.

Термическая обработка эффективно повышает вязкость разрушения K_{2c} (при сдвиге) на 65% (95 против 57 МПа м^{0,5}) для рельсовой стали М76 (объемнозакаленные рельсы) по сравнению с нетермообработанными рельсами. Значительно улучшаются усталостные свойства (на 35 %).

Кроме того, вязкость разрушения рельсовых сталей (K_{1c}) определяли на разных образцах, вырезанных из рельсов: а) на образцах размером 25х6х3 мм (трехточечный изгиб); б) на образцах для внецентренного растяжения (толщиной 18 мм).

Для изучения вязкости разрушения рельсовой стали в диапазоне твердостей НРС 26-58 мы применили образцы размером 25х6х3 мм; они были подвергнуты сложной термической обработке, с целью поиска оптимальной для рельсов высокой твердости, вязкости разрушения и низкой скорости роста УТ, таблицы 2 и 3.

Изучение износостойкости этих же образцов (метод истирания о вращающийся шар диаметром 14 мм с образованием круглой лунки износа) показало, что улучшение усталостных свойств при равной твердости, ведет к снижению износа рельсовой стали, поэтому из построенных графиков Пэриса брали значения скорости роста УТ при двух уровнях K : 31 и 46 МПа м^{0.5}, т.е. участок малоциклового усталости (верхняя часть рисунка 2).

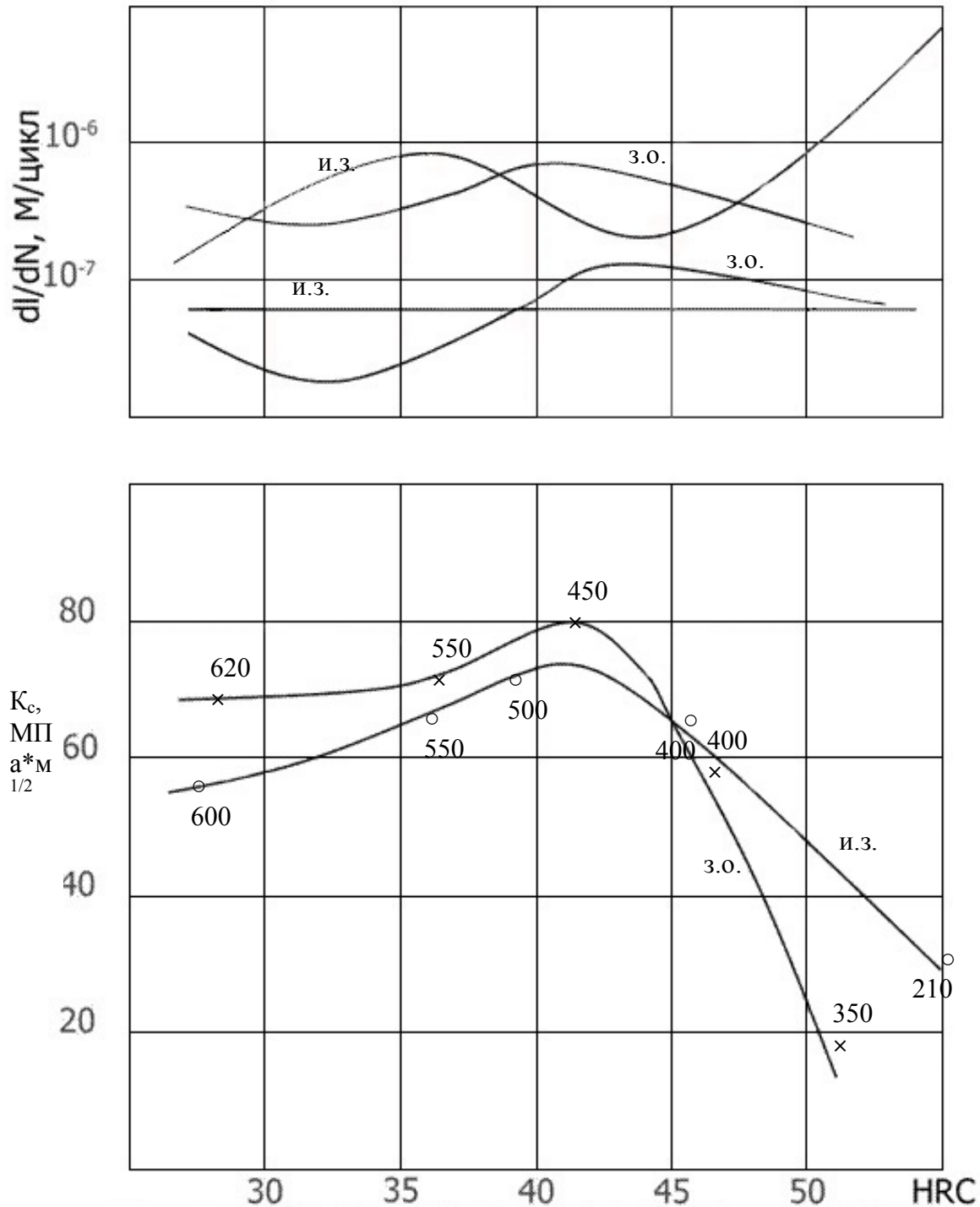


Рисунок 2 – Зависимость скорости роста усталостной трещины (dl/dn) и вязкости разрушения (K_{1c}) от твердости рельсовой стали при разных режимах термической обработки (з.о. – закалка в масло + отпуск); из. – изотермическая закалка)

Для выбора лучшего варианта термической обработки предлагается следующее: сталь должна иметь твердость HRC 40-45, рисунок 2 (лучше правая часть, где начинается снижение вязкости разрушения от максимальных величин, а не правый скат кривой). Конечно, на рельсах, толщиной 75 мм (головка рельса) повторить такие результаты нельзя, но на небольших образцах можно быстро искать лучшие сочетания свойств при упрочнении и просматривать в сканирующем микроскопе фрактографию на половине разрушенного образца 12x6x3 мм. Такие же исследования мы выполнили для сталей 30ХГСА и 55ХМСФ, были получены похожие результаты, но выявлены большие различия по свойствам для глобулярных и пластинчатых микроструктур, чем для рельсовой стали.

Таблица 2 – Свойства рельсовой стали М76 после закалки и отпуска. Температура закалки 850 ° (HRC 62). Образцы размером 25x6x3 мм

№	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	Твердость, HRC	Структура	$K_{Ic}, \text{МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$
1	300	56-58	Мартенсит отпуска	25
2	350	54-56	Мартенсит отпуска	32
3	400	50-51	Тростит + сорбит	34
4	450	45-47	Тростит + сорбит	80
5	500	42-44	Тростит + сорбит	72
6	550	40-41	Сорбит отп.	74
7	600	37-36	Сорбит отп.	68
8	650	28-30	Сорбит отп.	65

Таблица 3 – Свойства рельсовой стали м76 после изотермической закалки

№	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	Твердость, HRC	Структура	$K_{Ic}, \text{МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$
9	300	56-58	Бейнит нижний	45
10	350	45-48	Бейнит нижний	65
11	400	68	Бейнит нижний	68
12	450	36-37	Бейнит нижний + бейнит верх. + сорбит закалки	73
13	500	35-38	Бейнит нижний + бейнит верх. + сорбит закалки	70
14	550	36-37	Сорбит закалки	70
15	580	34-35	Сорбит закалки	67
16	600	26-28	Сорбит закалки	57

Выводы.

1. Поскольку проблемы абразивного износа и усталостной прочности успешно решаются термической обработкой путем увеличения твердости при высоких значениях K_{1c} и K_{2c} и параметров малоциклового усталости (низкой скоростью роста трещины и т.д.), то необходимо изучение процессов растрескивания в радиусе менее 1 мм у вершины УТ, у включений, т.к. рост при сжатии, растяжении, сдвиге (и их смеси) идут по другим, своим механизмам, часто независимо, параллельно и т.д.

2. Смешанный вид нагружения и разрушения наиболее благоприятен для зарождения и роста УТ, они растут в 4...10 раз быстрее. Рост трещин при чистом K_2 в рельсовой стали затруднен, УТ ветвятся и рост их в перлите разной дисперсности более труден, чем при чистом отрыве – K_1 .

3. Наибольшие напряжения возникают у нижней вершины овальной внутренней УТ в головке рельса (№ 21) вблизи контактной площадки на глубине 0,75 а и до 2а (смесь 65 % K_1 и 35 % K_2). Угол и розетки изохром у вершины УТ позволяют оценить это соотношение как хрупкое разрушение или как более вязкое, с частичными сдвигами и закруглением острой вершины усталостной трещины.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дефекты и качество рельсовой стали. Справочник / Павлов В.В., Темлянец М.В., Корнева Л.В., Осколкова Т.Н., Гаврилов В.В. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.

2. Развитие теории и практики металлургических технологий. Том 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / Перетягко В.Н., Темлянец М.В., Филиппова М.В., Протопопов Е.В., Селянин И.Ф. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.

3. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Часть 1. О направлении роста продольной подповерхностной трещины под воздействием контактной нагрузки / Цвигун В.Н., Корнеев В.А., Кузнецов В.Н., Нефедов В.М., Корнеев П.А. // Машиностроение. – 2014. – №23. – С. 121-126.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

К.А. Черепанов¹, Е.Н. Темлянцева

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

¹Новокузнецкий институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Кемеровский государственный университет», г. Новокузнецк

ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КРЕМНЕЗЕМИСТОЙ ПЫЛИ, ОБРАЗУЮЩЕЙСЯ ПРИ ВЫПЛАВКЕ ФЕРРОСИЛИЦИЯ В ЗАКРЫТЫХ ПЕЧАХ, В КАЧЕСТВЕ АКТИВИРОВАННОГО МИНЕРАЛЬНОГО ПОРОШКА – КОМПОНЕНТА АСФАЛЬТОБЕТОННОЙ СМЕСИ

В статье представлены результаты исследования свойств асфальтобетонной смеси, содержащей кремнеземистую пыль, образующуюся при выплавке ферросилиция в ферросплавных печах.

In the article the outcomes of research of properties asphalt mix containing silica dust, formed are shown at melt ferrosilicon in ferroalloy furnaces.

Кремнеземистая пыль, образующаяся при выплавке ферросилиция широко используется в строительстве в качестве добавки в бетонные смеси, нашла применение при производстве водной керамической вяжущей суспензии [1, 2], одним из перспективных направлений ее применения являются асфальтобетонные смеси.

Асфальтобетонную смесь приготавливают смешением в смесительных установках в нагретом состоянии щебня (гравия), природного или дробленого песка, минерального порошка и нефтяного дорожного битума, взятых в соотношениях, определяемых требованиями стандарта. Асфальтобетонные смеси (далее смеси) подразделяют на щебеночные, гравийные и песчаные. Смеси в зависимости от вязкости битума и условий применения подразделяют на виды: горячие – приготавливаемые с использованием вязких битумов и применяемые непосредственно после приготовления с температурой не ниже 120 °С, теплые – приготавливаемые с использованием как вязких, так и жидких битумов и применяемые непосредственно после приготовления с температурой не ниже 70 °С, холодные – приготавливаемые с использованием жидких битумов, допускаемые к длительному хранению и применяемые с температурой не ниже 5 °С.

Важным компонентом асфальтобетонных смесей является минеральный порошок, обычно получаемый из тонко измельченных карбонатных пород и обработанный активирующей смесью, состоящей из битума и поверхностно

активного вещества (ПАВ) или продукта, содержащего ПАВ. Имеющийся стандарт на такой минеральный порошок не распространяется на минеральные порошки, получаемые из некарбонатных пород и порошкообразных отходов промышленности (пыль уноса цементных заводов, зола – уноса ТЭЦ, кремнеземистая пыль – уноса производства ферросилиция, порошкообразный отход регенерации отработанных формовочных смесей литейного производства и др.). Используемая в качестве минерального порошка пыль – уноса производства ферросилиция представляет собой тонкодисперсный материал, состоящий из частиц сферической формы, имеющих средний диаметр порядка 3 мкм, которые образуют своеобразные цепочечные агрегаты (рисунок) [1].

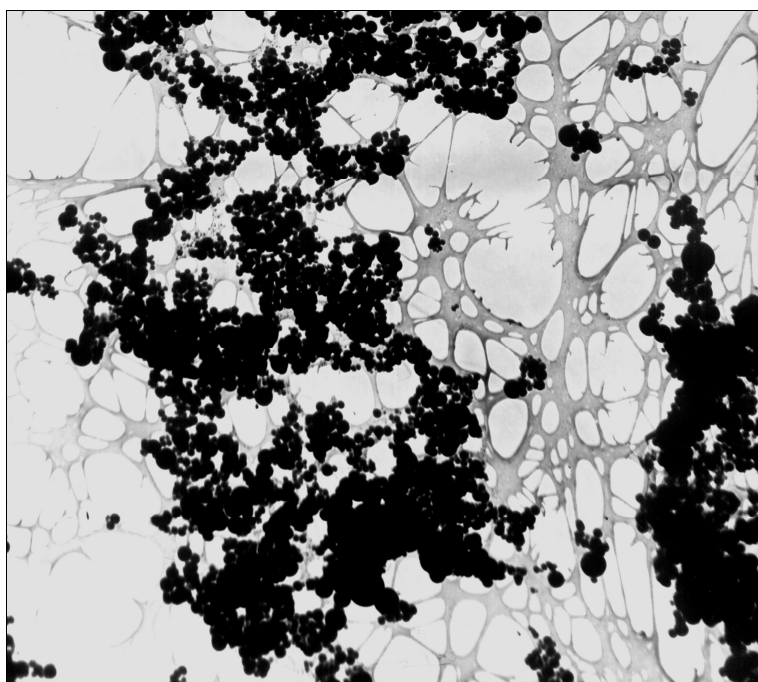


Рисунок – Вид кремнеземистой пыли

Вследствие большой удельной поверхности частиц ($20 - 22 \text{ м}^2/\text{г}$) и, соответственно, значительной поверхностной энергией наблюдается самокоагуляция частиц с образованием конгломератов со средним размером 17,11 мкм. Следует отметить, что если при выплавке ферросилиция используется не только кремнезем (в виде кварцитов), то образующаяся пыль имеет в своем составе помимо кремнезема и другие соединения. Проведенный химический анализ шлама показал, что в нем имеются следующие оксиды, % : $\text{SiO}_2=78,3$; $\text{Fe}_2\text{O}_3=5,43$; $\text{CaO} = 1,3$; $\text{MgO} =2,7$; $\text{Al}_2\text{O}_3=1,5$; $\text{Fe}_{\text{общ}}=3,8$; $\text{C}_{\text{общ}}=5,8$; $\text{ппп}=6,7$. Большое содержание углерода объясняется тем что, при выплавке ферросилиция используются самоспекающиеся электроды, образующиеся при этом продукты коксования в виде органических соединений покрывают поверхность кремнеземистых частиц пыли. Исследования показали, что эти соединения являются поверхностно активными веществами, поэтому можно считать, что рассматриваемая пыль является активированным минеральным по-

рошком с отчетливо выраженными гидрофобными свойствами, т.е. происходит дополнительное активирование используемой кремнеземистой пыли. Следует отметить, также, что оксиды кальция, магния и др. располагаются в виде пленки на частицах кремнезема, поэтому рассматриваемый кремнеземистый материал не является катализатором старения битума, следовательно не будет снижать долговечность асфальтобетонного покрытия.

Большая прочность рассматриваемой АБС достигается за счет улучшения структурирования битума, повышения его вязкости вследствие наличия в опытной АБС мельчайших частичек рассматриваемой пыли-уноса. Следует иметь, также, ввиду тот факт, что (как показали дифрактометрические исследования) частицы рассматриваемой пыли являются аморфным кремнеземом [1], поэтому фильтрационный эффект низкомолекулярных соединений, имеющих в битуме, практически отсутствует. Как следствие, проектируемый асфальтобетон, полученный на основе рассматриваемой пыли, имеет коэффициент водостойкости такой же, как и в случае использования стандартного карбонатного порошка (0,82 и 0,84) соответственно, следовательно рассматриваемый асфальтобетон не имеет избыточной жесткости (таблица 1).

Таблица 1 – Свойства асфальтобетона

Параметры порошка	Содержание порошка, %			Стандартный порошок 8,0
	4,0	6,0	8,0	
1. Водонасыщение, W %	3,9	2,28	2,82	1,64
2. Набухание, Н,%	0,28	0,1	1,18	1,18
3. Прочность на сжатие, МПа				
R ₂₀	5,36	5,6	4,38	5,42
R ₅₀	2,1	2,3	2,45	11,7
4. Коэффициент водостойкости, К	0,79	0,82	0,8	0,84

При содержании кремнеземистой пыли-уноса в асфальтобетонной смеси менее 4 % наблюдается незначительное снижение вязкости АБС, однако при содержании ее более 8 % вязкость смеси становится чрезмерно большой, что приводит к снижению эффективности работы асфальтоукладчика и затрудняет вспомогательные ручные работы по разравниванию слоя асфальта.

В работе при получении опытной асфальтобетонной смеси использовали битум марки БНД 90/130 и обезвоженный шлам от закрытых печей цеха № 1 ОАО «Кузнецкие ферросплавы», в качестве минерального наполнителя использовали песчано-гравийную смесь (песок 46,35 %; гравий 53,7 %). Составы смесей и свойства полученного асфальтобетона показаны в таблице 2. Как видно из представленных данных, предлагаемая АБС обеспечивает получение асфальтобетона с высокой прочностью на сжатие при 20 °С и 50 °С (4,7 МПа и 2,4 МПа) против 1,8 МПа и 2,4 МПа (соответственно). Кроме того, использование пыли-уноса (шлама мокрой газоочистки закрытых печей ферросплавного производства) позволяет решать проблему охраны окружающей среды и иметь

при этом существенный экономический эффект, поскольку в этом случае можно исключить применение дорогостоящего и дефицитного стандартного (карбонатного) минерального порошка. При этом следует отметить, что предлагаемый материал не нужно предварительно размалывать для получения требуемой по ГОСТу фракции, что удешевляет конечную продукцию.

Таблица 2 – Составы смесей и свойства полученного асфальтобетона

Содержание компонентов АБС, %				Свойства асфальтобетонной смеси	
Состав	Битум 4,5 – 6,5	Мин. порошок 5 – 10	Мин. наполнитель 71 – 82	Предел прочности при сжатии, МПа, при температуре °С	
				20	50
прототип	4,5 – 6,5	5,0 – 10,0	71 – 82	1,82 – 1,87	0,95 – 1,1
1	4,0	2,0	94,0	2,1	1,3
2	5,0	4,0	91,0	3,2	1,8
3	5,0	6,0	89,0	4,7	2,4
4	6,0	7,0	87,0	4,6	2,3
5	6,0	8,0	86,0	4,1	2,0
6	6,0	10,0	84,0	3,7	1,9

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рециклинг твердых отходов в металлургии / К.А. Черепанов, С.М. Абрамович, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева. – М.: Флинта: Наука, 2004. – 212 с.
2. Повышение стойкости футеровок вакуумных и разливочных ковшей алюминиевого производства / А.Ф. Пинаев, Ю.В. Астахов, А.В. Кухаренко, Е.Н. Темлянцева, К.А. Черепанов // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2003. № 12. С. 54 – 56.

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

И.В. Баклушина, Е.В. Смирнова, А.А. Шамариков

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

ВЛИЯНИЕ РАБОТЫ КУРАТОРА НА КАЧЕСТВО ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ

В статье описывается влияние работы куратора группы на качество образовательной деятельности, описываются формы работы куратора и мнение студентов о работе куратора.

The paper describes the effect of the work on the quality of the curator group educational activities described forms of work curator and students' opinion of the curator.

Любое учебное заведение должно обеспечивать надлежащее качество образования, которое определено как сбалансированное соответствие всех аспектов высшего образования некоторым целям, потребностям, требованиям, нормам и стандартам. При этом наряду с другими аспектами на качество образовательной деятельности влияет учебно-воспитательная работа со студентами. Особенно важно ее влияние на начальном этапе обучения, а точнее, на младших курсах.

Учебно-воспитательная (внеучебная) деятельность направлена на ориентацию студентов на самовоспитание, самореализацию своих лучших качеств и способностей. На кафедральном уровне для организации внеучебной работы с академическими группами на 1 и 2 курсах на основании распоряжения директора института по представлению заведующего кафедрой назначается куратор академической группы. При этом необходимо отметить, что, как раз именно кафедральный уровень внеучебной работы со студентами имеет особое, крайне важное значение. Кураторство – незаменимая и, при правильной организации, эффективная система взаимодействия преподавателей и студентов. Она позволяет решать многие задачи, в том числе оказывать студентам помощь в учёбе и в других студенческих проблемах, передавать молодёжи жизненный опыт, знания, традиции, оказывать определённое воздействие на их мировоззрение и поведение. [1]

Исследование влияния деятельности куратора и мнения студентов о его работе проводилось в декабре 2014 года среди студентов СибГИУ количестве 46 человек, в возрасте от 17 до 19 лет, из которых 27 юношей и 19 девушек. Методом исследования являлось анкетирование, анкета состояла из 14 вопросов. В таблице приведены вопросы анкеты с обработкой результатов.

Таблица – Результаты опроса студентов

№ п/п	Содержание вопроса	Варианты ответов (процент ответивших)
1	Знаете ли Вы своего куратора?	– да (98 %); – нет (2 %).
2	Как часто происходят встречи куратора со студентами?	– два раза в неделю (76 %); – один раз в неделю (22 %); – один раз в месяц и менее (2 %).
3	Знакомил ли куратор студентов группы с содержанием устава вуза?	– да (98 %); – нет (2 %).
4	Знакомил ли куратор студентов группы с содержанием правилами внутреннего распорядка?	– да (98 %); – нет (2 %).
5	Знакомил ли куратор студентов группы с правилами проживания в общежитии?	– да (98 %); – нет (2 %).
6	Осуществлял ли куратор мероприятия в области социальной поддержки студентов, в том числе ознакомление студентов с информацией о стипендиальном обеспечении студентов?	– да (98 %); – нет (2 %).
7	Информировал ли куратор о проведении в вузе студенческих научных мероприятий?	– да (76 %); – нет (24 %).
8	Информировал ли куратор о проведении в вузе спортивно-массовых студенческих мероприятий?	– да (24 %); – нет (76 %).
9	Информировал ли куратор о проведении в вузе культурно-массовых студенческих мероприятий?	– да (39 %); – нет (61 %).
10	Информировал ли куратор о проведении в вузе информационных встреч с администрацией департамента?	– да (80 %); – нет (20 %).
11	Осуществлял ли куратор контроль посещаемости студентами учебных занятий?	– да (98 %); – нет (2 %).
12	Оказывал ли куратор помощь в решении вопросов, связанных с учебой?	– да (80 %); – нет (20 %).
13	Оцените по 10-балльной шкале результативность помощи куратора в вопросах, связанных с учебой, где 10 баллов – куратор полностью решил возникающий вопрос, 1 балл – куратор не смог оказать абсолютно никакой помощи.	– 2 и менее баллов (12 %); – 3–4 балла (10 %); – 5–6 баллов (43 %); – 7–8 баллов (18 %); – 9 баллов и более (17 %).
14	Оцените по 10-балльной шкале работу куратора в целом, где 10 баллов – куратор помог мне адаптироваться в вузе, 1 балл – куратор не оказал никакого влияния на процесс моей адаптации в вузе.	– 4и менее баллов (18 %); – 5 баллов (30 %); – 6 и более баллов – 52 %.

Видно, что на вопросы 1, 3-6, 11 положительно ответили 98 % респондентов, а это 45 из 46 опрошенных. Напрашивается вывод о том, что этот последний 46-й студент просто отсутствовал на встречах с куратором группы, так как отрицательно ответил на большинство вопросов, связанных с работой куратора, включая вопрос «Знаете ли Вы своего куратора?». Если учесть, что большинство студентов регулярно встречались с куратором (не реже 1 раза в неделю), то можно предположить, что данный студент посещал занятия еще более редко.

Более половины респондентов оценивают работу куратора положительно. И подавляющее большинство респондентов ощутило контроль посещаемости студентами занятий со стороны куратора.

На начальном этапе обучения студентов наиболее важна адаптация первокурсника в университете [1]. Следует отметить, что студенты первого курса весьма уязвимы с психологической точки зрения. В первые месяцы обучения в вузе студент оказывается оторван от привычной школьной среды, знакомого коллектива одноклассников и учителей. Ему приходится заново доказывать свою успешность в конкурентной среде однокурсников, прилагая к этому значительные усилия. К тому же некоторая свобода и осознание своей «взрослости» и уменьшение контроля со стороны родителей (если студент проживает в общежитии) могут повлиять на его усердие отрицательным образом. Такие условия могут способствовать ухудшению посещаемости занятий и отсутствию стимула к самостоятельной работе, что, в свою очередь, отрицательно влияет на успеваемость студента и качество образовательной деятельности, так как помимо практической важности самостоятельная работа имеет большое воспитательное значение: она формирует самостоятельность не только как совокупность определенных умений и навыков, но и как черту характера, играющую существенную роль в структуре личности. [2] Именно поэтому помимо текущей работы [1] куратору следует особое внимание уделить контролю посещаемости студентами занятий и их самостоятельной работы. Такой контроль можно осуществлять различными способами:

- проведение личных бесед студентов с куратором (в том числе посещение куратором студенческих общежитий);
- проведение общих собраний группы под руководством куратора по итогам аттестации;
- встречи куратора со старостой группы;
- телефонные беседы со студентами по вопросам пропусков занятий по неуважительной причине;
- информирование родителей студентов об успеваемости и пропусках занятий.

Перечисленные формы контроля куратором успеваемости и посещения занятий студентами весьма успешно применяются в СибГИУ. Работа куратора положительно сказывается на успеваемости студентов и результатах сессий, что в свою очередь улучшает качество образовательной деятельности и результаты освоения основных образовательных программ, то есть формиро-

вание требуемых компетенций в соответствии с Федеральными государственными образовательными стандартами высшего образования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Баклушина И.В. Работа куратора академической группы в вузе / Современные вопросы теории и практики обучения в вузе: сборник научных трудов. Вып. 11 / Редкол.: А.В. Феоктистов (главн. ред.) и др. / Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: СибГИУ, 2010. – 235 с., ил. – С. 54-59.
2. Баклушина И.В., Башкова М.Н. Организация и контроль самостоятельной работы студентов // Вестник СибГИУ. – 2014. – № 4. – С.62-65.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

Г.В. Галевский, О.Б. Тухтабеков, М. Комрони

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

У ИСТОКОВ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ РОССИИ (К
150-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ПРОФЕССОРА ПАВЛА
ПАВЛОВИЧА
ФЕДОТЬЕВА)

Проведено исследование, анализ и изучение научно-го и технологического вклада профессора, члена – корреспондента АН СССР П.П. Федотьева (1864 – 1934 г.г.) в теоретическое обоснование и промышленное освоение отечественного производства алюминия электролизом криолито-глиноземного расплава.

Research, the analysis and studying of a scientific and technological contribution of professor, member – the correspondent of Academy of Sciences of the USSR P.P. Fedotyev (1864 - 1934) in theoretical justification and industrial development of a domestic production of aluminum by electrolysis of cryolite-alumina fusion is conducted.

Введение

Доктор технических наук, профессор, член корреспондент АН СССР Павел Павлович Федотьев – крупнейший отечественный ученый в области прикладной электрохимии водных растворов и расплавов и промышленного электролиза, один из создателей алюминиевой и магниевой промышленности СССР. Жизненный и научный путь профессора П.П. Федотьева описан в опубликованных ранее работах, в том числе в [1 – 8].



П.П.Федотьев, 1904 г.

Целью настоящего исследования является анализ и изучение научного и технологического вклада профессора П.П. Федотьева в теоретическое обоснование и промышленное освоение отечественного производства алюминия электролизом криолито-глиноземного расплава. Авторам представляется, что некоторые важные исторические этапы деятельности П.П. Федотьева до сих пор не нашли достаточного освещения.

П.П. Федотьев родился в 1864 г. в Благовещенске-на-Амуре. Среднее образование получил в Сибирской военной гимназии в Омске. После окончания в 1881 г. поступил в Николаевское инженерное училище. В 1882 г. оставил учи-

лице и продолжил обучение в Петроградском технологическом институте, который окончил в 1888 г. по химическому отделению.

П.П. Федотьев – выдающийся инженер-химик и ученый

Свою инженерную деятельность П.П. Федотьев начал в 1889 г. на Бондюжском химическом заводе «Товарищество П.К. Ушкова и компания», входящем в число Волго-Камских химических заводов, в 1891-1893 г.г. заведовал химической лабораторией по испытанию материалов при Либаво-Роменской железной дороге в Минске, в 1894 г. – аммиачными отделениями газовых заводов Петербурга, с 1894 по 1902 г.г. занимал технические должности в Петрограде на Охтинских заводах, производящих пороха и взрывчатые вещества. Летом 1896 г. при переводе Николаевской железной дороги на уголь Донбасса работал её экспертом на шахтах бассейна по приемке и испытанию каменного угля. В этот период П.П. Федотьев активно занимается научно-издательской деятельностью. По поручению Д.И. Менделеева им написаны и опубликованы шесть брошюр «для химиков, инженеров, заводчиков и студентов» по актуальным вопросам развития химических производств в России.

В 1902 г. молодой ученый приглашен профессором Н.А. Меншуткиным на кафедру минеральной технологии и технической электрохимии в Петербургский политехнический институт для чтения курсов по технологии минеральных веществ, технической электрохимии и электрометаллургии. В этом же году он был направлен в Западную Европу на срок с 1 декабря 1902 года по 1 июня 1904-го для работы над диссертацией на звание адъюнкта и ознакомления с состоянием химических производств. Основным местом командировки П.П. Федотьев выбрал созданный и руководимый известным европейским химиком В. Оствальдом Физико-химический институт при Лейпцигском университете (Германия).

В 1904 году после успешной защиты диссертации П.П. Федотьев был избран Советом Политехнического института профессором кафедры минеральной технологии и технической электрохимии. В последующие годы П.П. Федотьев неоднократно выезжал в Западную Европу, знакомился с развитием химической промышленности. К 1910 году ему удалось достаточно хорошо оборудовать лаборатории технической электрохимии и минеральной технологии, что позволило, наряду со студенческими практикумами, выполнять дипломные работы и более крупные научные исследования.

П.П. Федотьев – выдающийся инженер-металлург и ученый

В 1910 г. начинается новый этап в научно-технологической деятельности П.П. Федотьева. Он вместе со своим учеником В.П. Ильинским активно разрабатывает научные основы электролитического производства алюминия: теорию переноса тока в алюминиевой ванне, гипотезу о диссоциации (распаде) криолита и глинозема в расплаве с образованием ионов, уточнение диаграмм плавкости систем NaF-AlF_3 , $\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-Al}_2\text{O}_3$ с определением максимальной растворимости глинозема в криолите (20,7 % масс.), рекомендации

по выбору оптимального состава электролита, экспериментальное обоснование влияния добавок NaF, CaF₂ и AlF₃ на растворимость глинозема в электролите и температуру расплава. Результаты исследований в 1912 г. были опубликованы в монографии «Экспериментальные исследования по электрометаллургии алюминия», которая вскоре стала настольной книгой металлургов-алюминщиков всего мира. В книге приведено описание использованного в исследованиях лабораторного электролизера: «Для электролиза была устроена следующая железная печь. Внутреннее пространство 25 см в стороне квадрата и 20 см высотой было облицовано угольными плитами и затем прилегающим к ним тонкими плитками из графита. На дне уложена была толстая угольная плита 7 см толщиной со вставленной в нее плиткой из графита. Таким образом, собственно ванна для электролиза представляла графитовый тигель 15 см в стороне квадрата и 12 см глубиной. Угольный анод 7 см диаметром укреплен был в штативе с винтовой нарезкой для возможности удобного регулирования. Катодный кабель соединялся непосредственно с зажимом на железной печи. Боковая поверхность печи обтянута была толстым асбестом. Ток для электролиза доставляла динамо-машина с независимым возбуждением, соединявшаяся кабелями непосредственно без промежуточного сопротивления с электродами. Материалами для электролиза служили природный криолит в порошке, чистый фтористый натрий, фтористый алюминий и технический глинозем. Фтористый алюминий (гидратный) предварительно прокаливался. Материалы в надлежащей пропорции тщательно смешивались, и уже эта смесь поступала в печь для расплавления. Расплавление производилась с помощью зажато между электродами угля сопротивления длиной 6,5 см и диаметром 1 см. Когда количество расплавляемого электролита представлялось достаточным, уголь сопротивления вынимался и начинался электролиз».

Впоследствии, в 1913 и 1915 г.г. П.П. Федотьев и В.П. Ильинский опубликуют еще две работы, посвященные электрометаллургии алюминия.

В 1915 – 1916 г.г. П.П. Федотьев по заданию главного артиллеристского управления руководит развитием в России производственных мощностей по получению хлора и фосгена, востребованных для военных целей. Тяжелое время 1919 – 1921 г.г. П.П. Федотьев провел в Петрограде, лишь изредка выезжая в командировки, по мере необходимости проводя научные исследования. В холодной квартире он усиленно работал над рукописью учебника «Электрометаллургия», который в виде трех выпусков был опубликован в 1921 – 1923 г.г. В 1920 г. П.П. Федотьев был избран профессором Технологического института для чтения специального курса по технической электрохимии. С 1921 по 1923 г.г. П.П. Федотьев был деканом созданного в политехническом институте химического факультета, проявлял большую энергию и инициативу в налаживании учебного процесса и научной работы.

В середине 20-х годов перед молодой Советской республикой, вступившей на путь индустриализации, остро встал вопрос о развитии металлургии легких металлов, в первую очередь алюминия, с использованием собст-

венного природного сырья. Одной из причин являлось быстрое развитие самолетостроения. На ближайшие годы объем потребления алюминия прогнозировался на уровне гигантских по тем временам масштабов – порядка 60 тыс. т в год. В этот период велись активные поиски и исследования, оценка запасов и качества отечественного алюминийсодержащего сырья, лабораторная разработка способов получения из него алюминия. Всё очевиднее становилась возможность организации производства необходимых для электролитического получения алюминия вспомогательных материалов. Но самое главное – в России, несмотря на смутное, трудное время, отток в эмиграцию, всеобщий развал отечественной экономики, сохранился инженерно-технологический и научный кадровый потенциал, что предопределило в дальнейшем успешное становление и развитие алюминиевого производства.

Для лучшей координации работ по проектированию и строительству алюминиевых заводов 2 октября 1928 г. председателем Высшего Совета народного хозяйства В.В. Куйбышевым был издан приказ о создании «Алюминстроя» (Управления по строительству алюминиевых заводов). Спустя примерно три недели произошло еще одно важное событие, во многом способствовавшее развитию алюминиевой промышленности. По инициативе С.М. Кирова – в то время секретаря Ленинградского областного комитета партии – Ленинградский областной совет народного хозяйства поручил П.П. Федотьеву провести укрупненные опыты по получению алюминия на заводе «Красный выборжец» (рисунок). П.П. Федотьев не сомневался в успехе и горячо принялся за дело. Не менее энергично работали и его помощники.

Но, несмотря на свой значительный опыт химика и металлурга, П.П. Федотьев волновался: «Предстояло решать задачу со многими неизвестными, писал он, - и прежде всего определить пригодность принятого соотношения конструктивных элементов ванны. Управление последовательно включенными ваннами, работа с разным числом анодов, характер их обгорания, одиночная и групповая их регулировка, установление... режима работы, выпуск металла – все это надлежало изучить и установить путем непосредственного опыта. Дело приходится начинать с совершенно неподготовленным персоналом».



Рисунок – «Красный
выборжец»

На заводе было установлено 6 электролизных ванн на силу тока 2000 А. Ток поступал от недавно построенной Волховской ГЭС. Все исходные материалы для электролиза были отечественного производства: глинозем получен на опытном заводе ГИПХ, криолит поступал с Царицынской опытной станции, а электроды изготовлены Кудимовским заводом «Электроугли». Промышленные опыты по получению алюминия проводились с 25 марта по 2 июля 1929 г. Первые 8 кг отечественного алюминия были получены 27 марта

1929 г. П.П. Федотьев позднее писал: «Этот момент можно считать возникновением производства алюминия в СССР на волховской энергии и целиком из материалов собственного производства». Так было положено начало промышленному производству отечественного алюминия. Газеты того времени писали: «Первый слиток алюминия, представляющий музейную ценность, должен быть сохранен как памятник одного из крупнейших достижений советской техники».

Но мощности завода «Красный выборжец» были невелики. Осознавая острую необходимость развития алюминиевой промышленности, высшие органы власти страны – Центральный исполнительный комитет и Совет народных комиссаров СССР (ЦИК и СНК СССР) – 12 июня 1929 г. приняли постановление о создании в Ленинграде еще одного предприятия – Опытного алюминиевого завода (ОАЗ). С этой целью в сентябре того же года под руководством П.П. Федотьева началось переоснащение бывшего снарядного завода на Выборгской стороне.

Организация производства на Опытном заводе потребовала разработки нового современного электролизера. Завод всего за полгода был оснащен 20 электролизными ваннами различных конструкций, рассчитанных на силу тока 6000 А. Некоторые ванны были созданы по моделям иностранных фирм, другие сконструированы отечественными инженерами. Лучшей оказалась французская электролитическая ванна, которая стала прототипом отечественного промышленного электролизера.

В задачу Опытного завода входило не только производство алюминия в промышленных масштабах, но и подготовка квалифицированных рабочих и инженерно-технического персонала. Завод работал на отечественном криолите, которой по-прежнему доставляли с Царицынский опытной станции – именно здесь наши ученые разработали оригинальный способ получения криолита для снабжения «Красного выборжца».

Свою первую продукцию Опытный завод выпустил 6 июня 1930 года. Часть выплавленного алюминия была прокатана с получением фольги толщиной 0,05 мм с блестящей поверхностью и хорошими механическими свойствами – вполне конкурентоспособной с зарубежными образцами. Такая фольга и в настоящее время используется в строительстве в составе теплоизоляционных материалов.

Всего в 1930 году на Опытном заводе было получено 90 тонн металла. Для того времени это был хороший объем производства. (Для сравнения в настоящее время заводы выпускают 300-1000 тысяч тонн в год). Руководили производством талантливые молодые инженеры Александр Железнов и Павел Елизаров. В налаживании алюминиевого производства участвовали иностранные специалисты из Франции и Германии.

2 августа 1929 года, еще до того, как Опытный завод произвел свою первую продукцию, СНК СССР принял решение о строительстве сразу двух алюминиевых комбинатов: Волховского производительностью 5000 т алюминия в год на базе уже действующей Волховской гидроэлектростанции и

Днепровского производительностью 15000 т алюминия в год. По тем временам это была грандиозная задача. Намеченная производительность двух комбинатов превышала годовое производство алюминия такой развитой страны, как Англия. Днепровский комбинат должен был стать крупнейшим алюминиевым предприятием в Европе. Некоторым металлургам запланированная мощность казалась нереальной, фантастической. «Не имея практического опыта, браться сразу за строительство таких гигантов – безумие, говорили они. Достаточно для начала 2-3 тысячи тонн алюминия в год». Но молодому государству, находящемуся в технологической изоляции, алюминии в достаточных количествах был жизненно необходим. Волховский комбинат решили пустить на год раньше, чтобы полученный опыт и подготовленные кадры рабочих и специалистов использовать на Днепровском комбинате. В Государственном институте по проектированию металлургических заводов создали специальную группу по проектированию алюминиевых предприятий. Из нее позднее возникли Гипроалюминий и НИСалюминий, преобразованные затем в ВАМИ (Всесоюзный, ныне Всероссийский, алюминиево-магниевый институт).

В 1930 году началось строительство Волховского алюминиевого комбината, в состав которого входили глиноземный и электролизный заводы. Производство глинозема было рассчитано на переработку до 12,5 тыс. тонн тихвинских бокситов в год. Место для строительства Волховского алюминиевого комбината было выбрано в 127 км от Ленинграда. Уже с первых дней строители столкнулись с необычайными трудностями. Они усугублялись еще и тем, что в стране не хватало технических средств, и было много других важных строек. Строительство начиналось в очень тяжелых условиях. Подготовительные работы – дороги, планировка – не были выполнены. Строительство разворачивалось на заболоченной площадке. Лошади и люди вязли в грязи. Котлованы затапливались водой. Для ее откачки в основном использовались ручные насосы. Все земляные работы вели вручную, лопатами, с несколькими перекидками при рытье котлованов. Ни экскаваторов, ни кранов не было. Оборудование и тяжести поднимали лебедками. Размещение оборудования запаздывало. Чертежи монтажа агрегатов и фундаментов нередко поступали к строителям после того, как было готово здание, рассчитанное на другие габариты. Еще большим злом была текучесть рабочей силы. Прибывшие на строительство рабочие оставались только на сезон, то есть до начала весенних полевых работ. Ведь в ту пору Россия была еще крестьянской. Получать глинозем на Волховском алюминиевом комбинате предполагалось по методу профессора А.А. Яковкина – спеканием. Глиноземное производство пришлось создавать, что называется, с нуля, не рассчитывая ни на чью помощь.

С.М. Киров лично следил за строительством комбината. По его указанию шло бесперебойное снабжение необходимыми материалами, дирекция стала подбирать рабочих из числа бывших красноармейцев – артиллеристов. Тех, кто изъявлял желание работать на комбинате, даже досрочно демобилизовали. На комбинат пришли дисциплинированные рабочие кадры.

В этот период П.П. Федотьев осуществляет конструкторское, технологическое консультирование проектировщиков первого отечественного алюминиевого завода, неоднократно выезжает на производственную площадку, участвует в принятии наиболее важных строительно-производственных решений. В это время от молодых проектировщиков требовалась большая смелость, инженерная интуиция и достаточно хорошее знание смежных отраслей промышленности, чтобы выбрать подходящее оборудование. И тогда, учитывая все трудности, правительство разрешило, несмотря на дефицит иностранной валюты и ограниченные запасы золота, закупить оборудование за границей. Одновременно пригласили некоторых иностранных специалистов и направили во Францию большую группу инженеров, техников и рабочих для ознакомления с алюминиевыми заводами. Для ускорения пуска завода монтаж оборудования, которое поставляли главным образом иностранные фирмы – «Фельнер и Циглер», «Маффей», «Миаг Греспель», вели одновременно с постройкой заводских зданий.

14 мая 1932 года, через два года напряженного труда девятитысячного коллектива строителей, на Волховском алюминиевом комбинате были получены первые килограммы промышленного алюминия. Это событие стало одним из крупнейших достижений первого пятилетнего плана развития народного хозяйства. Спустя месяц отечественный алюминий десятками и сотнями тонн начали получать ленинградские машиностроительные заводы.

В последующие годы П.П. Федотьев тесно взаимодействует с руководством Волховского алюминиевого комбината по вопросам освоения технологии электролиза, совершенствования конструкций электролизеров, управления процессом электролиза. В марте 1934 г., возвращаясь из очередной поездки на комбинат, Федотьев П.П. сильно простудился, заболел и 20 марта скончался от воспаления легких. Так завершился жизненный путь выдающегося российского ученого-химика и металлурга.

Отечественная алюминиевая промышленность и развитие авиации накануне войны

Главным потребителем алюминия в 1930-е годы была авиация. Однако металла для нее катастрофически не хватало. Многие конструкции в самолетах по-прежнему выполняли из древесины, но заменить алюминий она не могла. Алюминий закупали за границей. В 1930 – 1933 годах в страну ввозилось около 10000 тонн металла в год (пик пришелся на 1931 год, когда было закуплено свыше 20000 тонн). В 1935 – 1936 годах произошел спад, вызванный введением в эксплуатацию Днепровского алюминиевого завода. Однако вскоре объемы импорта вновь стали расти – стране требовалось все больше «крылатого металла», как всё чаще стали называть алюминий. Лишь в конце 1930-х годов доля импорта стала постепенно снижаться.

П.П.Федотьев, 1933 г.



«Редкая отрасль вбирает в себя еще столько отраслей, как авиастроение. На авиацию, без преувеличения, можно сказать, работает вся страна, причем идет только лучшее. Мы брали все или почти всё, например, забрали почти весь алюминий», – эти слова А. Шахурина, наркома авиационной промышленности СССР в предвоенные годы, полностью характеризует ситуацию. Даже для того, чтобы поддержать объем самолетостроения и сохранить количество выпускаемых самолетов, требовалось увеличить производство алюминия в три раза, то есть довести его до 150000 тонн в год. Накануне войны страна производило всего около 60000 тонн алюминия в год. Согласно плану развития народного хозяйства на 1941 год предусматривалось «обеспечение выплавки... 100000 т алюминия и увеличение мощностей алюминиевой промышленности с расчетом выплавки в 1942 г. не менее 175000 т». Для сравнения: Германия в 1941 году произвела 324000 тонны алюминия. Главными экспортёрами алюминия в СССР были Франция и Норвегия. Однако с 1939 года, с началом Второй мировой войны, из числа поставщиков вышла Франция. Ее место заняли США, а затем Норвегия, но вскоре и они резко сократили поставки, так как алюминий стал востребован на внутренних рынках в связи с войной. Советский Союз искал новых поставщиков алюминия. 28 ноября 1940 года нарком иностранных дел В. Молотов на встрече с послом Германии В. фон Шуленбургом сообщил о намерении руководства страны приобрести 30000 тонн немецкого алюминия. Вскоре было подписано соглашение, не реализованное в дальнейшем. Это был первый серьезный удар по отечественной авиационной промышленности, нанесенный Германией.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Меншуткин Б.Н. Памяти Павла Павловича Федотьева // Природа. – 1934. – С. 89-91.
2. Баймаков Ю.В. Кафедра электрометаллургии цветных металлов // Труды Ленинградского политехнического института. – 1949. – С. 43-53.
3. Беляев А.И., Павлова О.И. Павел Павлович Федотьев. – М.: Металлургия, 1965. – 94 с.
4. Розен Б.Я., Розен Я.Б. Металл особой ценности. – М: Металлургия, 1980. – 208 с.
5. Алюминий. Тринадцатый элемент. Энциклопедия. – М: Библиотека РУСАЛа, 2007. – 240 с.
6. Морачевский А.Г. Профессор Павел Павлович Федотьев и его научная школа / Под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. – СПб.: Изд-во Политех, 2011. – 89 с.
7. Морачевский А.Г. Химия и химики Политехнического института. Санкт-Петербург, Петроград, Ленинград. 1902-1930 г.г. / Под ред. акад. РАН Ю.С. Васильева. – СПб.: Изд-во Политехнического ун-та, 2012. – 288 с.
8. Морачевский А.Г., Фирсова Я.Г. Профессор Павел Павлович Федотьев (к 150-летию со дня рождения) // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2. – С. 228-231.

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.

Иллюстрации представляются в одном экземпляре; они должны быть выполнены тушью на белой бумаге или кальке и скомпонованы на одном или двух стандартных листах формата А4 (с полным их заполнением). Размер иллюстрации (иллюстраций) вместе с наименованием, поясняющей надписью и номером не должен превышать 250×170 мм. Страницы, занятые иллюстрациями, включают в общую нумерацию страниц.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовки 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 индексируется в РИНЦ, реферируется в РЖ «Металлургия», 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 20 ноября 2015 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 22.04.2015 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 10,7 Уч.-изд.л. 11,4 Тираж 300 экз. Заказ № 210

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ