

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

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

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 41

Москва
Новокузнецк
2018

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. 41 / Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянцев (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2018 – 265 с., ил.

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

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

Электронная версия сборника представлена на сайте <http://www.sibsiu.ru> в разделе «Научные издания»

Ил. 103, табл. 40, библиогр. назв. 287.

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

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

ББК 34.3я4

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2018

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

- 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
- Оршанская Е.Г. д-р пед. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Руднева В.В. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Сидельников С.Б. д-р техн. наук, проф., СФУ, г. Красноярск
- Спирин Н.А. д-р техн. наук, проф., д.ч. АИН, УрФУ, г. Екатеринбург
- Темлянцев М.В. д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Черепанов А.Н. д-р ф.-м. наук, проф., ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск
- Швыдкий В.С. д-р техн. наук, проф., УрФУ, г. Екатеринбург
- Ярошенко Ю.Г. д-р техн. наук, проф., д.ч. АИН, УрФУ, г. Екатеринбург

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ	7
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	8
<i>А.А. Горлова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i> Современное состояние отечественного и мирового производства молибдена, его сплавов и соединений	9
<i>О.Е. Лысенко, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i> Современное состояние мирового и отечественного производства обожженных анодов для алюминиевых электролизеров.....	16
<i>В.М. Павловец</i> Исследование вероятного механизма формирования пористости зародышей в технологии производства окатышей, основанной на принудительном зародышеобразовании.....	28
<i>В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко, Н.А. Спириг, В.В. Лавров</i> Моделирование процесса обжига рудоугольных окатышей на конвейерной машине.....	39
<i>В.М. Павловец</i> Обоснование методики моделирования процесса производства окатышей, основанного на принудительном зародышеобразовании	47
<i>В.М. Павловец</i> Расчет струйного аппарата для процесса производства окатышей, основанного на технологиях газотермического напыления влажной шихты	56
<i>В.М. Павловец</i> Повышение реакционной способности железосодержащего окускованного сырья	62
<i>Я.М. Гордон, Н.А. Спириг, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко</i> Улучшение энергоресурсосбережения при применении металлического лома в черной металлургии	73
<i>В.В. Числавлев, С.В. Фейлер, М.В. Темлягев, Д.Т. Неунывахина</i> Исследование ликвационных процессов при непрерывной разливке рельсовой стали.....	80
<i>В.В. Числавлев, М.В. Темлягев, С.В. Фейлер</i> Анализ влияния гидродинамических процессов при непрерывной разливке стали на качество рельсовой металлопродукции	86
<i>Е.А. Девятых, Т.О. Девятых, В.С. Швыдкий</i> Переработка автомобильных и химических катализаторов в плазменных печах.....	90
<i>Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, Г.Н. Черновский, Ф.Б. Баротов</i> Исследование возможности повышения ресурса работы вольфрамового термокатада плазмотрона ЭДП-104А.....	95

<i>К.И. Кравцов</i> Исследование футеровки подины руднотермической печи для выплавки ферросилиция.....	111
<i>Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, А.Р. Михно, Д.Е. Белов, Д.Е. Симонова</i> Разработка новой порошковой проволоки на основе пыли газоочистки феррохрома.....	116
<i>Д.А. Старикова</i> Обзор конструкций горелочных устройств для стенов сушки и разогрева сталеразливочных ковшей	122
<i>Н.Г. Куницина, М.О. Ташметова</i> Деформация пористых структур	128
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	134
<i>Ф.Б. Баротов, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский</i> Исследование термодинамики взаимодействия оксида вольфрама (VI) с углеводородами в плазменном потоке азота	135
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Г.Н. Черновский</i> Термодинамическое моделирование плазменных процессов синтеза и модифицирования карбида кремния и карбидсодержащих композиций	140
<i>А.Н. Черепанов, В.К. Черепанова</i> Моделирование кристаллизации наномодифицированного бинарного сплава	150
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский, О.И. Гордиевский</i> Защитные покрытия катодов алюминиевых электролизеров на основе диборида титана: современная технология и её совершенствование	158
<i>А.Э. Кайназарова, Г.А. Кокаева, А.В. Ревуцкий</i> Производство конденсаторного порошка тантала с улучшенными характеристиками	167
<i>Ю.Л. Крутский, Ю.К. Непочатов, А.Н. Пель, Н.Ю. Черкасова</i> Получение высокопрочной керамики на основе карбида бора	173
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ.....	178
<i>Е.С. Прусов, В.Б. Деев</i> Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах	179
<i>В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, В.Ф. Фролов, Е.Ю. Зенкин, Т.А. Орелкина, И.Л. Константинов, Д.С. Ворошилов, О.В. Якивьяк, И.Н. Белоконова</i> Исследование механических свойств листового проката и сварных соединений из сплавов Al-Mg, легированных скандием.....	184
<i>Нго Као Кыонг, С.А. Зайдес</i> Определение характеристик упрочненного слоя после поверхностного пластического деформирования в стесненных условиях	191

<i>А.Б. Сычков, А.Ю. Столяров, Г.Я. Камалова, Ю.Ю.Ефимова, Л.Ю. Егорова, А.Е. Гулин</i>	
Исследование структурообразования в поверхностных слоях деформированной проволоки.....	198
<i>М.В. Рашковец, А.А. Никулина</i>	
Применение аддитивной технологии в производстве сплавов Ni-Cr-Mo и Ni-Co-Cr	207
<i>А.А. Уманский, А.В. Головатенко, Т.Н. Осколкова, А.Г. Щукин</i>	
Исследование влияния качества заготовок на ударную стойкость помольных шаров	214
<i>К.А. Бутакова, А.Н. Гостевская, Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев</i>	
Исследование структуры сварного соединения рельсовой стали марки 76ХФ при различных параметрах изотермической выдержки	221
<i>Е.В. Полевой, Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, Д.Ю. Кушев, Р.Е. Крюков</i>	
Изучение неметаллических включений образующихся при контактной стыковой сварке рельсовой стали	225
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ.....	231
<i>К.С. Ёлкин, Д.К. Ёлкин, А.И. Карлина</i>	
Повышение экологической безопасности производства кремния	232
<i>Т.А. Михайличенко, А.Г. Гальчун</i>	
Экологическая характеристика различных источников энергии	238
<i>Т.А. Михайличенко, М.П. Польшинцев</i>	
Анализ возможных последствий ратификации Россией Парижского соглашения 2016 года.....	241
<i>Т.А. Михайличенко, Е.В. Дьяченко</i>	
Замена батарейного циклона на электрофильтр в условиях котельной предприятия АО «ЕВРАЗ ЗСМК Абагурская аглофабрика»	245
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ.....	250
<i>Е.Г. Оршанская, Д.И. Оршанский</i>	
Возможности применения тестирования в высшем образовании	251
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ.....	260
<i>Г.Г. Волокитин</i>	
Рецензия на учебное пособие «Гидрометаллургические процессы и оборудование» (Авторы: И.Ю. Кольчурина, О.И. Нохрина, В.В. Руднева, В.М. Федотов – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2018. – 227 с.).....	261
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ	263

ПРЕДИСЛОВИЕ

41-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» 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», Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Сибирского федерального университета, Иркутского национального исследовательского технического университета, Новосибирского государственного технического университета, Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат».

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований в областях повышения качества железорудного сырья, энерго- и ресурсосбережения при применении стального лома в металлургии, синтеза порошковых материалов в плазменном потоке, разработки покрытий для катодов алюминиевых электролизеров, повышения экологической безопасности производства кремния и др.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 42-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ**

А.А. Горлова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ОТЕЧЕСТВЕННОГО И МИРОВОГО ПРОИЗВОДСТВА МОЛИБДЕНА, ЕГО СПЛАВОВ И СОЕДИНЕНИЙ

Рассмотрено современное состояние отечественного и мирового производства молибдена, его сплавов и соединений.

The current state of domestic and world production of molybdenum, its alloys and compounds is considered.

При анализе современного состояния отечественного и мирового производства молибдена и его сплавов использовались материалы, представленные в [1-6].

Содержание молибдена в земной коре составляет $3 \cdot 10^{-4}$ % (по массе). В свободном виде молибден не встречается. Известно около 20 его минералов. Важнейшие из них молибденит MoS_2 , повеллит CaMoO_4 , молибдит $\text{Fe}_2(\text{MoO}_4)_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ и вульфенит PbMoO_4 .

По данным Геологической службы США, ежегодный объем добычи молибдена составляет 250 – 275 тыс. тонн. При этом доля Китая в мировой добыче составляет 39,2 %, США – 25,2 %, Чили – 15,2 %, Перу – 7,1 % и Мексики – 4,1 %. Ресурсы молибдена выявлены в 35 странах мира и оцениваются в 10,8 млн. т. Главным молибденовым регионом России является юг Сибири, где сосредоточено три четверти запасов молибдена страны и расположены все эксплуатируемые месторождения. Примерно 3 % российских запасов молибдена находится в богатых (0,104 % Мо) рудах разрабатываемого штокверкового Жирекенского месторождения. Более четверти российских запасов молибдена заключено в трех штокверковых месторождениях в Республике Бурятия, в пределах Западно-Забайкальской металлогенической провинции. Примерно 16 % запасов молибдена заключено в объектах Алтае-Саянской металлогенической провинции на юге Сибири. Основная их часть разведана в Республике Хакасия в Агаскырском и Сорском штокверковых месторождениях собственно молибденовых руд среднего качества (0,05 % и 0,06 % Мо соответственно) [1].

Суммарная мощность предприятий по переработке молибденитовых концентратов составляет около 300 тыс. т [2]. Производственные мощности сосредоточены в США, странах Западной Европы, Канаде, Чили, Японии и Китае. При этом крупнейшей перерабатывающей компанией является Surgus Climax Metals. Молибденитовые концентраты служат исходным сырьем для производства ферромолибдена и химических соединений различной степени чистоты: триоксида молибдена, парамолибдата аммония, молибдата натрия и

молибдата кальция. В настоящее время главными производителями молибдена являются США, Чили, Китай, Перу, Канада и Мексика, на долю которых приходится более 90 % мирового производства. Более 60 % выпуска молибдена обеспечиваются пятью компаниями: Codelco (Чили), Phelps Dodge (США), Grupo Mexico (Мексика и Перу), Jinduicheng Molybdenum Mining Corp. (Китай) и Thompson Creek (США и Канада). По прогнозам аналитической службы CRU [3], в 2018 г. общемировое потребление молибдена составило около 262 тыс. т. Спрос пока еще отстает на 20 % от среднего уровня начала текущего десятилетия, но должен существенно прибавить по сравнению с прошлым годом. Необходимо отметить, что на Лондонской бирже металлов с 2010 года проводятся торги молибденом лотами по 6 тонн. Молибден поставляется в форме обожженного концентрата партиями по 10 т с содержанием молибдена 57-63 %, т.е. 5700-6300 кг. Цена устанавливается за 1 т молибдена в концентрате.

Основным исходным материалом для получения молибдена является триоксид молибдена высокой чистоты (90,0 – 99,9 %). В промышленной практике триоксид молибдена получают гидрометаллургическим способом, а сырьем для его производства служат продукты окислительного обжига стандартных молибденитовых концентратов – молибденитовые огарки. На данный момент в России триоксид молибдена не производится. Российские промышленные предприятия вынуждены работать на 100% импортной продукции [3]. На рисунке 1 приведен пятилетний график цен на триоксид молибдена на мировом рынке.

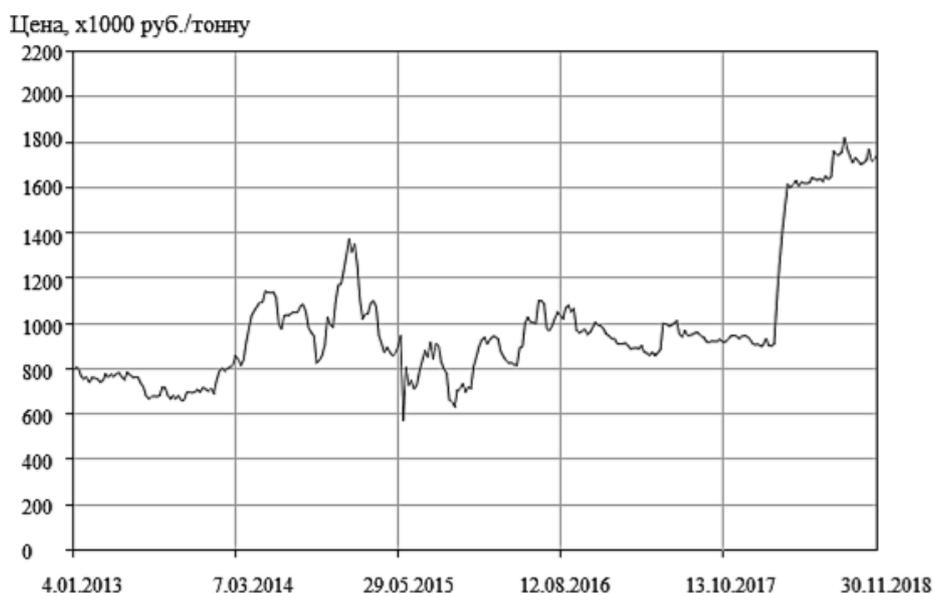


Рисунок 1 – Пятилетний график цен на триоксид молибдена на мировом рынке на 1.12.2018[4]

Чистый молибден и его сплавы применяют в различных отраслях техники и промышленности, но основным потребителем является металлургия, использующая ~ 75 % всего поставляемого на рынок молибдена. Сложилась

следующая структура мирового потребления молибдена, %: легированные стали – 63, в т.ч. нержавеющей и жаропрочные стали – 34, специальные марки чугуна и сталей – 12, катализаторы – 8, сверхпрочные и специальные сплавы – 4, химические соединения – 7, металлический молибден – 6. Содержание молибдена в конструкционных и легированных сталях составляет 0,15–0,50 %, в инструментальных сталях – 3–10 %. В быстрорежущей стали молибден заменяет часть вольфрама, причем 1 % его эквивалентен 2 % W. Для легирования стали обычно используют ферромolibден, металлический молибден, молибдат кальция и технический триоксид молибдена MoO₃ (≥ 50 % Mo, ~0,10 % Cu ~ 0,12 % S) [2].

Ферромolibден производится марок ФМо60, ФМо58, ФМо55, ФМо52 с содержанием молибдена соответственно не менее 60, 58, 55 и 52 %. Химический состав ферромolibдена по стандартам России, США и Японии приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав ферромolibдена по стандартам стран – производителей [2]

Марка	Стандарт	Массовая доля, %													
		Mo	W	Si	C	P	S	Cu	As	Sn	Sb	Pb	Zn	Bi	
		не менее	не более												
Россия															
ФМо60нк	ГОСТ 4759-91	60	0,3	0,5	0,05	0,05	0,1	0,5	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	
ФМо60		60	0,3	0,8	0,05	0,05	0,1	0,5	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	
ФМо58нк		58	0,5	0,5	0,08	0,05	0,1	0,8	0,03	0,02	0,02	0,1	0,1	0,1	
ФМо58		58	0,5	1,0	0,08	0,05	0,12	0,8	0,03	0,02	0,02	0,1	0,1	0,1	
ФМо55		55	0,8	1,5	0,1	0,1	0,15	1,0	-	0,05	0,05	-	-	-	
ФМо50		50	-	3,0	0,5	0,1	0,5	2,0	-	0,1	0,1	-	-	-	
США															
-	ASTM A 132-74	60	-	1,0	0,10	0,05	0,15	1,0	-	-	-	0,01	-	-	
Япония															
ФМоН	JISG	55-65	-	3,0	6,0	0,1	0,2	0,5	-	-	-	-	-	-	
ФМоL	2307 1978	60-70	-	2,0	0,1	0,06	0,1	0,5	-	-	-	-	-	-	

Ферромolibден в зависимости от требований потребителя изготавливается в виде дробленых кусков или просеянных частиц четырех классов, приведенных в таблице 2. Масса неметаллических включений (песок, шлак и др.) не должна превышать 0,5 % от партии. Массовая доля молибдена в отдельных плавках партий не должна отличаться более, чем на 2 %. Определение содержания молибдена, кремния, меди, серы, фосфора, углерода проводится в каждой партии. Содержание остальных компонентов, указанных в таблице 1, проверяют периодически, но не реже одного раза в месяц. Упаковка, маркировка и транспортирование ферромolibдена осуществляется по ГОСТ 26590-85 [5].

Таблица 2 – Классы ферромолибдена по крупности

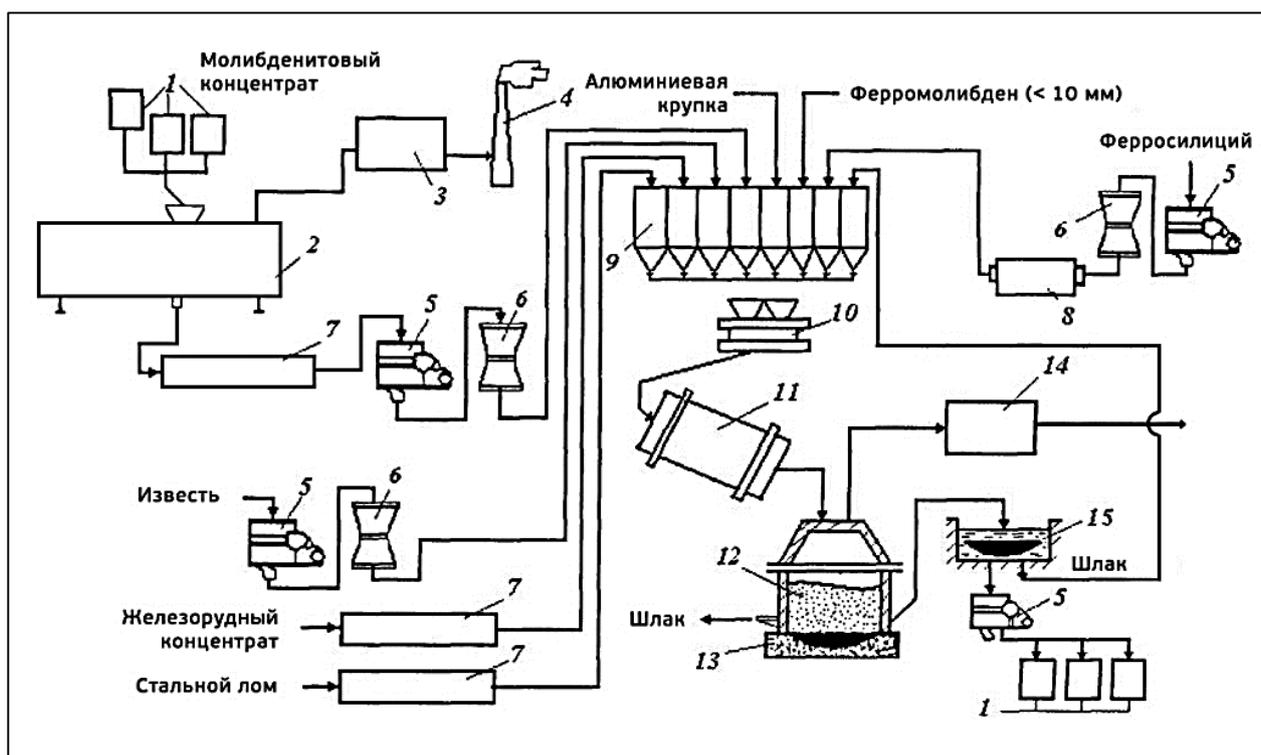
Класс	Диапазон размера частиц, мм	Подрешетный продукт макс., % по массе	Надрешетный продукт макс., % по массе
1	2-100	3	10
2	2-50	3	ни один кусок не должен превышать более, чем 1,15 раза; предел установленного диапазона размеров в двух-трех измерениях
3	2-25	5	
4	не более 2	-	

Длительное время в России основным производителем ферромолибдена являлся Челябинский электрометаллургический комбинат. В связи с трудностями в поставке сырья и ужесточением требований к качеству ферромолибдена получение сплава на данном предприятии было прекращено. В настоящее время производителями ферромолибдена являются предприятия компании «Союзметаллресурс».

Добыча молибденсодержащих руд и производство молибденитового концентрата осуществляются на Сорском и Жирекенском ГОКах, Тырнаузском ГМК. На предприятиях компании «Союзметаллресурс» молибденитовый концентрат направляется на ферросплавное производство, где перерабатывается на ферромолибден по технологической схеме, приведенной на рисунке 2.

При этом примерный состав колоши соответствует следующему, кг: концентрат – 100,00, 75 %-ный ферросилиций – 32,10, алюминиевая крупка – 5,88, железорудный концентрат – 14,80, стальной лом – 2,85, известь – 6,00 [5]. Термичность процесса выплавки ферромолибдена составляет 5,8 МДж/ кг, температура расплава – 2040 °С. Цех ферромолибдена включает отделения обжига и плавки. На первой стадии обжиг проводят в горизонтальных подовых печах производительностью 0,5 т/сут.

Концентрат загружается на первый под печи, скребками перегребается и перемещается последовательно к последнему 6 разгрузочному поду. Перегревание концентрата на подах производится с периодичностью 10-15 минут, для наиболее полного контакта концентрата с кислородом. В первой зоне печи происходит сушка концентрата и выгорание масел. Во второй зоне печи при температуре 250-400 °С происходит реакция горения серы с большим количеством выделяемого тепла, при этом приход тепла становится ненужным. В третьей, а особенно в четвёртой, пятой и шестой зонах, из-за малого остаточного содержания серы, необходим большой приход тепла для продолжения процесса горения серы. Температурный режим 3, 4, 5 зон 500-580 °С. Содержание серы при выгрузке концентрата из обжиговой печи находится в пределах 1-2 % (технический триоксид молибдена). Такое содержание серы в огарке велико для использования его в качестве исходного сырья для получения ферромолибдена. Поэтому в качестве второй стадии обжига проводится дообжиг (расплав-



1 – контейнера БИГ-БЭГ, 2 – горизонтальная 6-ти-подовая печь, 3 – система газоочистки, 4 – дымовая труба, 5 – щековая дробилка, 6 – конусная дробилка, 7 – трубчатая печь, 8 – шаровая мельница, 9 – дозирочные бункеры, 10 – дозатор, 11 – смешивающий барабан, 12 – плавильная шахта, 13 – слиток, 14 – система газоочистки, 15 – охлаждающий бак

Рисунок 2 – Технологическая схема производства ферромолибдена

ление). Технический триоксид молибдена подвергается дообжигу в трубчатых печах, производительностью 0,75 т/сут и температурой процесса – 800 °С. Расплавленный огарок (товарный триоксид молибдена) после остывания представляет собой сплав, который направляется в последующем на операцию получения ферромолибдена. Обожженный концентрат измельчают до фракции < 10 мм. Компоненты шихты тщательно перемешивают и загружают в плавильный агрегат. В качестве плавильного агрегата используют высокошахтный плавильный горн, футерованный алюмосиликатным кирпичом. Сверху горн накрыт футерованным огнеупорным кирпичным сводом, в котором имеется отверстие, связанное газопроводом с системой газоочистки. Плавильный горн устанавливают на песочное основание, в котором выполняется «гнездо» для приема сплава. Для выпуска шлака горн оборудован леткой. Плавка – процесс периодический. Перед плавкой горн заполняют шихтой на ≈ 300 мм ниже верхнего края для предотвращения выплесков. Плавку ведут с верхним запалом, оптимальная скорость плавления шихты $10-12 \text{ г/ (см}^3 \cdot \text{мин)}$. Продолжительность процесса 25-40 мин. В течение ~ 50 мин выдержки по окончании плавки осаждаются корольки сплава, запутавшиеся в шлаке. Шлак после выдержки выпускают в шлаковню, а затем гранулируют. Сплав охлаждают в «гнезде» 7-8 ч, а затем для окончательного охлаждения помещают на 4 ч (примерно) в бак

с водой. Остывший блок сплава очищают от шлака, дробят и упаковывают в тару. Извлечение молибдена в ферромолибден составляет 98,7-99,0 % [2].

Динамика цен на ферромолибден на российском рынке за последние годы представлена в таблице 3.

Таблица 3 – Динамика цен на ферромолибден на российском рынке[6]

Марка	Цена за тонну		Фирма	Регион	Дата
	USD	руб			
ФМо60	12665	750000	ООО «Комплексные метал-лургические системы»	Челябинск	2017-03-11
ФМо60	17669	1020000	ЗАО «Промышленная Инвестиционная Компания»	Челябинск	2017-02-20
ФМо60	11848	750000	ООО «Комплексные метал-лургические системы»	Челябинск	2016-12-12
ФМо60	11710	925000	ЗАО «Промышленная Инвестиционная Компания»	Челябинск	2016-01-26
ФМо60	13145	925000	ЗАО «Промышленная Инвестиционная Компания»	Челябинск	2015-12-14
ФМо55	19995	1000000	ООО «СибМеталлТорг»	Новосибирск	2015-05-18
ФМо60	14499	940000	FerroLabs	Москва	2015-01-16
ФМо60	19771	1050000	ЗАО «Промышленная Инвестиционная Компания»	Челябинск	2014-12-07
ФМо60	21289	1050000	ЗАО «Промышленная Инвестиционная Компания»	Челябинск	2014-12-01

Заключение

Проведена оценка современного состояния отечественного и мирового производства молибдена, его сплавов и соединений. На основе анализа научно-технической литературы установлено, что ресурсы молибдена выявлены в 35 странах мира и оцениваются в 10,8 млн. т. Объем добычи молибдена составляет 250-275 тыс. т/год и распределен по странам мира следующим образом, %: Китай – 39,2; США – 25,2; Чили – 15,2; Перу – 7,1; Мексика – 4,1. Суммарная мощность предприятий по переработке молибденитовых концентратов составляет около 300 тыс. т. Молибденитовые концентраты подвергаются окислительному обжигу для получения огарков, используемых для производства ферромолибдена или для переработки гидрометаллургическим способом и получения триоксида молибдена чистотой до 99,9 %. Триоксид молибдена на металлургических предприятиях России в настоящее время не производится.

В России добыча молибденосодержащих руд и производство молибденитового концентрата осуществляется на Сорском и Жирекенском ГОКах, Тырнаузском ГМК. В составе ГОК функционируют ферросплавные заводы, осуществляющие производство ферромолибдена марки ФМо60 внепечным силикоалюминотермическим способом из обожжённого молибденитового концентрата. Обжиг проводится в две стадии: в горизонтальных подовых печах и во

вращающихся барабанных печах (дообжиг) при расплавлении огарка при температуре 800 °С. В составе шихты в качестве восстановителей используется 75%-ный ферросилиций и алюминиевая крупка. Термичность процесса выплавки ферромolibдена составляет 5,8 МДж/ кг, температура расплава – 2040 °С, извлечение молибдена в сплав составляет 98,7-99,0 %.

Цена на ферромolibден марки ФМо60 на российском рынке в период 2014-2017 года колебалась в пределах 750-1050 тыс. руб/т.

В настоящее время основным потребителем молибдена, его сплавов и соединений является металлургия – 75 % поставляемого на мировой рынок молибдена. При этом сложилась следующая структура его потребления, %: легированные, нержавеющие и жаропрочные стали – 63,0, специальные марки чугуна и сталей – 12,0, катализаторы – 8,0, сверхпрочные и специальные сплавы – 4,0, химические соединения – 7,0, металлический молибден – 6,0.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Информационный портал Недр ДВ [Электронный ресурс] Обзор рынка. Мировой рынок молибдена. 2016 год. Режим доступа: <https://nedradv.ru/mineral/msr/>, свободный. – Загл. с экрана. – Дата обращения 23.10.2018.

2. Галевский Г.В. Металлургия молибдена. Конспект лекций / Г.В. Галевский, В.В. Руднева – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2018. – 52 с.

3. Металлоснабжение и сбыт [Электронный ресурс] Цены на молибден продолжают рост. Режим доступа: www.metalinfo.ru/ru/news/101389, свободный. – Загл. с экрана. – Дата обращения 23.10.2018.

4. InfoMine. Your global mining resource [Электронный ресурс] 5 Year Molybdenum Prices and Price Charts. Режим доступа: <http://www.infomine.com/investment/metal-prices/molybdenum-oxide/5-year/>, свободный. – Загл. с экрана. – Дата обращения: 01.12.2018.

5. Галевский Г.В. Определение температуры расплава при силикоалюминотермической плавке ферромolibдена: метод. указ. / Г.В. Галевский, В.В. Руднева – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2010. – 32 с.

6. База данных по рынку металлов [Электронный ресурс] Ферромolibден цена на мировом рынке. Режим доступа: <http://www.infogeo.ru/metalls/worldprice/?vid=23>, свободный. – Загл. с экрана. – Дата обращения: 30.10.2018.

УДК 669.2/.8(075.8)

О.Е. Лысенко, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МИРОВОГО И ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ОБОЖЖЕННЫХ АНОДОВ ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ

Проведен анализ современного состояния мирового и отечественного производства обожженных анодов для алюминиевых электролизеров.

The analysis of the current state of the global and domestic production of baked anodes for aluminium electrolyzer.

При оценке современного состояния производства обожженных анодов для алюминиевых электролизеров использовались материалы, представленные в [1-8].

Введение

Уже длительное время технологическая стратегия ведущих алюминиевых производящих компаний основана на развитии электролизного производства с использованием обожженных анодов. Это обеспечивает разработку и последующую эксплуатацию высокоамперных электролизеров, работающих с высокими технико-экономическими показателями, улучшение санитарно-гигиенических условий труда персонала в корпусах электролиза, в целом повышение экологической безопасности алюминиевых заводов. В настоящее время по этой технологии производится более 80 % выпускаемого в мире первичного алюминия. Реализуемые технологии высокоамперного электролиза на электролизерах с обожженными анодами мощностью 300-500 кА доказали, что возможно дальнейшее повышение эффективности процесса за счет усовершенствования конструкции и прогрессивных технических решений при использовании новых материалов и высококачественного сырья.

Достигнутые на передовых алюминиевых предприятиях показатели подтверждают эффективность выбранного направления: выход по току достигает 95 %, расход технологической электроэнергии составляет 12500-13000 кВт·ч/т Al, расход анодов 500-510 кг/т Al, фторида алюминия 15-17 кг/т Al. Применение обожженных анодов значительно снижает выбросы смолистых веществ, в том числе бензапирена, и других вредных компонентов от электролизера. Снижению выбросов вредных веществ на высокоамперных электролизерах способствует возможность применения более герметичных укрытий с высоким КПД, систем автоматизированного питания глиноземом, уменьшающих время работы электролизеров с открытыми укрытиями. Основными отличительными особенностями высокоамперных технологий по сравнению с электролизерами

средней мощности являются: использование для питания электролизера через системы АПГ глинозема песочного типа, фторсолей, фторированного глинозема и обратного криолита; работа в заданном интервале низких концентраций глинозема 2-5 % по технологии без анодных эффектов (0,05 шт/сут); низкий уровень металла (18-20 см); высокий уровень электролита (20-22 см); использование в процессе только кислых электролитов с заданным интервалом КО 2,2-2,4; корректировки КО по заданным алгоритмам; возможность работы на плотностях тока, близких к критическим значениям 0,9-0,95 А/см²; большие скорости (до 18-20 см/с) движения расплава в электролизной ванне; новый состав укрывных материалов, обеспечивающий стабилизацию теплового и материального баланса; технология «завод-автомат» с использованием при обслуживании многофункциональных кранов, механизмов и робототехники при постоянном сканирующем мониторинге технологического состояния электролизера; катодное устройство шпангоутного типа с дополнительными ребрами охлаждения с использованием высокографитированных катодных блоков замкового типа и боковой карбидокремниевой футеровки с искусственными профильными настелями.

ОК РУСАЛ в своих среднесрочных и долгосрочных проектах также предусматривает постоянное увеличение объемов производства алюминия с использованием обожженных анодов. По этой технологии полностью работает Саяногорский (530 тыс. т Al / год), Хакасский (300 тыс. т Al / год), частично Красноярский (1024 тыс. т Al / год), Иркутский (415 тыс. т Al / год), Новокузнецкий (213 тыс. т Al / год) алюминиевые заводы. В стадии пуска находятся Богучанский алюминиевый завод (проектная мощность 600 тыс. т Al / год), в стадии строительства – Тайшетский алюминиевый завод (проектная мощность 750 тыс. т Al / год).

Оценка состояния и прогнозы в производстве обожженных анодов

По данным [1], в 2019 г. глобальная емкость мирового алюминиевого рынка может увеличиться до 70 млн. т при ожидаемом его дефиците ~ 1,2 млн. т. При сложившихся в 2015-2017 гг. соотношениях в объемах производства первичного и вторичного алюминия это позволяет прогнозировать объем производства первичного алюминия на уровне 43,0 млн. т, а потребность в обожженных анодах - на уровне 19 млн. т. Крупнейшие заводы по производству обожженных анодов с объемом производства более 1 млн. т в год находятся в Китае. Ведущие алюминийпроизводящие компании - RIO TINTO, ALCAN, ALCOA, РУСАЛ, EMAL, ALBA предпринимают серьезные усилия по расширению собственного производства обожженных анодов.

ОК РУСАЛ производят ежегодно на российских заводах 3,5 – 3,7 млн. т первичного алюминия, в том числе с использованием обожженных анодов 1,05 – 1,10 млн. т. С освоением производственных мощностей Богучанского алюминиевого завода эти показатели могут достичь 1,5 млн. т, для чего потребуется порядка 810 тыс. т в год обожженных анодов. Мощности по производству обожженных анодов ОК РУСАЛ на территории России включают действующие анодные производства Саяногорского алюминиевого завода (330 тыс. т в

год). Порядка 140 тыс. т в год производят предприятия компании ЭНЕРГОПРОМ [2]. Общий дефицит обожженных анодов составляет порядка 440 тыс. т и покрывается за счет импорта из Китая. В связи с этим проблема импортозамещения является достаточно острой.

Для ее решения компания ОК РУСАЛ реализует следующие проекты по наращиванию объемов производства обожженных анодов:

– запуск на рубеже 2018 - 2019 гг. производства обожженных анодов на Волгоградском алюминиевом заводе [3] с объемом выпуска 104 тыс. т в год. Стоимость проекта составляет 8 млрд. руб. при сроке окупаемости 8 лет.

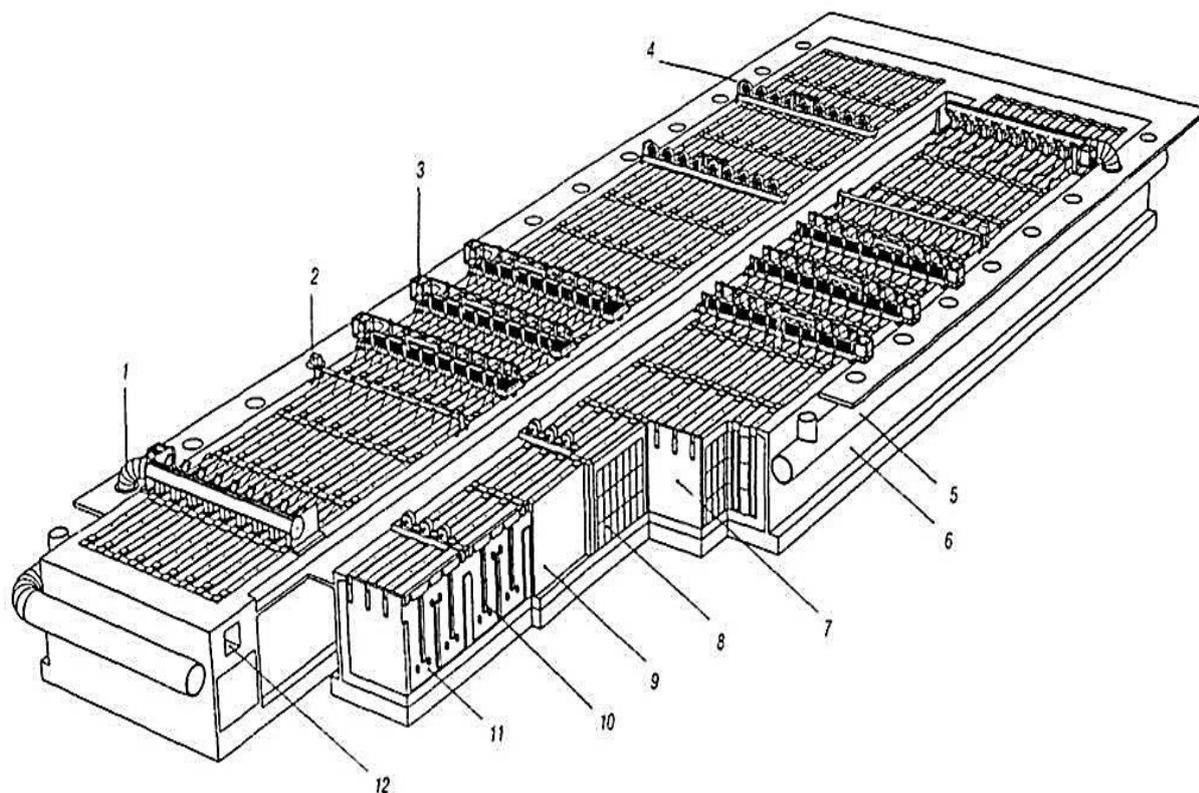
– поэтапное строительство анодного производства Тайшетского алюминиевого завода с объемом выпуска 870 тыс. т в год [4]. В настоящее время реализуется первый этап с объемом выпуска 217,5 тыс. т в год. Ввод в промышленную эксплуатацию производственных мощностей первого этапа планируется в третьем квартале 2019 г.

Многокамерные печи для обжига анодов

Обжиг анодов проводится в многокамерных печах. При этом как в отечественной, так и зарубежной практике используются преимущественно открытые (бессводовые) обжиговые печи, хотя на ряде предприятий можно встретить закрытые (сводовые) печи. Оба типа печей подвергаются непрерывной модернизации. При строительстве каждого нового производства анодов проводится технико-экономическая оценка выбора первого или второго типа печей. Тем не менее последние 20 лет печам открытого типа отдается большее предпочтение.

Модель открытой обжиговой печи в трехмерном изображении представлена на рисунке 1.

Основным элементом печи являются обжиговые камеры, непосредственно прилегающие друг к другу через разделительные простенки. Каждая камера состоит из 6-8 кассет, расположенных параллельно вдоль оси печи, и, следовательно, представляет собой блок элементарных ячеек - кассет, полностью идентичных как по размерам, так и по конструкции. Кассета имеет форму прямоугольной коробки, ограниченной с боковых сторон стенками огневых или греющих простенков, по торцам – стенками межкамерных перегородок, снизу – поверхностью подины. Кассета является элементарной ячейкой любой печи обжига и служит емкостью для загрузки «зеленых» анодов. Каждая кассета имеет автономную систему обогрева, осуществляемую посредством установки горелок в каждый греющий простенок и автоматически регулируемую по показаниям термопар. Печь состоит из двух рядов камер, которые расположены параллельно друг другу с разрывом между рядами около 3,5 м. Это пространство используется для размещения автоматизированных транспортных конвейеров для подачи в камеры «зеленых» анодов и отгрузки обожженных анодов. Такое размещение транспортеров облегчает механизацию и обслуживание печи.



1 – эксгаустер, 2 – рампа контроля разрежения, 3 – топливный мостик, 4 – воздушный охладитель, 5 – центральный дымовой бороз, 6 – бетонный каркас, 7 – разделительный простенок, 8 – аноды, 9 – кассета, 10 – перегородки, 11 – обогревающий простенок, 12 – перекидной канал

Рисунок 1 – Открытая печь для обжига анодов

Печь размещается в бетонном каркасе (обечайке), представляющем собой прямоугольную форму, механически удерживающую внутреннюю футеровку печи. Каркас может быть установлен на нулевой отметке или слегка заглублен в землю. Полное заглубление печи обжига удорожает строительство, а при капитальном ремонте, планируемом каждые 12 – 15 лет, затрудняет демонтажные и монтажные работы.

Для обогрева печей обжига используют как газообразное, так и жидкое топливо. Подача топлива проводится от центральной магистрали к внутренней сети, размещенной по периметру печи. Топливная линия внутрицеховой сети оснащается индивидуальными патрубками напротив каждой камеры. Патрубки имеют переходные соединительные муфты для подключения к топливной сети передвижной горелочной рампы (или мостика), на которой размещены топливные горелки.

Технология производства обожженных анодов

Практически на всех производствах обожженных анодов реализуется традиционная технологическая схема, представленная на рисунке 2.

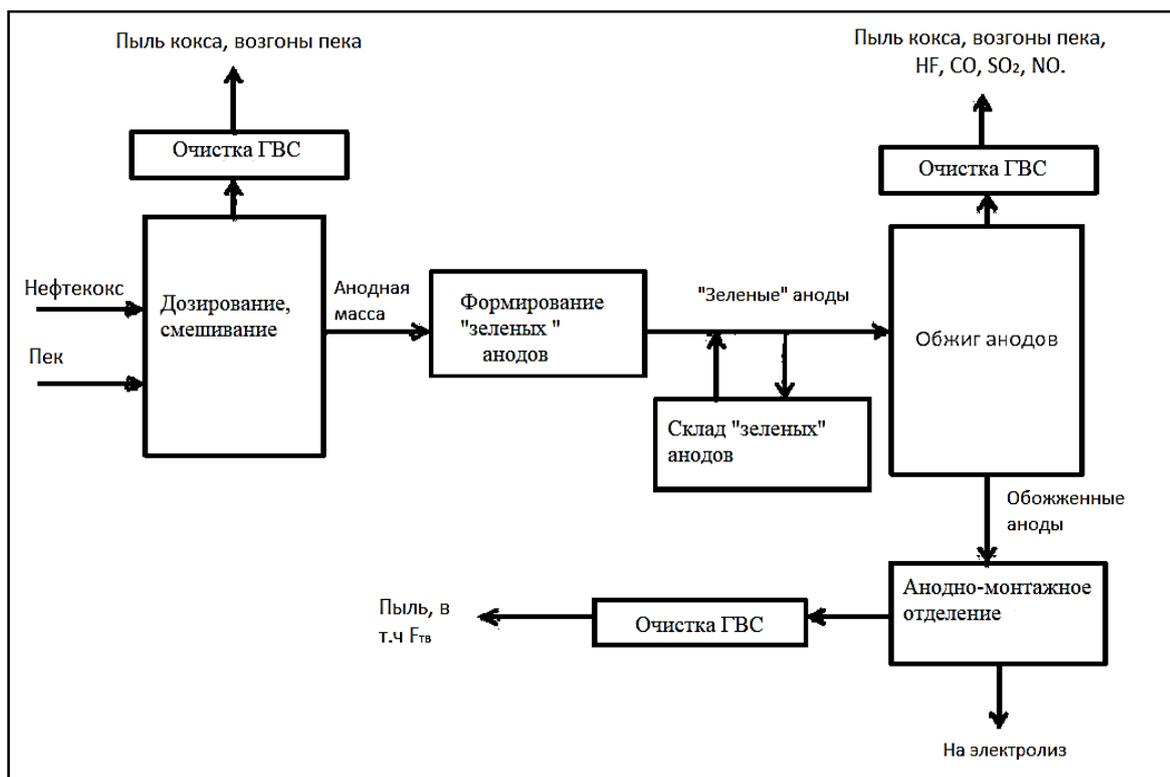


Рисунок 2 – Технологическая схема производства обожженных анодов (ГВС – газозвушные среды)

Процесс производства анодов в части дробления, измельчения и смешивания сырьевых материалов идентичен производству анодной массы, но предполагает использование огарков обожженных анодов (рисунок 3), которые вместе с прокаленным коксом проходят стадии дробления и отсева. Дробление производится до фракций 0 – 12,5 мм, помол 0 – 0,5 мм.



Рисунок 3 – Огарок анода алюминиевого электролизера

Температура пека в пекоприемнике и пекоплавителе – (180 – 220)°С. При смешении пекококсовой композиции образуется гомогенизированная «зеленая» анодная масса с температурой 220 °С. Затем из анодной массы формируются «зеленые» аноды, которые после охлаждения подаются из смесильно-прессового отделения двумя линиями конвейеров на склад, где складываются кранами-штабелерами в штабеля по 10 анодов в ряду и высотой не более 5 рядов. Со склада «зеленые» аноды подаются на конвейер с толкающей штангой и далее транспортируются в корпуса обжига по подвесному транспортному конвейеру (ПТК) с поддонами. В каждом из корпусов обжига на трассе ПТК имеется участок для снятия анодов с поддонов. Тележка ПТК останавливается на заданном участке, поддон блокируется и анод сдвигается на рольганг толкателем анодов. Далее аноды передвигаются по роликовому конвейеру, на котором собираются в пакеты по три штуки, и автоматически останавливаются у загружаемой камеры обжига. С помощью универсального крана ECL специальным захватом с гидроприводом аноды поднимаются и в один прием загружаются в кассету. Крановщик из кабины мостового крана включает подающий конвейер и следующий пакет из 3 анодов подводится к камере. Камера 72 – камерной обжиговой печи вмещает 7 кассет, в каждую из которых в течение 30 минут загружаются 6 пакетов. Перед загрузкой первого пакета на подину засыпается слой пересыпки из прокаленного нефтяного кокса крупностью – 5 + 1 мм. Высота слоя пересыпки составляет в среднем 50 мм и зависит от состояния подины. Слой пересыпки может быть увеличен. После загрузки каждого пакета оператор подсыпает поверх анодов слой пересыпки толщиной 5 – 10 см. После установки последнего ряда свободное пространство между стенками кассеты и «зелеными» блоками засыпается коксовой пересыпкой. Для создания хорошего уплотнения против подсосов воздуха и тепловой изоляции верх кассет заполняется слоем пересыпки по верхнему ряду блоков толщиной 500-700 мм. Пересыпка выполняет функции защиты обжигаемых изделий от окисления, создавая внутри кассет восстановительную атмосферу.

Процесс обжига «зеленых» анодных блоков условно можно разделить на следующие стадии:

1-я – до 120 °С – предварительный нагрев «зеленых» блоков, который сопровождается релаксацией имеющихся механических напряжений в структуре, размягчением пека и дистилляцией влаги.

2-я – 120-350 °С – термические преобразования в пеке и пекококсовой смеси, связанные с реакциями деструктивного разложения органических соединений.

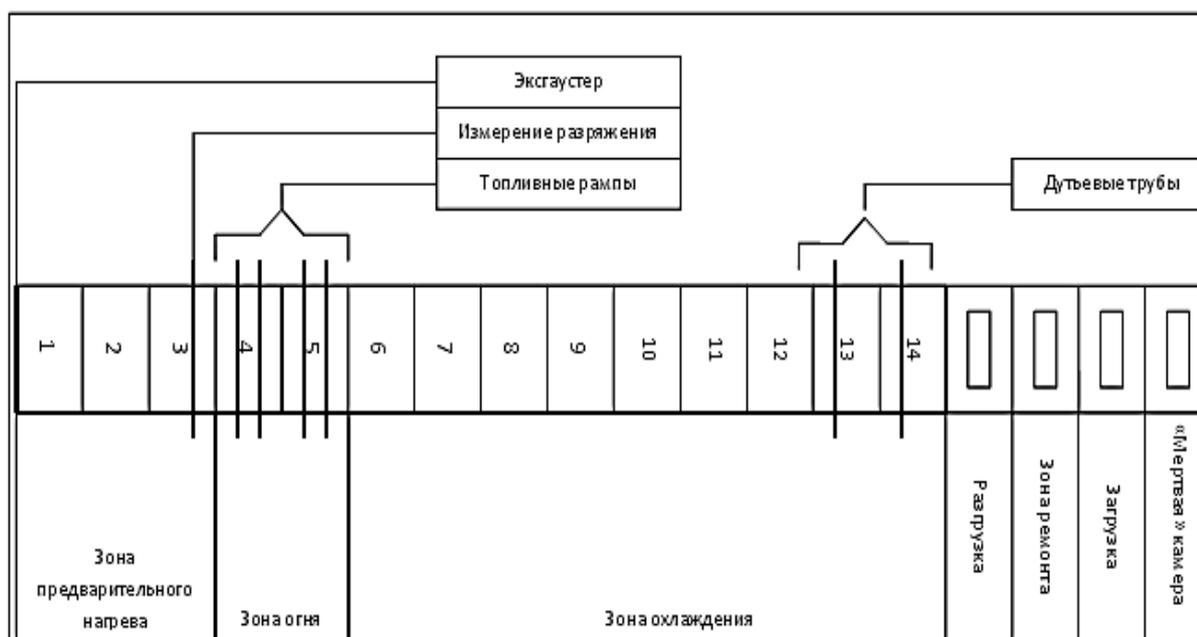
3-я – 350-600 °С – коксование связующего и начало спекания пекококсовой композиции.

4-я – 600-1200 °С – физико-химические преобразования, направленные на упорядочение структуры обожженного анода, придания ему высокой механической прочности, электропроводности и химической стойкости.

Реализация рационального температурного графика обжига, т.е. оптимального темпа подъема температуры на каждой из четырех стадий обжига является важным условием получения высокого качества обожженных анодов при минимальных энергетических затратах.

В многокамерных печах обжигаемые аноды находятся в состоянии покоя, т.е. неподвижны, а зоны предварительного нагрева, обжига и охлаждения периодически перемещаются от камеры к камере печи. Благодаря этому аноды каждой камеры в пределах одного цикла проходят все стадии обжига и охлаждения в соответствии с технически обоснованным графиком. Весь теплотехнологический цикл, включая зоны предварительного нагрева, форсированного нагрева и охлаждения, а также камеры подготовительного цикла (загрузка, разгрузка) носит название «огня». При 72-х камерах печь работает на 4-х «огнях». «Огонь» перемещается по печи «со скоростью» 24-28 часов на камеру.

Распределение камер в пределах одного цикла обжига представлено на рисунке 3.



№ 1-3 – камеры предварительного нагрева; № 4 – камера форсированного нагрева; № 5 – камера полного огня и завершения обжига; № 6-14 – камеры охлаждения; № 15 – разгрузка

Рисунок 3 – Распределение камер в пределах одного цикла обжига

Первая обогреваемая камера (№ 4) на ходу огня составляет зону форсированного нагрева. Температура в ней поднимается с 800 до 1225 °С. Камеру № 5 принято называть зона «полного огня», температура газа в огневых каналах этих камер составляет 1200-1250 °С и поддерживается постоянной. Принято говорить, что отопливаемые камеры (№ 4,5) находятся «на огне».

Продукты сгорания топлива под воздействием разрежения, создаваемого экстаустером, проходят через простенки камер № 1, 2, 3 и передают большую

часть аккумулированного ими тепла загруженным там «зеленым» анодам. В эксгаустер попадает газ, уже охлажденный до 160-200 °С. Таким образом, камеры № 1-3 выполняют роль рекуператоров, а зона этих камер носит название зоны предварительного нагрева.

После завершения обжига в камере № 5 горелочный мостик с этой камеры перемещается на 2 камеры вперед, т. е. на камеру № 3. Эксгаустер также передвигается вперед и переставляется с межкамерного простенка № 1 в простенок за «мертвой» камерой. В то же время камера № 5 поступает на охлаждение. Охлаждение обожженных анодов проводится путем продувки холодным воздухом. С этой целью в межкамерные простенки за камерами № 13 и 14 устанавливаются дутьевые трубы (манифольды). Последние оснащены вентилятором, который нагнетает воздух в огневые простенки камер. Проходя простенки камер с № 14 по № 5, воздух охлаждает футеровку простенков и обожженные аноды [5].

Часть горячего воздуха выбрасывается через открытые лючки простенков, которые остаются открытыми после перестановки горелочных рампы, в атмосферу цеха. Другая часть горячего воздуха проходит в топливные каналы простенков зоны «огня» и используется для сжигания горючего. Поэтому зона охлаждения частично выполняет функции подогревателя воздуха. Подача горячего воздуха в зону огня весьма благоприятно действует на эффективность горения топлива и повышает тепловой КПД печи.

Температурный режим обжига анодов определяется его графиком (рисунок 4) и величиной разряжения в камерах системы огня. На камерах естественного нагрева значение температур отходящих газов в простенках печи не регламентируются, но к моменту подключения камеры на форсированный нагрев температура в простенках должна быть не менее 800 °С.

Удаление отходящих газов производится через обводной газоход, расположенный вокруг печи и являющийся общим для всех камер. С помощью дымососов отходящие газы направляются в отделение газоочистки для их нейтрализации с последующим выбросом очищенных газов в атмосферу через трубу.

После обжига и охлаждения аноды выгружают из камеры с помощью универсального мостового крана на конвейер с толкающей штангой. Выгрузка одной кассеты продолжается в среднем 60 минут. После выгрузки аноды транспортируются к станции очистки, где отчищаются от прикоксовавшейся при сыпке скребковыми ножами и обдуваются воздухом.

После станции очистки аноды подаются к передаточному устройству, которое опускает аноды с площадки печи на роликовый конвейер, разделенный на три участка. Средний участок роликового конвейера служит для остановки анодов с целью их визуального осмотра и проведения, в случае необходимости, доочистки вручную. Бракованные обожженные аноды через поворотный стол направляются на конвейер, откуда на участок дробления. Годные обожженные аноды транспортируются конвейерами с толкающей штангой к участку их заг-



Рисунок 4 – График обжига анодов



Рисунок 5 – Обожженные аноды в составе анодного устройства алюминиевого электролизера

рузки на подвесной конвейер с поддонами – система ПТК (подвесных транспортных конвейеров) и транспортируются на склад. Обожжённые аноды приведены на рисунке 5.

Предприятия ОК РУСАЛ производят анодные блоки разных типоразмеров и назначения. Для электролизеров малой мощности производятся блоки типа А размером 550x400, высотой 510 мм. На современных электролизерах широко применяются анодные блоки типов Б и В (рисунок 6). Технические требования, предъявляемые к обожженным анодным блокам, разработаны швейцарской фирмой R&D Carbon Ltd. Наиболее значимые из них приведены в таблице [8].

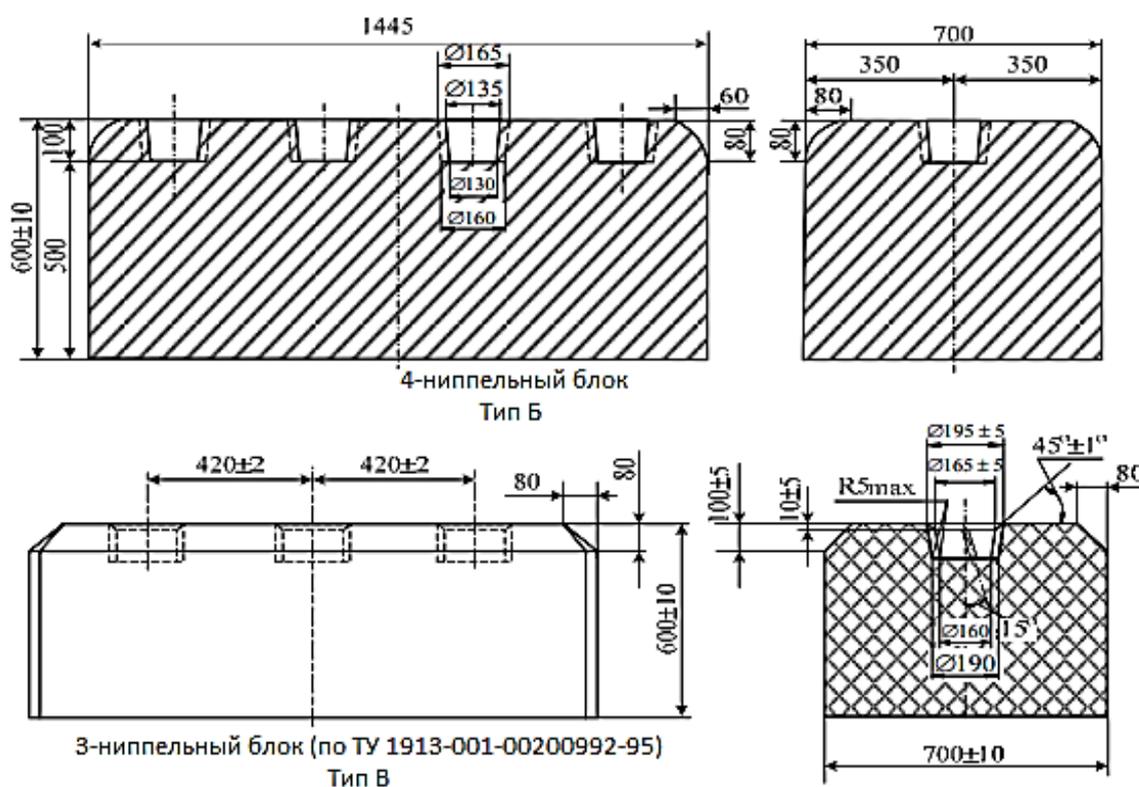


Рисунок 6 – Анодные блоки типа Б и В

Заключение

Проведена оценка состояния мирового и отечественного производства обожженных анодов для алюминиевых электролизеров. На основе анализа научно – технической литературы подтверждена основная тенденция современного электролизного производства - разработка и эксплуатация высокоамперных электролизеров с обожженными анодами, обладающих повышенной экологической безопасностью. Мировая потребность в обожженных анодах оценивается на уровне 19 млн. т, ОК РУСАЛ – 0,8 млн. т. При этом общий дефицит обожженных анодов в ОК РУСАЛ составляет 0,44 млн. т и покрывается за счет импорта из Китая. В 2019 г. ОК РУСАЛ планирует ввод новых

мощностей – 0,1 млн. т на Волгоградском и 0,22 млн. т на Тайшетском алюминиевых заводах. Поэтапное освоение анодного производства в условиях Тайшетского алюминиевого завода обеспечит для ОК РУСАЛ выпуск 1,3 млн. т. обожженных анодов.

Таблица – Показатели качества анодных блоков

Показатели качества	Типичное значение
Плотность: - объемная, кг/дм ³ , - истинная, кг/дм ³ , УЭС, мкОм·м.	1,53-1,58 2,05-2,08 52-60
Прочность: - на изгиб, МПа, - на сжатие, МПа.	8,0-12,0 32,0-48,0
Теплопроводность, Вт/м·К.	3,0-4,5
Реакционная способность в токе CO ₂ : - осыпание, %, - окисление, %. Зольность, %.	4,0-8,0 10,0-20,0 0,2-0,5
Содержание примесей, ppm: - S - Si - Fe - V - Na	1,2-2,4 100-300 100-500 80-260 200-600

Подтверждено, что ведущие алюминийпроизводящие компании – RIO TINTO, ALCAN, ALCOA, РУСАЛ, EMAL, ALBA предпринимают серьезные усилия по расширению собственного производства обожженных анодов с использованием в основном многокамерных печей открытого типа, обеспечивающих 4-х стадийный обжиг с получением высококачественных анодов при минимальных энергетических затратах. Расширение объемов производства обожженных анодов сопровождается совершенствованием конструкций печей, технологии обжига, заменой топлива (мазута на природный газ), с формированием защитных покрытий на анодах, изменением их геометрии (наличие газоотводных каналов) и др. Применение новых технологических схем обезвреживания отходящих газов значительно повышает экологическую безопасность анодных производств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чернавина Д. А., Чернавин Е. А., Фаллер А. В., Зданович М. Ю. Мировой рынок алюминия: тенденции развития, перспективы и ключевые проблемы // Молодой ученый. — 2018. — №17. — С. 206-210. — URL <https://moluch.ru/archive/203/49838/> (дата обращения: 23.12.2018).
2. Обожженные аноды ЭНЕРГОПРОМ [Электронный ресурс]. - http://epmhosting.nichost.ru/ru/our_business/products/prebaked_anodes (дата обращения: 18.12.2018).
3. Плешаков В. Алюминиевый завод Волгограда готов запускать производство анодов [Электронный ресурс]. - <https://vpravda.ru/ekonomika/alyuminievyy-zavod-volgograda-gotov-zapuskat-proizvodstvo-anodov-58439/>.(дата обращения: 14.12.2018).
4. Тайшетский алюминиевый завод. Строительство [Электронный ресурс]. <http://visinform.ru/?action=view&id=4345&module=articles&rubric=20> (дата обращения: 23.12.2018).
5. В.П. Никифоров, А.И. Пальчиков, Ю.А. Матвеев. Саянский алюминиевый завод. Корректировка проекта. Том III, книга 3, Производство обожженных анодов, Ленинград, 1982. – 782 с.
6. Янко, Э.А. Аноды алюминиевых электролизеров / Э.А. Янко. – М.: Руды и металлы, 2001. – 672 с.
7. Обзор рынка алюминия. Алюминиевая ассоциация [Электронный ресурс]. – [http://www.aluminas.ru /upload/iblock/4ab/2016 – aluminium-market-reviev.pdf-2016/](http://www.aluminas.ru/upload/iblock/4ab/2016_aluminium-market-reviev.pdf-2016/) (дата обращения: 23.12.2018).
8. Г.В. Галевский, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов. Металлургия алюминия. Справочник по технологии и оборудованию, Новокузнецк, 2009. – 251с.

В.М. Павловец

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». г. Новокузнецк

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЕРОЯТНОГО МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОСТИ ЗАРОДЫШЕЙ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОКАТЫШЕЙ, ОСНОВАННОЙ НА ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИИ

В работе исследован и проанализирован вероятный механизм формирования пористости зародышей в технологии производства окатышей, основанной на принудительном зародышеобразовании.

The paper investigates and analyzes the probable mechanism of formation of porosity of embryos in the technology of pellet production, based on forced nucleation.

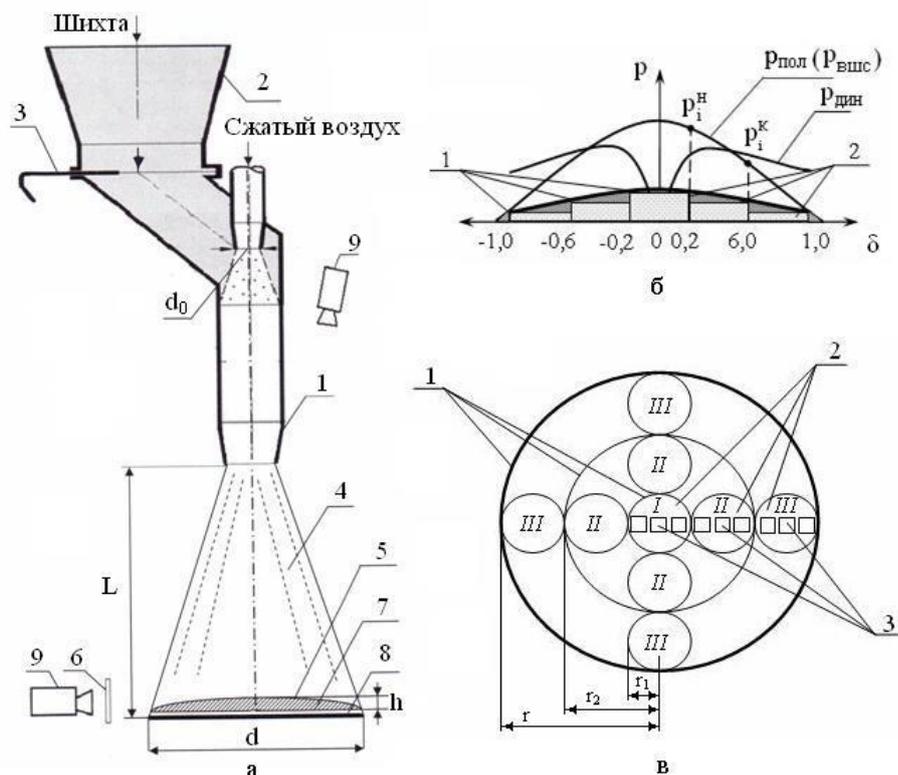
Получение сырых окатышей на тарельчатом окомкователе по технологии принудительного зародышеобразования включает формирование зародышей по форме, близкой форме куба в холостой зоне тарели методом напыления и создание оболочки окатышей их доокомкованием в рабочей зоне окомкователя в режиме переката [1, 2]. Эта технология экспериментально опробована в лабораторных условиях и позволяет получать окатыши с дифференцированным распределением пористости по его сечению и организовать процесс формообразования с более высокой удельной производительностью. Установлено, что в процессе принудительного зародышеобразования методом напыления шихты в центральной зародышевой зоне окатыша формируется преимущественно открытая пористость с относительно большим размером пор. Долю открытых пор диаметром 0,02-0,1 мм можно повысить от 25 до 35 % (абс.) при общем количестве пор до 30-45 %. Она зависит от массовой доли зародыша в окатыше, давления воздушно-шихтовой струи (ВШС), влажности шихты и некоторых других факторов [1, 2]. Повышенное содержание открытых пор в зародышевом центре позволяет усилить массоперенос испаряющейся влаги из центральной части окатышей на периферию в процессе сушки и ускорить перенос газа-окислителя с поверхности гранулы в ее центр в процессе обжига. На заключительной восстановительно-тепловой стадии обработки снижаются диффузионные ограничения по фильтрации газа-восстановителя через поверхностную оболочку окатыша в центр гранулы. При этом более прочная оболочка окатыша не позволяет снизить прочность окатыша ниже критического уровня. Механизм формирования пористости является сравнительно малоизученным в технике производства окатышей и нерудных пористых тел. В идеаль-

ном состоянии поры окускованного материала, предназначенного для последующей восстановительно-тепловой обработки, должны быть проницаемыми для технологических газов и удаляемого из структуры пара, равномерно распределены по сечению гранулы, обладать минимальной извилистостью, снижать в минимальной степени прочность сформованного куска [1, 2]. Это достаточно трудная технологическая задача.

Способов формирования пористости широкого класса сформованных тел в различных отраслях техники и, в частности, в производстве железорудных окатышей достаточно много. Самый распространенный метод создания поровой структуры сформованных кусковых тел – использование порообразующих, вспенивающих, топливных добавок и жидких, преимущественно, выгорающих связующих. Механизм формирования пор заключается в образовании пустот за счет выгорания топливной (органической) массы и расширения внутренних полостей сформованного тела давлением вспенивающего газа, образующегося при термообработке. Регулировать пористость куска можно давлением прессования в процессе брикетирования [3] или режимом работы окомкователя в процессе окомкования [4]. В процессе сушки и обжига также можно управлять процессом формирования пор, используя теплотехнические методы воздействия [4]. Структурообразование напыленных покрытий во многих отраслях техники формируется тепловыми и газоструйными методами воздействия, основанными на закономерностях возникновения и поведения жидкого расплава [5,6]. В последнее время предложено использовать теплосиловое воздействие газовой струи для структурообразования влажных окатышей на стадии окомкования [1, 2]. Знание механизма формирования пористости позволяет регулировать реакционную способность окускованного сырья на всех последующих стадиях производства (сушки, обжига и восстановления), воздействовать на процесс формирования пористости и ее характер, установить рациональное соотношение общей и открытой пористости, оптимизировать размер и извилистость пор.

Целью работы являлось исследование механизма формирования пористости зародышей в технологии производства окатышей, основанной на технике принудительного зародышеобразования.

В экспериментах шихту тейского железорудного концентрата ($d_{\text{ч}} = 0,068$ мм, $W_{\text{ш}} = 5,5; 7,5; 9,5$ %) расходом $0,01$ кг/с напыляли на шихтовый гарнисаж (ШГ) влажностью $7,5$ %. Влажность шихты меняли, дозируя воду в сухую шихту. После перемешивания влажную шихту протирали через сито с ячейкой $1,0$ мм. Расстояние L между соплом СА и ШГ составляло $50, 100, 200, 300$ мм. После чего рассчитывали относительное расстояние $L/d_{\text{са}} = 2,5; 5,0; 10,0; 15,0$ (где $d_{\text{са}}$ – диаметр сопла СА, м). Для уточнения вероятного механизма формирования пористости НС в некоторых опытах устанавливали $L/d_{\text{са}} = 1,5; 20,0$. Угол атаки СА к гарнисажу составлял 90 град. Используя номограмму, разработанную в работе [2], и условия экспериментов, определяли давление ВШС в зависимости от параметров сжатого воздуха и струйного аппарата. Схема отбора проб и направление фото- и видеосъемки показаны на рисунке 1.

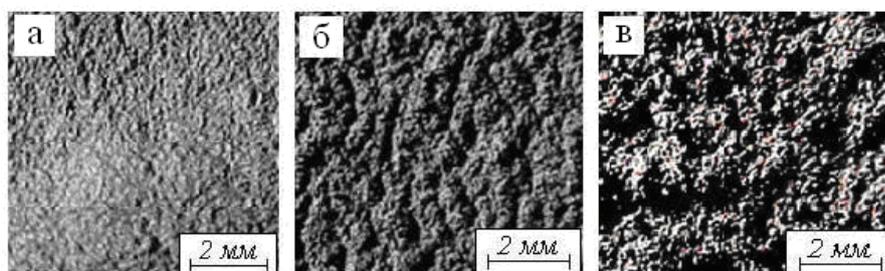


В позиции а: 1 – струйный аппарат; 2 – бункер шихты; 3 – шибер; 4 – воздушно-шихтовая струя; 5 – напыленный слой шихты; 6 – защитный стеклянный экран; 7 – контрастная основа; 8 – опора; 9 – видеокамеры

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

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

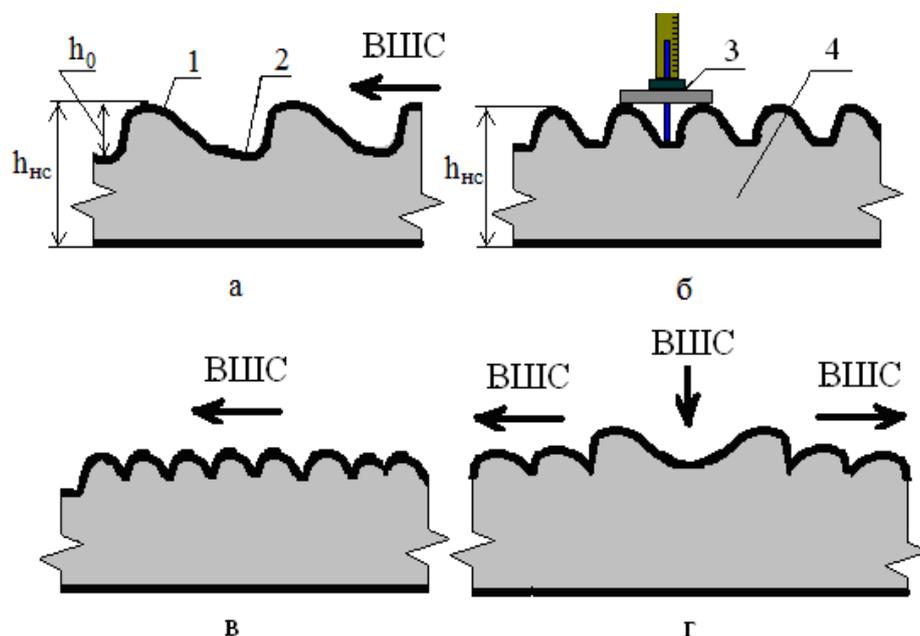
Макроструктуры образцов в разных зонах напыленного слоя, полученного напылением шихты влажностью $W_{ш}=9,5\%$, показаны на рисунке 2.



а) центральная зона I НС, $\delta=0$; $\beta=90^\circ$, $L/d_{ca} = 2,5$; б) промежуточная зона II, $\delta=0,5$; $\beta=90^\circ$, $L/d_{ca} = 5,0$; в) периферийная зона III $\delta=0,8$; $\beta=90^\circ$, $L/d_{ca} = 10,0$.

Рисунок 2 – Макроструктура образцов в различных зонах НС, x5

Схематичное изображение структурных изменений НС (шихтовых напылов и структурных углублений) и методика определения размера структурных углублений в поперечном разрезе НС показаны на рисунке 3.



структурные изменения на поверхности напыленного слоя: 1 – шихтовые напылы; 2 – структурные углубления; 3 – измерительная линейка для определения высоты структурных углублений; 4 – напыленный слой
 а – при низких давлениях ВШС в зоне II; б – при высоких давлениях ВШС в зоне I; в – при низких давлениях ВШС в зоне III; г – при сверхвысоких давлениях ВШС в зоне I

Рисунок 3 – Структурные изменения на поверхности напыленного слоя

Структурные углубления НС шихты представляют собой концентрические слабоизвилистые каналы, сформированные шихтовыми напылами и располагающиеся по круговой траектории вокруг оси кругового НС. Эти каналы, как правило, замкнутые друг на друга. Часть из них имеет прерывистый характер. На фотографиях макроструктуры они отображаются темными линиями толщиной 0,1-1,5 мм.

Ширина шихтовых напылов имеет более существенную величину: от 1 до 3 мм. Форма напылов имеет покатую поверхность со стороны атаки ВШС и крутой наклон с противоположной (теневого) стороны. Эту особенность напыленных покрытий отмечают авторы работы [7,8], в которой это свойство объясняют «теньвым эффектом» напыленного слоя для потока частиц, ускоренных высокотемпературной плазмой. В результате формируется столбчатая структура напыленного покрытия, состоящая из столбов (напылов) и углублений. На поверхности шихтовых напылов НС также можно найти мелкие короткие углубления длиной 1-3 мм и глубиной менее 1 мм, которые в анализе не использовались, но играли определенную роль в формировании пористости.

Методика отбора проб из НС для анализа макроструктуры подробно описана в работе [2]. Анализ макроструктуры образцов определяли в зависимости от безразмерного текущего радиуса δ ($\delta=r_i/r$, где r_i – текущее значение радиуса НС; r – радиус НС, м; i – порядковый номер зоны) и параметра L/d_{ca} . Зона I ($\delta_1= 0-0,2$) находилась в центре НС (на оси струи) в круге радиусом r_1 . Зона II ($\delta_2= 0,2-0,6$) занимает кольцевое пространство вокруг зоны I, ограниченное радиусом r_1 (внутренний) и r_2 (наружный). Периферийная зона III ограничена кольцом радиусами r_2 и r ($\delta_3= 0,6-1,0$).

В качестве параметров макроструктуры НС использовали относительную величину структурных углублений НС θ_{ho} и относительное количество структурных углублений θ_N , количество/м² (1/ м²), на его поверхности. Относительную величину структурных углублений НС θ_{ho} на его поверхности определяли по выражению:

$$\theta_{ho} = h_o / h ,$$

где h_o – среднее значение структурных углублений, мм; h – среднее значение высоты напыленного слоя на его оси, мм.

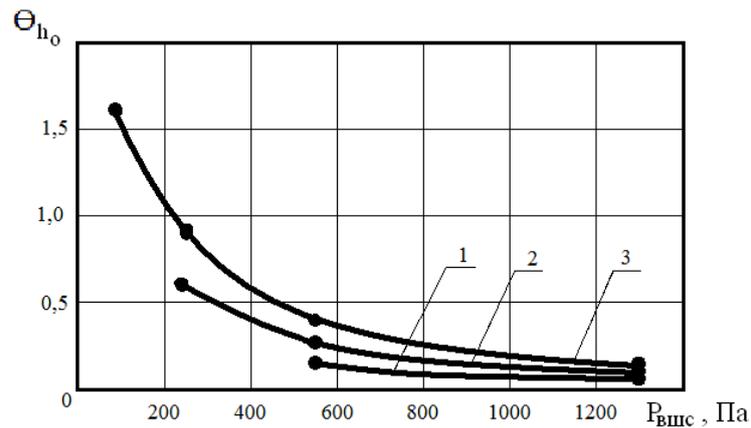
Среднее значение структурных углублений определялось по 6 величинам расстояний, замеряемых в трех зонах НС (рисунок 1) во взаимно перпендикулярных направлениях, между гребнем структурного напыла и впадиной структурного углубления (рисунок 3). Напыленный слой, полученный напылением ВШС при угле атаки (β) 90 град. имел правильную круговую форму диаметром d и высотой h . Усреднение проводили по трем опытам при фиксированном значении L/d_{ca} и $W_{ш}$.

Относительное количество структурных углублений θ_N вычисляли по выражению:

$$\theta_N = N / f_{nc} .$$

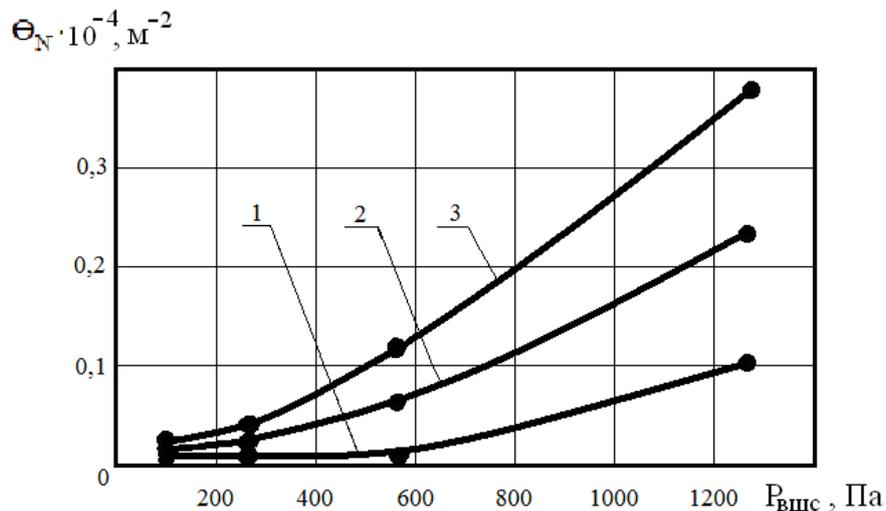
где N – численное значение структурных углублений N , определяемое по количеству концентрических теневых каналов в каждой зоне НС; f_{nc} – площадь напыленного слоя диаметром d , м², (рисунок 1).

Параметры θ_{ho} и θ_N оценивали в зависимости от давления ВШС, относительного расстояния L/d_{ca} и влажности напыляемой шихты. Давление ВШС подбирали по номограмме в зависимости от параметров шихты и характеристик струйного аппарата (СА) [2]. Влажность шихты меняли искусственным дозированием воды в состав сухой шихты, после чего ее готовили по методике, описанной в работе [2]. Результаты экспериментов представлены на рисунках 4, 5.



Влажность шихты: 1 – 5,5 %; 2 – 7,5 %; 3 – 9,5 %

Рисунок 4 – Зависимость относительной величины структурных углублений от давления ВШС.



Влажность шихты: 1 – 5,5 %; 2 – 7,5 %; 3 – 9,5 %

Рисунок 5 – Зависимость относительного количества структурных углублений напыленного слоя шихты от давления ВШС

Установили, что в общем случае параметр θ_{h_0} резко снижается с ростом давления ВШС до 800 Па, после чего происходит замедленное снижение его величины (рисунок 4). Одновременно с ростом давления ВШС высота структурных углублений падает, но одновременно с этим растет средний размер НС. Характер зависимости показывает, что интенсивность снижения h_0 существенно выше интенсивности роста h . Это объясняется структурными особенностями формирования напыленного слоя шихты, подробно рассмотренными в источнике [2]. Большую роль на параметр θ_{h_0} оказывает влажность напыляемой шихты. При $W_{ш} = 5,5\%$ и давлении ВШС менее 800-1000 Па на поверхности формируются невысокие напылы и мелкие структурные углубления ($h_0 < 0,1-0,2$ мм), недоступные для инструментального измерения. Их можно

замерить и анализировать при достаточно большом увеличении. Можно считать, что влажная шихтовая пульпа в этом режиме напыления не играет особой роли в структурообразовании. При $W_{ш} = 7,5$ и $9,5$ % формируются крупные шихтовые наплывы достаточной высоты и структурные углубления, доступные для визуального наблюдения и инструментального измерения. К отмеченному можно добавить, что характер полученной зависимости близок к зависимости, полученной в источниках [7, 8], описывающих плазменное напыление металлических порошков. Результаты этих исследований показывают, что при острых углах атаки ($\beta < 40-45^\circ$) формируется столбчатая структура напыленного покрытия с максимальным размером структурных углублений.

Параметр θ_N характеризует количество концентрических структурных углублений на поверхности напыленного слоя шихты в зависимости от $P_{вщс}$ (рисунок 5). До давления, равного 500-600 Па, параметр θ_N растет более медленным темпом, чем при $P_{вщс} > 600$ Па (при $W_{ш} = 7,5$ и $9,5$ %). Это объясняется тем, что с ростом $P_{вщс}$ интенсивность роста количества структурных углублений существенно превышает рост площади напыленного слоя $f_{нс}$ и его диаметра d . Причем с ростом влажности шихты с 5,5 до 9,5 % параметр θ_N возрастает почти в 4 раза при $P_{вщс} = 1280$ Па. При формировании напыленного слоя шихты, полученного при влажности шихты $W_{ш} = 5,5$ % и давлении ВШС менее 800-1000 Па, высоту структурных углублений измерить практически невозможно и ее условно приняли, равной 0,1 мм. При этом условии параметр θ_N , близок к нулю.

В большинстве литературных источников в области высокотемпературного напыления дисперсных порошков анализ влияния аэродинамики потока частиц и носителя (плазма, продукты горения горючих топлив) на структурообразование напыленных покрытий практически не проводится [5-7]. Считается, что энергия газа-носителя передается напыляемым частицам и основную роль в структурообразовании играет механическое и тепловое поведение частиц на поверхности покрытия. В технологии принудительного зародышеобразования при получении влажных железорудных окатышей влияние аэродинамики частиц и газового носителя является определяющим фактором [2]. Характер и размеры шихтовых наплывов и структурных углублений существенно зависят от давления ВШС, оказываемого на поверхность НС. Основное давление ВШС на НС формирует струйный аппарат, но и это давление ВШС неравномерно по сечению НС. В центральной части НС давление ВШС максимальное, в зоне III давление ВШС - минимальное. Собственное давление ВШС, называемое полным, структурно состоит из динамического (скоростного) давления движущегося потока и статического (неподвижного) заторможенного газа на поверхности преграды [2, 9] (рисунок 1). Причем эпюры распределения динамического и статического давлений существенно отличаются друг от друга по диаметру НС. Динамическое давление на оси НС при угле атаки ВШС 90 град равно нулю, после чего возрастает до максимального значения при-

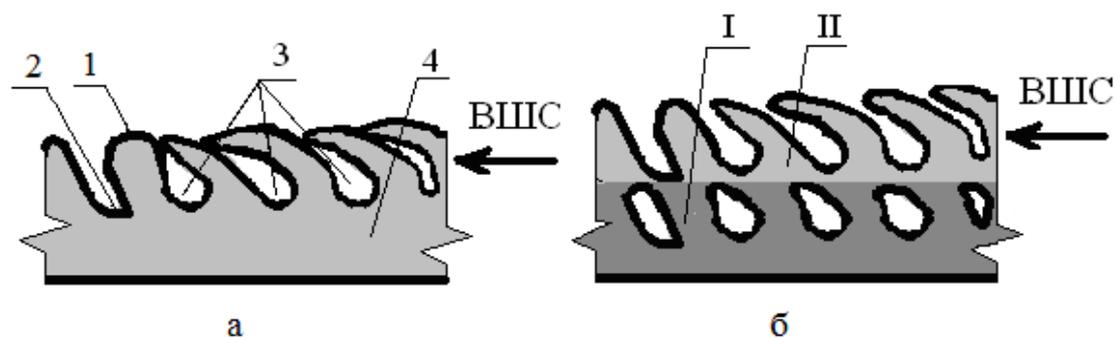
мерно на половине радиуса НС (зона II), после чего плавно убывает до минимума в зоне III. Динамическое давление замерено у воздушного потока, движущегося строго вдоль (параллельно) поверхности НС. Движущийся поток газов и частиц испытывает при движении сопротивление со стороны поверхности НС за счет сил трения. По этой причине поверхностная зона НС испытывает сдвиговые нагрузки [2, 9]. Статическое давление ВШС создается условно неподвижным газом – носителем. Оно замеряется импульсной трубкой, ориентированной навстречу потоку, перпендикулярно поверхности НС. Причем на оси ВШС статическое давление максимальное, а на границе НС это давление минимальное [2, 9]. Причем характер статического давления в зависимости от угла атаки ВШС может меняться от положительного в зоне I на отрицательное в зоне II. Можно отметить, что граница НС практически совпадает с проекцией ВШС в рамках угла раскрытия струи ($\beta=20$ град). Особенностью поля давления газа-носителя является его изменение в течение всей длительности напыления. Перед напылением ровная и относительно гладкая поверхность ШГ во время напыления модифицируется и становится шероховатой, формируются шихтовые наплывы и структурные впадины, форма НС становится конусообразной [2]. Характер изменения полного давления ВШС при формировании макроструктуры НС в ходе напыления учесть практически невозможно. Можно утверждать с высокой долей вероятности, что оно снижается из-за повышенного сопротивления микрорельефа поверхности НС [2, 9]. Характер формирования макроструктуры НС в динамическом состоянии можно визуально зафиксировать при видеопросмотре и при достаточном увеличении. После снятия баронагрузки со стороны ВШС макроструктура поверхности НС в статическом состоянии может измениться, поскольку подвижная шихтовая пульпа разглаживается и выравнивается, частично заполняя структурные углубления. Этими причинами во многом можно объяснить различные особенности формирования шихтовых наплывов и структурных углублений в каждой зоне НС и в зависимости от среднего давления ВШС.

В центральной зоне I НС при среднем давлении ВШС (в пределах 1000-2000 Па) на шихтовый материал оказывается максимальное давление, которое выдавливает влагу из напыляемой шихты на поверхность НС особенно при $W_{ш} > 7,5$ %. В результате этого образуется подвижная шихтовая пульпа влажностью $W=(1,25-1,50)W_{ш}$, которая пропитывает шихту и активно участвует в структурообразовании. Попутно заметим, что процесс образования пульпы зависит от размеров частиц напыляемой шихты, влажности напыляемой основы (ШГ), температуры газа носителя и других факторов [1, 2]. Жидкотекучесть и пониженная вязкость пульпы по сравнению с влажной шихтой почти полностью исключают отскок частиц от поверхности НС [2], формируя коэффициент напыления, близкий к 1,0. Частицы и шихтовые коагулянты, внедряющиеся с высокой скоростью в поверхность жидкотекучего НС, способны сформировать волновое движение шихтовой пульпы. Если внедряется массивный коагулянт, то волны будут еще выше. Одновременно с этим поток газа-носителя на поверхности НС поворачивает на угол 90 градусов и при движении вдоль

поверхности НС усиливает волновое движение, формирует на ней волнообразные шихтовые наплывы и, соответственно, структурные углубления концентрической формы, хорошо заметные на видеопросмотре (рисунки 2, 3). В зоне II НС они имеют максимальные величины. После снятия баронагрузки шихтовая пульпа частично растекается, макроструктура поверхности НС меняется и глубина структурных углублений уменьшается. Уровень этих процессов оценить затруднительно, и анализировать макроструктуру НС можно только в статическом состоянии после снятия баронагрузки. В общем случае в статическом состоянии высота структурных углублений h_0 и значение θ_{h_0} в зоне I минимальные (рисунок 4). Количество углублений и параметр θ_N в этой зоне, напротив, максимальные (рисунок 5). При более высоких давлениях ВШС (свыше 2000 - 2500 Па, $W_{ш} = 7,5-9,5 \%$) поток воздуха и ускоренные частицы шихты способны не только сформировать шихтовую пульпу, но и выдавить ее из зоны I НС в зону II НС (рисунок 3, г). При этом в центре НС образуется пустотелое полусферическое углубление, которое является устранимым дефектом НС. В теории гидродинамики указывается на то, что наличие полости и ее форма способны усилить силовое воздействие на НС [2, 9]. Отмеченное указывает на определяющую роль подвижной шихтовой пульпы на структурообразование НС.

В зоне II НС динамическое давление газа-носителя максимальное, а статическая составляющая полного давления минимальная (рисунок 1). Количество шихтовой пульпы в этой зоне уменьшается или отсутствует полностью при $P_{вшс} < 800-1000$ Па и $W_{ш} < 7,5 \%$. Одной из причин этого является бародиффузионное влагоудаление с поверхности НС, усиливающееся с ростом температуры газа-носителя [2]. Поэтому шихтовые наплывы образуются путем сдвига поверхностных слоев НС не только подвижной пульпы, но и сдвигом влажной и пластичной шихты в направлении движения ВШС. Структурообразованию способствует создание барьеров и неровностей на пути движения частиц за счет сил трения. На формирование размеров наплывов и углублений оказывает влияние теневой эффект [7]. Параметры θ_{h_0} и θ_N имеют некоторое промежуточное значение.

В зоне III НС все составляющие полного давления ВШС имеют минимальное значение. Напыленный слой шихты в этой зоне состоит преимущественно из слабосвязанных шихтовых конгломератов пониженной влажности $W = (0,85-0,95)W_{ш}$, которые сформированы преимущественно из частично разрушившихся гребней наплывов, на поверхность которых налипли частицы ВШС. По этой причине прочностные параметры НС имеют минимальное значение. Автором работы были предложены многочисленные технические мероприятия (многоструйное напыление, перекрытие ВШС, избирательное увлажнение и др.) по устранению этого недостатка, признанные изобретениями [2]. Также были сформулированы рекомендации по усреднению давления ВШС и давления на поверхности НС, для того чтобы приблизить условия структурообразования во всех зонах НС.



структурные изменения на поверхности напыленного слоя: 1 – шихтовый напыль, 2 – структурное углубление, 3 – поры, 4 – напыленный слой
 В позиции б: I, II – напыленный слой, сформированный в последовательные промежутки времени

Рисунок 6 – Схема формирования пористости напыленного слоя шихты: надвигом шихтовых напыльков друг на друга – а, перекрытием структурных углублений шихтовыми напыльками – б

В работах [7-9] отмечается, что структурные углубления в столбчатой структуре могут перекрываться напыляемым материалом и образовываться проницаемые каналы. Указывается при этом, что может формироваться как закрытая, так и открытая пористость. На рисунке 6 представлены вероятные схемы формирования пористости НС, предназначенного для зародышеобразования.

Первый механизм формирования пористости (рисунок 6, а) основан на надвиге шихтовых напыльков друг на друга под динамическим давлением ВШС. Воздушная полость (пора) в наибольшей степени вероятности может образоваться в основании структурного углубления, где наиболее сильное сцепление шихтового напылька с основой. Силами, препятствующими отрыву напылька от основы, являются силы капиллярного и межчастичного взаимодействия, силы вязкого трения [1, 2]. Гребень напылька, находящийся под динамическим давлением ВШС, напротив, обладает более высокой подвижностью и деформацией в силу особой геометрической формы и потому может перекрыть пустоту в зоне, недоступной для давления ВШС. В силу разных причин он может обломиться и вклиниться всей массой в полость углубления. Этот механизм вероятностный, поскольку зафиксировать его в динамическом состоянии в условиях аппаратного увеличения достаточно проблематично. Если шихтовые напыльки, не обладают достаточной подвижностью, необходимой для развития первого механизма порообразования, то возможен механизм формирования пустот путем механического перекрытия структурных углублений напыляемой шихтой (рисунок 6, б). Этот механизм особенно вероятен в зоне I, где ширина углублений не превышает 0,1-0,5 мм и соизмерима с размерами напыляемых частиц и массивных коагулянтов. Возможность такого развития событий подтверждают результаты работ [2, 7-9], в которых доказана возможность создания упрочняющего каркасного перекрытия для залечивания дефектов

и пустот НС и напыленного покрытия методом газового напыления. Не исключен комбинированный механизм формирования пористости по обоим указанным механизмам. Поскольку механизм напыления носит слоевой характер, то в процессе уплотнения НС в глубине слоя возможно продолжение порообразования по пути уменьшения размеров пор, их удлинения, сфероидизации и др. В виду сложности этих процессов, протекающих в динамическом состоянии и в закрытой системе, все описанные механизмы имеют вероятностный характер.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
2. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2016. – 373 с.
3. Ожогин В.В. Основы теории и технологии брикетирования измельченного металлургического сырья / В.В. Ожогин. – Мариуполь: . – ПГТУ. – 2010. – 442 с.
4. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей / Ю.С. Юсфин [и др]. – М.: Металлургия. – 1994 . – 240 с.
5. Кудинов В.В., Бобров Г.В. Нанесение покрытий напылением, теория, технология и оборудование / В.В. Кудинов, Г.В. Бобров М.: Металлургия. – 1992. – 412 с.
6. Газотермическое напыление / Л.Х. Балдаев [и др.] М.: Маркет ДС. – 2007. – 344 с.
7. Гнездовец А.Г. Модель формирования макроструктуры покрытий при плазменном напылении / А.Г. Гнездовец, В.И. Калита // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 1. – С. 30-39.
8. Калита В.И. Механизм формирования аморфной структуры в металлических сплавах при плазменном напылении / В.И. Калита, Д.И. Комлев // Металлы. – 2003. – № 6. – С. 30-37.
9. Швыдкий В.С. Механика жидкости и газа / В.С. Швыдкий [и др.]. – М.: Металлургия. – 2003. – 464 с.

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

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДОУГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ

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

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

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

Все многообразие процессов, протекающих при обжиге таких окатышей, учесть трудно (практически невозможно). С другой стороны, в этом нет необходимости, поскольку гомоморфизм объекта (агрегата) в его модель имеет место, если изображение процесса в агрегате сохраняет наиболее существенные свойства реального объекта и передает их в математической форме. Поэтому в математической модели процесса обжига целесообразно учитывать лишь те процессы, параметры которых можно проверить экспериментально, а именно:

процессы сушки окатышей, окисления и восстановления рудных составляющих шихты, диссоциации известняка, взаимодействия углерода топлива окатышей с компонентами газовой фазы, с диоксидом углерода, образующейся при диссоциации известняка и т.п. Все процессы явления, не включенные в модель, учитываются через параметры адаптации модели.

Если считать, что все физико-химические процессы протекают в объеме окатышей, каждый из которых представляет собой сферическую частицу, состоящую из равномерно распределенных гранул руды, известняка и топлива, радиусы которых составляют соответственно r_p , r_m и r_t , то представляемая ниже система уравнений определяет ядро математической модели.

Уравнение баланса тепла газов

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

здесь

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

где y и l – координаты по высоте (по ходу газа) и по длине слоя; l_0 – координата начала зоны охлаждения; $G_{с.г.}$ – массовая скорость сухого газа; $G_{и.}$ – плотность орошения в зоне охлаждения; x – влагосодержание газа; $и$ – содержание воды в водовоздушной смеси; α_{F_1} – коэффициент теплоотдачи от газа к окатышам; F_1 – удельная поверхность (средняя) окатышей; $L_{п.}$ – тепловой эффект испарения воды; m – коэффициент массивности, который равен

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

где r_k – эквивалентный по поверхности радиус окатыша; λ_k – коэффициент теплопроводности окатышей; остальные обозначения являются общепринятыми.

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

Уравнение теплообмена

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

где G_m – производительность машины по сухой шихте, т/ч; $H_{сл.}$ – высота слоя; B_T – ширина слоя (тележки); W – влажность окатышей; $\lambda_{эф.}$ – коэффициент эффективной теплопроводности слоя; q_i – тепловой эффект i -го химического процесса; f_i – интенсивность протекания i -го химического процесса.

Изменение давления газа по высоте слоя

$$\partial p_r / \partial y = - \zeta_{\text{сл}} \rho_r v_{0r}^2 / (4r_k); \quad (3)$$

здесь

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

а коэффициент сопротивления слоя принимают, например, по данным работы [2]: $\zeta_{\text{сл}} = (3300 / \text{Re}_{\text{сл}}) + 16$; $\text{Re}_{\text{сл}} = \rho_r v_{0r} d_k / \mu_r$.

В зависимости от физического смысла граничных условий выражения (3) под p_r понимается либо абсолютное, либо избыточное давление.

Уравнение «влагообмена»

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

где β_1 – коэффициент массообмена от окатышей к газу; $x_{\text{п}}$ – влагосодержание газа на поверхности окатышей; m_m – коэффициент массивности при массообмене, $m_m = 1 + \beta_1 d_k / (10 \lambda_m)$; здесь λ_m – коэффициент массопроводности окатыша. Эта величина должна быть связана с коэффициентом диффузии влаги в порах окатыша, однако более удобным является ее подбор путем совмещения экспериментальных и расчетных кривых изменения влажности окатыша при сушке в неподвижном слое; иными словами, этот коэффициент является коэффициентом адаптации математической модели обжиговой машины в зоне сушки.

Вследствие сложности математической модели процесса обжига рудогольных окатышей в целом представляется целесообразным использовать для описания отдельных физико-химических явлений наиболее простые и наглядные представления. Так, например, предположим, что влагосодержание газа на поверхности окатышей равно влагосодержанию, соответствующему насыщению $x_{\text{н}}$, причем величина $x_{\text{н}}$ определяется в соответствии с рекомендациями вышеупомянутой работы А.В. Лыкова. Коэффициент массообмена β_1 , определяющий интенсивность сушки, находится из критериальных соотношений, предложенных в работах ВНИИМТ [7, 8].

Уравнение влагосодержания по высоте слоя (уравнение баланса влаги)

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

Уравнение баланса массы сухих газов

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

Точно такие же уравнения необходимо записать для каждого компонента газа.

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

В общем случае процесс охлаждения слоя водо-воздушной смесью в значительной степени определяется способом ее приготовления и типом форсунок, используемых для распыления воды. Кинетика испарения капель в силу стесненности и извилистости движения частиц жидкости усложняется явлениями коагуляции капель и растекания их по поверхности окатышей. Учсть эти

обстоятельства в полной мере не представляется возможным, поэтому будем считать, что интенсивность испарения описывается следующим простым уравнением:

$$-\frac{\partial G_{\text{и}}}{\partial y} = \sigma_{\text{и}} F_1 \left(\frac{x_* - x}{1 + x} \right), \quad (7)$$

где $\sigma_{\text{и}}$ – эффективный коэффициент испарения; $x_* = 0,622p^*/(p_{\Gamma} - p^*)$; $\ln p^* = 25,403 - 5176,085/(t_{\Gamma} + 273)$.

Параметр $\sigma_{\text{и}}$ является коэффициентом адаптации модели в зоне охлаждения.

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

$$\rho_{\text{к}} c_{\text{к}} V_{\text{к}} \frac{\partial t_{\text{к}}}{\partial l} = k_2 F_2 \left(t_{\Gamma|y=H_{\text{сн}}} - t_{\text{к}} \right). \quad (8)$$

Представленные выше уравнения являются основными при анализе теплотехнических аспектов процесса обжига. Однако они не могут быть решены до тех пор, пока не будут определены интенсивности протекания отдельных химических реакций (f_i). Учитывая сделанные ранее замечания об общей сложности комплексной математической модели, описание физико-химических аспектов процесса обжига желательно оформлять в виде относительно простых математических уравнений, отражающих тем не менее правильно основные (характерные) стороны того или иного явления. Так как при обжиге рудугольных окатышей большой интерес представляет степень металлизации конечного продукта, то использование моделей восстановления оксидов железа, основанных на понятии среднеобъемной степени восстановления (по отнятому кислороду) [7, 8] не представляется возможным. С другой стороны, нельзя использовать и хорошо известные модели фронтального восстановления [9], так как они не учитывают сложной структуры офлюсованного рудугольного окатыша.

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

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

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

где x_{FeO} – начальная концентрация вюстита в рудной грануле; D_p – коэффициент диффузии кислорода в макропорах гранулы; $k_{\text{ок}}$ – константа скорости окисления; β_{O_2} – коэффициент массообмена от газа в макропорах окатыша к поверхности гранулы (по кислороду); O_2 и O_2^o – действующая и равновесная концентрации кислорода в газе;

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

где: $k_{V\text{ок}}$ – объемная константа скорости окисления; $D_{\text{ок}}^{\text{O}_2}$ – эффективный коэффициент диффузии кислорода в макропорах окатыша.

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

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

Степень окисленности рудной гранулы связана с текущим радиусом непрореагировавшего объема выражением

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

а скорость (интенсивность протекания) реакции окисления определяется выражением

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

Тогда количество теплоты, выделившееся в процессе окисления, составит

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

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

$$\frac{\partial}{\partial y}(\rho_{O_2} O_2 v_{0r}) = -\frac{1}{9} DR \rho_m \chi_{V_2} x_{FeO} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}. \quad (12)$$

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

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

$$-0,4396 \rho_n \frac{\partial \xi_n}{\partial \tau} = \frac{\rho_{CO_2} k_{дис} (CO_2^0 - CO_2)}{CO_2^0 + \frac{k_{дис}}{D_{иCO_2}} \xi_n \frac{r_n - \xi_n}{r_n}}, \quad (13)$$

где $k_{дис}$ – константа скорости диссоциации известняка; $D_{иCO_2}$ – коэффициент диффузии CO_2 в микропорах известняковой гранулы; CO_2 и CO_2^0 – действующая и равновесная концентрации диоксида углерода в макропорах окатыша.

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

– изменение текущих долей (по массе) известняка и извести

$$\frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau} = \frac{3DI}{r_n^3} \xi_n^2 \frac{\partial \xi_n}{\partial \tau}; \quad \frac{\partial CaO}{\partial \tau} = -0,5603 \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

– скорость реакции диссоциации

$$f_{дис} = \rho_m \chi_{V_2} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

– затраты теплоты на диссоциацию

$$f_{дис} q_{дис} = \rho_m \chi_{V_2} q_{дис} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

– изменение объемной доли CO_2 за счет диссоциации известняка

$$\frac{\partial}{\partial y}(\rho_{CO_2} CO_2 v_{0r}) = -0,4396 \rho_m \chi_{V_2} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau}.$$

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

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

$$-\rho_r \frac{\partial \xi_r}{\partial \tau} = v_{\text{газ}} = \frac{1}{C^p} \left[k_{\text{газ.1}} \text{CO}_2 + k_{\text{газ.2}} \text{H}_2\text{O} \left(1 + \frac{p_r}{101325} k_2 \text{CO} \right) \right] \times$$

$$\times \left\{ \left(1 + \frac{p_r}{101325} k_4 \text{H}_2 \right) \left[\frac{101325}{p_r} + k_1 \text{CO}_2 + k_2 \text{CO} + k_3 \text{H}_2\text{O} + \frac{p_r}{101325} k_1 k_3 \text{CO} \cdot \text{H}_2\text{O} \right] \right\}^{-1}.$$

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

Знание скорости реакции газификации и ее отдельных составляющих позволяет, как и ранее, представить выражения для интенсивностей протекания процесса, мощности стока теплоты, изменения объемных долей CO_2 , CO , H_2O , H_2 и т.д. Принципиально эти выражения (по форме) аналогичны и не отличаются от представленных выше и поэтому здесь не приводятся.

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

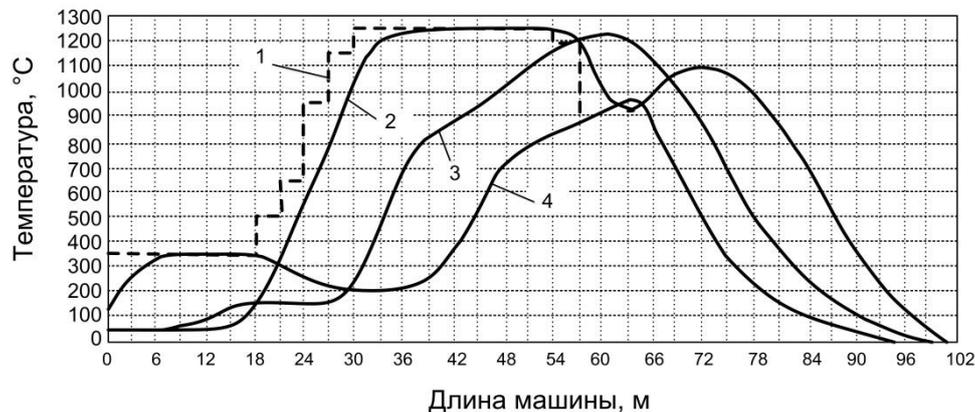


Рисунок – Расчетное изменение температур слоя окатышей по длине обжиговой машины ОК-306: 1 – температура газа; 2–4 – температура окатышей: 2 – $y=0$ м, 3 – $y=0,2$ м, 4 – $y=0,4$ м

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

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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

В.М. Павловец

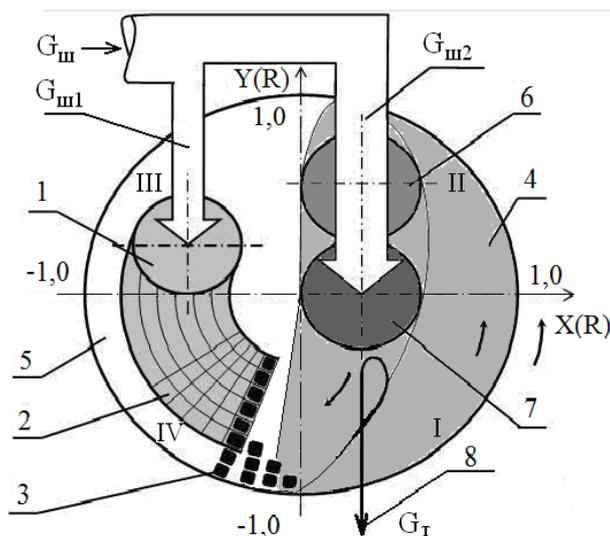
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». г. Новокузнецк

ОБОСНОВАНИЕ МЕТОДИКИ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ОКАТЫШЕЙ, ОСНОВАННОГО НА ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИИ

В работе представлено обоснование методики моделирования процесса производства окатышей, основанного на принудительном зародышеобразовании с помощью безразмерных комплексов и чисел физического подобия.

The paper presents the rationale for modeling the process of pellet production based on forced nucleation using physical similarity numbers.

Получение сырых окатышей на тарельчатом окомкователе по технологии принудительного зародышеобразования включает формирование зародышей сложной формы в холостой зоне тарели методом напыления и создание оболочки окатышей их доокомкованием в рабочей зоне окомкователя в режиме переката (ЗНД) [1, 2]. Эта технология экспериментально опробована в лабораторных условиях на укрупненной физической модели и позволяет получать окатыши с дифференцированным распределением пористости по его сечению и организовать процесс формообразования с более высокой удельной производительностью. Укрупненный окомкователь диам. 1,0 м, на котором было выполнено большинство экспериментов этой технологии, для некоторых промышленных и металлургических производств является промышленным и полупромышленным объектом, на котором возможно полное моделирование технологии. Для промышленных устройств диам. 5,0-7,5 м этот лабораторный окомкователь является укрупненной моделью [1-3]. Для зародышеобразования из всего расхода шихты $G_{ш}$ (рисунок 1), поступившей к окомкователю, часть материала с расходом $G_{ш1}$ направляется в СА, каждый из которых самостоятельно напыляет шихту на ШГ с расходом $G_{СА}$, формируя общий напыленный слой шихты с расходом $G_{НС}$. В процессе деления НС на мерные фрагменты образуется поток зародышей с расходом $G_{зр}$, поступающий в рабочую зону окомкователя, где на зародышах формируется оболочка окатышей. Для роста оболочки окатышей в поток зародышей подается влажная шихта с расходом $G_{ш2}$ ($G_{ш2} = G_{ш} - G_{ш1}$) (рисунок 1).



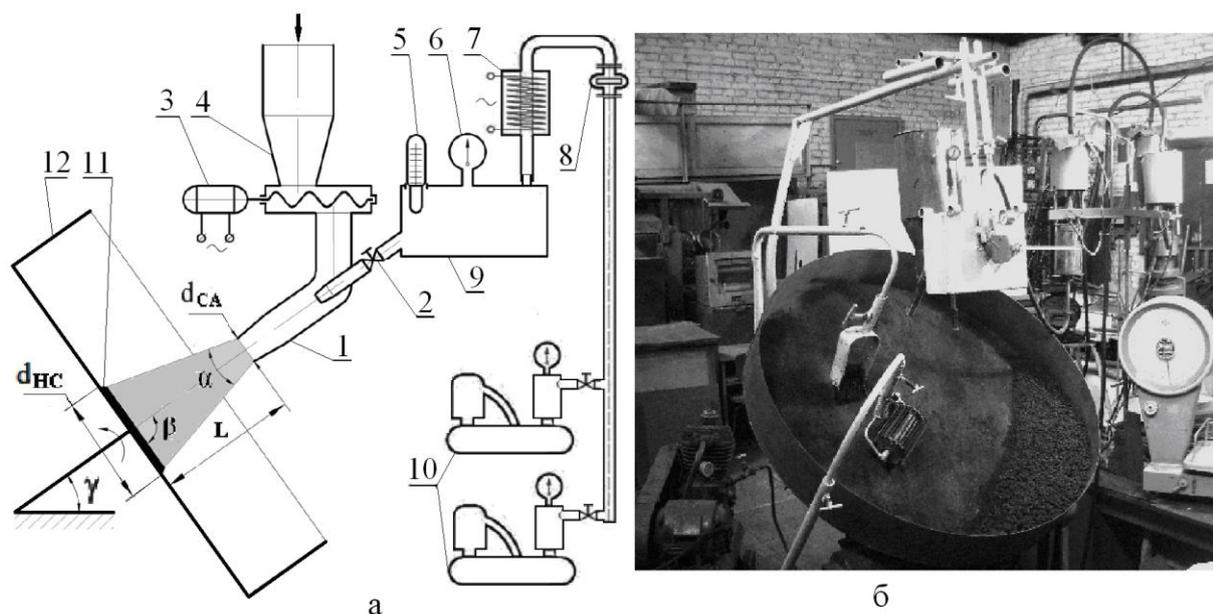
1 – область напыления (напыленный слой); 2 – область принудительного зародышеобразования; 3 – зародыши; 4, 5 – рабочая и холостая зоны окомкователя; 6, 7 – области увлажнения и доокомкования; 8 – годные окатыши
 Рисунок 1 – Схема получения окатышей способом принудительного зародышеобразования

Окатыши кондиционных размеров, выдаваемые из окомкователя с расходом G_T (G_T – производительность окомкователя, т/час), по технологии ЗНД структурно состоят из расположенных в их центре (сердцевине) зародышей влажностью $W_{зр}=(0,92-0,94)W_{ш}$ и плотностью $\rho_{зр}=2400-3600 \text{ кг/м}^3$ и шихтовой оболочки влажностью $W_{об}=(1,0-1,1)W_{ш}$ (где $W_{ш}$ – влажность загружаемой шихты, %) и плотностью $\rho_{об}=3200-3600 \text{ кг/м}^3$. Причем массовая доля зародышей в структуре окатышей χ ($\chi = G_{зр} / G_T$) зависит от расхода и геометрических параметров напыленного слоя шихты, формируемого всеми СА.

На этапе экспериментальной отработки любой новой технологии возникает проблема переноса результатов моделирования на укрупненной модели на натурный производственный объект. Для этого, как правило, описывают технологическую работу аппаратов с помощью известных чисел подобия, безразмерных комплексов или уравнений, составленных из чисел подобия. Анализ литературных источников в области техники и технологии окомкования железорудного сырья показал практически полное отсутствие методики моделирования технологической работы окомкователей для производства окатышей и математического описания процесса окомкования тонкодисперсного железорудного сырья [1-4]. Технология производства окатышей в режиме ЗНД находится в стадии опытно-конструкторской проработки, поэтому также требует разработки методики физического моделирования.

Целью настоящей работы является разработка и обоснование методики физического моделирования процесса производства окатышей, основанного на принудительном зародышеобразовании.

Аппаратурное оформление исследовательской установки и ее внешний вид показаны на рисунке 2.



В позиции а: 1 – струйный аппарат; 2 – сопло сжатого воздуха; 3 – шибер; 4 – бункер шихты; 5 – термометр; 6 – манометр; 7 – электропечь; 8 – расходомер; 9 – ресивер сжатого воздуха; 10 – компрессоры; 11 – напыленный слой; 12 – тарель окомкователя

Рисунок 2 – Аппаратурное оформление экспериментальной установки (а) и внешний вид модельного тарельчатого окомкователя диам. 1,0 м (б)

Динамическое подобие модели (М) окомкователя и натурального (Н) производственного объекта включает геометрическое и кинематическое подобие объекта [5]:

$$f(C_L, C_S, C_V, Fr, B) = 0. \quad (1)$$

где C_L, C_S, C_V – числа линейного, поверхностного и объемного геометрического подобия; Fr – число Фруда; B – число кинематического подобия.

Геометрические размеры лабораторного (модельного) окомкователя были определены на основе чисел геометрического подобия [5, 6]. Высоту борта модели вычислили по выражению:

$$H_{TM} = H_{TH} \cdot D_{TM} / D_{TH}, \quad (2)$$

где D_{TH}, H_{TM} – диаметр и высота борта тарели промышленного окомкователя (ТИ 001 86803-69-02-2005), м; D_{TM} – диаметр модельного окомкователя, $D_{TM} = 1,0$ м.

Для сравнительной оценки высоту борта тарели окомкователя определяли расчетом по уравнению [3, 4]:

$$H_T = (D_T / K) \cdot \text{tg}(\gamma - \alpha_0), \quad (3)$$

где γ – угол наклона тарели окомкователя, град; α_0 – угол естественного откоса влажного материала, град; $\alpha_0=49-51$ град, Приняли $\gamma - \alpha_0=10^\circ$, $\text{tg}10^\circ=0,1763$; K_T – постоянная величина, $K_T=2$.

Полное геометрическое подобие модели и натуре оценивали по соотношению площадей и объемов рабочего пространства тарельчатых окомкователей [5, 6]:

$$\frac{(\pi D_T^2/4)_M}{(\pi D_T^2/4)_H} = C_s; \quad \frac{(\pi D_T^2 H_T/4)_M}{(\pi D_T^2 H_T/4)_H} = C_v, \quad (4)$$

Динамическое подобие по числу Фруда записывается в следующем виде [2, 4]:

$$(\omega^2/g \cdot D_T)_M = (\omega^2/g \cdot D_T)_H, \quad (5)$$

где ω – окружная скорость отдельной материальной точки в соответствующей зоне окомкователя, м/с;

Окружную скорость вычисляли по формуле:

$$\omega = \pi \cdot D_T \cdot n_T \cdot X(R)/60. \quad (6)$$

Для получения динамически подобного режима движения сыпучего материала в окомкователе руководствовались равенством безразмерного критерия кинематического подобия B (видоизмененное число Фруда), который определяли по уравнению [4]:

$$B = n_T^2 \cdot R_T / 900 = \cos \alpha, \quad (7)$$

где n_T – число оборотов окомкователя, об/мин; α – угол отрыва окатыша от борта, град.

Для влажных сыпучих материалов значение критерия B , ограничивающего режим переката и водопадный режим, в зависимости от сыпучести материала не превышает 0,30-0,45 [4].

Согласно уравнению (7) получим:

$$(n_T^2 \cdot R_T)_M = (n_T^2 \cdot R_T)_H; \quad n_{TM} = n_{TH} \cdot (R_H/R_M)^{0,5}. \quad (8)$$

В общем случае зависимость плотности напыленного слоя шихты от определяющих параметров слоя и технологии можно описать уравнением вида:

$$\rho_{HC} = f(\rho_{ш}, \rho_{ВШС}, W_{ш}, W_{HC}, W_{ВШС}, d_c, \alpha_{ВШС}, P_{ВШС}, v_{ВШС}, G_{ш}, G_B, R_i, R_T), \quad (9)$$

Подобие режимов напыления оценивали, используя теорему Бэкингема и метод нулевых размерностей, согласно которым уравнение (9) можно привести к безразмерному виду:

$$\rho_{HC}/\rho_{ш} = f(P_{ВШС}/(\rho_{ВШС} \cdot w_{ВШС}^2); (w_{ВШС} \cdot d_c)/v_{ВШС}; (\alpha_{ВШС} \cdot d_c)/\lambda; W_{HC}/W_{ш}; G_{ш}/G_B; R_i/R_T), \quad (10)$$

где $P_{ВШС}/(\rho_{ВШС} \cdot w_{ВШС}^2) = Eu$ – число Эйлера, характеризующее отношение сил динамического давления потока к силам инерции; $(w_{ВШС} \cdot d_c)/v_{ВШС} = Re$ – число Рейнольдса, характеризующее отношение сил инерции потока к силам вязкости; $(\alpha_{ВШС} \cdot d_c)/\lambda = Nu$ – число Нуссельта, характеризующее интенсивность конвективного теплообмена между ВШС и HC; $W_{HC}/W_{ш} = \theta_w$ – безразмерная влаж-

ность НС; $G_{CA}/G_B = \mu$ – коэффициент инжекции струйного аппарата, характеризующий соотношение расходов шихты $G_{ш}$, кг/с, и воздуха G_B , кг/с, в СА; $R_i/R_T = X(R)$ – безразмерный радиус тарели; $\rho_{НС}/\rho_{ш} = \theta_p$ – безразмерная плотность НС.

Используя газодинамические числа напыления, можно написать:

$$\theta_p = f [Eu, Re, Nu, \theta_w, \mu, X(R)], \quad (11)$$

Условием полного подобия модели и натуры является уравнение вида [1, 2]:

$$Eu_m = Eu_n; Re_m = Re_n; Nu_m = Nu_n; \theta_{wm} = \theta_{wn}; X(R)_m = X(R)_n; \mu_m = \mu_n; \quad (12)$$

Это уравнение отражает сущность третьей теоремы подобия [5, 6]. Теорема не ограничивает количество определяющих чисел подобия, но рекомендует выбрать наиболее значимые безразмерные комплексы, адекватно описывающие технологический процесс. Поскольку принудительное зародышеобразование в технике окомкования является технологически новым, то появляется возможность формирования новых чисел подобия, составленных из рабочих параметров процесса. Для этого требуется накопление экспериментальной или расчетной информации и ее структурное обобщение, например, в рамках морфологического анализа [1, 2]. Поэтому на первом этапе физического моделирования процесса принудительного зародышеобразования ограничились составлением безразмерных комплексов процесса и некоторых известных определяющих чисел подобия. При разработке физической модели сформулировали ряд допущений. В частности, при расчете расхода шихты $G_{ш}$ ($G_{ш} = G_{ш}^1 / N$) через СА приняли, что окомкователь $D_T = 1,0$ м содержит один СА, окомкователь $D_T = 5,0$ м снабжен двумя СА, при $D_T = 7,5$ м устанавливают три СА, а для модели ($D_T = 1,0$ м) применили коэффициент запаса по расходу шихты, равный двум. Для приготовления шихты (концентрат, связующее 1 % бентонита, флюсующие добавки 0-10 %) использовали реальные производственные материалы отечественных фабрик окускования железорудного сырья [1, 2] (таблица 1). Технологические параметры шихты (размер частиц, влажность) изменялись в широких пределах (от нуля до максимального значения) для определения оптимальных параметров теплосилового напыления. Шихта использовалась без подогрева с температурой окружающей среды (18-22 °С).

Таблица 1 – Химический и гранулометрический состав исходных материалов

а) Химический состав исходных концентратов								
Концентрат	Fe _{общ} , %	FeO, %	CaO, %	SiO ₂ , %	TiO ₂ , %	V ₂ O ₅ , %	MgO, %	Al ₂ O ₃ , %
Тейский	59,6	27,94	2,28	7,20	2,5	0,59	1,35	1,95
Качканарский	62,88	26,9	0,58	3,25	-	-	1,96	1,07
Лебединский	69,93	24,9	0,29	1,47	-	-	0,10	-
Михайловский	63,69	23,1	0,65	9,16	-	-	0,10	0,13

б) Гранулометрический состав исходных материалов										
Концентрат (флюсдобавки)	Содержание фракции, %, для частиц размером, мкм:								Средний размер частиц, мкм	Удельный вес (истинный), т/м ³
	>100	100-74	74 -50	50-40	40-30	30-20	20-10	10-0		
Тейского м/р										
а) Ш1	0,10	72,5	14,7	12,6	-	-	-	-	68,0	
б) Ш2					25,1	25,2	24,7	25,0	25,0	
Кач ГОКа	0,83	2,77	4,86	20,62	38,83	8,67	11,09	12,13	39,54	4,76
Леб ГОКа	0,20	0,38	1,62	3,93	30,52	20,87	22,2	20,33	28,49	5,11
Михайлов ГОКа	1,73	1,57	2,79	5,32	41,45	16,39	14,35	16,17	35,28	4,66
Известняк	5,43	4,10	6,12	12,68	15,96	10,08	15,12	30,24	40,00	2,75

В таблице 2 приведены расчетные и фактические параметры модели и промышленного окомкователя.

Таблица 2 – Расчетные и фактические параметры физической модели и промышленного окомкователя

Параметр	Натура		Модель	
	Расчет	Факт	Расчет	Факт
Диаметр окомкователя D_T , м		5,0	1,0	1,0
		7,5		
Высота борта H_T , м	0,44	0,450	0,088	0,100
	0,66	0,650		
Отношение диаметра к высоте борта окомкователя, D_T/H_T		11,1	11,4	10,0
		11,5		
Угол наклона днища тарели к горизонту γ , град		40-50		40-50

Параметр	Натура		Модель	
	Расчет	Факт	Расчет	Факт
Число оборотов n , об/мин, окомкователя при $D_{тн}/D_{тм}$: а) 7,5/1,0 б) 5,0/1,0		3,5 6,5 3,5 6,5	9,6 17,8 7,8 14,5	12,0 17,0 12,0 17,0
Критерий кинематического подобия B при $n_{тн}/n_{тм}$: 1) $R_T=3,75$ м: а) 3,5/9,6;12 б) 6,5/17,8;17,0 2) $R_T=2,5$ м: а) 3,5/7,8;12,0 б) 6,5/14,5;17,0	– – 0,034 0,117	0,051 0,176 – –	0,051 0,176 0,034 0,117	0,08 0,160 0,08 0,160
Окружная скорость ω , м/с, окомкователя (числитель) и число Фруда $Fr \cdot 10^3$ (знаменатель) при: 1) $R_T=3,75$ м, $n_T=3,5$; 6,5 об/мин 2) $R_T=2,50$ м, $n_T=3,5$; 6,5 об/мин 3) $R_T=0,5$ м, $n_T=12$; 17 об/мин.	<u>1,37;2,55</u> 26,7;88,5 <u>0,91;1,7</u> 16,9;58,9	<u>1,37;2,55</u> 26,7;88,5 <u>0,91;1,7</u> 16,9;58,9	<u>0,63;0,9</u> 40,5;82,6	<u>0,63;0,9</u> 40,5;82,6
Производительность окомкователя G_T , т/ч, в том числе поток $G_{ш1}$, т/ч, для агрегата: а) $D_T=5,0$ м б) $D_T=7,5$ м в) $D_T=1,0$ м	31,1/10,4 92,9/31,0	40 100	0,41/0,14	
Расход шихты ($G_{ш}$, кг/с) через струйный аппарат а) $D_T=5,0$ м б) $D_T=7,5$ м в) $D_T=1,0$ м	1,44 2,87		0,038	

Параметр	Натура		Модель	
	Расчет	Факт	Расчет	Факт
Расход сжатого воздуха (G_B , кг/с) через струйный аппарат при $\mu=20$, ($\mu = G_{ш}/G_B$) а) $D_T=5,0$ м б) $D_T=7,5$ м в) $D_T=1,0$ м	0,072			
	0,143			
			0,019	
Удельный расход воздуха через струйный аппарат, $м^3/т$, ($\mu=20$)	38,7		38,7	

Окатыши, полученные на модельном окомкователе, полностью соответствуют нормативным требованиям [1-3]. По форме и внешнему виду окатыши не отличаются от стандартных продуктов. Сырые окатыши диаметром 15-16 мм выдерживают раздавливающую нагрузку не менее 10-12 Н/окатыш [2, 3]. Стандартом (ГОСТ 25471-82) регламентируется прочность окатышей на сбрасывание (проба на пластичность), согласно которой сырые окатыши не разрушаются при 15 - кратном сбрасывании на стальную плиту с высоты 300 мм. В научных целях для полученных окатышей определяли кажущуюся плотность, пористость (общую, открытую и закрытую) (ГОСТ 25732-88 в комплексе с ГОСТ 26136-84), влажность (ГОСТ 12764-73, 150548-80), структуру, температуру, дилатометрические параметры (тепловое расширение, усадку и др.) зародышей и окатышей [1-3].

Определение прочности на сжатие, кажущейся плотности и влажности образцов, вырезанных шаблоном из напыленного слоя по методу режущего кольца, выполняли по стандартам, применяемым в строительной промышленности и порошковой металлургии (ГОСТ 5180-84, ГОСТ 17245-79 и 26447-85) [2]. В качестве характеристик НС использовали геометрические размеры (диаметр и высоту определяли линейкой измерительной по ГОСТ 427), массу, температурные поля, дилатометрические параметры и макроструктуру поверхности.

Показатели качества обожженных окатышей также соответствуют стандартам. Требования к качественным характеристикам железорудных окатышей указаны в государственных стандартах [1-3]. Для обожженных окатышей показателями качества являются химический состав (содержание железа, закиси железа, серы, основность и др.), гранулометрический состав (12-16 мм) и прочностные характеристики (ГОСТ 24765-81). Обожженные нефлюсованные окатыши должны выдерживать нагрузку более 1,8-2,0 кН/окатыш. Прочность на сжатие офлюсованных окатышей должна быть не ниже 1,5-2,0 кН/окатыш [1-4]. Прочность окатышей во вращающемся барабане оценивали по выходу мелочи класса

менее 5 мм, содержание которой должно быть не более 4-5 % (ГОСТ 15137-77). Ситовый анализ окатышей выполняли по ГОСТ 27562-87.

На основании проведенного анализа полученных данных и обоснования методики моделирования процесса получения окатышей, основанного на технологии ЗНД, можно утверждать о достаточно полном физическом моделировании процесса окомкования железорудного сырья и технологической работы модельного окомковательного устройства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
2. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2016. – 373 с.
3. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей / Ю.С. Юсфин [и др]. – М.: Металлургия. – 1994 . – 240 с.
4. Коротич В.И. Теоретические основы технологий окускования металлургического сырья. Агломерация / В. И. Коротич, Ю. А. Фролов, Л. И. Каплун. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ – УПИ, 2005. – 417 с.
5. Альтшуль А. Д. Гидравлика и аэродинамика / А. Д. Альтшуль, Л.С. Животовский, Л. П. Иванов. – М.: Стройиздат, 1987. – 414 с.
6. Швыдкий В.С. Механика жидкости и газа / В.С. Швыдкий [и др.]. – М.: Металлургия. – 2003. – 464 с.

В.М. Павловец

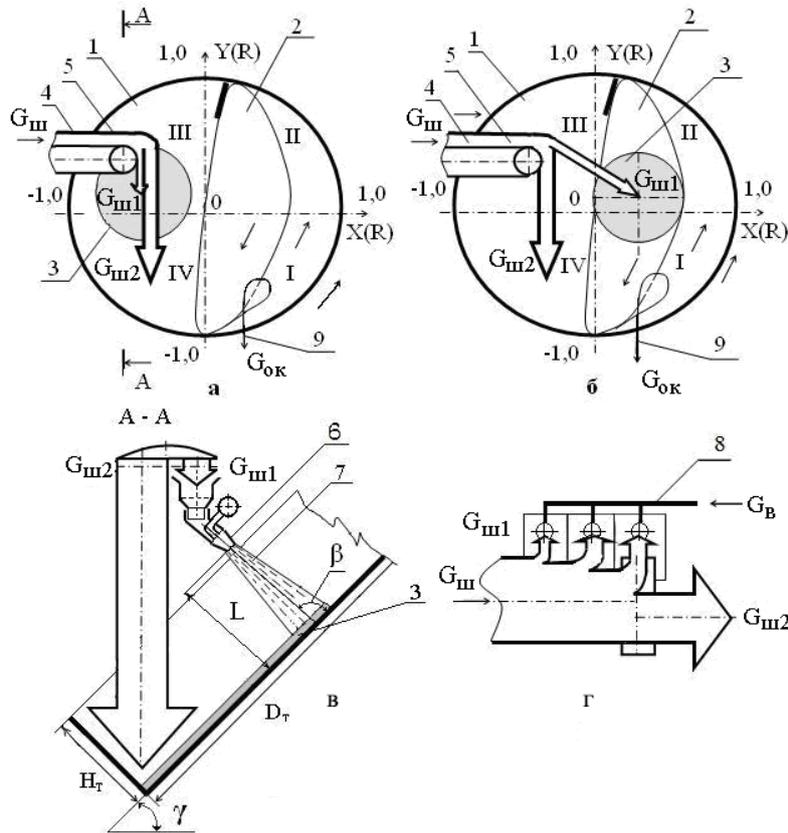
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». г. Новокузнецк

РАСЧЕТ СТРУЙНОГО АППАРАТА ДЛЯ ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ОКАТЫШЕЙ, ОСНОВАННОГО НА ТЕХНОЛОГИЯХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ВЛАЖНОЙ ШИХТЫ

В работе представлен расчет струйного аппарата для процесса производства окатышей, основанного на технологиях газотермического напыления влажной шихты на шихтовый гарнисаж окомкователя и комкуемые материалы.

The paper presents the calculation of the jet apparatus for the process of production of pellets, based on the technology of gas-thermal spraying of a wet charge on the pelletizing charge garniture and crumpled materials.

Получение сырых окатышей на тарельчатом окомкователе по технологии принудительного зародышеобразования включает формирование зародышей сложной формы в холостой зоне тарели напылением влажной шихты на шихтовый гарнисаж (ШГ) и создание оболочки окатышей доокомкованием зародышей в рабочей зоне окомкователя в режиме переката (ЗНД) [1, 2]. Техника напыления позволяет напылять влажную шихту на поверхность материалов в рабочей зоне окомкователя, формируя оболочку окатыша с заданными структурными свойствами [2]. Эти технологии имеют аббревиатуру ЗОН и ЗОНД [2]. В систему напыления включены газовые и шихтовые тракты, устройства для смешивания и дозировки шихты, напыляемые основы и струйные аппараты (СА), являющиеся основным техническим аппаратом этих технологий. СА формирует низкотемпературные воздушно-шихтовые струи (ВШС) с помощью сжатого воздуха давлением 0,2-0,3 МПа, расходом 20-40 м³/т и температурой $t_b = 20-150$ °С (рисунок 1). ВШС работают в технологическом пространстве между разгрузочным узлом питательного конвейера и днищем окомкователя на высоте 1-2 м на самостоятельных потоках шихты, поступающих самотеком к СА (рисунок 2). По технологии ЗНД воздушно-шихтовая струя ориентируется на ШГ в холостой зоне окомкователя (рисунок 1, а и 2). По технологии ЗОН и ЗОНД ВШС ориентируется на слой влажных окатышей (ОК) в рабочей зоне окомкователя под углом β , град, равным $\pm 30-90^\circ$ (рисунок 1, б), создавая местное управляющее и энергетическое (тепловое, аэродинамическое, силовое) воздействие на влажную шихту, окатыши и шихтовый гарнисаж (ШГ).



1, 2 – холостая и рабочая зоны; 3 – зона напыления (напыленный слой); 4 – ленточный транспортер; 5 – загружаемая шихта; 6 – струйный аппарат; 7 – воздушно-шихтовая струя; 8 – тракт сжатого воздуха; 9 – годные окатыши; I, II, III, IV – четверти тарели

Рисунок 1 – Схема потоков шихты промышленного окомкователя для технологии ЗНД – а, для технологии ЗОН и ЗОНД – б; установка в окомкователе одного – в и нескольких СА – г (вид сверху)

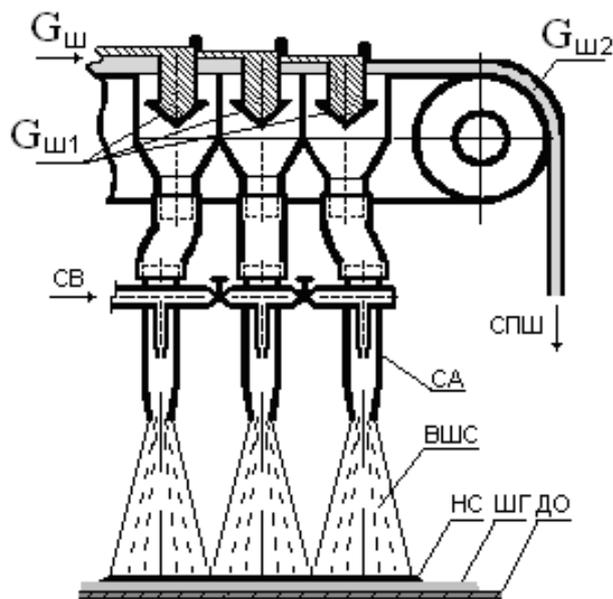


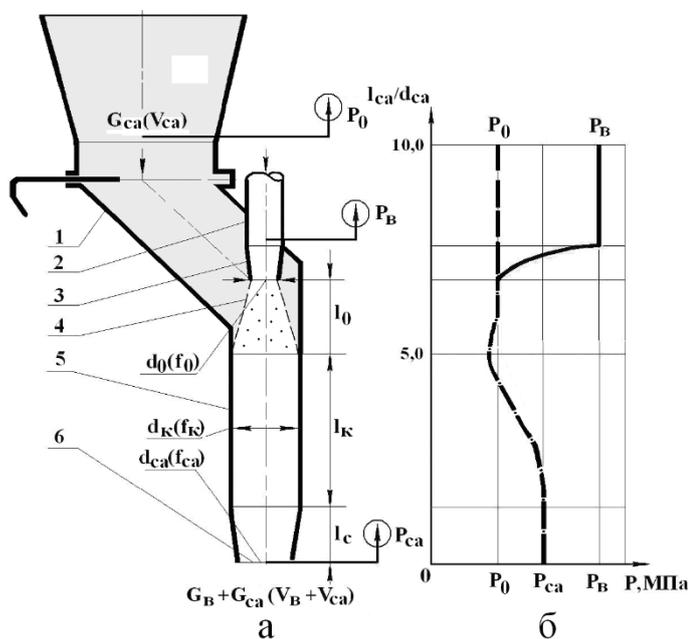
Рисунок 2 – Схема загрузки шихты в струйные аппараты для промышленного окомкователя по технологии ЗНД (вид сбоку)

Струйные аппараты соединены с бункерами эластичными полиуретановыми рукавами, обладающими высокой устойчивостью (30 %) к абразивному износу. Для сравнения абразивная устойчивость стали составляет 3-5 %, резины – 7,5 % [3]. Назначение СА – передача кинетической энергии сжатого воздуха влажной шихте потока путем непосредственного контакта. При необходимости СА может работать в режиме напыления влажной $W_{ш} = 7-11$ % (полусухой метод) шихты или в режиме распыления переувлажненной ($W_{ш} = 20-40$ %) шихты (пульповый метод по терминологии холодного торкретирования) [4, 5]. Пневмосистема окомкователя не содержит механических частей и электрических приводов, ее сооружение не требует остановки производства и его коренной реконструкции.

Промышленные струйные насосы имеют производительность 20 т/ч, расход 12-30 м³/ т смеси, КПД, равный 0,2-0,4, а давление P_B сжатого воздуха до 0,5-0,6 МПа [6 - 10]. У ближайшего аналога (торкретструя) на одну часть воздуха по массе приходится 20 частей материала ($\mu=20$), а по объему воздух занимает 99 % и является основным носителем кинетической энергии [4].

Целью настоящей работы явился расчет конструктивных и технологических параметров струйного аппарата, используемого для технологии напыления влажной шихты в лабораторном модельном окомкователе.

Струйный аппарат, выполненный по классической схеме [5 - 10] (рисунок 3), снабжен цилиндрическим корпусом с питательным патрубком, выходным коническим наконечником диаметром d_{CA} , мм, с углом конусности 6° .



1 – приемный патрубок; 2 – воздушный патрубок; 3 – рабочее сопло; 4 – струя воздуха; 5 – камера смешения; 6 – конфузор

Рисунок 3 – Схема струйного аппарата – а и распределение давления – б. Воздух (—), шихта (---), аэрозоль (- · - · -)

В приемный патрубок 1 СА из расходного бункера поступает влажная шихта, которая инжектируется струей воздуха 4, истекаемого из рабочего сопла 3 диаметром d_0 , мм, установленного на съемном воздушном патрубке 2. В камере смешения 5 происходит выравнивание поля скоростей воздуха и влажной шихты и повышение давления аэросмеси. В конфузоре 6 давление стабилизируется на уровне P_{CA} (рисунок 3, б), а скорость потока повышается. Дозвуковая скорость истечения сжатого воздуха обусловлена тем, что смесеобразование происходит непосредственно в струе и длина камеры смешения при этих условиях минимальная. У сверхзвуковой струи на начальном участке отсутствует смешение потоков [11], что требует увеличения длины камеры смешения. Сопловые насадки в форме сопла Лавалля применяют для получения напыленного слоя на расстоянии более 4-6 м [7]. При докритической степени расширения рабочего потока рабочие сопла СА устанавливают конической формы [10]. При низком аэродинамическом сопротивлении воздушного тракта рекомендуют струйные аппараты с цилиндрическими насадками, низкой степенью сжатия ($P_{CA}/P_0 \leq 1,2-1,4$; где P_0 – давление окружающей среды, МПа) и большой степенью расширения [10, 11]. Рекомендуемая длина камеры смешения l_K , мм, струйного аппарата составляет $l_K = (4-10) \cdot d_K$, где d_K – диаметр камеры смешения [10], а угол конусности конфузора 13-14° [11 - 13]. Длину конфузора определили по выражению $l_C = (6-7) \cdot (d_{CA} - d_K)$ [10].

Для расчета СА задали относительный перепад давления $\Delta P_{CA}/P_0$, равный 0,01, 0,02, 0,04, 0,08, и относительное давление воздуха $P_B/P_0 = 2$ [10]. В расчете учитывали, что при $P_B/P_0 > 2$ возрастает μ и размеры СА [10]. Затем определили достижимый коэффициент инжекции по шихте μ ($\mu = G_{ш}/G_B$, где $G_{ш}$, G_B – массовые расходы шихты и воздуха, кг/с) и оптимальное отношение сечений f_K/f_0 струйного аппарата в зависимости от относительного перепада давлений $\Delta P_{CA}/P_0$, где $\Delta P_{CA} = P_{CA(abc)} - P_0$, Па [10]. Заметим, что при $P_B/P_0 > 2$ возрастает μ и размеры СА [10 - 12]. В расчетах учитывали, что коэффициент инжекции увеличивается на 10 % с ростом температуры рабочего газа до 250 °С [10], но одновременно уменьшается на 15 % с ростом $W_{ш}$ от 0 до 8,3 %. Коэффициент инжекции по окружающему воздуху μ_B приняли равным нулю.

Для определения площади сечения струйного аппарата f_K , м², рассчитали площадь выходного сечения сопла f_0 , м², по формуле [10]:

$$f_0 = G_B \cdot w_K / (k_B \cdot P_B \cdot P_B \cdot q_B), \quad (1)$$

где G_B – массовый расход сжатого воздуха, кг/с; w_K – критическая скорость истечения воздуха, м/с; k_B – показатель адиабаты, $k_B = 1,4$; P_B – относительное давление воздуха в выходном сечении сопла; $P_B = P_0/P_B$; $P_B = 1/2 = 0,5$; q_B – приведенная скорость воздуха; При докритической скорости истечения она находится по газодинамическим таблицам [10]. Для $P_B = 0,5$; $q_B = 0,99$.

Критическую скорость воздуха рассчитали по формуле [10, 14, 15]:

$$W_K = [2 \cdot k_B \cdot R_B \cdot T_0 / (k_B + 1)]^{0,5}, \quad (2)$$

где R_B – удельная газовая постоянная для воздуха, кДж/(кг·К).

Для $T_o=293$ К и $R_b=288$ кДж/(кг·К) $w_k=314$ м/с, для $T_o=523$ К $w_k=420$ м/с.

Расчетные параметры СА для модельного окомкователя и промышленного агрегата сведены в таблицу.

Таблица – Геометрические и расходные параметры СА

$\Delta P_{CA}/P_o$	P_b/P_o	μ	$G_{ш},$ кг/с	$G_b,$ кг/с	f_k/ f_o	$f_o,$ мм ²	$f_k,$ мм ²	$d_o,$ мм	$d_k,$ мм
Лабораторный окомкователь (модель, $D_T=1,0$ м)									
0,01	2	20	0,076	0,0036	44	11,1	484	3,8	22,0
0,02	2	12	0,076	0,0064	30	19,8	594	4,5	24,3
0,04	2	6	0,076	0,0126	16	39,0	624	6,3	25,0
0,08	2	3	0,076	0,026	9	78,2	704	8,8	30,0
Промышленный окомкователь ($D_T=5$ м)									
0,01	2	20	1,44	0,072	44	216	9504	14,7	110
0,02	2	12	1,44	0,12	30	358	10740	21,3	117
0,04	2	6	1,44	0,24	16	710	11360	30,0	120
0,08	2	3	1,44	0,48	9	1420	12780	42,5	128
Промышленный окомкователь ($D_T=7,5$ м)									
0,01	2	20	2,86	0,143	40	441	19404	23,7	157
0,02	2	12	2,86	0,238	30	735	22050	30,6	167
0,04	2	6	2,86	0,476	16	1470	23520	43,3	173
0,08	2	3	2,86	0,953	9	2910	26460	58,0	184

В экспериментальный комплекс пневмосистемы входили передвижные компрессоры К–26, снабженные измерительным модулем давления и температуры воздуха на тракте пневмосистемы. Расход сжатого воздуха, приведенный к нормальным условиям, измеряли расходомером (счетчиком газа РС-40ГМ), установленным между компрессором и нагревательной электрической печью СУОЛ 04412 мощностью 2,5 кВт. Уровень температуры воздуха (16-20 °С) низкотемпературных струй ограничили температурой окружающей среды на нижнем пределе и температурой сжатого воздуха до 150-200 °С на верхнем. Постоянство температуры нагрева воздуха поддерживали автотрансформатором и регулятором температуры. Массовые и расходные характеристики шихты и окатышей измеряли с помощью измерительных устройств, снабженными электронными показывающими модулями. Температурные поля ВШС, НС и шихты измеряли с помощью стационарных термоэлектрических преобразователей, термозондов и ртутных термометров высокой точности измерения. Спроектированные по вышеприведенной методике СА показали высокую надежность, работоспособность и стабильность в экспериментальных исследованиях технологии теплосилового напыления влажной шихты на укрупненной модели тарельчатого окомкователя [2].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
2. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2016. – 373 с.
3. Вайсберг А.А. Просеивающие поверхности грохотов / А.А. Вайсберг, А.И. Картавый, А.И. Коровников. – СПб.: Изд. ВСЕГЕИ, 2005. – 252 с.
4. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К.К. Стрелов. – М. : Металлургия, 1985. – 480 с.
5. Великин Б.А. Торкретирование металлургических печей / Б.А. Великин. – М. : Металлургия, 1972. – 280 с.
6. Альтшуль А.Д. Гидравлика и аэродинамика / А.Д. Альтшуль, Л.С. Животовский, Л.П. Иванов. – М. : Стройиздат, 1987. – 414 с.
7. Лозовский В.А. Торкретирование металлургических печей / В.А. Лозовский. – М. : Металлургия, 1968. – 176 с.
8. Павловец В.М. Исследование структуры воздушношихтовых струй / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 9 – 12.
9. Смолдырев А.Е. Гидро- и пневмотранспорт в металлургии / А.Е. Смолдырев. – М. : Металлургия, 1985. – 280 с.
10. Соколов Е.Я. Струйные аппараты / Е.Я. Соколов, Н.М. Зингер. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 352 с.
11. Латышев О.Г. Разрушение горных пород / О.Г. Латышев. – М. : Теплотехник, 2007. – 672 с.
12. Никонов Г.П. Разрушение горных пород струями высокого давления / Г.П. Никонов, И.А. Кузмич, Ю.А. Гольдин. – М. : Недра, 1986. – 143 с.
13. Растринин О.П. Исследование параметров движения раствора-воздушной смеси при нанесении торкрет-бетона / О.П. Растринин, А.П. Сердюк, С.Я. Хомутенко // Огнеупоры. – 1993. – №. 2 – С. 17 – 22.
14. Лепешкина А.В. Гидравлика и гидропривод / А.В. Лепешкина, А.В. Михайлин, А.А. Шейкан. – М. : МГИУ, 2003. – 352 с.
15. Швыдкий В.С. Механика жидкости и газа / В.С. Швыдкий [и др.]. – М.: Металлургия. – 2003. – 464 с.

В.М. Павловец

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». г. Новокузнецк

ПОВЫШЕНИЕ РЕАКЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩЕГО ОКУСКОВАННОГО СЫРЬЯ

В работе исследован и проанализирован один из способов повышения реакционной способности железосодержащих брикетов, предназначенных для выплавки первичного металла.

One of the ways to increase the reactivity of iron-containing briquettes for the primary metal smelting is investigated and analyzed.

Реакционная способность сырьевых металлургических продуктов связана с формированием в структуре кусковых продуктов определенного количества пор оптимальных размеров, на границах которых способны активно протекать термохимические реакции в ходе металлургической плавки. Для успешного протекания термохимических процессов пористость должна быть преимущественно открытой, проницаемой для восстановительных газов, с минимальной извилистостью. На этапе сушки окускованное тело должно иметь возможность облегченной диффузии пара из центральной части куска на его поверхность, чтобы исключить формирование предельных структурных и термических напряжений, и связанного с ними процесса трещинообразования. Повышенная реакционная способность окускованного сырья благоприятна для режима фильтрации горновых газов через структуру брикетов и окатышей во время обжига. Если в шихте окускованных продуктов присутствуют топливные и восстановительные добавки, то благоприятная поровая структура с повышенной реакционной способностью одновременно дает возможность протекания окислительных процессов и реакций пиролиза [1, 2]. В частности, проблема повышения реакционной способности железосодержащих брикетов ограничивается снижением механической прочности брикетов, структурно содержащих порообразующие добавки (ПД), что необходимо учитывать при разработке технологии брикетирования. В компромиссном варианте следует учитывать требования ГОСТ по формированию необходимой прочности. Для достижения стандартной прочности брикетов (40-60 МПа) рационально использовать более эффективные связки или предусматривать дополнительную упрочняющую термообработку [3-5].

Порообразующие добавки должны обладать высокими поверхностно-активными свойствами и обеспечивать необходимую холодную и горячую прочность брикетов при минимальном расходе связующего материала. Они должны

формировать оптимальную схватываемость и высокую пластичность прессуемой массы, вносить минимальное количество вредных, балластных и других примесей, опасных для обслуживающего персонала и снижающих качество конечного продукта. Они не должны ухудшать условий плавки брикетов, быть распространёнными и обладать невысокой стоимостью, характеризоваться низкими транспортными затратами по их доставке на фабрику, не требовать сложных приёмов и операций по их использованию, обеспечивать минимальную влагостойкость.

Целью настоящей работы было исследование технологии брикетирования железосодержащих шламов металлургического производства, содержащих порообразующие добавки растительного происхождения, обеспечивающие повышение реакционной способности железосодержащих брикетов в ходе металлургической плавки.

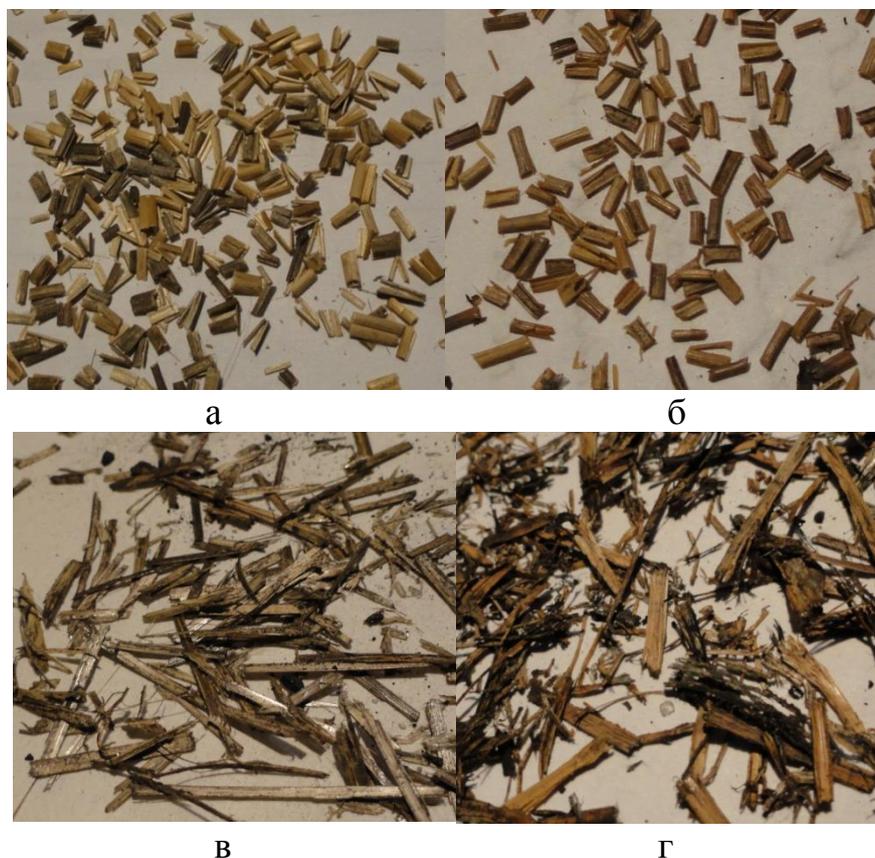
На первом этапе работы была поставлена задача выбора материалов растительного происхождения, формирующих в структуре брикетов проницаемые каналы с минимальной извилистостью. Этому критерию должны удовлетворять частицы игольчатой формы, которые после сушки и обжига формируют сквозные проницаемые поровые каналы [6, 7].

Для анализа макроструктуры и проведения экспериментов были выбраны отходы растительного происхождения (злаковые, семечковые) и растительные материалы (хвойные растительные иглы, стеблевые травы). Перед проведением работы все материалы были предварительно высушены и отсортированы. Основным критерием к выбранным материалам была возможность формирования из них игольчатых частиц длиной более 3 - 5 мм. После анализа макроструктуры порообразующих добавок растительного происхождения (ПД-РП) пришли к выводу, что такому условию способны удовлетворять стеблевые отходы растительного происхождения, обладающие необходимой жесткостью и способные формировать осколочную структуру порообразующих добавок. Как правило, это травяные и злаковые культуры, полученные после обмола зерна.

На втором этапе работы оценивали возможности различных методов измельчения для получения заданной структуры ПД-РП. В частности, анализировали продукты, полученные дроблением на механическом дисковом измельчителе (лабораторная мельница ПМ-16) и частицы, полученные методом резания на многосекционном резаке.

Установили, что стебли растительного происхождения, измельченные способом резания, сохраняют свой поперечный размер (диаметр частиц 1-3 мм), исходную трубчатую и желобчатую структуру. При этом все частицы имеют практически близкий продольный размер, который можно регулировать настройкой режущих ножей от 2 до 10 мм (рисунок 1, а). Недостатком этого способа измельчения является трудность получения частиц диаметром менее 1 мм. В процессе механического истирания на дисковом измельчителе стеблевых ПД-РП структура полученных частиц, напротив, сильно меняется (рису-

нок 1, б). Поперечное сечение частиц имеет игольчатую, стержневую и частично желобчатую форму. Фракционный состав частиц становится полидисперсным. Диаметр частиц изменяется от 0,05 до 2,0 мм, длина частиц увеличивается от 0,1 до 5,0 мм.



а, б – частицы, полученные измельчением злаковых стеблей и хвойных игл способом резания; в, г – частицы, полученные механическим измельчением на дисковом измельчителе

Рисунок 1 – Макроструктура измельченного растительного сырья

Особенностью структуры частиц является то, что продольный размер частиц увеличивается с ростом диаметра частиц. Частицы диаметром 0,05-0,1 мм имеют близкий поперечный и продольный размеры, а, например, у частиц диаметром более 1,0 мм продольный размер существенно выше и составляет от 2 до 5 мм. С учетом сказанного можно прогнозировать, что частицы размером 0,05-0,1 мм не способны формировать протяженные и проницаемые поровые каналы в структуре брикетов. Регулировать размеры частиц можно скоростью вращения диска, междисковым расстоянием, количеством загружаемого материала и другими факторами.

Сравнивая структуру измельченных частиц злаковых и хвойных растений, пришли к выводу, что игольчатую структуру ПД-РП способны сформировать только стеблевые отходы злаковых растений. Хвойные материалы обла-

дают вязкой и смолистой структурой, затрудняющей механическое измельчение. Игольчатая структура не образуется, а после измельчения формируется волнистая спиралеобразная форма частиц. По этим признакам эти частицы были исключены из последующих исследований. Для отсева игольчатых частиц по фракциям использовали сита с продолговатыми ячейками. Фракционный состав и насыпная плотность измельченных стеблевых растительных отходов приведен в таблице.

Таблица – Фракционный состав измельченных ПД-РП

Параметры частиц	Размер частиц, мм					
	<0,1	0,1-0,2	0,2-0,4	0,4-0,6	0,6-1,0	>1,0
Массовое содержание, %	12,1	24,2	36,3	18,2	6,4	3,1
Насыпная плотность, кг /м ³	760	740	710	660	650	610

Внешний вид измельченных материалов, разделенных по фракциям, показан на рисунке 2.



а

б

в

Размеры частиц, мм: а – 0,1 - 0,4; б – 0,4 - 0,6; в – 0,6 - 1,0

Рисунок 2 – Макроструктура частиц, полученных измельчением на дисковой мельнице

На следующем этапе экспериментов проводили холодное брикетирование железосодержащих шламов ККЦ – 2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Средний размер частиц шлама составлял 0,068 мм, в качестве связующего использовали 50 % раствор жидкого стекла, массовая доля которого менялась от 0 до 10 %, давление прессования составляло 50 МПа. Брикет, полученные на лабораторном гидравлическом прессе, имели форму, близкую форме Архимедова цилиндра (высота брикета была близка диаметру и составляла 15-16 мм). В процессе

прессования визуально фиксировали схватываемость (твердение) и поведение брикетируемой массы в процессе смешивания и прессования. Термообработку брикетов осуществляли при температурах 105 °С (режим сушки), 500 и 800 °С (режим обжига и выгорания ПД-РП при постоянной температуре в электропечи «Термикс»), время термообработки – 20 минут. Для определения прочности сухих и обожжённых брикетов использовали гидравлический пресс модели ИО ИК 500.01. К образцам диаметром 15 мм и высотой 15-16 мм прикладывали разрушающую нагрузку со скоростью 0,1 кН/с. Разрушение образцов записывалось на диаграмму $F = f(l)$, где F – силовая разрушающая нагрузка, Н; l – деформация образца, мм. Деформация образцов перед хрупким разрушением брикетов составляла 0,8-2,2 мм. В качестве удельной характеристики прочности брикетов на сжатие использовали параметр P , МПа, который вычисляли по формуле:

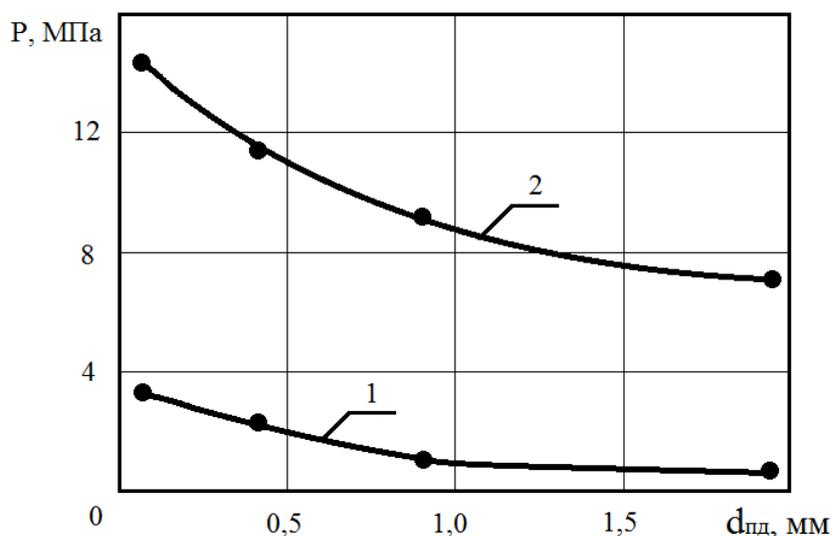
$$P = F/S,$$

где S – площадь поверхности брикета, к которой приложена разрушающая нагрузка, м².

Площадь поверхности брикета, к которой приложена разрушающая нагрузка, вычисляли по формуле:

$$S = \pi \cdot d^2/4,$$

Установили, что прочность брикетов уменьшается с увеличением размеров порообразующих добавок (рисунок 3).



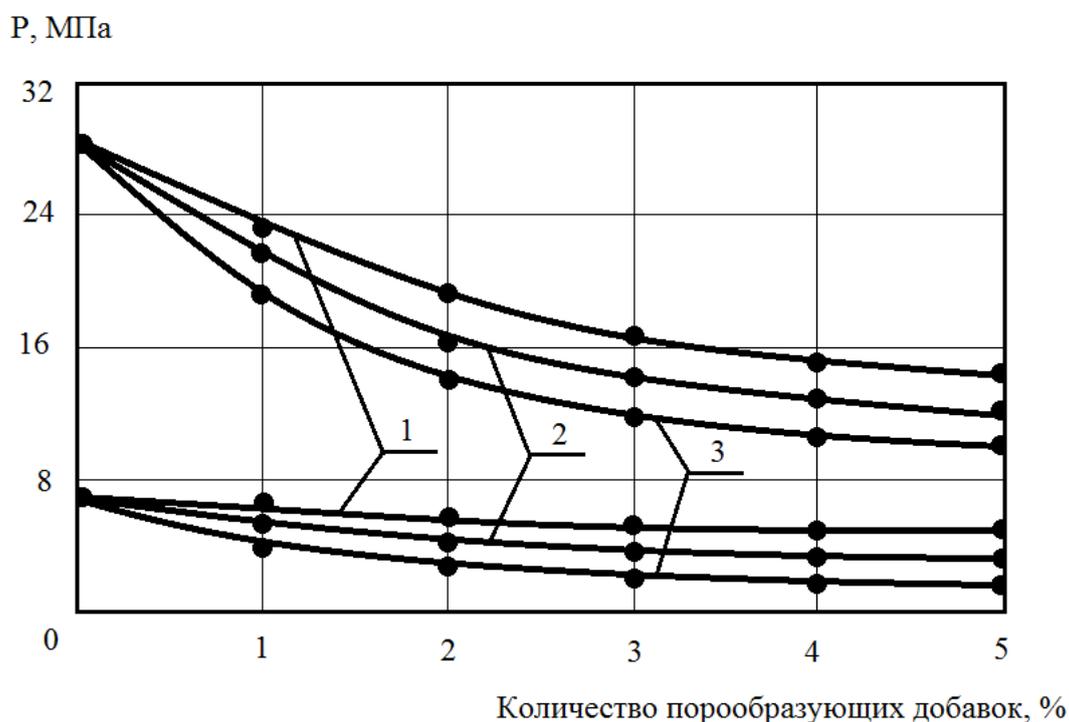
Прочность брикетов после: 1 – брикетирования; 2 – термической сушки
Рисунок 3 – Влияние размеров частиц порообразующих добавок на прочность брикетов (количество связки 10 %, количество ПД-РП 5 %)

Частицы крупных размеров (более 0,2 мм) создают в структуре брикетов сквозные пронизываемые каналы, по которым концентрируется разрушающая нагрузка. Некоторые растительные частицы, преимущественно размером (0,8-2,0 мм), располагались по радиусу брикета с выходом на его поверхность, что непосредственно свидетельствует о формировании пронизываемых каналов в структуре брикетов. Порообразующие добавки в шихте для брикетирования в

количестве 2-5 % уже на стадии прессования дают поперечные трещины и снижают прочность сырых брикетов. Наличие растительных частиц еще до обжига, как было показано выше, снижает прочность образцов.

Результаты экспериментов привели к выводу о том, что при использовании крупноразмерных частиц ПД-РП необходимо увеличивать расход связующего до 11-12 %, либо уменьшать и оптимизировать размер частиц и количество ПД-РП. Можно повысить давление прессования до 100-150 МПа (производственные параметры), что позволит повысить прочность брикетов еще до термообработки.

Влияние количества порообразующих добавок на прочность брикетов показана на рисунке 4.



Размеры порообразующих добавок, мм: 1 – 0,1 - 0,2; 2 – 0,2 - 0,4; 3 – 1,5 - 2,0

Рисунок 4 – Влияние количества и размеров порообразующих добавок на прочность брикетов (верхние кривые получены после термической сушки, нижние после холодного брикетирования)

Видно, что с увеличением количества и размеров порообразующих добавок, прочность брикетов значительно уменьшается. Крупные ПД-РП формируют недостаточно стабильную структуру брикетов, неравномерно распределяются по сечению брикетов, в результате чего их прочность снижается. Наибольшую прочность дают частицы, измельченные до мучного состояния (размер менее 0,1 мм), но они не позволяют сформировать проницаемые поры. В результате прогнозировать существенное увеличение реакционной способности брикетов проблематично, поскольку они не имеют игольчатой структуры. Исходя из полученных результатов по прочности, можно рекомендовать

для промышленного использования фракцию частиц ПД-РП, равную 0,1-0,6 мм, обладающих игольчатой структурой.

На рисунке 5 показано влияние размеров порообразующих добавок на плотность и пористость брикетов после термической сушки.

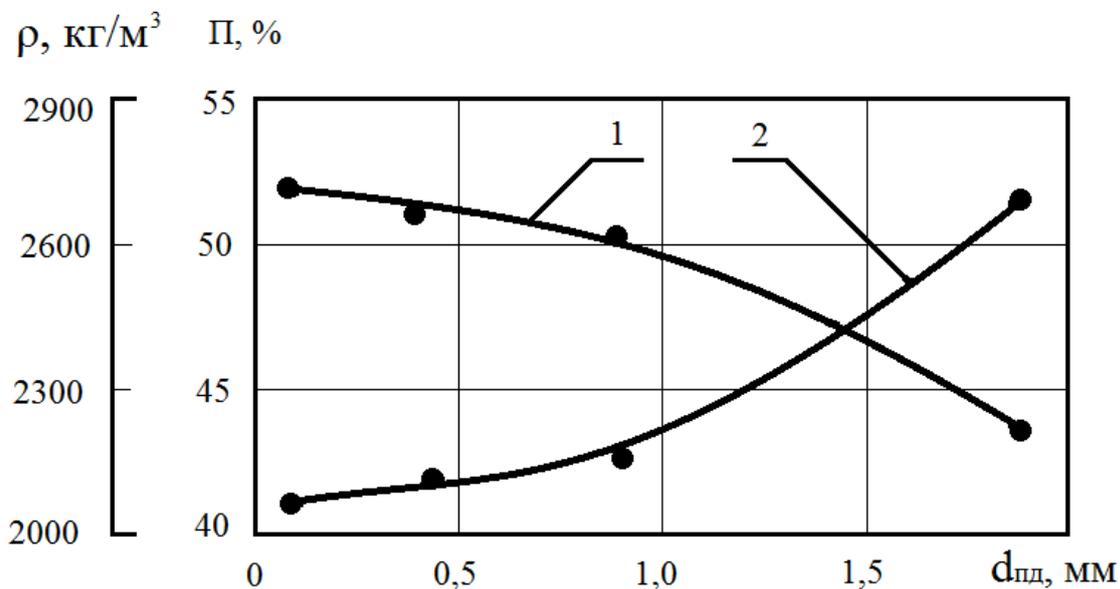


Рисунок 5 – Влияние размера порообразующих добавок на плотность – 1 и пористость – 2 брикетов после сушки (количество ПД-РП 5 %)

Увеличение пористости напрямую зависит от размера порообразующих добавок. Это объясняется тем, что ПД - РП обладают собственной пористостью, которая остается даже после измельчения. Желобчатая и трубчатая структура ПД - РП, особенно крупных частиц обладает низкой насыпной плотностью и собственной высокой пористостью. Трубчатая структура ПД - РП, полученная способом резания, вносит до 40-50 % собственных пор. В процессе прессования доля собственной пористости, безусловно, уменьшается. Создание устойчивого структурного каркаса брикета осуществляется в несколько этапов, характерных для любого процесса брикетирования. В начале процесса жидкие связующие наносятся на частицы и формируются зерноклеевые комплексы, а связующее переходит в вязкотекучее состояние. Затем разнообразные зерноклеевые комплексы соединяются в процессе прессования и, наконец, при охлаждении (или выдерживании) брикетов связующее переходит в «твердое» конечное состояние, формирующее заключительную прочность [3]. На этапе подготовки шихтовой смеси очень важны условия смачивания всех структурных компонентов со связующим. Если схватываемость массы высока, то образующиеся коагулянты способны формировать неоднородный состав шихты и снизить прочность куска после брикетирования. Это свойство необходимо учитывать, снижая схватываемость массы до оптимальных значений.

Влияние количества порообразующих добавок на плотность и пористость показано на рисунке 6.

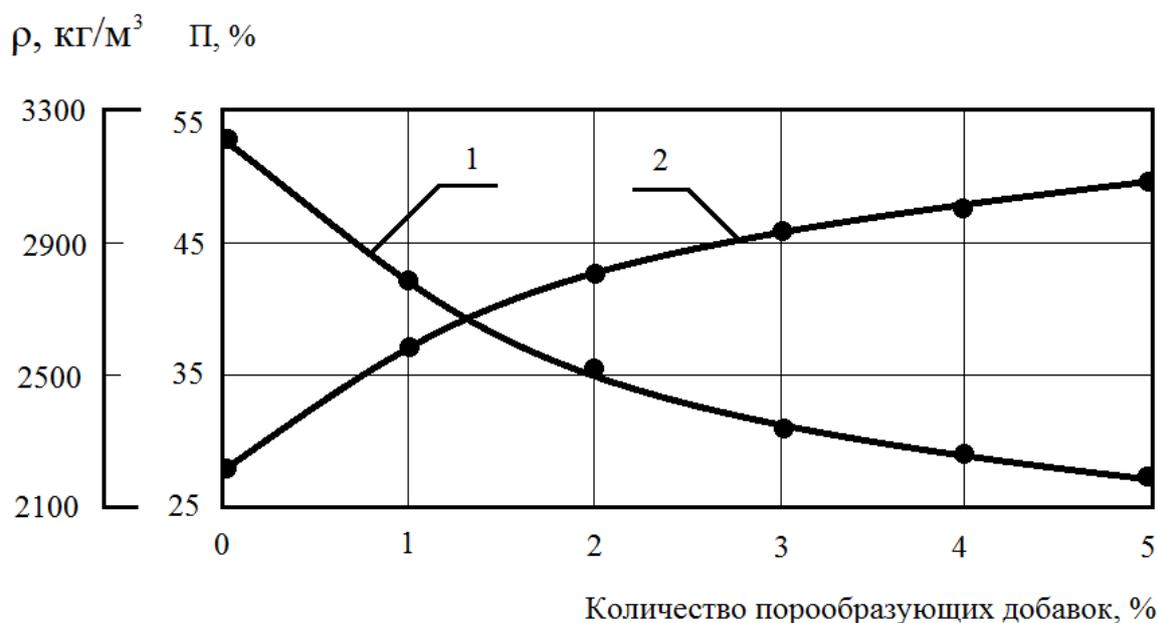
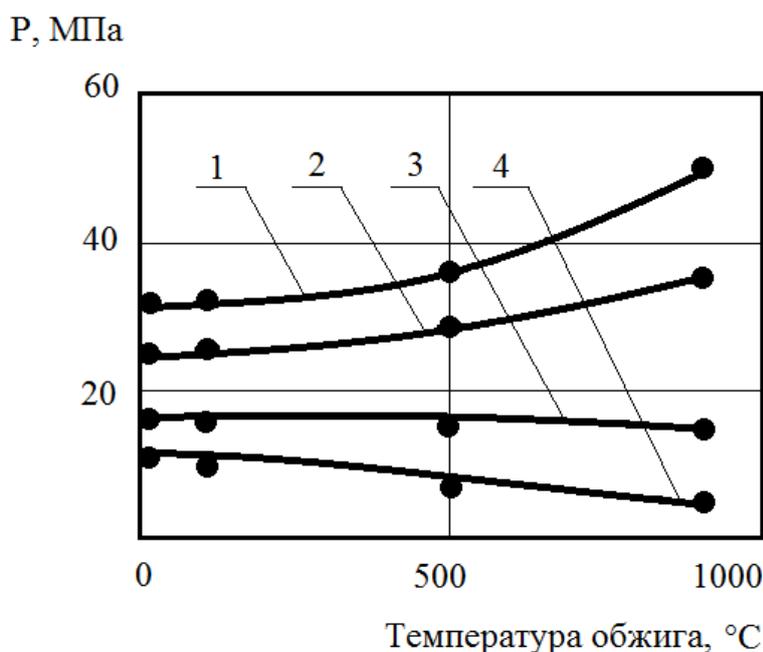


Рисунок 6 – Влияние количества порообразующих добавок на плотность – 1 и пористость – 2 брикетов

Плотность брикетов уменьшается с увеличением количества порообразующих добавок, а пористость напротив увеличивается. Это можно объяснить тем, что крупные ПД – РП, особенно размером 1-2 мм, обладают трубчатой структурой, которая занимает большой объем в структуре брикета. Кроме этого первичная пористость может образовываться за счет механического перекрытия пустоты крупными частицами ПД - РП, образования шихтовых коагулянтов, хорошо заметных визуально, и раннего схватывания брикетируемой массы в процессе перемешивания. Так же на пористость, плотность и на процесс уплотнения массы влияет демпфирующий (пружинящий) эффект трубчатых частиц ПД - РП.

Зависимость прочности брикетов от количества частиц ПД - РП и температуры обжига представлена на рисунке 7. Первая точка графика характеризует сушку брикетов в естественных условиях при температуре 20 °С в течение 24 часов. Установили, что брикеты без добавок игольчатых частиц обнаруживают максимальную прочность (30 МПа), которая увеличивается с ростом температуры обжига до 44 МПа ($t = 800$ °С; $\tau = 20$ минут). С ростом количества частиц ПД - РП размером 0,1- 0,6 мм от 1 % до 3 % прочность брикетов существенно снижается для всех режимов термообработки. Ограничить снижение прочности брикетов можно подбором особой формой ПД – РП, используя методы предварительной механической обработки сырья. Однако эти методы могут не в полной мере обеспечить условия высокой реакционной способности порообразующих добавок.

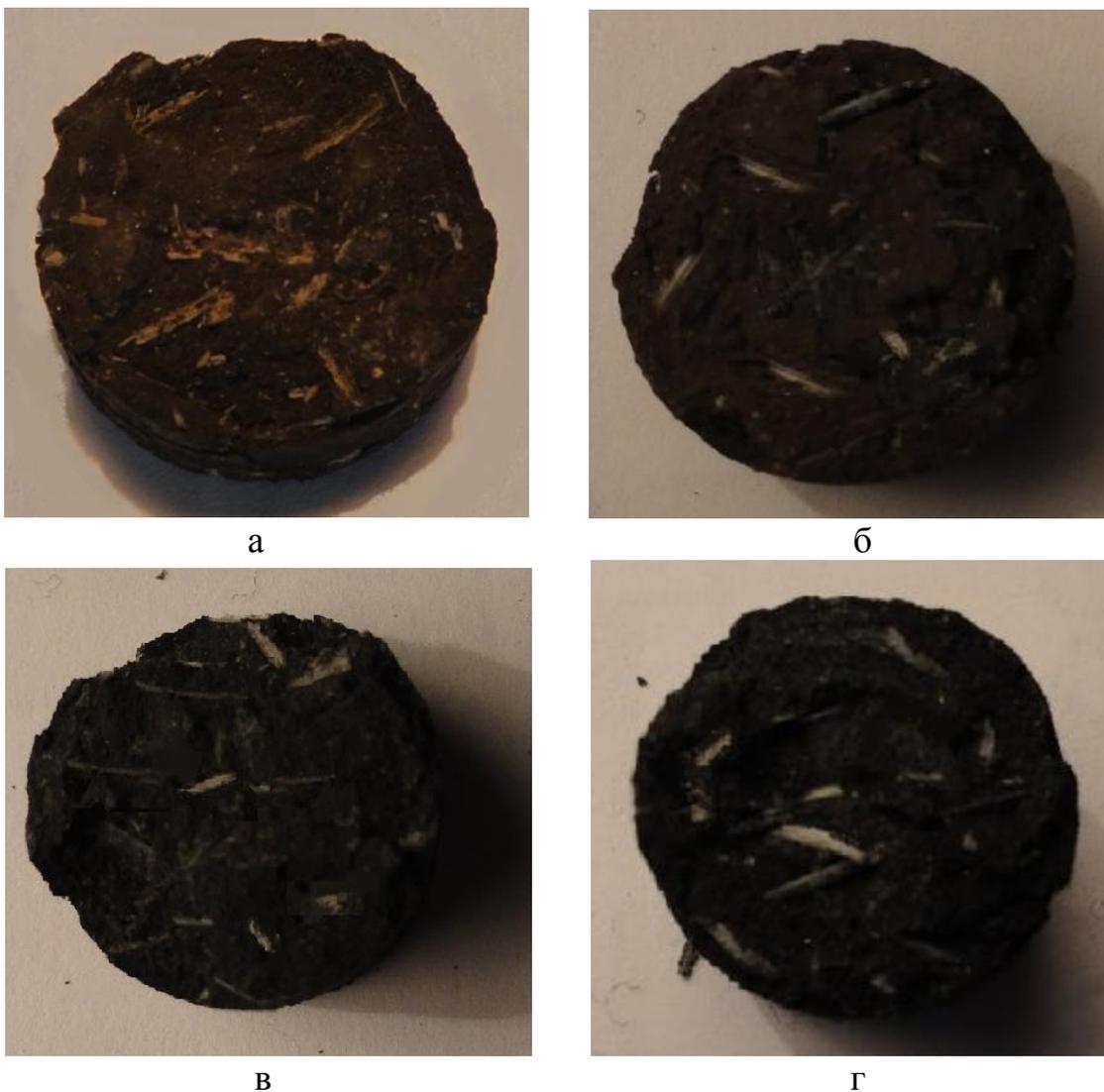


Количество ПД-РП: 1 = 0 %; 2 – 1,0 %; 3 – 2,0 %; 4 – 3,0 %
 Рисунок 7 – Зависимость прочности брикетов от температуры обжига и количества ПД - РП в шихте образцов

Прочностные показатели брикетов, подвергнутых термообработке при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и при $t = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, достаточно близки. При этих температурах происходит упрочнение массы за счет твердения связки. При $t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau = 20$ минут) происходит медленное выгорание ПД - РП, в результате чего в структуре брикетов образуется радиальные поровые каналы, которые снижают прочность брикетов при количестве ПД - РП, равном 2-3 %. Для этого количества ПД - РП при температуре обжига, равной $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, происходит бурное воспламенение и выгорание порообразующих добавок, образование большого количества продуктов горения, что существенно снижает прочность брикетов. При ПД = 1 % этот процесс в меньшей степени влияет на разупрочнение брикетов. Поэтому при этом количестве порообразующих добавок происходит рост прочности при всех температурах обжига. При $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ образцы окисляются до гематита и имеют характерный бурый цвет гематита. Зональность структуры после обжига также снижает прочность брикетов. Поэтому у брикетов, содержащих частицы ПД - РП в количестве 2-3 %, при $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ не удалось получить роста прочности образцов. Для устранения зональности брикетов следует повысить температуру обжига свыше $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ и увеличить длительность термообработки до 25-30 минут.

Макроструктура излома брикетов после сушки и высокотемпературного обжига показана на рисунке 8. После сушки при $t = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ порообразующие добавки в шлифах и разломах имеют желтый соломенный цвет, а после обжига ($t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) они оставляют золотистый след сгоревших частиц ПД - РП. Расположение ПД - РП в структуре брикетов довольно хаотичное, но можно заметить,

что частицы преимущественно располагаются по радиусу брикета, что на наш взгляд является рациональным и находится в русле повышения реакционной способности брикетов за счет формирования слабоизвилистых проницаемых поровых каналов, расположенных между поверхностью и центром брикета. Здесь следует учитывать, что брикет имеет собственную пористость (в отсутствие ПД-РП), которая так же участвует в термохимических процессах в ходе металлургической плавки.



Температура термообработки в позиции а, в – 100 °С; в, г – 500 °С;

Рисунок 8 – Макроструктура излома брикетов после сушки и высокотемпературного обжига (количество ПД-РП 2 %). В позициях а, б брикеты содержат частицы ПД - РП, полученные измельчением; В позициях в, г брикеты содержат частицы ПД - РП, полученные способом резания

В результате полученных экспериментальных данных, учитывающих заданные характеристики ПД-РП, условия измельчения отходов растительного происхождения, режим формирования брикетируемой массы по критериям

схватываемости и прессуемости, прочностные характеристики брикетов после брикетирования и термообработки, температуру обжига ограничили величиной 500 °С, а количество ПД - РП размером 0,1-0,6 мм ограничили величиной 0,5-1,0 % (масс.). Эти параметры технологии брикетирования позволяют получить железшламовые брикеты прочностью более 45 МПа, общей пористостью более 40 %, в структуре которых преобладают открытые поры, позволяющие прогнозировать повышение реакционной способности брикетов для металлургической плавки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Окатыши в технологии экстракции металлов из руд / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 345 с.
2. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке / В. М. Павловец. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2016. – 373 с.
3. Ожогин В.В. Основы теории и технологии брикетирования измельченного металлургического сырья / В.В. Ожогин. – Мариуполь: –ПГТУ. – 2010. – 442 с.
4. Рывкин И.Ю. Брикетирование мелкозернистых и тонкодисперсных материалов со связующим / И.Ю. Рывкин [и др.]. – Кокс и химия, 2000. – № 10. – С. 36 – 44.
5. Лурье Л.А. Брикетирование в черной и цветной металлургии/ Л.А.Лурье. – М.: Металлургия, 1963. – 324 с.
6. Патент № 2423533 Российская Федерация, МПК⁷ С22В 1/14, Способ получения окатышей / В.М. Павловец. – СибГИУ. – № 2010100083/02, заявл. 11.01.2010; опубл. 10.07.2011. Изобретения и полезные модели, Бюл. № 19. – 1 с.
7. Патент № 2634524 Российская Федерация, МПК⁷ С22В 1/14, Способ получения окатышей / В.М. Павловец. – СибГИУ. – № 2016152376/02, заявл. 28.12.2016; опубл. 31.10.2017. Изобретения и полезные модели, Бюл. № 31. – 1 с.

Я.М. Гордон ¹, Н.А. Спирин ², В.С. Швыдкий ², Ю.Г. Ярошенко ²

¹ Hatch Associates Ltd, г. Торонто, Канада

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

УЛУЧШЕНИЕ ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЛОМА В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

В докладе представлены ориентиры развития металлургической промышленности России до 2020 года. Описаны источники образования металлического лома и эффективность его использования. Увеличение доли металлического лома в технологиях производства стали сопровождается улучшением их технико-экономических и экологических показателей.

The report provides guidelines for the development of metallurgical industry of Russia until 2020. We describe the sources of the scrap metal and the efficiency of its use. Increasing the share of scrap in steel production technology it is accompanied by improvement of their technical, economic and environmental performance.

Коррекция государственной политики в развитие металлургической промышленности Российской Федерации внесена после вступления в силу 4 июня 2008 года Указа Президента Российской Федерации «О некоторых мерах по повышению энергетической и экологической эффективности российской экономики» [1]. Этим Указом Правительству Российской Федерации предписывалось: «В целях снижения к 2020 году энергоемкости валового внутреннего продукта Российской Федерации не менее чем на 40 процентов по сравнению с 2007 годом, обеспечения рационального и экологически ответственного использования энергии и энергетических ресурсов – подготовить и внести в Государственную Думу Федерального Собрания Российской Федерации проекты федеральных законов, предусматривающих экономические механизмы, стимулирующие хозяйствующих субъектов, применяющих энергосберегающие и экологически чистые технологии...».

В развитие положений Указа Президента Российской Федерации Министр промышленности и торговли Российской Федерации своим приказом от 05.05.2014 Р № 839 утвердил «Стратегию развития черной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 год» [2]. В этом важном для металлургов документе отмечается, что металлургическая промышленность, являясь базовой отраслью, вносит существенный вклад в экономику России. Успехи развития отрасли в период 2000–2007 годы были обусловлены, с одной

стороны, общей политической стабильностью, проведенными структурными и институциональными реформами, с другой – исключительно благоприятной внешнеэкономической конъюнктурой вплоть до начала 2008 г. В настоящее время доля металлургии в валовом внутреннем продукте страны составляет около 5 %, в промышленном производстве порядка 18 %, в экспорте – 14 %, а в налоговых платежах – более 5 %. Металлургия России потребляет 32 % электроэнергии, 26 % природного газа, 25 % угля, 10 % нефти и нефтепродуктов от объемов, потребляемых всей промышленностью страны. Доля металлургии в грузовых железнодорожных перевозках составляет 23 %.

Металлургия России достигла успехов и в современном международном разделении труда, закрепив за собой позиции по экспорту ряда видов металлопродукции.

В 2007 г. душевое потребление металлопродукция из черных металлов в России составило 261 кг/чел. Для сравнения: в Японии – 625,9 кг/чел., в Германии – 463,1 кг/чел., в США – 353,9 кг/чел. Прогноз для России: в 2020 году на каждого жителя страны планируется довести производство черных металлов до 390 кг. Достижение этого показателя поставит Россию в один ряд с промышленно развитыми странами.

Оживление спроса на металл ожидается в таких отраслях как подъемно-транспортное, сельскохозяйственное, строительно-дорожное машиностроение, железнодорожного транспорта, включая и строительство новых железных дорог, сооружение магистральных трубопроводов, производство автомобилей, оборудования для атомных, тепловых и гидроэлектростанций, строительство промышленных и гражданских сооружений. По прогнозу потребление готового проката к 2020 г. вырастет на 30–40 %.

Достижение указанных показателей неразрывно связано с совершенствованием техники и технологий производства металлопродукции. Так доля производства стали в электропечах составит в 2020 году – 39 %; в конвертерах в 2020 году – 61,0 %. Мартеновское производство стали на предприятиях металлургической промышленности практически ликвидировано. В настоящее время выплавка стали в дуговых электросталеплавильных печах достигает в США 60 %, в Европе – 40 %, по миру в целом – 30 % [3]. Таким образом, ожидаемое изменение структуры производства стали в России будет соответствовать мировому уровню. Доля разливки стали на машинах непрерывного литья заготовок достигнет к 2020 году – 97–99 %. Доля листового металла в общем производстве листового и сортового проката (без заготовки для переката на экспорт) увеличится до 62,0 % в 2020 году. Эти показатели – соответствуют современному уровню металлургического производства промышленно-развитых зарубежных стран. В прогнозируемый период будет освоено производство высококачественных длинномерных рельсов, толстостенных труб для топливно-энергетического комплекса, широкоформатного толстолистового проката для их производства, а также требуемого проката для оборонно-промышленного комплекса, судостроения, атомного машиностроения. Ожидается расширение производства высококачественного автомобильного листа.

Полученная на металлургических предприятиях продукция формирует металлофонд страны. Эта продукция в дальнейшем используется на машиностроительных предприятиях, в строительном производстве и других отраслях для изготовления машин, аппаратов, строительных конструкций и предметов потребления. Получаемые изделия в процессе их работы физически и морально изнашиваются. После вывода таких изделий из эксплуатации содержащийся в них металл снова вовлекается в металлургическое производство в качестве вторичного сырья. Таким образом, возникает своеобразный кругооборот металла.

Разнообразие металлургических производств и технологий, их составляющих, определяет и разнообразие технологических отходов, которые в пределах предприятия рассматриваются, как вторичные материальные ресурсы [4]. Среди твердых материальных ресурсов наиболее бережно на металлургических предприятиях относятся к отходам собственного производства: обрезки, затвердевшим остаткам металла на желобах, в ковшах, а также бракованным заготовкам, слиткам и т.п. Эти виды ресурса вместе с металлическим ломом являются для предприятия вторичными и обычно идут на повторный передел, тем самым, представляя собой важные составляющие шихты плавильных печей. Затраты на сбор, транспортировку, подготовку 1 т металлического лома к плавке, включая и внутренние ресурсы (отходы) предприятия в 8 раз ниже, чем на выплавку 1 т чугуна [5].

Металлический лом, являясь на металлургическом предприятии эксплуатационным отходом различного происхождения, представляет собой основной вторичный материальный ресурс для этого завода. В настоящее время за счет введения в шихту лома и отходов черных металлов обеспечивается выплавка около 50 % всей стали и чугуна. Максимальное использование металлического лома в значительной степени экономит природное сырье, необходимое для выплавки первичного металла – чугуна [6, 7].

При использовании в производстве стали 1 тонны лома черных металлов отпадает необходимость в добыче 3–4 т руды, 1 т коксующегося угля, 1 т известняка и 3–5 т энергетических углей. Соответственно могут быть сокращены мощности: рудников и шахт, обогатительных фабрик и фабрик окускования железорудного сырья, коксохимического производства и доменных цехов. Естественно, при этом будут одновременно исключены неблагоприятные их воздействия на природу. Другими словами, не будет образовано 20–25 т пустой породы, 1,3–1,6 т шлака, 2–3 т зольных отходов, а в атмосфере сохранится 10 т кислорода и в водоемах – 65 м³ чистой воды [4]. Коэффициент рециркуляции черных металлов в настоящее время составляет около 50 % и может быть повышен в условиях развития технологий черной металлургии.

При современных масштабах деятельности металлургической отрасли, разнообразии выпускаемой продукции одними из первых возникают проблемы энергосбережения на всех этапах производства – от подготовки сырья и топлива до завершающих стадий обработки проката. Над их решением работают металлурги всего мира. Приводимые ниже показатели удельных расходов условного топлива на единицу металлопродукции:

	Существующие	Теоретические
Черная металлургия	0,85–1,1	0,24

подчеркивают значимость проблем, а удаленность существующих показателей энергоемкости от теоретического уровня указывает на резервы, которыми располагают металлургии. По отдельным странам энергоемкость производства стали отличается существенно, о чем свидетельствуют следующие данные по удельным расходам условного топлива на выплавку 1 т стали (т у.т./т стали):

Удельный расход условного топлива	Англия	США	Япония	Россия
	0,614	0,853	0,867	1,024

Простой расчет показывает: для достижения показателей энергоемкости производства стали, характерных для английской металлургии, российским металлургам следует улучшить этот показатель на 40 %. Актуальность решения проблем снижения энергетических затрат очевидна. Известны также и направления решения указанных проблем. К ним относятся:

- снижение удельных расходов топлива и энергии за счет внедрения энергосберегающих основных технологий и оборудования для их реализации, связанных с вовлечением в производство металлического лома;
- внедрение организационно технических мероприятий по использованию вторичных энергетических и материальных ресурсов;
- применение наиболее экономичных и менее дорогих видов топлива.

Использование металлического лома в технологиях черной металлургии обеспечивает:

- уменьшение объемов извлекаемых из недр первичных природных ресурсов;
- снижение затрат на изготовление продукции за счет исключения некоторых технологических операций;
- снижение удельных расходов энергетических ресурсов;
- улучшение состояния окружающей среды.

Степень использования в металлургических технологиях лома зависит от многих факторов – его качества, сбора, хранения, обработки, транспортных расходов. Следует отметить, что с каждым годом степень вовлечения такого вторичного сырья в производство металлопродукции повышается [7]. Металлически лом отличается от других железосодержащих отходов металлургического производства – пыли, шламов, тем, что он практически не требует энергоемкой, специальной подготовки к плавке [8].

Металлический лом составляет значительную часть шихты практически всех плавильных процессов [9]. Так доля лома при выплавке стали в кислородно-конвертерном производстве составляет 25 %, в электросталеплавильном – 96 %, а в литейном производстве – 49 %. Количество лома достигает 100 % в технологиях переплава.

Лом черных металлов для металлургии, плавильных отделений машиностроительных заводов формируется из отходов доменного и сталеплавильного производств и других источников, показанных на схеме (рисунок).

Особое значение следует придавать амортизационному лому, который формируется после завершения жизненного цикла стальных изделий. Исследования показали [10], что время жизненного цикла машин, механизмов, сооружений составляет, например, для автомобилей 15 лет, для стальных мостов 50 лет и более. При утилизации такого лома рециклинг стали лежит в пределах от 5 до 50 лет.

Вблизи старых уральских металлургических заводов за более чем 300-летнюю историю их существования скопилось десятки миллионов тонн отвальных шлаков, причем доля металла в них гораздо выше, чем на современных отвалах. Извлекаемые из отвальных шлаков материалы после их переработки в продукты различного назначения позволяют получать доходы от реализации этой продукции.

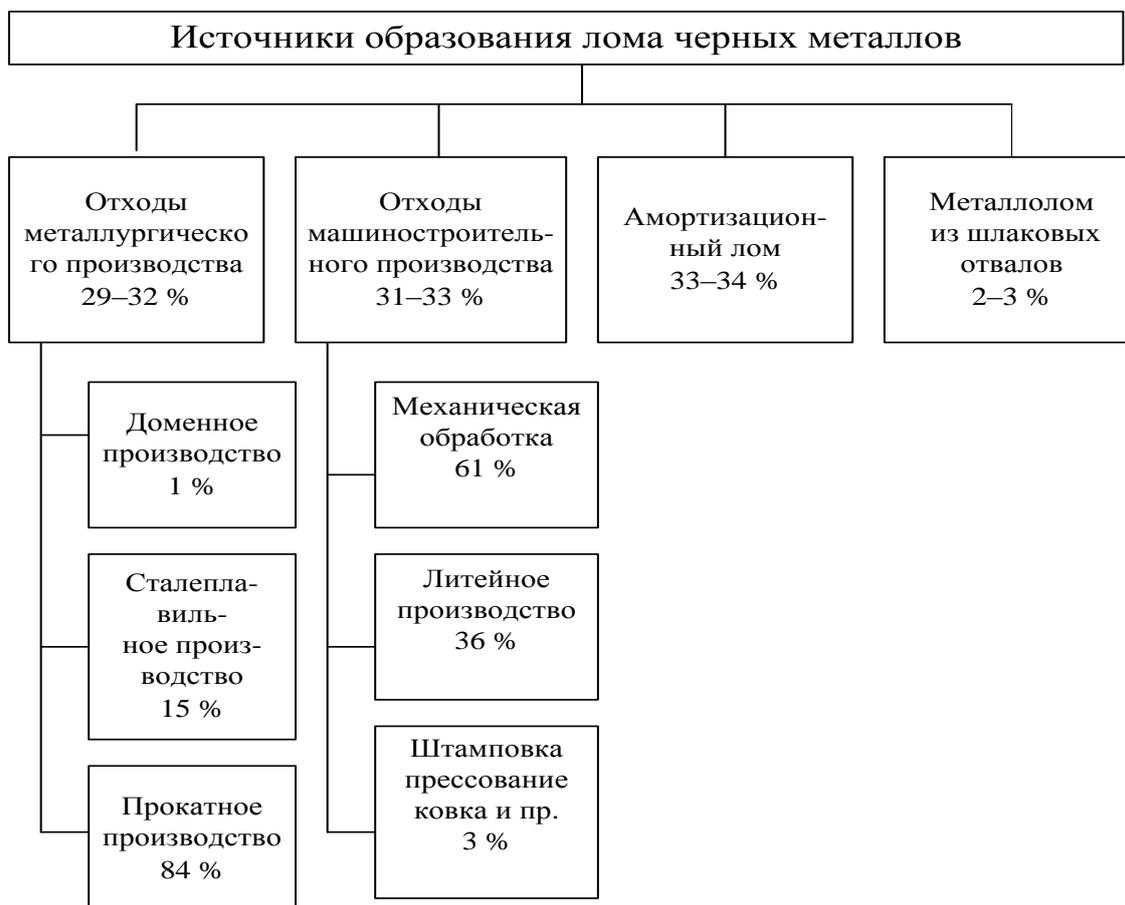


Рисунок – Источники образования лома черных металлов

Использование металлического лома в металлургии позволит, что очень важно, снизить вредное воздействие предприятий отрасли на окружающую среду. Металлургическая промышленность относится к числу экологически

неблагоприятных сфер экономики России. На долю предприятий металлургического комплекса приходится 28 % промышленных выбросов в атмосферу, 6,7 % сбросов загрязненных сточных вод. Эти цифры указывают на необходимость разработки программ по уменьшению выбросов и сбросов на всех стадиях металлургического производства.

Тезис «Необходимость максимального приближения производства к сырьевым источникам» в значительной степени ориентирован на отдаленные районы Сибири, особенно приполярных ее областей, в которых скопилось значительное количество металлолома, особенно в местах добычи различных видов топлива – нефти, природного газа, угля. После выработки нефтяных, газовых и угольных месторождений оборудование буровых скважин, трубопроводов, а также шахтное оборудование обычно оставляется разработчиками в местах добычи полезных ископаемых. При этом наносится громадный вред окружающей природной среде. Из-за высоких транспортных тарифов перевозка такого металлолома на значительные расстояния в условиях Крайнего Севера такой огромной по площади страны, как Россия, является нерентабельной.

Существуют предпосылки для создания предприятий по сбору, разделке и подготовке к переработке лома черных металлов и в других регионах Российской Федерации, в частности, в Приморском крае Дальневосточного федерального округа. По оценкам специалистов на территории края к настоящему времени накоплено значительное количество металлического лома в виде старых морских и речных судов торгового и военно-морского флота. Не менее значимой долей в накопившихся ресурсах составляет отслужившая свой срок военная и гражданская техника. Общее количество лома достигает 6,0–7,0 млн. т. Существует и специфика его размещения: часть лома находится в затопленном состоянии, что создает в регионе сложную экологическую обстановку, которая может постепенно улучшаться в результате переработки этого лома.

Эти условия указывают на целесообразность строительства металлургических микро-заводов [6, 7], для которых на долгие годы не будет существовать проблем обеспеченности завода сырьем. Одновременно при этом будут решены не только экологические проблемы, но и проблемы снабжения развивающейся экономики мелкосортным прокатом – арматурой, катанкой, мелкими фасонными профилями, метизами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Указ Президента Российской Федерации от 4 июня 2008 г. №889 «О некоторых мерах по повышению энергетической и экологической эффективности российской экономики». Российская газета от 7 июля 2008 г. (4680).

2. Стратегия развития черной металлургии России на 2014-2020 годы и на перспективу до 2030 года. Приказ Министра промышленности и торговли Российской Федерации от 05.05.2014 Российской Федерации № 839.

3. Jean-Pierre Birat / Environmental metallurgy: continuity of new discipline? // Steel Research International. – 2014. – 85. 8, – pp.1240–1256.

4. Ярошенко Ю.Г., Гордон Я.М., Ходоровская И.Ю. Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии черной металлургии / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2012. – 670 с.
5. Мысик В.Ф., Жданов А.В. Ресурсы и подготовка лома к плавке стали: учебное пособие для вузов / Под ред. А.А. Журавлева. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 223 с.
6. Новые проекты и технологии в металлургии: сб. научных трудов к 85-летию Уралгипромеза. – Екатеринбург, 2010. – 636 с.
7. Мысик В.Ф. Основы проектирования мини- и микрометаллургических заводов: учебное пособие / Под ред. Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. – 167 с.
8. Antonello Di Donato, Loredana Di Sante, Enrico Malfa et al // Full Recovery of Steelmaking Waste Streams in a Dedicated Plasma Reactor / AISTech 2015 Proceedings. – 2015 by AIST. – pp. 1795-1802.
9. Сталь на рубеже столетий. Кол. авторов / Под научной ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСИС, 2001 – 664 с.
10. ALriksson S., Grip C.-E. Steel industry environment objectives stakeholder preference using conjoint analysis // Ironmaking and Steelmaking. – 2013. – 40. – № 8. – P. 605–612.

В.В. Числавлев, С.В. Фейлер, М.В. Темлянцев, Д.Т. Неунывахина
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИКВАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ¹

Проведено исследование ликвационных процессов при непрерывной разливке рельсовой стали. Выполнен анализ распределения химических элементов по сечению непрерывнолитой заготовки. Проведено математическое моделирование для определения температурных полей в различных областях внутреннего объема промежуточного ковша. Получены значения температуры стали на выходе из центральных и периферийных разливочных стаканов при различных конфигурациях внутреннего объема промежуточного ковша.

A study of segregation processes in the continuous casting of rail steel. The analysis of the distribution of chemical elements over the cross section of a continuously cast billet was performed. Mathematical modeling was carried out to determine temperature fields in various areas of the internal volume of the tundish. The values of steel temperature at the exit from the central and peripheral casting nozzle are obtained for various configurations of the internal volume of the tundish.

Значительная часть дефектов в непрерывнолитых заготовках возникает вследствие неоднородности металла по химическому составу и температуре, обеспечение которой особенно важно при непрерывной разливке рельсовой стали, т.к. химическая неоднородность приводит к анизотропии механических свойств. Неравномерное распределение химических элементов по поперечному сечению непрерывнолитой заготовки оказывает влияние на напряженно-деформированное состояние металла в процессе прокатки, что приводит к изменению вероятности возникновения дефектов в зависимости от технологических условий реализации процесса.

Сталь, разливаемая на центральных и периферийных ручьях машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), как правило, имеет некоторые различия по химическому составу и температуре, что обусловлено, в значительной степени гидродинамическими процессами в промежуточном ковше, влияющими на гомогенизацию металла.

Для анализа влияния гидродинамических процессов в промежуточном ковше на неоднородность металла по химическому составу выполнена оценка

¹ Работа выполнена в СибГИУ в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9

распределения элементов по сечению непрерывнолитой заготовки. Исследование проводили с использованием проб поперечного сечения непрерывнолитой заготовки – темплетов (рисунок 1), полученных при разливке рельсовой стали марки Э76ХФ, выплавленной в 100-т дуговой электросталеплавильной печи, при дальнейшей внепечной обработке на агрегате «ковш-печь» и вакууматоре камерного типа. Ковшовое содержание элементов в стали, разлитой на МНЛЗ: 0,82 % С, 0,81 % Мn, 0,31 % Si, 0,023 % Р, 0,008 % S.



Рисунок 1 – Темплет с третьей заготовки третьего ручья

Для исследования ликвационных процессов при непрерывной разливке стали после предварительной обработки темплетов проводили их сверление в семнадцати точках с последующим отбором проб на химический анализ по схеме, приведенной на рисунке 2.

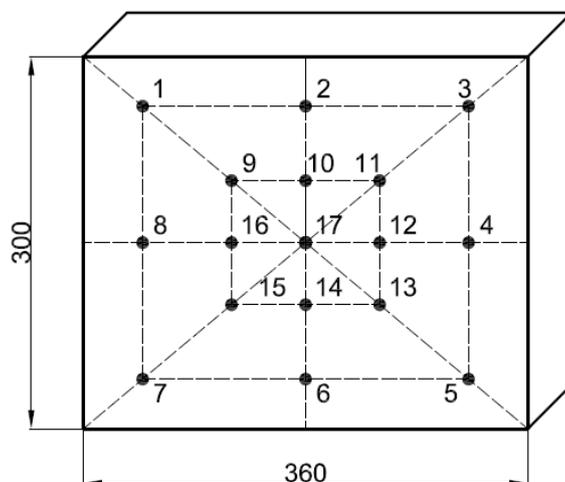


Рисунок 2 – Схема отбора проб на химический анализ

Среднее содержание элементов по сечению темплета (по 17 точкам) с третьей заготовки первого ручья (3-1) составило: 0,779 % С, 0,876 % Мn, 0,294 % Si, 0,019 % Р, 0,013 % S, а с третьей заготовки третьего ручья (3-3): 0,809 % С, 0,811 % Мn, 0,313 % Si, 0,020 % Р, 0,010 % S, при этом соответствующее отклонение по элементам составляет, %: 3,78; 7,45; 6,20; 6,73; 24,54.

Результаты химического анализа темплетов с третьей заготовки первого ручья (3-1) и третьей заготовки третьего ручья (3-3), разлитой на МНЛЗ приведено в таблице.

Таблица – Распределение элементов по сечению непрерывнолитой заготовки

№ пробы	Содержание элементов, %										Отклонение, %				
	C	Mn	Si	P	S	C	Mn	Si	P	S	C	Mn	Si	P	S
	Заготовка 3-1					Заготовка 3-3									
1	0,75	0,87	0,27	0,016	0,012	0,79	0,87	0,34	0,014	0,010	5,1	-	20,6	12,5	16,7
2	0,78	0,88	0,29	0,019	0,012	0,76	0,86	0,34	0,016	0,010	2,6	2,3	14,7	15,8	16,7
3	0,78	0,84	0,26	0,017	0,013	0,76	0,87	0,34	0,015	0,010	2,6	3,4	23,5	11,8	23,1
4	0,78	0,83	0,30	0,017	0,012	0,76	0,86	0,34	0,019	0,010	2,6	3,5	11,8	10,5	16,7
5	0,77	0,87	0,29	0,015	0,012	0,76	0,87	0,34	0,018	0,010	1,3	-	14,7	16,7	16,7
6	0,80	0,87	0,29	0,018	0,013	0,83	0,79	0,28	0,020	0,011	3,6	9,2	3,4	10,0	15,4
7	0,77	0,87	0,30	0,018	0,012	0,83	0,80	0,29	0,020	0,010	7,2	8,0	3,3	10,0	16,7
8	0,79	0,88	0,30	0,020	0,013	0,83	0,79	0,29	0,023	0,011	4,8	10,2	3,3	13,0	15,4
9	0,78	0,88	0,31	0,017	0,013	0,78	0,78	0,30	0,021	0,011	-	11,4	3,2	19,0	15,4
10	0,79	0,88	0,29	0,020	0,013	0,84	0,77	0,30	0,018	0,010	6,0	12,5	3,3	10,0	23,1
11	0,78	0,88	0,31	0,019	0,013	0,83	0,78	0,30	0,020	0,009	6,0	11,4	3,2	5,0	30,8
12	0,75	0,90	0,30	0,019	0,014	0,84	0,78	0,31	0,025	0,009	10,7	13,3	3,2	24,0	35,7
13	0,77	0,91	0,30	0,019	0,012	0,83	0,78	0,30	0,021	0,009	7,2	14,3	-	9,5	25,0
14	0,79	0,88	0,29	0,023	0,013	0,83	0,78	0,31	0,022	0,009	4,8	11,4	6,5	4,3	30,8
15	0,80	0,88	0,30	0,020	0,012	0,83	0,81	0,33	0,021	0,009	3,6	8,0	9,1	4,8	25,0
16	0,76	0,87	0,30	0,019	0,012	0,83	0,82	0,31	0,024	0,008	8,4	5,7	3,2	20,8	33,3
17	0,77	0,91	0,29	0,023	0,012	0,76	0,75	0,34	0,025	0,010	1,3	17,6	14,7	8,0	16,7

Для оценки равномерности распределения примесей по сечению непрерывнолитой заготовки выполнили расчет степени ликвации по выражению:

$$K = \frac{C_{\max} - C_{\min}}{C_{\text{ковш}}} \cdot 100\%, \quad (1)$$

где C_{\max} и C_{\min} – максимальное и минимальное содержание элемента по сечению темплета, %; $C_{\text{ковш}}$ – содержание элемента в ковшевой пробе, %.

Результаты расчета степени ликвации элементов представлены на рисунке 3.

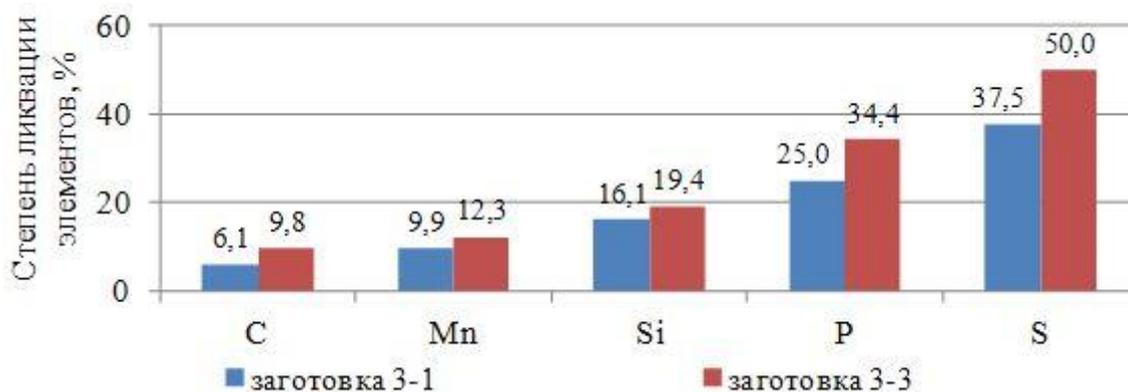


Рисунок 3 – Степень ликвации элементов по сечению непрерывнолитых заготовок

Из рисунка 3 видно, что склонность к ликвации различных элементов, содержащихся в стали, не одинакова, для темплетта, полученного из заготовки (3-1), степень ликвации составляет: по сере – 37,5 %, фосфору – 25,0 %, кремнию – 16,1 %, марганцу – 9,9 %, углероду – 6,1 %; по заготовке (3-3): по сере – 50 %, фосфору – 34,4 %, кремнию – 19,4 %, марганцу – 12,3 %, углероду – 9,8 %.

Дальнейшее исследование проводили при расчете степени ликвации в отдельных зонах заготовки. При этом поперечное сечение заготовки условно разделили на 3 зоны – центральная (рисунок 2, точка 17), средняя (рисунок 2, точки 9-16) и периферийная (рисунок 2, точки 1-8). Результаты расчета представлены на рисунках 4-6.

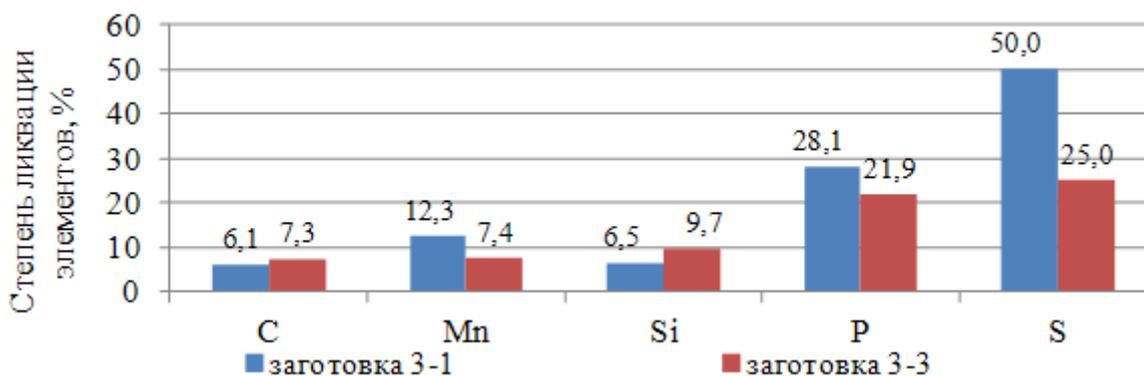


Рисунок 4 – Степень ликвации элементов в центральной зоне непрерывнолитой заготовки

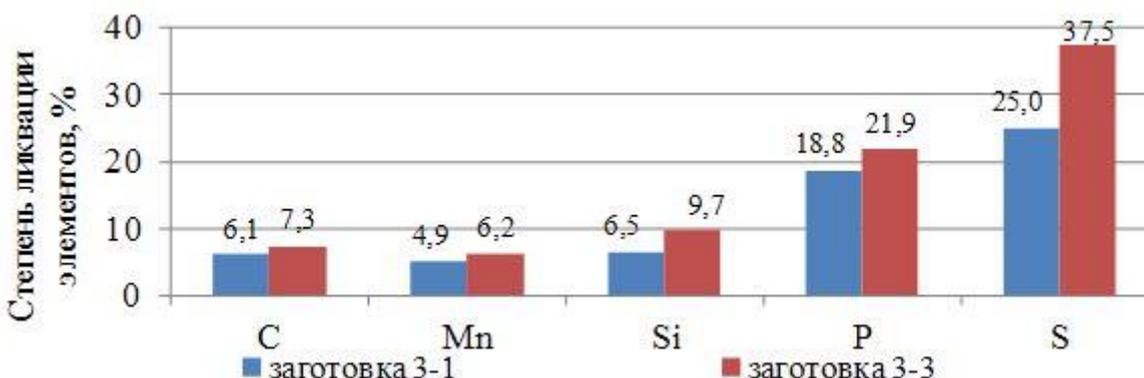


Рисунок 5 – Степень ликвации элементов в средней зоне непрерывнолитой заготовки

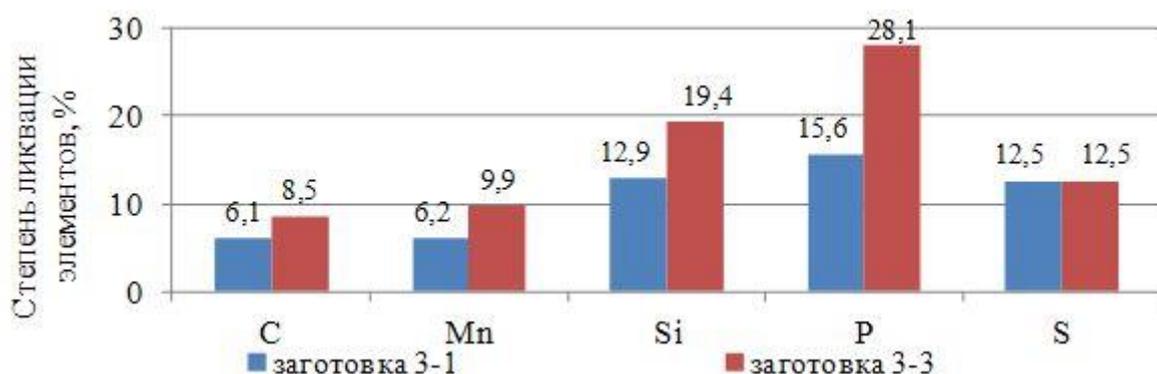
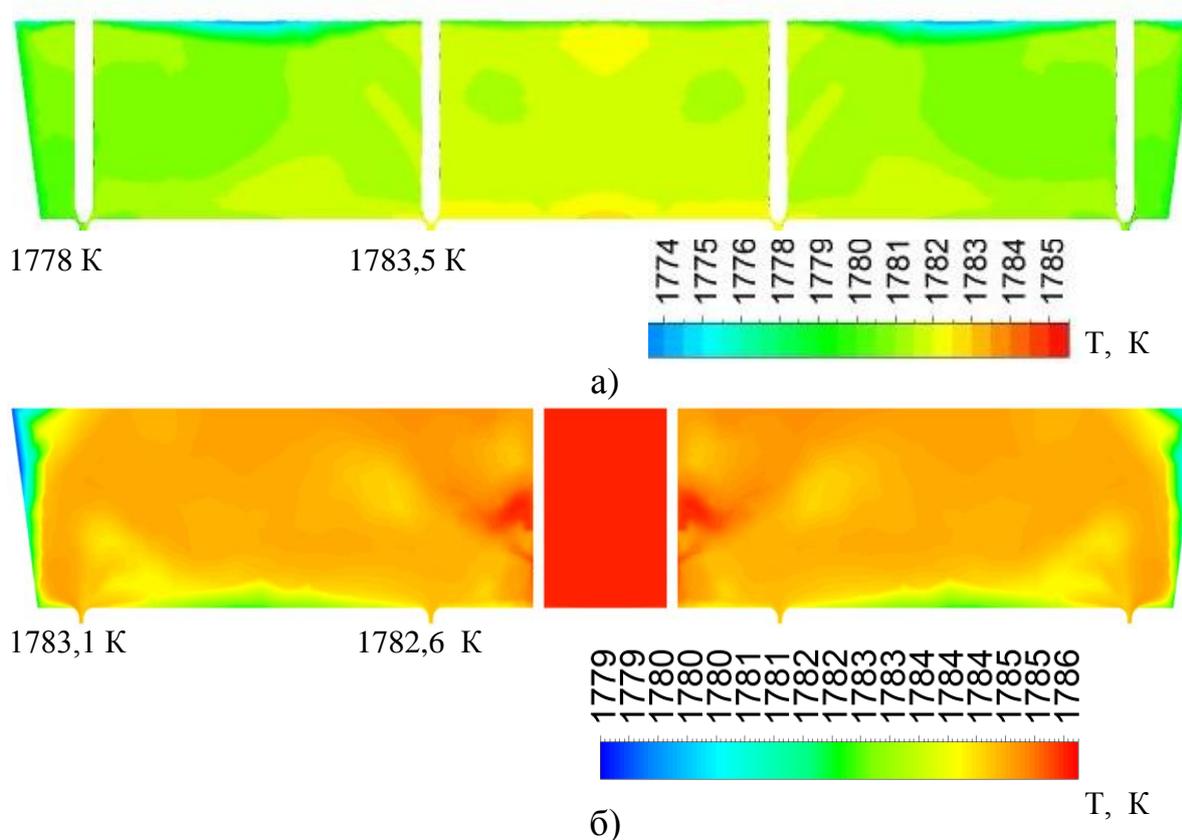


Рисунок 6 – Степень ликвации элементов в периферийной зоне непрерывнолитой заготовки

Анализ полученных результатов показал, что степень ликвации на заготовках, разлитых на центральных ручьях больше, чем на периферийных, при этом наибольшая степень ликвации наблюдается в центральной зоне.

Для определения влияния внутренней конфигурации промежуточного ковша на распределения температурных полей в различных областях внутреннего объема промежуточного ковша проведено математическое моделирование [1] (рисунок 7).



а – базовый вариант; б – с использованием полнопрофильных перегородок
Рисунок 7 – Температурные поля в продольном сечении по стопорам

При анализе температурных полей (рисунок 7), полученных при математическом моделировании, установлено, что разность значений температуры на выходе из разливочных стаканов при базовой конфигурации внутреннего объема промежуточного ковша составляет 5,5 градусов (рисунок 7, а). При установке полнопрофильных перегородок разность значений температуры на выходе из разливочных стаканов снижается в 11 раз, по сравнению с базовым вариантом и составляет 0,5 градуса.

Таким образом, при установке полнопрофильных перегородок в промежуточном ковше возможно создание гидродинамических условий, при которых обеспечивается интенсивное перемешивание расплава, усреднение металла по температуре и возможность разливать металл при небольшом превышении температуры над температурой ликвидус, что особенно важно при разливке рельсовой стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Числавлев В.В., Фейлер С.В. Исследование гидродинамических процессов при непрерывной разливке рельсовой стали // Инновационный конвент «Кузбасс: образование, наука, инновации» : материалы Инновационного конвента / Сиб. гос. индустр. ун-т. – Кемерово ; Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2014. – С. 381-384.

2. Числавлев В.В., Фейлер С.В. Моделирование процессов массопереноса при непрерывной разливке рельсовой стали // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество: труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции. Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – С. 213-219.

В.В. Числавлев, М.В. Темлянцев, С.В. Фейлер

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

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ НА КАЧЕСТВО РЕЛЬСОВОЙ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ²

Выполнен анализ статистических данных уровня отбраковки рельсов по неметаллическим включениям. Проведены промышленные исследования распределение дефектов по центральным и периферийным ручьям машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Разработана номограмма для прогнозирования количества отбракованных рельсов на основе данных о структуре потоков в промежуточном ковше МНЛЗ.

The analysis of statistical data on the level of rejection of rails for non-metallic inclusions is performed. Industrial studies of the distribution of defects in the central and peripheral streams of the continuous casting machine (CCM) have been carried out. A nomogram was developed to predict the number of rejected rails based on flow structure data in a tundish CCM.

Разливка стали в электросталеплавильном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК» осуществляется на четырехручьевой машине непрерывного литья заготовок № 1 с получением заготовок сечением 300×360 мм. В зависимости от марки стали и температуры металла в промежуточном ковше скорость разливки составляет 0,4-0,8 м/мин. Конструктивно МНЛЗ № 1 является машиной криволинейного типа с базовым радиусом технологической оси 12 м и металлургической длиной 25,1 м. Разливка стали производится через промежуточный ковш номинальной емкостью 28 т, рабочее пространство которого представляет собой единую ванну, с рабочим уровнем 900 мм (рисунок 1).

Из промежуточного ковша с использованием погружных стаканов металл поступает в сборные многоконусные кристаллизаторы с CuCrZr стенками высотой 780 мм. Гидравлический механизм качания обеспечивает перемещение кристаллизатора с амплитудой 0-20 мм и частотой качания 40-400 мин⁻¹. МНЛЗ оборудована системами электромагнитного перемешивания с силой тока до 800 А и мягкого обжатия слитка.

В процессе эксплуатации МНЛЗ №1 были выявлены дефекты непрерывнолитой заготовки по неметаллическим включениям. Анализ статистических данных, приведенный на рисунке 2, показывает, что отбраковка металла по не-

² Работа выполнена в СибГИУ в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9

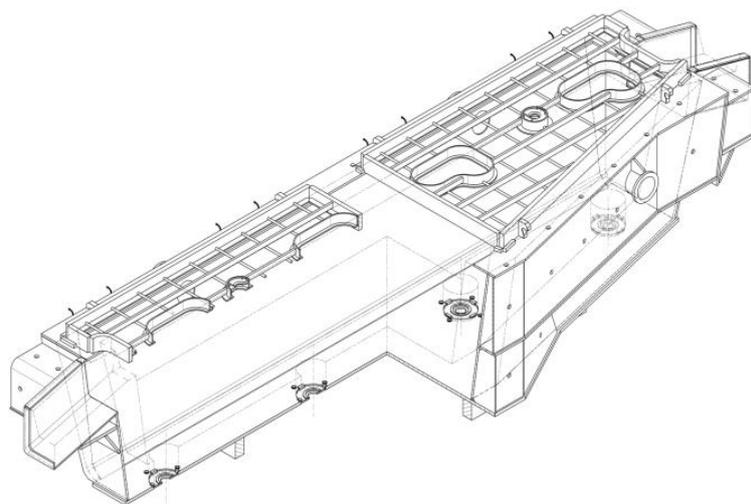


Рисунок 1– Конструкция промежуточного ковша МНЛЗ №1
ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

металлическим включениям, выявленным на установке автоматизированного эхо-импульсного контроля рельсов SONOTRON TM/24 («мокрого» ультразвукового контроля (МУЗК)) в соответствии с ТИ 899-РБЦ-19 за 2016 г., составил 2,64 %, за 2017 г. – 3,72 %, а в среднем за два года 3,18 % .

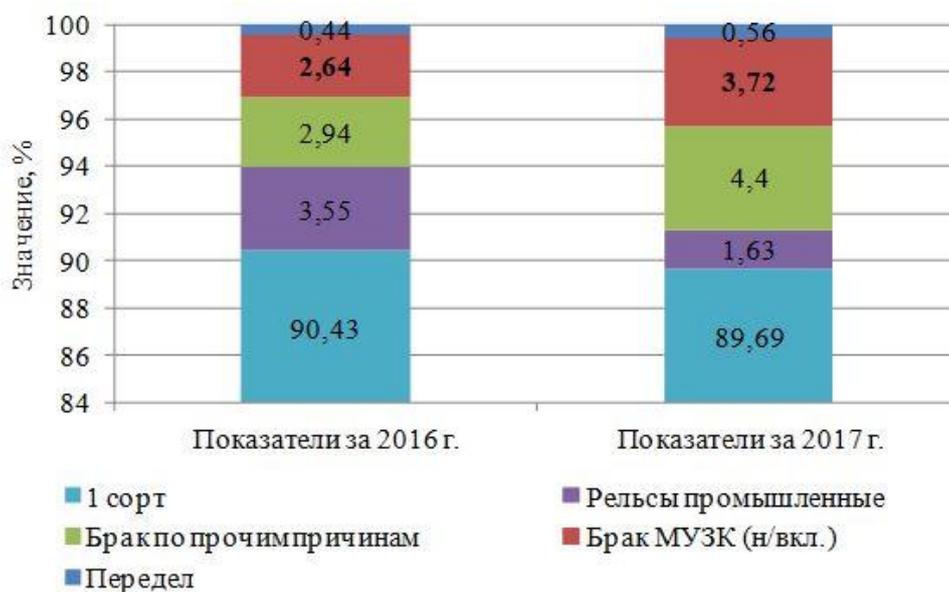


Рисунок 2 – Отбраковка металла на ЛНК-100 м

Эффективность конфигурации внутреннего объема промежуточного ковша оценивалась по количеству дефектов в рельсах, выявленных на МУЗК. Из результатов опытно-промышленных исследований (рисунок 3) следует, что количество выявленных неметаллических включений достигает 90 шт. или 7

%, при этом количество дефектных рельсов произведенных из заготовок, полученных на центральных ручьях составляет 62 шт. (4,8 %), а на периферийных ручьях – 28 шт. (2,2 %).



Рисунок 3 – Количество дефектных рельсов в серии (20 плавов) по центральным и периферийным ручьям

Количество дефектов в рельсах, произведенных из заготовок, разлитых на центральных ручьях в 2,2 раза больше чем разлитых на периферийных ручьях. Такое неравномерное распределение дефектов по центральным и периферийным ручьям свидетельствует о негативном воздействии «коротких путей» движения металла в промежуточном ковше, по которым неметаллические включения с потоком расплава попадают в центральные разливочные стаканы.

На основе анализа результатов промышленных экспериментов, физического и математического моделирования гидродинамических процессов в промежуточном ковше [1-2] для осуществления прогнозных расчетов количества отбракованных по неметаллическим включениям рельсов (Б, %) получено соотношение:

$$B = -19,479 \cdot V_{ив} + 5,604 \cdot V_{ис} + 15,632 \cdot V_з = -0,0004 \tau^2 + 0,0129 \tau + 7,1096 \quad (1)$$

$$V_{ив} + V_{ис} + V_з = 1, \quad (2)$$

где $V_{ив}$, $V_{ис}$, $V_з$ – объемные доли зон идеального смешения, идеального вытеснения и застойные зоны, соответственно.

На базе полученного соотношения (1) разработана номограмма для прогнозирования количества отбракованных рельсов на основе данных о структуре потоков в промежуточном ковше (рисунок 4).

Таким образом, номограмма (рисунок 4) позволяет при известных значениях объемов зон идеального вытеснения, идеального смешения и застойных спрогнозировать количество металлопродукции с регламентированным уровнем загрязненности неметаллическими включениями, не проводя промышленные эксперименты.

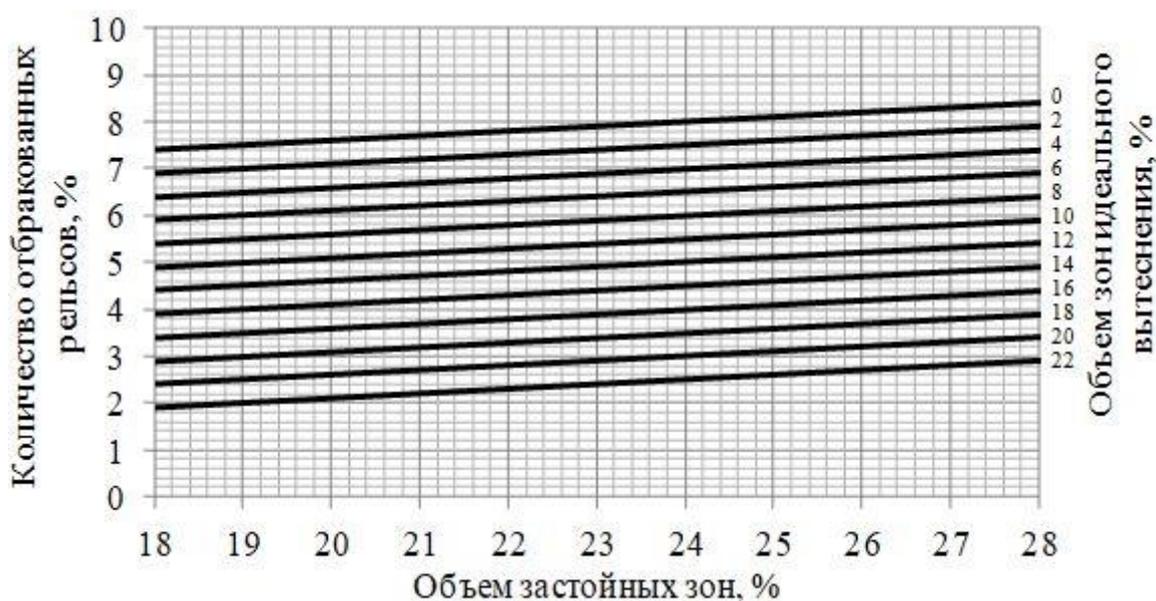


Рисунок 4 – Номограмма для прогнозирования количества отбракованных рельсов на основе данных о структуре потоков в промежуточном ковше

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Числавлев, В.В., Фейлер С.В. Лабораторно-экспериментальный комплекс для изучения процессов гидродинамики при непрерывной разливке стали // Современные вопросы теории и практики обучения в вузе: сборник научных трудов. – 2015. – Вып. 18. – С. 60-72.
2. Числавлев В.В., Фейлер С.В., Бойков Д.В., Неунывахина Д.Т. Разработка конструкции огнеупорных элементов для рафинирования стали при непрерывной разливке // Новые огнеупоры. – 2017. – № 11. – С. 22-26.

Е.А. Девярых, Т.О. Девярых, В.С. Швыдкий

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

ПЕРЕРАБОТКА АВТОМОБИЛЬНЫХ И ХИМИЧЕСКИХ КАТАЛИЗАТОРОВ В ПЛАЗМЕННЫХ ПЕЧАХ

Была предложена схема переработки автомобильных и химических катализаторов, с целью извлечения драгоценных металлов платиновой группы. Плавка в плазменной печи позволила добиться увеличения концентрации драгоценных металлов с 0.22 % (в катализаторе) до 3-4% (в металл-коллекторе).

Scheme has been proposed recycling automobile and chemical catalysts, to recover the precious metals of the platinum group. Melting in a plasma furnace made it possible to increase the concentration of precious metals from 0.22% (in the catalyst) to 3-4% (in a metal reservoir).

В настоящее время в мире выбрасывается большое количество автомобильных и химических катализаторов. В данной статье рассмотрена технология их переработки.

В результате процесса сгорания, отработанные газы, образовавшиеся в двигателе внутреннего сгорания, содержат много неблагоприятных для окружающей среды соединений, в том числе монооксид углерода (СО), оксиды азота (NO_x), кислотные газы (SO_x) и углеводороды (НС). Благодаря повышенному спросу на транспортные средства с малыми выбросами, большинство автомобилей с бензиновыми двигателями оборудуются трехступенчатым каталитическим конвертером (ТСК) для одновременного удаления СО, NO_x и НС из отходящих газов (см. рисунок 1). Несколько иные окислительные нейтрализаторы, или дизельные катализаторы, используются для тяжелого дизельного топлива. Отходящие газы пробиваются через керамические монолитные "соты", содержащие множество тонких каналов квадратного сечения, формирующих большую площадь поверхности. Эти соты служат подложкой для катализатора, который наносится на внутренние поверхности с помощью про- травной грунтовки. Поскольку керамический монолит хрупкий, он защищается от вибраций и ударов минеральным или металлическим «ковриком», который упаковывается вместе с ним в короб из нержавеющей стали. Затем этот короб подсоединяется к выхлопной трубе под автомобилем рядом с двигателем.

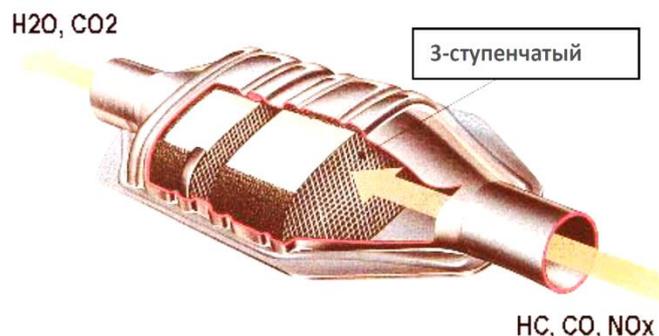


Рисунок 1 – Поперечное сечение каталитического нейтрализатора

Отработанные каталитические конвертеры, снятые с транспортных средств с выработанным ресурсом, декантируют для отделения монолитных керамических «сот» от оболочки из нержавеющей стали. Поверхность керамического монолита покрыта тонким слоем, содержащим катализатор (т.е., благородные металлы). Оболочку из нержавеющей стали извлекают и направляют на переработку, а керамический монолит дробят на частицы размером 4 – 6 мм.

Отработавшие химические катализаторы проходят аналогичный процесс, с той разницей, что их извлекают из несущих контейнеров и доводят до размера, пригодного для подачи в плазменную печь. Это обычно зерна размером около 1 мм. В таблице представлен типичный состав отработанных катализаторов. Металлы платиновой группы (МПГ), содержащиеся в отработанном автомобильном катализаторе, представляют собой платину (Pt), палладий (Pd) и родий (Rh).

Таблица – Типичный состав отработанных катализаторов

Компоненты	Автомобильный катализатор, мас. %	Химический катализатор мас. %
Al ₂ O ₃	38,58	96,16
SiO ₂	35,87	0,19
MgO	9,71	
CeO ₂	6,06	
C	1,86	
H ₂ O	1,38	0,95
Fe ₂ O ₃	1,27	1,13
S	1,05	0,08
CaO	0,9	
P ₂ O ₅	0,58	

Продолжение таблицы

Компоненты	Автомобильный катализатор, мас. %	Химический катализатор мас. %
La ₂ O ₃	0,53	
TiO ₂	0,47	
ZrO ₂	0,4	0,60
BaO	0,33	
K ₂ O	0,26	
Металлы платиновой группы	0,22	0,34
Re	0	0,22
Pb	0,21	
Cl ₂	0,20	
TiO ₂	0,06	
Na ₂ O	0,12	
ZnO	0,08	0,05
Cr ₂ O ₃	0,07	
Mn ₃ O ₄	0,06	
Всего	100	100

Далее измельченный катализатор смешивают с флюсом (CaO для автомобильных катализаторов, CaO + SiO₂ - для химических катализаторов), магнетитом (гематит, Fe₃O₄) для обеспечения железа в качестве металла-коллектора, и с восстановителем (металлургический кокс, С). Полученную смесь перемешивают 15 - 30 минут для гомогенизации, после чего она готова к загрузке в плазменную печь.

После того, как плазменная печь прошла разогрев и вышла на стабильный режим, исходную смесь материалов подают через отверстия в своде печи при помощи шнековых конвейеров, работающих с заданной скоростью. Скорость подачи регулируют по потере массы в питателе. Расплавление и испарение летучих соединений обеспечивает плазменная дуга, горящая на наконечнике водоохлаждаемого 50 мм катода плазменной горелки. Флюсообразующие присадки гарантируют полное расплавление неорганического компонента в шихте при рабочей температуре печи (обычно от 1300 до 1600 °С), поскольку обеспечивается эвтектическая точка плавления всего состава, а добавки флюсов также снижают вязкость расплава, обеспечивая максимальное смешивание реагентов и восстановителя в поду печи.

Кокс восстанавливает оксид железа до металла в виде капель, а пузырьки образующегося монооксида углерода выходят через шлаковую фазу, обеспечивая хорошее перемешивание расплава. Капли железа служат средой для растворения МПГ. Более плотные железо-коллектор и МПГ опускаются на дно печи, а менее плотный шлак плавает на поверхности, откуда его непрерывно удаляют через шлаковую лотку.

Печь имеет графитовый тигель, который хорошо удерживает железо-коллектор и шлак; свод и верхние секции печи охлаждаются водой и футерованы высококачественными литыми глиноземными огнеупорами, обеспечивающими эффективную термоизоляцию. Шлак отводится из печи в непрерывном режиме через погружной канал с наклоном к разливочному желобу. По мере того, как в графитовом тигле накапливается достаточный объем металлического расплава, периодически производится выпуск металла. Путь замыкания плазменного тока проходит через два графитовых электрода, расположенных в основании печи.

Катодный плазмотрон вставлен в свод печи через сферический сальниковый узел. Перемещение горелки по вертикали и его точность регулирует робот-манипулятор, обеспечивающий эффективное распределение нагрева по поду печи. Плазменный ток и, соответственно, входная мощность, регулируется системой SCADA системой для поддержания стабильного состояния процесса. Температуру сливного шлака непрерывно контролирует оптический пирометр.

Процесс плазменной плавки для переработки отработанных автомобильных и химических катализаторов представлен на рисунке 2.

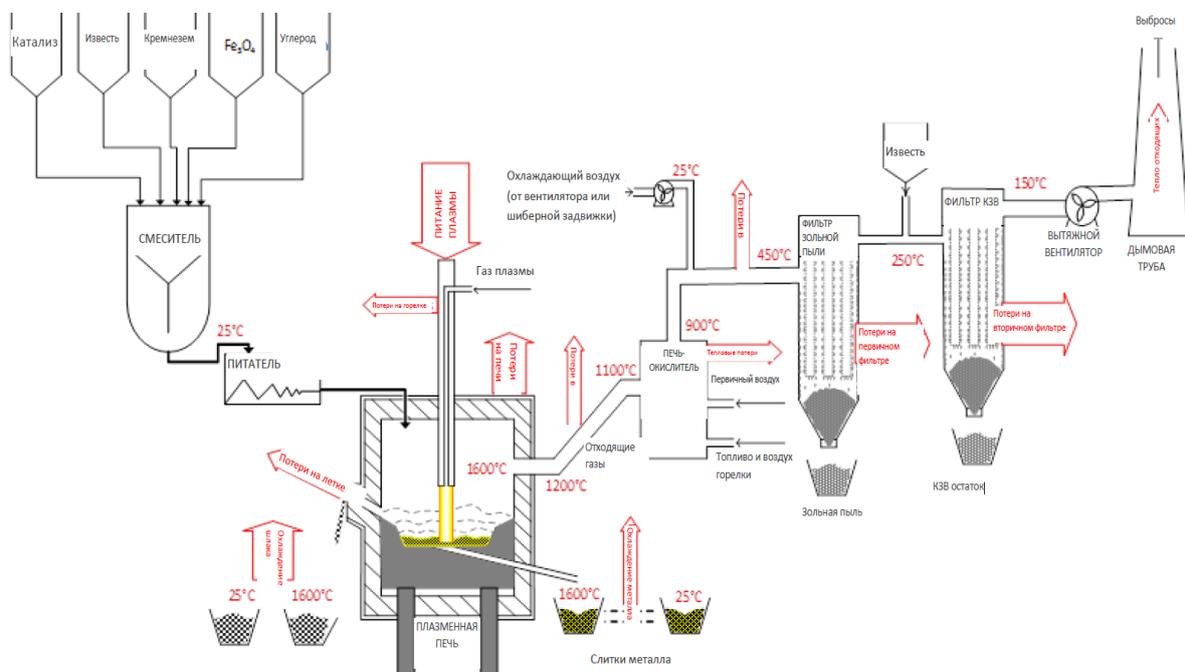


Рисунок 2 – Процесс плазменной плавки для переработки отработанных автомобильных и химических катализаторов

Сливной шлак из печи попадает непосредственно в горшок-улавливатель, где он застывает в стекловидные блоки. Альтернативно, вместо горшков-улавливателей применяют водоохлаждаемый конвейер для шлака.Metalлический расплав и донный шлак сливают в подогретый ковш с огнеупорной футеровкой, который быстро передается на разливку. Разливка выпущенных расплавленных продуктов на стол для заливки обеспечивает растекание шлака и металлического сплава в тонкие листы, которые можно легко измельчить для последующей переработки. Metalлический расплав по своим свойствам аналогичен белому чугуну и содержит приблизительно 2 - 4 масс. % углерода, который обеспечивает хрупкость материала и понижает его точку плавления. Концентрация металлов платиновой группы в metalлическом сплаве достигает 3-4%.

Отходящие из печи газы состоят в основном из аргона (из плазменной горелки и после продувки газом) и монооксида углерода (из реакций восстановления), возможно также присутствие некоторых количеств пара (из влаги в исходном сырье). Отходящие газы также захватывают малое количество твердых частиц, что связано с неполным циклом переработки сырья в печи. Эффективное управление вытяжным вентилятором для поддержания требуемого давления всасывания внутри печи минимизирует перенос твердых частиц из печи, но при этом следует отметить, что чрезмерное измельчение материала шихты для получения более тонкой фракции только усугубляет данную проблему, которую неизбежно придется решать в ходе эксплуатации системы.

Отходящие из плазменной печи газы попадают в печь-окислитель (вторичная камера сгорания), с минимальной температурой работы 850°C, при этом время пребывания газовой фазы с момента ввода окислителя составляет не менее 2 секунд. Для нагрева печи-окислителя до требуемой температуры используют регулируемую горелку. Кроме этого, нагнетательный вентилятор подает свежий воздух для сгорания в основании печи-окислителя, а оборотный воздух для обеспечения полного сгорания и охлаждения можно вводить независимо на выходе печи-окислителя. Большая часть золы, получаемой в результате сгорания, и тонких частиц, выходящих из печи, собирается в бункере печи-окислителя.

В результате плавки, охлажденный и измельченный металл-коллектор с высоким содержанием металлов платиновой группы отправляется на дальнейшей извлечение драгоценных металлов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Электрические промышленные печи. Дуговые печи и установки специального нагрева / Под ред. Свенчанского А.Д. – М.: Энергоиздат, 1981.

УДК 537.527.5

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, Г.Н. Черновский,
Ф.Б. Баротов

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА РАБОТЫ ВОЛЬФРАМОВОГО ТЕРМОКАТОДА ПЛАЗМОТРОНА ЭДП-104А

Проведены анализ условий и показателей работы электродов плазмотронов ЭДП-104А в азотной плазме, моделирование процессов их эрозии, технологическое опробование природного газа для защиты вольфрамового катода.

The analysis of conditions and indicators of work of electrodes of plasmatrons EDP-104A in nitric plasma, modeling of processes of their erosion, technological approbation of natural gas for protection of the tungsten cathode are carried out.

Введение

В настоящее время для реализации нанотехнологий применяются разнообразные по конструкции плазменные химико-металлургические реакторы, среди которых наиболее распространены трехструйные. В реакторе такого типа конструкции СибГИУ – ИТФ СО РАН – ООО «Полимет» используются три электродуговых нагревателя газа (плазмотрона) ЭДП-104А мощностью по 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30° к оси реактора и работающие на общий цилиндрический канал.

Электродуговые нагреватели газа – это аппараты, в которых тепловыделяющий элемент (электрическая дуга) является, практически, единственно доступным средством стационарного нагрева газа до высоких температур при оптимальном преобразовании электрической энергии в тепловую механизмами кондуктивного, лучистого и конвективного теплообмена.

Достоинства электродуговых плазмотронов позволяют эффективно их использовать в промышленности:

1. Экономичность преобразования электрической энергии в тепловую существующими конструкциями плазмотронов, характеризующаяся высокими значениями электрического и теплового КПД.
2. Надежность и устойчивость работы электродуговой установки.
3. Большой ресурс электродов, исчисляемый десятками и сотнями часов работы в зависимости от типа плазмотрона, его мощности и рода рабочего газа.
4. Широкий диапазон мощности - от сотен ватт до нескольких мегаватт.

5. Возможность нагрева практически любых газов, в том числе восстановительных, окислительных, инертных, широко используемых в промышленных технологиях.

6. Простота автоматизации управления режимом работы электрической дуги.

7. Малогабаритность и достаточно малая металлоемкость.

Плазмотроны привлекают к себе внимание возможностью эффективно реализовать химические, металлургические и иные процессы, создавать практически безотходные технологии, организовывать комплексную переработку сырья, получать материалы с принципиально новыми физико-механическими и химическими свойствами, осуществлять миниатюризацию промышленных установок и их автоматизацию. Созданные технологические установки обладают высокой производительностью.

В трехструйном плазмометаллургическом реакторе мощностью 150 кВт плазмотроны ЭДП-104А работают на постоянном токе до 200 А при напряжении на электрической дуге до 250 В. Стабилизация электрической дуги – газовихревая за счет тангенциального ввода плазмообразующего газа через специальное закруточное кольцо.

Возрастающие масштабы технических приложений электродуговых устройств требуют решения ряда проблем, связанных, в первую очередь, с повышением ресурса работы наиболее теплонапряженных элементов – электродов. Среди них отметим также проблемы повышения энтальпии рабочего газа и включения в технологические процессы газов сложного состава, необходимость увеличения потребляемой мощности газового разряда. Последнее требование особенно наглядно проявляется в химической и металлургической отраслях промышленности, где единичная мощность плазмотрона при длительном стационарном режиме работы должна достигать многих мегаватт. Реализация названных рабочих условий неизбежно требует увеличения силы тока дуги и, следовательно, использования материалов с улучшенными физико-механическими характеристиками, так как рост силы тока ведет к усилению эрозии материала электродов (снижению ресурса их работы). Скорость эрозии электродов связана с физическими процессами в приэлектродных областях дугового разряда, на поверхности электрода и внутри кристаллической решетки металла, из которого он изготовлен. Она определяется такими нестационарными процессами, как крупно- и мелкомасштабное шунтирование дуги, воздействие на дуговой столб внешнего магнитного поля, аэродинамика потока газа в плазмотроне и другими факторами. Например, шунтирование приводит к накоплению повреждений в приповерхностном слое электродов.

В последнее десятилетие в результате теоретических и экспериментальных исследований удалось заметно улучшить количественные показатели удельной эрозии вольфрамовых термокатодов, снизив ее до рекордно малой на сегодня величины 10^{-13} кг/Кл при силе тока, не превышающей 1 кА. Намечались успехи и в снижении скорости эрозии медных охлаждаемых цилиндрических анодов с подвижным опорным пятном дуги. Обычно средние значения

удельной эрозии таких анодов лежат на уровне 10^{-9} кг/Кл при силе тока, в диапазоне $0,1 \div 4$ кА, давлении 10^5 Па, и для широкого спектра газов (воздух, азот, кислород, водород).

Физическая природа приэлектродных процессов чрезвычайно сложна, а их характеристики существенно зависят от материала, формы и способа охлаждения электродов, от давления, температуры, характера течения и рода газа, а также способа организации дугового разряда в газоразрядном устройстве. Кроме того, при больших давлениях газа (порядка атмосферного и выше) толщина приэлектродных слоев оказывается очень малой величиной, что при больших плотностях тока существенно усложняет экспериментальное исследование приэлектродных процессов. Поэтому в последнее время все в большей степени используются, наряду с экспериментальными, и теоретические методы изучения приэлектродных процессов, что заметно расширяет возможности выяснения их природы и определения особенностей протекания самого процесса.

Согласно паспортным данным ресурс работы катодов плазмотронов ЭДП-104А в неокислительных средах составляет не менее 100 часов. При использовании в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты с содержанием кислорода $0,5 - 2,0$ % этот показатель снижается практически в 2 раза. Это предопределяет необходимость разработки технических мероприятий по повышению ресурса работы катодов.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование возможности повышения ресурса работы вольфрамового катода плазмотрона ЭДП-104А. Для достижения этой цели решались следующие задачи:

- 1) анализ условий работы вольфрамового термокатада в азотной плазме;
- 2) моделирование процесса эрозии вольфрамового термокатада в азотной плазме;
- 3) экспериментальное исследование процесса эрозии вольфрамового термокатада в азотной плазме;
- 4) разработка технического решения по повышению ресурса работы вольфрамового термокатада в азотной плазме.

Устройство, характеристики и работа плазмотрона ЭДП-104А

Устройство, характеристики и особенности эксплуатации плазмотрона ЭДП-104А описаны в работах [1 – 7]. Плазмотрон в сборке, его катодный и анодный узлы, катод и анод до и после эксплуатации, камера смешения плазмометаллургического реактора представлены на рисунках 1, 2. Технологические характеристики плазмотрона ЭДП-104А приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Технические характеристики плазмотрона ЭДП-104А

Характеристика	Значение
1. Рабочий газ	воздух, азот, аргон, углекислый газ
2. Расход газа, кг/с	$(1-5) \cdot 10^{-3}$
3. Давление газа на выходе, Н/м ²	$(1-5) \cdot 10^5$
4. Тепловой КПД	0,6-0,8
5. Максимальный ток, А	250
6. Максимальное напряжение дуги, В	
аргон	60
воздух, азот, углекислый газ	400
7. Максимальная температура нагрева газов, К	
воздух, азот	5500
углекислый газ	4500
аргон	8000
8. Ресурс вольфрамового катода (рабочий газ – азот, аргон), ч	100
9. Ресурс циркониевого катода (рабочий газ – воздух, углекислый газ), ч	30
10. Охлаждение электродов	водяное
11. Расход воды, кг/с	0,25
12. Давление воды, Н/м ²	$(4-6) \cdot 10^5$
13. Выходной диаметр электрода, м	$(5-10) \cdot 10^{-3}$
14. Габаритная длина, м	0,21
15. Масса, кг	1,45

Плазмотрон обладает достаточной универсальностью. В его конструкции объединены схемы однокамерных плазмотронов с фиксированной и самоустанавливающейся длиной дуги. В зависимости от назначения плазмотрона, мощности, источника питания выходной электрод (анод) выбирается либо с постоянным по длине диаметром, либо ступенчатым. Дуга возбуждается между электродами при включении плазмотрона. Газовый поток выдувает дугу из межэлектродного пространства и вытягивает ее вдоль оси выходного электрода. Выходной электрод изготавливается из меди или немагнитной стали. Внутренний электрод (катод) – из вольфрама, циркония, графита и других материалов, в зависимости от режимов работы и рода газа. В средах водорода и азота обычно применяется вольфрам. Температура плавления вольфрама, около 3500 °С, вполне достаточна для обеспечения значительной электронной эмиссии при температуре ниже точки плавления. Вольфрам легируется лантаном, иттрием, торием для уменьшения работы выхода.



а



б

Рисунок 1 – Плазматрон ЭДП-104А (а), его катодный и анодный узлы, анод и катод до и после эксплуатации (б)



а



б

Рисунок 2 – Лабораторная (а) и промышленная (б) камеры смешения плазмометаллургического реактора

Основные физико-химические характеристики плазмообразующих газов приведены в таблице 2.

При выборе плазмообразующей среды необходимо учитывать следующие факторы:

- возможность достижения высоких значений энтальпии;
- возможность использования в качестве реагента;
- инертность по отношению к целевым продуктам;
- стоимость.

Таблица 2 – Физико-химические характеристики газов

Характеристика	Аргон	Азот	Водород	Гелий
Плотность, кг/м ³				
- при н.у.	1,78	1,25	0,084	0,178
- при T=10 ⁴ К, P=1 атм.	0,048	0,018	-	-
Удельная теплоемкость при н.у., кДж/(кг · К)	0,52	1,04	14,2	5,26
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м · К):				
- при н.у.	0,0163	0,0243	0,174	0,151
- при T=0,5·10 ⁴ К, P=1 атм.	0,125	0,701	3,45	-
- при T=10 ⁴ К, P=1 атм.	0,42	2,63	3,45	-
Электропроводность, Ом/м, при T=10 ⁴ К, P=1 атм.	3650	2740	7400	6300
Энергия диссоциации, МДж/моль	-	0,94	0,43	-
Потенциал ионизации, В:				
- первый	15,76	14,53	13,59	24,58
- второй	27,62	29,59	-	54,40
Энтальпия плазмы, кДж/кг · 10 ⁻³ :				
- при T=0,5·10 ⁴ К, P=1 атм.	2,53	7,0	310,2	10,5
- при T=10 ⁴ К, P=1 атм.	6,15	50,3	460,9	49,9
- при T=1,5·10 ⁴ К, P=1 атм.	34,6	121,5	1383	74,4

Энтальпия является одним из основных параметров плазменного потока, в значительной мере определяющим технологические возможности реактора. Сопоставление зависимостей энтальпии плазмообразующих газов от температуры при атмосферном давлении, показывает, что энтальпия молекулярных газов (азота, водорода) при относительно низких температурах ($4 \cdot 10^3$ - $1 \cdot 10^4$ К) в результате диссоциации молекул достигает высоких значений и почти на порядок превышает энтальпию одноатомных газов (аргон, гелий). Применение

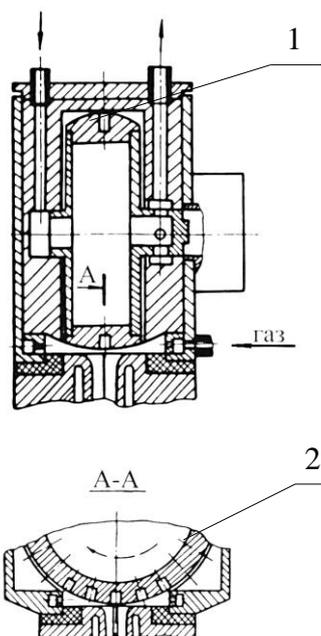
молекулярных газов позволяет достигать высоких значений теплового КПД плазмотронов, составляющего 60-80 % для водорода и азота, в то время как для плазмотронов, работающих на аргоне и гелии, этот показатель составляет 40-50 %. Наряду с этим стоимость аргона и гелия значительно превышает стоимость водорода и азота. По этим причинам использование в качестве плазмообразующих молекулярных газов представляется более предпочтительным.

Водород и азот в ряде процессов могут быть использованы одновременно в качестве теплоносителя и химического реагента. Следует также отметить взрывобезопасность азота, простоту конструкции и надежность в эксплуатации работающих на нем плазмотронов, например, ЭДП-104А.

Достижение удовлетворительного ресурса работы термокатода достигается за счет выбора материала катодной вставки (цирконий для окислительных сред, вольфрам для инертных сред), подачи в прикатодную зону защитного инертного газа, использованием многопозиционного электродного узла (рисунок 3). В многопозиционном электродном узле электродные вставки из легированного вольфрама заделаны в медный водоохлаждаемый барабан равномерно по его окружности. Шаговый привод позволяет заменить отработанный электрод поворотом барабана на заданный угол без отключений дуги. Условия работы отдельной электродной ячейки одинаковы с условиями работы обычного торцевого электрода. Однако производственные испытания электродного узла такой конструкции выявили невысокий уровень его надежности, в связи с чем в дальнейшем он не получил практического применения.

Анализ условий и показателей работы электродов плазмотрона ЭДП-104А в азотной плазме

Исследования условий и показателей работы электродов плазмотрона ЭДП-104А в азотной плазме проведены в работах [6, 8-10].



1 – катодная вставка; 2 – медный водоохлаждаемый барабан

Рисунок 3 – Многокомпозиционный электродный узел

Ресурс работы плазмотрона, определяемый эрозией материалов электродов, является его важнейшей характеристикой. Катодные и анодные пятна электрических дуг на холодных электродах характеризуются чрезвычайно высоким уровнем плотности теплового потока, достигающего 10^4 - 10^5 МВт/м². Такие тепловые нагрузки в стационарном режиме не в состоянии выдержать ни один из известных материалов. Для обеспечения приемлемого уровня эрозии электрода приэлектродные участки дуги перемещают по поверхности электрода воздействием на них аэродинамических или электродинамических сил. При перемещении опорного пятна дуги поверхность электродов подвергается циклическим тепловым ударам, в результате чего кристаллическая решетка «раскачивается» и возникают дефекты структуры (трещины) материала электродов, что приводит к его механическому разрушению, снижению тепло- и электропроводности. Поэтому скорость эрозии электродов связана с физическими процессами в приэлектродных областях дугового разряда, на поверхности электрода и внутри кристаллической решетки металла, из которого он изготовлен. Она определяется такими нестационарными процессами как крупно- и мелкомасштабное шунтирование дуги, воздействие на дуговой столб внешнего магнитного поля, аэродинамика потока газа в плазмотроне. Для катода эрозия также зависит от его диаметра, конструктивного исполнения, состава плазмообразующего газа, силы тока, цикличности работы (числа включений плазмотронов), качества теплового контакта поверхностей вольфрамового стержня и медного катододержателя. Эрозия медного анода определяется такими факторами, как условия охлаждения дуги, сила тока, величина магнитной индукции, защита поверхности анода инертным или природным газом. Интегральной характеристикой процессов эрозии электродов, естественно, не раскрывающей в отдельности роль протекающих микропроцессов, наличие оксидных пленок на поверхности электродов, термонапряжений в металле, особенности движения опорных пятен дуги, является удельная эрозия, измеряемая в кг/Кл. Внешний вид подверженных эрозии вольфрамового катода и медного анода плазмотрона ЭДП-104А представлен на рисунке 4 [6].

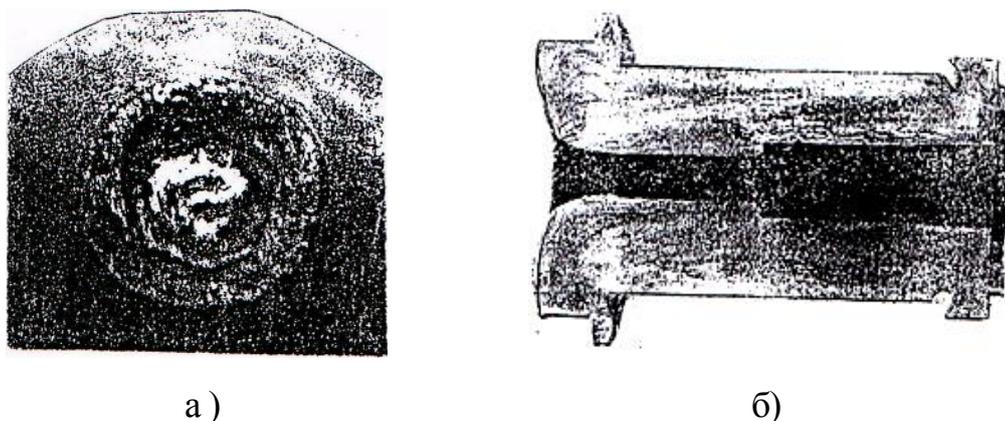


Рисунок 4 – Внешний вид вольфрамового катода (а) и медного анода (б), проработавших в азоте при силе тока 200 А 100 и 400 часов соответственно

В настоящее время исследованы, опробованы в работе и эксплуатации катодные узлы в следующих конструктивных вариантах исполнения (рисунок 5): стержневой катод (а), в котором вольфрамовый стержень диаметром до 0,006 м запаян в охлаждаемую водой медную обойму (катододержатель) с заданной длиной вылета (чаще всего 0,003–0,005 м); конический катод (б), в котором вольфрамовый стержень диаметром до 0,006 м запрессован в водоохлаждаемую водой медную обойму (катододержатель) вровень с её поверхностью.

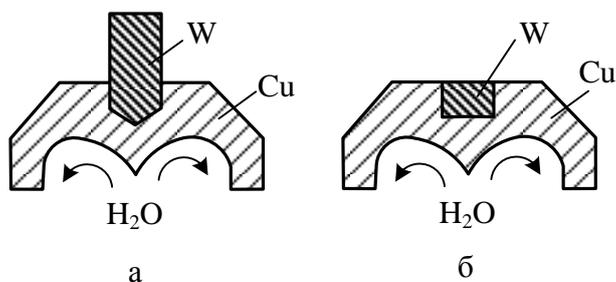


Рисунок 5 – Конструктивные варианты исполнения катодных узлов

По данным [6], температура поверхности работающего стержневого вольфрамового катода диаметром 0,003 м составляет порядка 4000 К (температура плавления вольфрама 3650 К), а скорость охлаждения поверхности при отключении тока достигает 10^6 К/с. В процессе работы на вершине катода формируется расплавленная зона. По мере удаления от вершины температура поверхности уменьшается. При работе в азоте образуется катодное пятно с высоким уровнем плотности тока и температуры, что приводит к образованию, росту и дальнейшему распаду пузырька расплавленного вольфрама. Его возникновение обусловлено расширением растворенного в вольфраме газа. Удельная эрозия вольфрамового катода при работе в азоте при силе тока до 1 кА составляет порядка 10^{-12} кг/Кл. При содержании в азоте кислорода 0,1 % характер разрушения катода сохраняется. При увеличении содержания кислорода в азоте до 0,5 % с поверхности катода начинают вылетать частицы расплавленного металла, что резко повышает эрозию катода. При этом удельная эрозия достигает 10^{-9} кг/Кл. Для конического катода характерны более интенсивное охлаждение вольфрамовой вставки и меньшая рабочая поверхность, подвергающаяся эрозии. По данным [6], в процессе работы конического катода торцевая поверхность вольфрамового стержня в области местоположения катодного пятна дуги находится в расплавленном состоянии. За границей расплава формируется в виде отдельных кратеров зона газовыделения. Кратеры образуются за счет выделения через расплавленную поверхность растворенных в вольфраме газов. Величина удельной эрозии вольфрамового катода в азоте при атмосферном давлении, концентрации кислорода до 0,5 % и силе тока 250–300 А лежит в пределах $(2 \div 5) \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, а при увеличении концентрации кислорода до 1,5 % достигает $(2 \div 4) \cdot 10^{-8}$ кг/Кл.

Величина удельной эрозии медного цилиндрического анода также в значительной степени определяется присутствием в рабочем газе кислорода. Так,

при силе тока 180 А в высокочистом азоте, содержащем около 0,001 % кислорода, удельная эрозия оценивается на уровне 10^{-12} - 10^{-11} кг/Кл, а в азоте технической чистоты (кислорода до 0,5 %) она возрастает более чем на порядок.

Моделирование процессов эрозии электродов плазмотрона ЭДП-104А при работе их в азотной плазме

Обычно ресурс работы плазмотрона принимается равным меньшему значению ресурса работы одного из электродов. Экспериментальное определение ресурса работы электродов весьма трудоёмко и затратно. В связи с этим ресурс работы анода и катода оценивался расчётным путём. Для этого сложный профиль изношенной части анода в месте привязки электрической дуги за уступом принимался подобным треугольнику (рисунок 6 а), а диаметр образующегося в катоде под воздействием дуги кратера – равным диаметру привязки дуги (рисунок 6 б).

Объем материала анода, удаленного в результате эрозии, составит, м^3 :

$$V_{\text{э}} = 0,5 \cdot h \cdot \pi \cdot l \cdot (d_2 + h). \quad (1)$$

Принимая то, что $l = 3,6 \cdot 10^{-2}$ м; $d_2 = 12 \cdot 10^{-3}$ м; $h = 0,2 \cdot 10^{-2}$ м, тогда:

$$V_{\text{э}} = 0,5 \cdot 0,2 \cdot 10^{-2} \cdot 3,14 \cdot 3,6 \cdot 10^{-2} \cdot (12 \cdot 10^{-3} + 0,2 \cdot 10^{-2}) = 1,58 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3.$$

Продолжительность непрерывной работы анода из меди составит:

$$t_a = \frac{\rho_{\text{э}} \cdot V_{\text{э}}}{G_{\text{э}} \cdot I}, \quad (2)$$

где $\rho_{\text{э}}$ – плотность меди, $\rho_{\text{э}} = 8,9 \cdot 10^3$ кг/м³; $G_{\text{э}}$ – удельная эрозия электрода, $G_{\text{э}} = 4 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл; I – сила тока дуги, А.

$$t_a = \frac{8,9 \cdot 10^3 \cdot 1,58 \cdot 10^{-6}}{4 \cdot 10^{-12} \cdot 200} = 4883 \text{ ч}$$

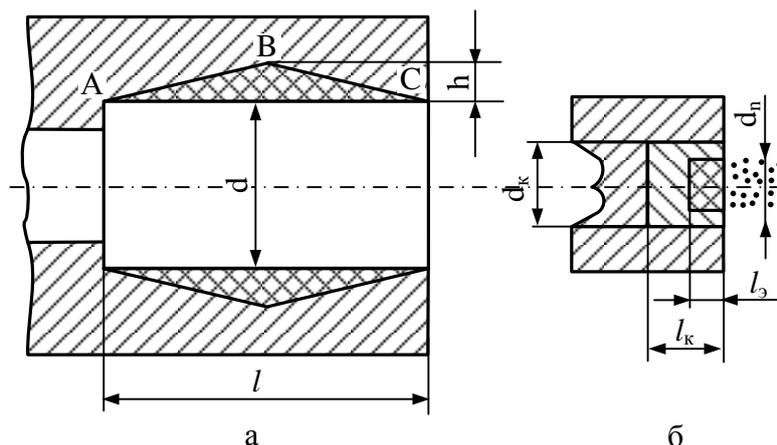


Рисунок 6 – Геометрические модели для расчета ресурса работы анода (а) и катода (б)

Определим ресурс катода. В качестве материала катода выбираем вольфрам. Диаметр катодной вольфрамовой вставки [6], м:

$$d_k = \frac{1,3 \cdot 10^{-4} \cdot I^{0,5}}{1 - 2,15 \cdot 10^{-2} \cdot I^{0,5}}, \quad (3)$$

$$d_k = \frac{1,3 \cdot 10^{-4} \cdot 200^{0,5}}{1 - 2,15 \cdot 10^{-2} \cdot 200^{0,5}} = 3 \cdot 10^{-3}.$$

Длина вставки должна быть меньше, либо равной диаметру, принимается $l_k = 0,003$ м. Допустимая глубина эрозии катода, м:

$$l_{\text{э}} = 0,3 \cdot l_k = 0,3 \cdot 0,003 = 0,1 \cdot 10^{-2} \text{ м}. \quad (4)$$

Диаметр образующегося в катоде под воздействием дуги кратера равен диаметру привязки дуги, м:

$$d_n = B \cdot I^{0,5}, \quad (5)$$

где B – коэффициент, равный для азота $1,6 \cdot 10^{-4}$ [6].

$$d_n = 1,6 \cdot 10^{-4} \cdot 200^{0,5} = 2,3 \cdot 10^{-3} \text{ м}.$$

Объем материала, удаленного в результате эрозии, составит, м³:

$$V_{\text{э}} = \frac{\pi \cdot d_n^2 \cdot l_{\text{э}}}{4}, \quad (6)$$

$$V_{\text{э}} = \frac{3,14 \cdot (2,3 \cdot 10^{-3})^2 \cdot 0,1 \cdot 10^{-2}}{4} = 0,42 \cdot 10^{-8}.$$

По формуле (2) рассчитываем время непрерывной работы катода, учитывая, что для вольфрама $\rho_{\text{э}} = 19,34 \cdot 10^3$ кг/м³, $G_{\text{э}} = 2 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл:

$$t_k = \frac{19,34 \cdot 10^3 \cdot 0,42 \cdot 10^{-8}}{2 \cdot 10^{-12} \cdot 200} = 56 \text{ ч}.$$

С использованием описанных выше геометрической модели и методами расчета ресурса работы катода для значений удельной эрозии $(0,4 - 3,0) \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, соответствующей примерному содержанию кислорода в техническом азоте до 1 % об., получена расчетная зависимость ресурса работы катода от величины удельной эрозии, представленная на рисунке 7. Характер зависимости подтверждает описанный в работе [6] механизм эрозии вольфрамового термокатода в кислородсодержащей азотной плазме. Эрозия катода как результат воздействия опорного пятна дуги на его рабочую поверхность (многократное плавление, испарение и кристаллизация с возникновением термических напряжений с образованием сети трещин в глубине материала катода) и его эрозия как результат окисления с образованием оксидов вольфрама. По-видимому, реальным представляется снижение эрозии термокатода за счет ограничения содержания кислорода в техническом азоте.

Технологическое опробование природного газа для защиты вольфрамового термокатода плазмотрона ЭДП-104А

В условиях ООО «Полимет», реализующего технологии плазмосинтеза и плазмообработки в трехструйном плазмометаллургическом реакторе мощностью 150 кВт с использованием в качестве газа-теплоносителя азота технической чистоты, проведен анализ технологической документации, регистрирующей работу катодов (даты установки и замены) и определен средний ресурс для

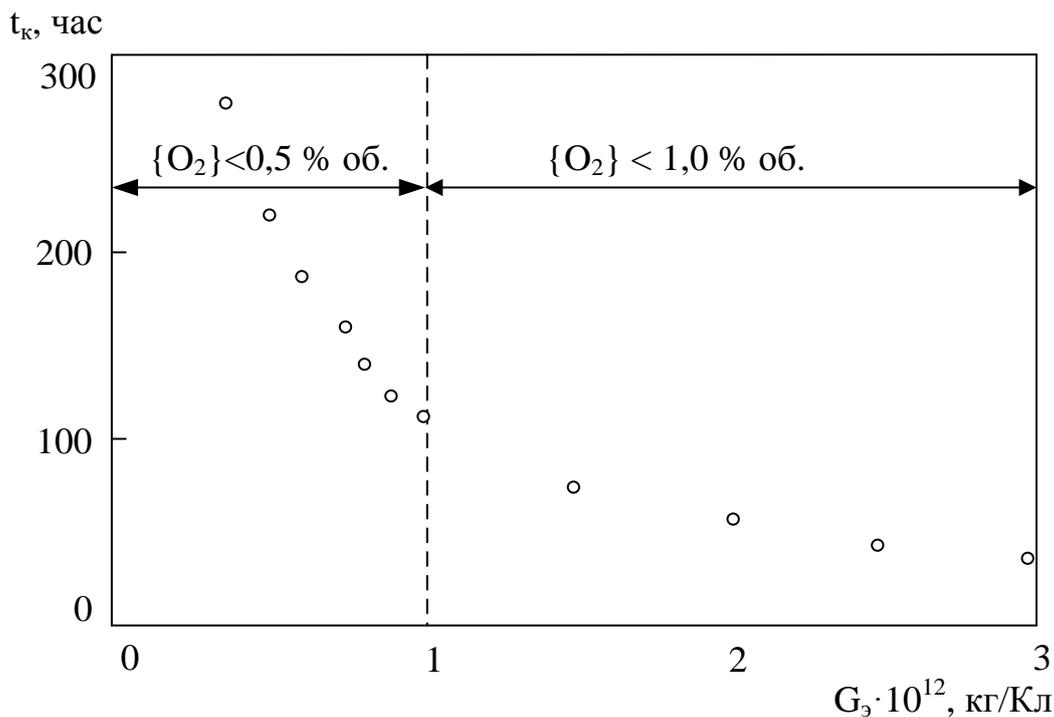


Рисунок 7 – Расчетная зависимость ресурса работы катода от удельной эрозии

2015, 2016, 2017, 2018 годов. При этом статистическая выборка составила катодов, шт.: 2015 – 42; 2016 – 48; 2017 – 39; 2018 – 45. Содержание кислорода в магистральном азоте в этот период изменялось в пределах 0,7 – 1,6 % об. При этом один и тот же катод мог работать в плазмообразующем газе с различным содержанием кислорода, что не позволило выявить зависимость ресурса от содержания кислорода. Распределение среднего ресурса катодов по годам представлено на рисунке 8. Средний ресурс катодов составил, час: 2015 г. – 63, 2016 г. – 51, 2017 г. – 58, 2018 г. – 64.

Можно видеть, что средний ресурс катодов существенно ниже заявляемого паспортного значения (100 ч) и соответствует примерным значениям удельной эрозии $(1,8 - 2,2) \cdot 10^{-12}$ кг/л.

Проведенный анализ профильной научно-технической литературы выявил два возможных технологических варианта повышения ресурса работы катодов: 1) подготовка магистрального азота для использования в качестве плазмообразующего газа, включающая удаление влаги и кислорода в электрообогреваемых аппаратах колонного типа с хром-никелевой насадкой при температуре 500-600 °С, обеспечивающей остаточное содержание кислорода не более 0,01 % об. при нагрузке $(6 - 8) \cdot 10^{-4}$ м³/м²·с [13]; 2) использование в качестве плазмообразующего газа смеси технический азот – газообразный углеводород, например, природный газ, вводимый в количестве, необходимом для связывания кислорода в монооксид углерода [14]. однако первый вариант не нашел широкого применения и освоен лишь на лабораторном уровне, а второй не был подтвержден технологически в реальных производственных условиях.

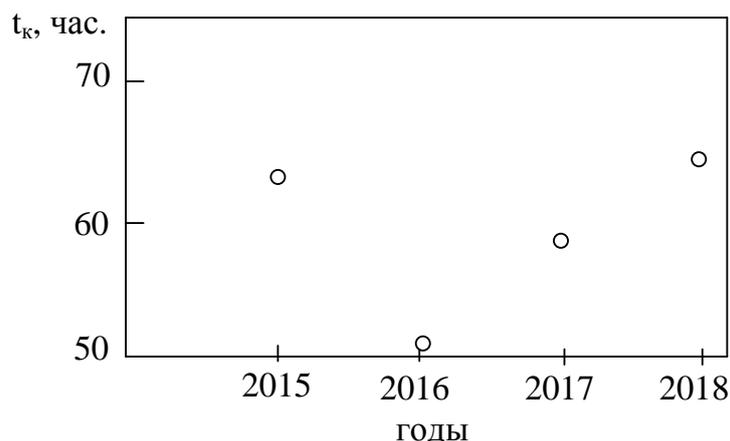


Рисунок 8 – Распределение среднего ресурса катодов по годам

В связи с этим в условиях ООО «Полимет» проведено технологическое исследование работы катодов плазматронов ЭДП-104А трехструйного реактора мощностью 150 кВт в газе-теплоносителе, содержащем азот технической чистоты с добавками природного газа, содержащего 94,0-96,0 % об. метана при токе дуги 200 А. В ходе исследований содержание кислорода в техническом азоте составляло (0,6 – 1,2) % об. Ресурс работы катодов определялся для трех составов плазмообразующего газа: $N_2 + 1,0$ % об. CH_4 , $N_2 + 2,0$ % об. CH_4 , $N_2 + 3,0$ % об. CH_4 . Среднее значение соответствует стехиометрическому для реакции образования монооксида углерода при содержании кислорода в азоте ~1,0 % об. Результаты исследования представлены на рисунке 9 и в целом подтверждают технологическую целесообразность такого подхода: среднее значение ресурса возросло до 105 час. и достигается при содержании метана 2 – 3 % об.

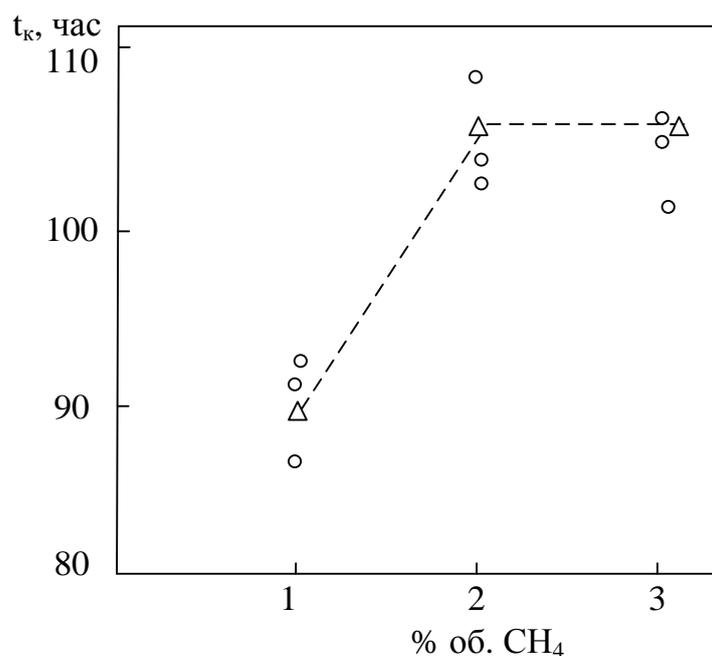


Рисунок 9 – Зависимость ресурса работы катодов от содержания метана в азоте (○, Δ – практические и средние значения)

Заключение

1) Выполнен анализ условий работы электродов плазмотрона ЭДП-104А в азотной плазме. Показано, что ресурс работы плазмотрона определяется эрозией вольфрамового термокатода, составляющей при силе тока до 1 кА и содержании кислорода до 0,1 % об. порядка 10-12 кг/Кл и достигающей при повышении содержания кислорода до 0,5 % 10-9 кг/Кл. Эрозия термокатода является результатом воздействия опорного пятна дуги на его рабочую поверхность (многократное плавление, испарение и кристаллизация с возникновением термических напряжений и образованием сети трещин в глубине материала катода) и окисления материала катода кислородом с образованием оксидов вольфрама.

2) Проведено моделирование процессов эрозии электродов плазмотрона ЭДП-104А при работе их в азотной плазме. Построены геометрические модели сложного профиля изношенных частей катода и анода. Для силы тока 200 А, содержания кислорода в азоте порядка 1 % об., значений удельной эрозии анода $4 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, катода $2 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл ресурс работы анода составляет 4883 ч, т.е. фактически не ограничен, ресурс катода – 56 ч, что ниже паспортных данных (100 час.). Анализ расчетной зависимости ресурса работы катода от удельной эрозии показывает, что удовлетворительный ресурс 100 – 200 час. может быть достигнут при величине удельной эрозии (0,4 – 1) кг/Кл, что соответствует содержанию кислорода значительно меньше 0,5 % об.

3) В условиях ООО «Полимет» проведено обследование условий и показателей 174 катодов плазмотронов ЭДП-104А за период 2015 – 2018 гг., достигнутых при работе в магистральном азоте с содержанием кислорода (0,7 – 1,6) % об. Средний ресурс работы катодов составил 59 час., что существенно ниже заявляемого паспортного значения (100 час.) и соответствует примерным значениям удельной эрозии $(1,8 - 2,2) \cdot 10^{-12}$ кг/Кл.

4) В условиях ООО «Полимет» проведено исследование работы катодов плазмотронов ЭДП-104А реактора мощностью 150 кВт в газе-теплоносителе, содержащем азот, кислород (0,6 – 1,2) % об. и природный газ (метана до 94,0-96,0 % об.) (1 – 3) % об. Подтверждено повышение среднего значения ресурса работы катодов до 105 час. при содержании метана в газе-теплоносителе 2 – 3 % об., что свидетельствует о технологической целесообразности введения газообразных углеводородов в состав плазмообразующей азот-кислородной смеси для связывания кислорода в монооксид углерода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жуков М.Ф. Электродуговые нагреватели газа (плазмотроны) / М.Ф. Жуков, В.Я. Смоляков, Б.А. Урюков. – М. : Наука, 1973. – 232 с.
2. Аньшаков А.С. Электродуговые плазмотроны / А.С. Аньшаков [и др.]. - Новосибирск : ИТФ СО АН СССР, 1977. – 87 с.
3. Электродуговые плазмотроны / под ред. М.Ф. Жукова. – Новосибирск : ИТФ СО АН СССР, 1980. – 84 с.

4. Жуков М.Ф. Новые материалы и технологии и экстремальные технологические процессы / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск : Наука. Сиб. отд., 1992. – 183 с.
5. Жуков М.Ф. Термическая плазма в технологии новых материалов (на англ. яз.) / М.Ф. Жуков [и др.]. – Лондон : Науч. изд-во Кембриджа, 1994. – 580 с.
6. Жуков М.Ф. Плазмотроны. Исследования. Проблемы / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 1995. – 202 с.
7. Галевский Г.В. Технология плазмометаллургического производства наноматериалов : учеб. пособие : В 2 т. / Г.В. Галевский [и др.]. – Т. 1. Основы проектирования плазмометаллургических реакторов и процессов. – М. : Флинта : Наука, 2008. – 228 с.
8. Галевский Г.В. Технология наноматериалов : конспект лекций / Г.В. Галевский, В.В. Руднева. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2018. – 106 с.
9. Основы проектирования электродуговых плазмотронов : метод. указ. / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Полях. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2018. – 26 с.
10. Технология наноматериалов : практикум / Г.В. Галевский, В.В. Руднева. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2018. – 29 с.
11. Ноздрин И.В. Теплотехнические, ресурсные и технологические характеристики плазмометаллургического реактора для обработки и производства тугоплавких материалов / И.В. Ноздрин [и др.] // Вестник машиностроения. – 2012. - № 12. – С. 78-83.
12. Ноздрин И.В. Определение ресурса работы плазмотронов плазмометаллургического реактора / И.В. Ноздрин [и др.] // Metallurgia : технологии, управление, инновации, качество : сб. тр. Всерос. науч.-практ. конф. – СибГИУ. - Новокузнецк, 2011. – С. 119 – 123.
13. Ноздрин И.В. Борид хрома – нанотехнологии, свойства, применение : монография / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский. – Саарбрюкен (Германия) : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014. – 233 с.
14. Пат. на ПМ № 107740 РФ, МПК H05B 7/18, H05H 1/24. Электродуговой подогреватель газа азотно-кислородной смеси для тройструйного прямого точного химико-металлургического реактора / И.В. Ноздрин [и др.]. – СибГИУ. - № 2011112115, заяв. 30.03.2017 ; опубл. 10.08.2011. Бюл. № 22. – 1 с.

К.И. Кравцов

Акционерное общество «Кузнецкие ферросплавы», г. Новокузнецк,
Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУТЕРОВКИ ПОДИНЫ РУДНОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ ДЛЯ ВЫПЛАВКИ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

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

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

Введение

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

1. Состояние футеровки печи

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

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

Строение ванны печи приведено на рисунках 1-2.

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

2. Анализ причин изменения рабочего пространства печи

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

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

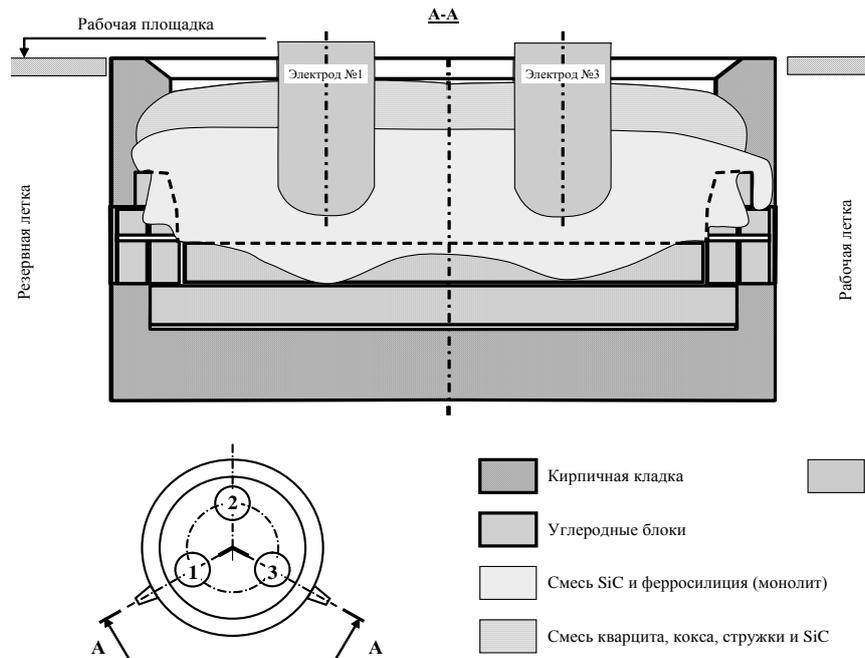


Рисунок 1 – Схема износа футеровки в районе электродов № 1 и № 3

Рисунок 2 – Схема износа футеровки в районе электрода № 2

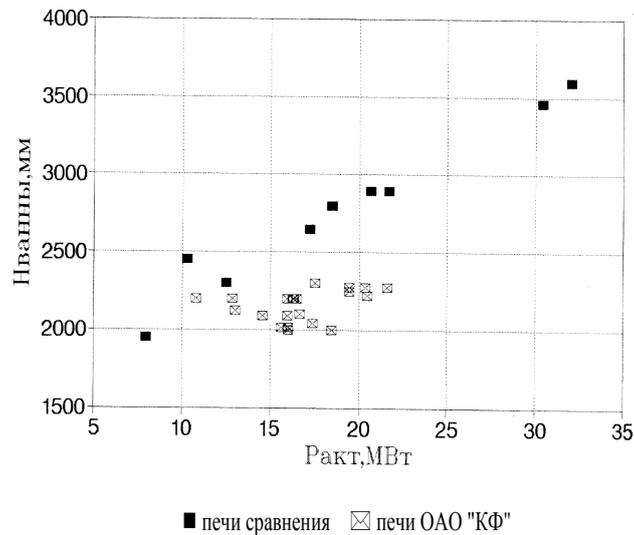


Рисунок 3 – Зависимость глубины ванны от активной мощности печи [3]

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

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

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

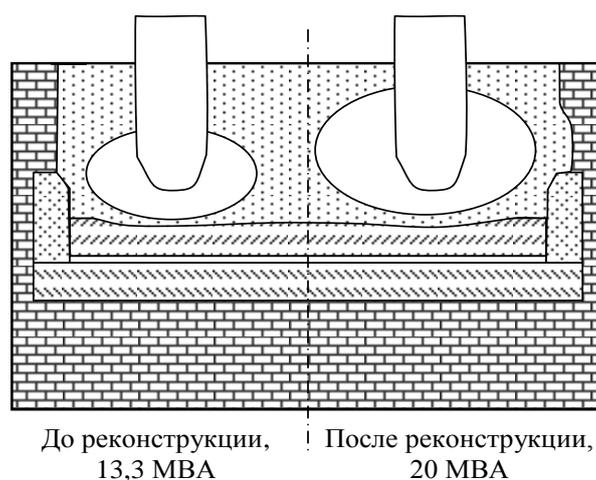


Рисунок 4 – Ванна печи при выплавке ферросилиция марки ФС75 до и после реконструкции

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

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

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

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

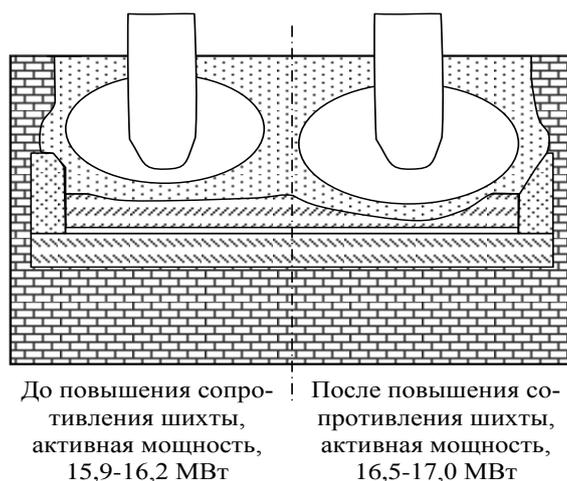


Рисунок 5 – Ванна печи при выплавке ферросилиция марки ФС75 до и после изменения сопротивления шихты и активной мощности

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

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

Выводы:

1. Исследованная печь имеет недостаточную глубину ванны печи.
2. Несоответствие мощности печи размерам ванны привело к высокой посадке электродов и, как следствие, низкой производительности и высокому

дельному расходу электроэнергии за счет повышенных потерь тепла и ведущего элемента с отходящими газами.

3. Повышение показателей работы печи получено за счет повышения сопротивления шихты, увеличения длины электродов и доведения размеров ванны до оптимальных за счет усиленного износа футеровки.

4. Форсирование активной мощности печи приводит к ускоренному износу футеровки ванны печи.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Исследование состояния футеровки рудотермической печи// Коренная К.А., Максимов А.А., Соколов С.Е., Морозов А.А., Кравцов К.И. // Металлургия: технологии, инновации, качество. Ч. 1 : труды XIX Международной научно-практической конференции, 15–16 декабря 2015 г. / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под ред. Е. В. Протопопова. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 401 с.

2. Модернизация оборудования при производстве кремнистых сплавов (из опыта Кузнецкого завода ферросплавов) / Э.И. Шкрабов, Г.В. Серов, А.Н. Сидоров, Ю.П. Канаев, В.А. Воскресенский, Ю.А. Епифанцев. – М.: Металлургия, 1990. – 79 с.

3. Снитко Ю.П. Рациональные геометрические и электрические параметры печей для выплавки ферросилиция / Ю.П. Снитко, И.М. Кашлев, Г.А. Чашин //Совершенствование производства ферросилиция: сб. тр. науч.-практич. конф. – Новокузнецк, 1997. – Вып. 3. – С. 48-55.

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, А.Р. Михно, Д.Е. Белов, Д.Е. Симонова
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

РАЗРАБОТКА НОВОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ НА ОСНОВЕ ПЫЛИ ГАЗООЧИСТКИ ФЕРРОХРОМА

Изучена возможность изготовления порошковой проволоки с использованием в качестве восстановителя пыли газоочистки порошка феррохрома, мас. % $\text{Cr}_2\text{O}_3 = 22.5$; $\text{SiO}_2 = 15.5$; $\text{CaO} = 0.4$; $\text{MgO} = 31.1$; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 5.4$; $\text{FeO} = 6.0$; $\text{C} = 6.2$; $\text{S} = 1.2$ использовались порошки: кремния КР-1 по ГОСТ 2169-69, мас. %: $\text{Si} = 98,00$; $\text{Fe} = 0,7$; $\text{Al} = 0,7$, $\text{Ca} = 0,6\%$; алюминия ПАП-1 по ГОСТ 5494-9, мас. % $\text{Fe} = 0,5$; $\text{Si} = 0,4$; $\text{Cu} = 0,05$; $\text{Mn} = 0,01$; а также в качестве углеродосодержащего материала пыль газоочистки алюминиевого производства, мас. %: $\text{Al}_2\text{O}_3 = 21-46,23$; $\text{F} = 18-27$; $\text{Na}_2\text{O} = 8-15$; $\text{K}_2\text{O} = 0,4-6$; $\text{CaO} = 0,7-2,3$; $\text{Si}_2\text{O} = 0,5-2,48$; $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 2,1-3,27$; $\text{C}_{\text{общ}} = 12,5-30,2$; $\text{MnO} = 0,07-0,9$; $\text{MgO} = 0,06-0,9$; $\text{S} = 0,09-0,19$; $\text{P} = 0,1-0,18$.

Рассчитаны коэффициенты усвоения хрома при различных соотношениях компонентов. Проведена статистическая обработка результатов исследований

Possibility of manufacture of flux cored wire, using as a reductant of dust-cleaning powder ferrochrome, % $\text{Cr}_2\text{O}_3 = 22.5$; $\text{SiO}_2 = 15.5$; $\text{CaO} = 0.4$; $\text{MgO} = 31.1$; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 5.4$; $\text{FeO} = 6.0$; $\text{C} = 6.2$; $\text{S} = 1.2$ used silicon powders: KR-1 according to GOST 2169-69, MAS. %: $\text{Si} = 98.00$; $\text{Fe} = 0.7$; $\text{Al} = 0.7$, 0.6% $\text{Ca} =$; aluminum PAP-1 according to GOST 5494-9, MAS. % $\text{Fe} = 0.5$; $\text{Si} = 0.4$; $\text{Cu} = 0.05$; $\text{Mn} = 0.01$; as well as carbonaceous material dust-cleaning of aluminum production, MAS. % $\text{Al}_2\text{O}_3 = 21-46, 23$; $\text{F} = 18-27$; $\text{Na}_2\text{O} = 8-15$; $\text{K}_2\text{O} = 0.4 -6$; $\text{CaO} = 0.7 -2.3$; $\text{Si}_2\text{O} = 0.5 -2.48$; $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 2.1 -3.27$; $\text{Cobshh} = 12.5 -30.2$; $\text{MnO} = 0.07 -0.9$; $\text{MgO} = 0.06 -0.9$; $\text{S} = 0.09 -0.19$; $\text{P} = 0.1 -0.18$. Chromium absorption coefficients are calculated at different ratios of components. Statistical processing of the results of research conducted

Разработке новых порошковых проволок для наплавки придается большое значение в РФ [1-10]. Особую роль играют проволоки для износостойкой наплавки на основе хрома и его компонентов.

В данной работе рассмотрена возможность изготовления порошковых проволок на основе пыли газоочистки алюминиевого производства, порошков кремния и алюминия (в качестве восстановителя) и пыли газоочистки производства феррохрома (в качестве восстанавливаемого компонента - оксида хрома).

Изготовление проволоки проводили на лабораторной установке по изготовлению порошковых проволок по технологии с пропуском через фильеры. Диаметр изготовленной проволоки 5 мм, оболочка выполнена из ленты Ст3.

В качестве восстановителя пыли газоочистки порошка феррохрома, мас.% $Cr_2O_3 = 22.5$; $SiO_2 = 15.5$; $CaO=0.4$; $MgO=31.1$; $Al_2O_3 = 5.4$; $FeO_2 = 6.0$; $C= 6.2$; $S=1.2$, использовались порошки: кремния КР-1 по ГОСТ 2169-69, мас.%: $Si = 98, 00$; $Fe = 0,7$; $Al = 0,7$, $Ca = 0,6\%$; алюминия ПАП-1 по ГОСТ 5494-9, мас. % $Fe = 0,5$; $Si = 0,4$; $Cu = 0,05$; $Mn = 0,01$; а также в качестве углеродосодержащего материала пыль газоочистки алюминиевого производства, мас.%: $Al_2O_3 = 21-46,23$; $F = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O = 0,4-6$; $CaO = 0,7-2,3$; $Si_2O = 0,5-2,48$; $Fe_2O_3 = 2,1-3,27$; $C_{общ} = 12,5-30,2$; $MnO = 0,07-0,9$; $MgO = 0,06-0,9$; $S = 0,09-0,19$; $P = 0,1-0,18$.

В таблице 1 приведены компонентные составы, в таблице 2 полученные параметры исследуемых проволок. Наплавку проводили под флюсом, изготовленным из шлака силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода с химическим составом: $Al_2O_3=6,91-9,62\%$, $CaO=22,85-31,70\%$, $SiO_2=46,46-48,16\%$, $FeO=0,27-0,81\%$, $MgO=6,48-7,92\%$, $MnO=8,01-8,43\%$, $F=0,28-0,76\%$, $Na_2O=0,26-0,36\%$, $K_2O=0,62\%$, $S=0,15-0,17\%$, $P=0,01\%$, с использованием сварочного трактора АСАВ – 1250 на стальные пластины толщиной 10 мм размером 100х500 мм. Подобраны оптимальные режимы наплавки: для проволок с добавлением пыли газоочистки производства алюминия (углерода)- сила тока 620А, напряжение 32В, скорость сварки 28м/ч; для проволок с использованием кремния – сила тока 620А, напряжение 32 В, скорость наплавки 25 м/ч; для проволок с алюминием - сила тока 550А, напряжение 28, скорость наплавки 12 м/ч.

Таблица 1 – Компонентный состав порошковых проволок

№	Состав проволоки	Масса пыли газоочистки феррохрома, г	Концентрация пыли газоочистки феррохрома, %	Масса восстановителя, г	Концентрация восстановителя, %
50	Cr_2O_3+ C	100	79,18	26,3	20,82
51		100	71,73	39,4	28,27
52		100	65,53	52,6	34,47
53		100	55,9	78,9	44,1
54	Cr_2O_3+ Si	100	88,88	12,5	11,12
55		100	84,25	18,7	15,75
56		100	80	25	20
57		100	72,73	37,5	27,27
58	Cr_2O_3+ Al	100	92,42	8,2	7,78
59		100	89,13	12,2	10,87
60		100	85,91	16,4	14,09
61		100	72,73	37,5	27,27

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлюоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71 (таблица 3). Твёрдость наплавленных слоев измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ, износ образцов производили на машине 2070 СМТ-1 (таблица 4).

Проведенные исследования показали, что извлечение хрома (отношение концентрации хрома, полученного в наплавленном металле, к общему количеству введенного хрома) связано не только с восстановлением оксида хрома из хромосодержащего флюса, за счет содержащегося в порошковой проволоке восстановителя, но и от коэффициента заполнения порошковой проволоки (рисунок).

Таблица 2 – Параметры порошковых проволок

№ образца	Общая масса, г	Масса оболочки, г	Масса порошка, г	Коэффициент заполнения проволоки	Усвоение хрома, %
50	31,8	25,6	6,2	0,24	85,2
51	31,6	24,5	7,1	0,29	99,3
52	27,7	22,6	5,1	0,23	93,9
53	26,5	24,3	2,2	0,09	38,9
54	28,8	24,5	4,3	0,10	91,0
55	28,7	25,5	3,2	0,28	51,3
56	23,5	20,5	3	0,14	71,3
57	29	25,5	3,5	0,27	65,0
58	25,7	23,5	2,2	0,17	28,3
59	31,5	24,7	6,8	0,13	98,3
60	26,5	23,4	3,1	0,15	40,1
61	31,2	24,6	6,6	0,14	98,3

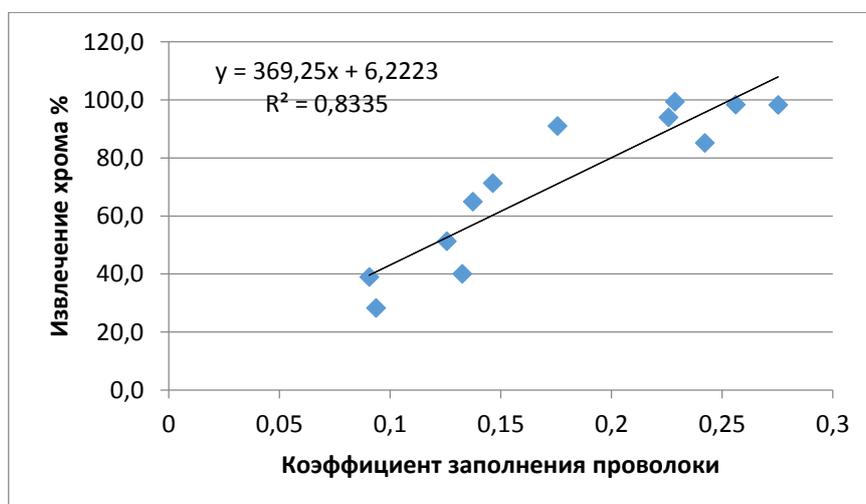


Рисунок – Зависимость усвоения хрома от коэффициента заполнения порошковой проволоки

Таблица 3 – Химический состав наплавленного слоя металла.

Массовое содержание %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Co	Nb	Ti
50	0,12	0,43	1,1	0,012	0,05	0,43	0,064	0,057	0,006	0,006	0,006	0,015	0,009	0,005
51	0,17	0,57	1,35	0,012	0,09	0,48	0,07	0,05	0,01	0,004	0,004	0,02	0,003	0,004
52	0,2	0,5	1,00	0,014	0,09	0,42	0,07	0,05	0,01	0,004	0,01	0,02	0,004	0,004
53	0,26	0,6	1,17	0,016	0,10	0,37	0,07	0,06	0,01	0,01	0,01	0,02	0,003	0,004
54	0,12	0,9	1,28	0,018	0,11	0,71	0,07	0,1	0,01	0,01	0,002	0,02	0,002	0,004
55	0,1	1,04	1,31	0,02	0,09	0,53	0,07	0,07	0,01	0,02	0,006	0,02	0,001	0,004
56	0,1	1,15	1,25	0,017	0,10	0,6	0,06	0,06	0,01	0,01	0,01	0,02	0,001	0,005
57	0,09	1,34	1,11	0,019	0,08	0,53	0,07	0,07	0,01	0,02	0,01	0,02	0,002	0,004
58	0,08	0,76	1,79	0,014	0,08	0,43	0,08	0,05	0,01	0,004	0,01	0,02	0,002	0,004
59	0,12	0,67	1,42	0,014	0,10	0,49	0,07	0,05	0,01	0,004	0,02	0,02	0,001	0,004
60	0,1	0,61	1,14	0,013	0,08	0,4	0,07	0,05	0,01	0,004	0,03	0,02	0,01	0,004
61	0,12	0,83	1,66	0,018	0,07	0,43	0,07	0,07	0,01	0,02	0,07	0,02	0,001	0,004

Таблица 4 – Твердость и износ образцов.

№	масса до исти- рания, г	масса после истирания, г	потеря массы,г	Обороты	Износ, г/об.	Твердость, НВ
50	78,8	78,48	0,32	3574	0,000090	175,11
51	92	91,58	0,42	3300	0,000127	158,89
52	106,08	105,6	0,48	3240	0,000148	169,11
53	53,54	53,18	0,36	3580	0,000101	167,11
54	73,27	72,88	0,39	3730	0,000105	171,67
55	39,23	38,92	0,31	3530	0,000088	140,67
56	81,98	81,7	0,28	3814	0,000073	164,78
57	56,25	55,75	0,5	3370	0,000148	152,36
58	98,25	97,77	0,48	3805	0,000126	133,22
59	102,05	101,65	0,4	3800	0,000105	147,78
60	86,33	85,81	0,52	3530	0,000147	132,11
61	56,1	55,48	0,62	3800	0,000163	164,89

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Разработка новых порошковых проволок для наплавки. Порошковая проволока на основе пыли газоочистки силикомарганца / Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Непомнящих А.С., Усольцев А.А., Попова М.В. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018.– Вып.9(1425). - С.101-106.

2. Разработка новых порошковых проволок для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа / Н.А. Козырев, А.И. Гусев, Р.Е. Крюков, А.А. Усольцев, Л.П. Башенко // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018.– Вып.7(1423). - С.70-77.

3. Developing New Powder Wire for Surfacing Details Which Works in the Wear Resistace Conditions / A.I. Gusev , N.A. Kozyrev , I.V. Osetkovskiy, A.A. Usoltsev // Materials and processing Technology. Materials science forum, 2018, Vol. 927, pp 126-133||doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.927.126.

4. Разработка порошковой проволоки для наплавки горнорудного оборудования, работающего в условиях ударно-абразивного износа / Гусев А.И., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р // Научно-технические технологии разработки и использования минеральных ресурсов: науч. журнал / Сиб. гос. индустр. ун-т; под общей ред. В.Н. Фрянова. – Новокузнецк, 2018. - № 4. – с. 282-287.

5. Исследование качества металла, наплавленного порошковыми проволоками системы Fe – С – Si – Mn – Cr – Ni – Mo / А.А. Усольцев, Н.В. Кибко, Н.А. Козырев, Л.П. Башенко, А.И. Гусев // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2018. – № 1 (23) – С. 4 – 9.

6. Износостойкость металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe-C-Si-Mn- Ni- Mo- W-V и Fe-C-Si-Mn- Cr- Ni- Mo-V / И.В. Осетковский Н.А. Козырев, А.И. Гусев, Р.Е. Крюков, М.В. Попова // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2017. – № 4 (22) – С. 21 – 24.

7. Пат. 2665859 МПК8 В23 К35/36 В 23 К35/368 Шихта порошковой проволоки/ Гусев А.И., Козырев Н.А., Уманский А.А., Думова Л.В., Козырева О.А.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».- № 2017136123/02(063003), Заявл. 11.10.2017.

8. Пат. 2661126 МПК8 В23 К35/36 В 23 К35/368 Шихта порошковой проволоки / Козырев Н.А., Уманский А.А., Крюков Р.Е., Думова Л.В., Козырева О.А., Непомнящих А.С., Федотов Е.Е.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».- № 2017121945/02(038002), Заявл. 21.06.2017.

9. Пат.2641590 МПК8 В23 К35/36 В 23 К35/36 Порошковая проволока / Козырев Н.А., Гусев А.И., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Осетковский И.В., Усольцев А.А., Козырева О.А.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».- № 2016125085/02(039292), Заявл. 22.06.2016.

10. Пат. 2632505 РФ, МПК8 В23 К35/36 В 23Р6/00 Порошковая проволока / Козырев Н.А., Осетковский И.В., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Гусев А.И., Козырева О.Е., Усольцев А.А; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». - № 2016125086/02(039293), Заявл. 22.06.2016.

УДК 662.951 (088.8)

Д.А. Старикова

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ОБЗОР КОНСТРУКЦИЙ ГОРЕЛОЧНЫХ УСТРОЙСТВ ДЛЯ СТЕНДОВ СУШКИ И РАЗОГРЕВА СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ

Рассмотрены различные конструкции горелочных устройств, которые могут быть использованы для отопления стендов сушки и разогрева сталеразливочных ковшей.

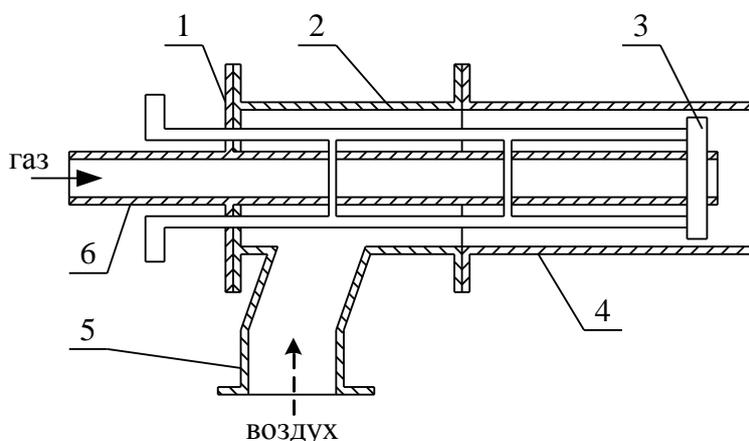
Various designs of burner devices that can be used to heat the stand for drying and heating steel casting ladles are considered.

В настоящее время подогрев футеровки ковшей на большинстве металлургических предприятий производится на стендах сушки и подогрева при помощи газовых горелок. Главной задачей стенда сушки и нагрева футеровки сталеразливочных ковшей является высокотемпературный подогрев ковша перед первым циклом работы или если ковш долго не использовался. Это необходимо для того чтобы избежать слишком низкой температуры футеровки во время следующей разливки с плавки. Система отопления на стендах строится с использованием одной высокоскоростной горелки с широкими пределами регулирования. Горелка может быть установлена на неподвижной крышке, под которую заезжает ковш либо на поворотной крышке. Удаление продуктов сгорания происходит через зазор между крышкой и ковшом. [1]

Рассмотрим конструкции горелок для стендов сушки и подогрева сталеразливочных ковшей. Обычно на стендах сушки и подогрева используются газоздушные горелки без предварительного смешения, так называемые пламенные горелки. Они состоят из 3-х модулей: корпуса горелки, газового узла и комплекта горелочной трубы. Схема горелки приведена на рисунке 1.

Автомат управления горелкой открывает газовые и воздушные клапаны, и газ подается в газовый узел, а воздух проходит через корпус горелки. Горючая газоздушная смесь образуется за горелочной головкой. В конструкции горелочной головки предусмотрены щели и отверстия, которые влияют на степень и характер закручивания воздушного потока и определяют форму пламени. Газоздушная смесь воспламеняется с помощью прямого электродорозжига от электрода или пилотной горелки. В качестве топлива для горелок обычно используется природный газ. Эффективность газоздушного нагрева уменьшает низкая светимость факела (его степень черноты колеблется от 0,15 до 0,3 в зависимости от используемого газа [2,3]). Также газовый подогрев приводит к неравномерному распределению температуры футеровки. Так как го-

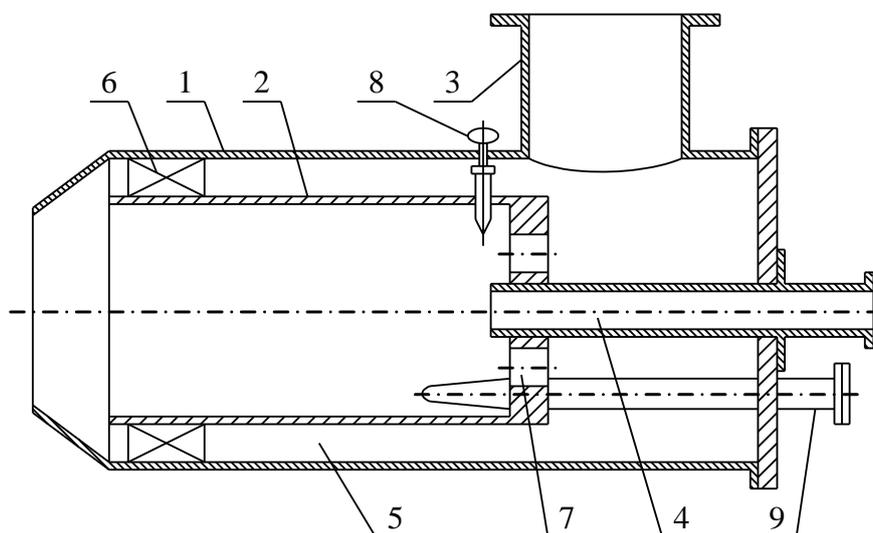
релка расположена сверху, то прилегающие к ней области футеровки в верхней части ковша нагреваются до высоких температур, в то время как нижние области футеровки стенки ковша и днище прогреваются недостаточно.



1 – газовый узел; 2 – корпус горелки; 3 – горелочная головка; 4 – горелочная труба; 5 – воздушный патрубок; 6 – газовый патрубок

Рисунок 1 – Схема газовой горелки

Надежно работают в диапазоне изменения коэффициентов расхода воздуха от 1 до 5 горелки серии ГСФ (рисунок 2), разработанные ОАО «ВНИИМТ», которые предназначены для сушки и разогрева футеровок сталеразливочных ковшей.

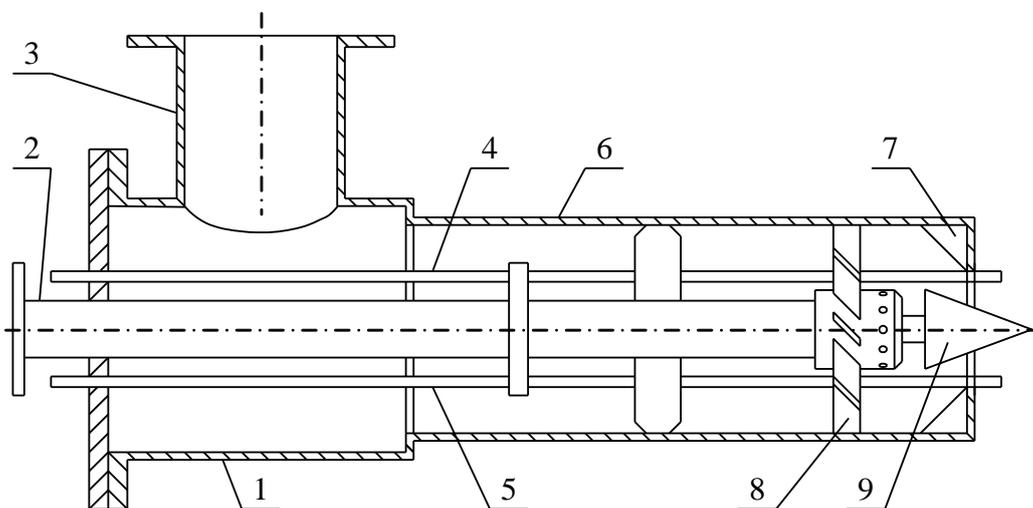


1 – корпус; 2 – огневая камера; 3 – патрубок подвода воздуха; 4 – газовая труба; 5 – сопло; 6 – завихритель; 7 – патрубок распределения первичного воздуха; 8 – свеча; 9 – датчик контроля пламени

Рисунок 2 – Горелка серии ГСФ

При расходе газа 20 – 35 % от номинального сгорания топлива полностью завершается в пределах камеры сгорания, и на выходе из устья горелки формируется струя теплоносителя с температурой до 600 – 850 °С. При увеличении расхода топлива от 30 до 100 % суммарный коэффициент расхода воздуха уменьшается от 3,0 до 1,1, топливо в камере сгорания сжигается с недостатком воздуха и полностью дожигается во вторичном воздухе в рабочем пространстве ковша, температура факела при этом возрастает до 1000 – 1500 °С. Горелка обеспечивает стабильное получение высокоскоростного потока теплоносителя с температурой 450 – 1400 °С. Высокие скорости истечения струи теплоносителя обеспечивают равномерный нагрев футеровки стен и днища ковшей [4-6].

Газовоздушные горелки, используемые в настоящее время для разогрева, имеют ряд конструктивных недоработок – недостаточная длина пламени, неполное смешивание топлива с окислителем, неполное сгорание топлива. В длиннофакельных горелках длина факела достигается за счет высокой скорости подачи топлива в зону разогрева, что приводит к его неполному сгоранию. Короткофакельные горелки устанавливают в непосредственной близости от нагреваемой поверхности с помощью удлинения трубопроводов подачи воздуха и газа, что приводит к увеличению времени разогрева всей площади объекта, сокращению срока службы горелки и частым ремонтам. В горелке типа ГД все эти недостатки отсутствуют (рисунок 3). Устранены они за счет предварительного полного смешивания газа и воздуха в горелочной трубе.



1 – воздушная камера; 2 – труба подачи газа; 3 – труба подачи воздуха; 4 – ионизационный электрод К; 5 – розжиговый электрод Р; 6 – горелочная труба; 7 – регулируемая камера стабилизирующего факела; 8 – головка газовая с крыльчаткой; 9 – наконечник регулирующей

Рисунок 3 – Горелка типа ГД

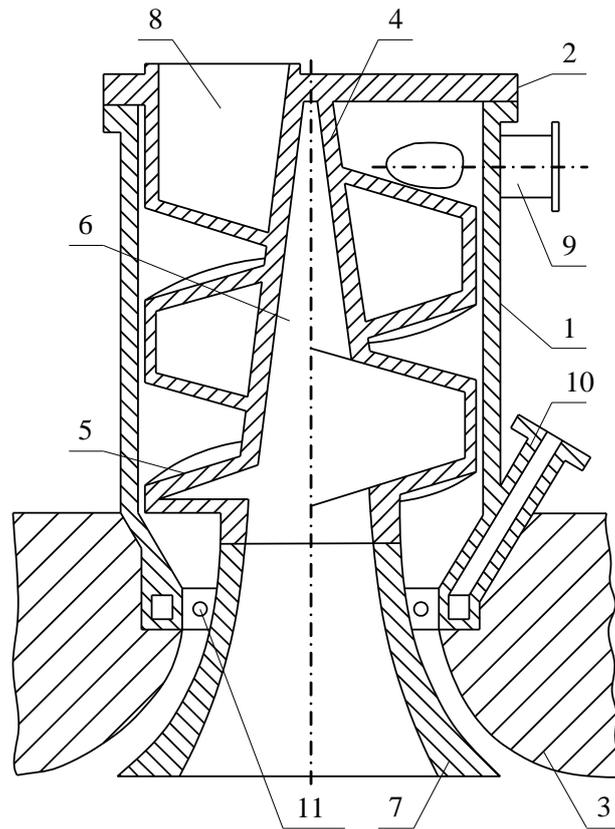
Готовая газоздушная смесь с помощью регулируемого соплового накопника подается узконаправленно, с высокой скоростью и давлением, в рабочую зону нагреваемой поверхности. Постоянное горение смеси у корня факела достигается с помощью регулирующего стабилизатора, что исключает отрыв пламени. Сопло горелки может устанавливаться вблизи защитной футеровки, что одновременно с охлаждением воздухом обеспечивает долгий срок его эксплуатации. Горелка предназначена для установок сушки и разогрева и обеспечивает нагрев по заданному технологическому режиму. Режим нагрева обеспечивается изменением расхода природного газа и воздуха.

Научно-производственное предприятие «ТЕСКА®» разработало и серийно выпускает автоматические скоростные горелки серии ГСС с регулируемыми параметрами факела тепловой мощностью от 100 кВт до 45 МВт.

Отличительной особенностью ГСС ТЕСКА® от отечественных и зарубежных горелок является стабилизатор пламени и камера сгорания находящиеся внутри горелки. Сгорание топлива осуществляется ступенчато по длине камеры сгорания, это позволяет произвести полное сжигание топлива в горелке по оптимальной кинетической схеме горения с получением высокого теплового напряжения факела и, следовательно, высокого теплового КПД горелки. Также на высокие параметры по энергоэффективности горелок ГСС ТЕСКА® влияет подогрев газа и воздуха, и частичная рециркуляция продуктов сгорания в корпусе горелки. Горелки ГСС ТЕСКА® устанавливаются на агрегате без горелочного камня.

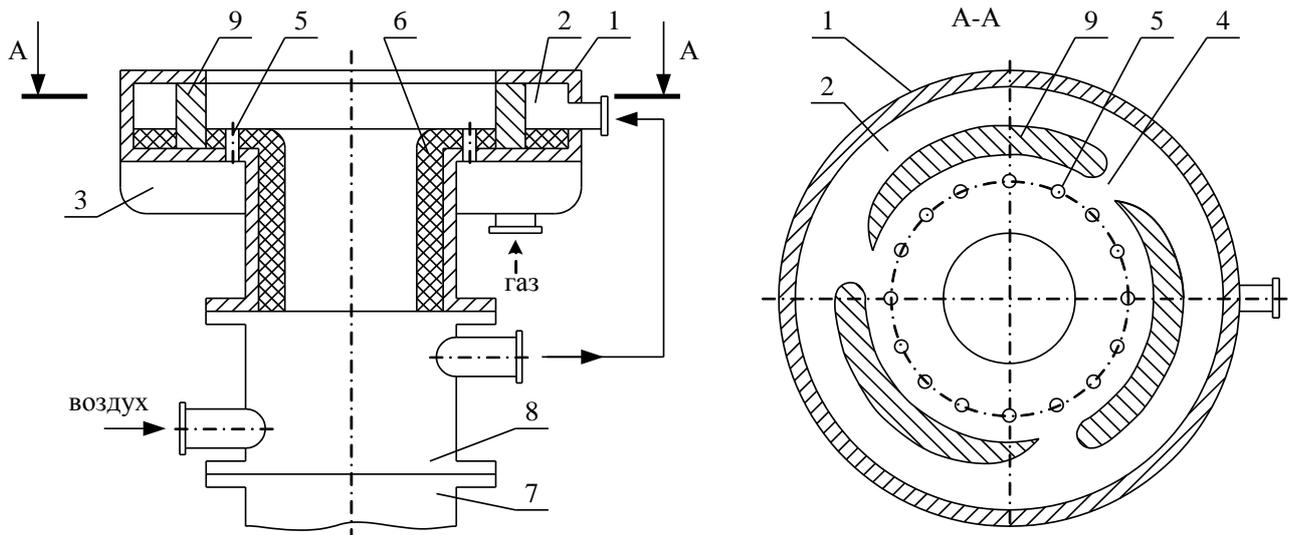
Сводное отопление в большинстве случаев реализуется при использовании плоскопламенных горелок. Рассмотрим пару запатентованных конструкций. Конструкция газовой плоскопламенной горелки позволяет нагревать воздух поступающий на горение теплом отводимых дымовых газов с помощью полой винтовой металлической насадки. Недостатками такой горелки являются сложность изготовления винтовой металлической насадки и высокий ее износ, отсутствие возможности радиационного режима нагрева [7].

Газовая плоскопламенная рекуперативная горелка имеет недостатки: рекуператор расположен на удалении от области смешения газа и воздуха; щели для вхождения воздуха в область смешения горелки направляют воздух к оси горелки, поэтому потоку необходимо развернуться и двигаться в противоположном направлении для создания плоского факела, размыкаемого за счет центробежных сил; поверхности горелки, по которым движется факел, имеют острые углы и не способствуют размыканию [8].



1 – корпус; 2 – крышка; 3 – коническая амбразура; 4 – завихритель-рекуператор; 5 – винтовая насадка; 6 – труба; 7 – коническая вставка; 8 – спиральный дымоход; 9 – воздушный патрубок; 10 – газовый канал; 11 – отверстия для выхода газа

Рисунок 4 – Газовая плоскопламенная горелка



1 – корпус; 2 – воздушный коллектор; 3 – газовый коллектор; 4 – отверстия для воздуха; 5 – отверстия для газа; 6 – излучающая насадка; 7 – дымовой канал; 8 – рекуператор; 9 – закручивающий воздушный аппарат

Рисунок 5 – Газовая плоскопламенная рекуперативная горелка

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1 Современные горелочные устройства (конструкции и технические характеристики) : Справочное издание / А.А. Винтовкин и др. – М.: Машиностроение-1, 2001. – 496 с.

2 Thermal modeling of the ladle preheating process / Glasser B., Gornerup M., Sichen D. // Steel Research International. – 2011. – Vol. 82. – №12. – С. 1425-1434..

3 Мастрюков Б. С. Теория, конструкция и расчеты металлургических печей. Расчеты металлургических печей: уч. для техникумов; в 2 т. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 2 т. – 376 с.

4 Винтовкин А. А. Современные горелочные устройства (конструкции и технические характеристики) / А.А. Винтовкин, М.Г. Ладыгичев, В.Л. Гусовский, А.Б. Усачёв. – М.: Машиностроение-1, 2001. – 496 с.

5 Рязанов В.Т., Винтовкин А.А., Деньгуб В.В. и др. Новые горелки-теплогенераторы для систем отопления, сушки и высокотемпературного нагрева // Сталь. – 2000. – № 12. – С. 89 – 91.

6 Чайкин Б.С., Марьянчик Г.Е., Панов Е.М. и др. Современные установки для сушки и высокотемпературного нагрева ковшей // Новые огнеупоры. – 2006. – №10. – С. 21 – 25.

7 Пат. 1430680 СССР, МПК F23D14/12. Газовая плоскопламенная горелка / Терентьев Г.И.; заявитель и патентообладатель Терентьев Г.И. – 4179599/24-06 ; заявл. 12.01.87 ; опубл. 15.10.88, Бюл. 38. – 2 с.

8 Пат. 1437620 СССР, МПК F23D14/12. Газовая плоскопламенная рекуперативная горелка / Савельев С.Н., Ревизов В.С.; заявитель и патентообладатель Куйбышевский политехнический институт им. В.В. Куйбышева – 4229580/24-06 ; заявл. 13.02.87 ; опубл. 15.11.88, Бюл. 42. – 3 с.

Н.Г. Куницина, М.О. Ташметова

Новотроицкий филиал Национального исследовательского
технологического университета «МИСиС», г. Новотроицк, Россия

ДЕФОРМАЦИЯ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР

Рассмотрены особенности деформации пористых структур. Показано влияние ротационных мод деформации пеноалюминия на развитие макронеустойчивости и разрушения пористой среды.

Peculiarities of deformation of porous structures are considered. The influence of rotational modes of deformation of foam aluminum on the development of macroinstability and destruction of a porous medium is shown.

С развитием технологий обнаруживается все больше возможностей модификации традиционных материалов, например металла. Структура, состоящая из металла, и содержащая большое количество наполненных газом пор называется металлической пеной. Как правило, примерно 75-95 % ее объема составляют пустоты. Такой пористый материал обладает уникально малым весом – некоторые виды металлической пены настолько легки, что плавают на поверхности воды. При этом прочность такого материала в несколько раз превышает прочность традиционного металла. Сферы применения металлической пены – самые разнообразные. Наиболее же перспективным является использование в автомобиле- и машиностроение.

Механические свойства и деформационное поведение многокомпонентных материалов существенным образом зависит от особенностей их строения, химического состава, условий испытания и др. Пористые материалы можно рассматривать как предельный случай гетерогенной среды с максимально различающимися свойствами компонентов – порового пространства и металлических компонентов, образующих твердый каркас. Поэтому свойства таких материалов зависят от тех же параметров [1]. Однако наличие пор значительно снижает прочность и пластичность пористых металлов. Механические свойства очень чувствительны к форме пор, что вызвано влиянием надрезов на поверхности пор, ослабляющих прочность и особенно снижающих пластичность пористых металлов [2].

Кроме того, т.к. пористые материалы обладают резко неоднородной структурой, то это приводит к сложной зависимости их свойств от параметров строения и др. [3].

Пластическая деформация и разрушение таких материалов характеризуются специфическими особенностями. Отличие деформации пористой среды от двухфазной заключается в несохранении объема материала. Это приводит к качественному изменению диаграммы деформации. Макрооднородное сжатие

сплющивает поры, а при растяжении наблюдается удлинение одиночных пор с увеличением их объема с последующей потерей устойчивости течения перемычек между порами [4].

Деформация сильнопористой (гипернеоднородной) среды существенным образом определяется ее структурой, в частности, статистическими характеристиками - пористостью, размером пор и т.д.

Типичная диаграмма деформации металлических пен состоит из трех основных зон: в первой - напряжение увеличивается с увеличением деформации почти линейно; затем наблюдается область плато, когда напряжение практически не изменяется при изменении деформации; и, наконец, есть зона быстрого увеличения напряжения в результате разрушения стенок пор [5].

Характерная для пенометаллов кривая «напряжение-деформация» представлена на рисунке 1.

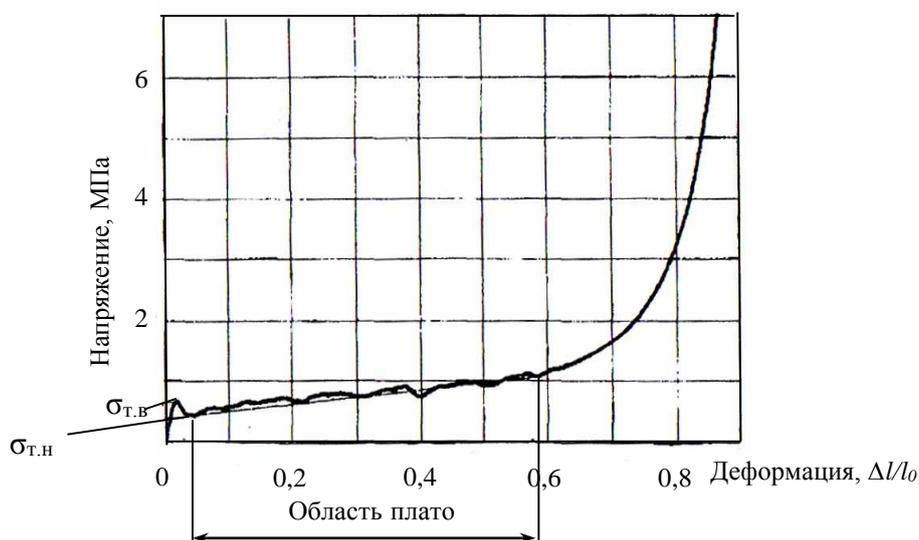


Рисунок 1 – Типичный вид диаграммы деформации пеноалюминия

Таким образом, при низких степенях деформации пена ведет себя линейно – упруго. Следующая область плато характеризуется небольшим подъемом деформационной кривой. Иногда можно наблюдать верхний $\sigma_{т.в}$ или нижний $\sigma_{т.н}$ пределы текучести. После области плато начинается область сильной пластической деформации, которой соответствуют большие степени деформации при большой приложенной нагрузке (начинается уплотнение всей пористой структуры).

Форма кривой может изменяться в зависимости от плотности, градиента плотности и состава металлических пен, но всегда сохраняет подобный характер.

Несмотря на то, что при малых деформациях наблюдается увеличение напряжения по линейному закону, более полный анализ показывает [6], что деформация на данном участке только частично обратима и что уже во время начального нагружения происходят определенные необратимые деформации

пенной структуры. Поэтому модуль упругости не может быть определен измерением наклона зависимости напряжения от деформации, и должен определяться какими-либо другими способами, например, по величине изгибающих колебаний.

При статических испытаниях алюминиевых пен было обнаружено два различных способа разрушения: хрупкое разрушение вызвано разрушением стенок ячеек и перемычек, в то время, как вязкое разрушение основано на изгибе основных структурных элементов, а не на разрушении [7]. Деформационные кривые существенно различаются для двух способов разрушения в области низких напряжений и в области плато (рисунок 2).

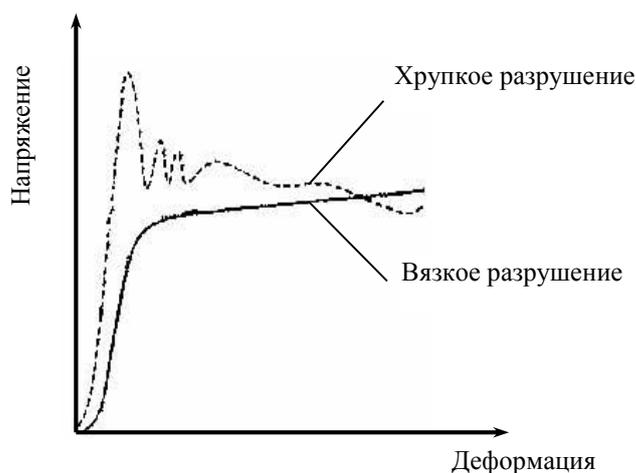


Рисунок 2 – Диаграммы сжатия пеноалюминия

Экспериментально [8] было установлено, что разрушение начинается на стенках крупных и средних пор в области минимальных толщин стенок пор. В процессе сжатия в первую очередь деформируются крупные поры неправильной формы, максимально долго сохраняются мелкие поры (размерами менее 1,5 мм) правильной формы. Неравномерность деформации пор увеличивается с ростом общей деформации образца. На стадии крутого роста диаграммы деформации большинство крупных пор уже «схлопнулись» и начинается процесс уплотнения самого материала. Деформация объемов матрицы вокруг пор разного размера развивается неравномерно, причем максимально деформируются объемы матрицы, прилегающие к крупным порам.

Единой теории, позволяющей описать механизм пластической деформации неоднородной пористой структуры не существует, так как размеры пор, толщина стенок, топология стыков - случайные процессы, существующие технологии не позволяют получать воспроизводимые, в статистическом смысле, структуры.

Потеря устойчивости деформации, в той или иной степени, предопределяет зарождение очагов разрушения различного масштаба - от микро- (разрушение единичной стенки поры) через мезо- (схлопывание наиболее крупных и,

поэтому неустойчивых, пор) до макро- (потеря несущей способности всего материала: структура «рассыпается» при определенных нагрузках).

Большинство существующих в настоящее время теорий деформации сильнопористой структуры учитывает лишь обычные моды течения - симметричную часть тензора деформации и, соответственно, напряжения в неоднородной структуре в рамках различных аналитических и феноменологических подходов.

Исходная неоднородность структуры – неоднородность мезомасштаба требует включение в описание этой среды высших производных полей смещения – так называемых эффектов «стесненной» деформации или ротационных мод пластического течения.

Ротационные моды пластической деформации обнаружены и экспериментально и теоретически изучаются многими исследователями. Экспериментальное изучение поворотных движений довольно затруднительно, т.к. различного рода релаксационные процессы смазывают картину пластических движений, и становится проблематичным четко определить моду пластической деформации в данной области.

В работе была проведена оценка величины ротационных мод от средней деформации в процессе сжатия пеноалюминия. Проводили испытания на сжатие, в ходе которых образец нагружался до определенной степени деформации, затем испытания останавливались, а образец фотографировался. После этого проводилось дальнейшее нагружение образца. Информация вводилась в компьютер и обрабатывалась с помощью программы Adobe Photoshop. На обработанной фотографии образца пеноалюминия фиксировались тройные стыки пор и определялись их координаты. После чего, определялось соответствие всех стыков на фотографиях при каждой степени деформации, и также определялись их координаты. Для оценки ротационных мод использовался вектор поворота ω , характеризующий вращение элементарного объема (поры), вычисляемый по выражению:

$$\omega(n, \varepsilon_k) = \frac{1}{2} \cdot (E_{12}(n, \varepsilon_k) - E_{21}(n, \varepsilon_k)),$$

где n – номер характерной точки – тройного стыка; ε_k – средняя деформации; $E_{i,j}$ – дисперсия в характерных точках при всех степенях деформации, определяемая из соотношения:

$$E_{ij} = \frac{A_i(n+1, \varepsilon_k) - A_i(n, \varepsilon_k)}{x_j(n+1) - x_j(n)},$$

где $A_i(n+1, \varepsilon_k)$ – смещение точек $(n+1)$ при средней деформации ε_k ; $A_i(n, \varepsilon_k)$ – смещение точек n при средней деформации ε_k ; $x_i(n+1), x_i(n)$ – координаты точек $(n+1)$ и n в исходном состоянии при $\varepsilon = 0$.

Таким образом, по полученным координатам была определена величина вектора поворота для выбранных тройных стыков и величина среднего поворота для всех тройных стыков при всех степенях деформации. Полученные результаты представлены на рисунках 3-4.

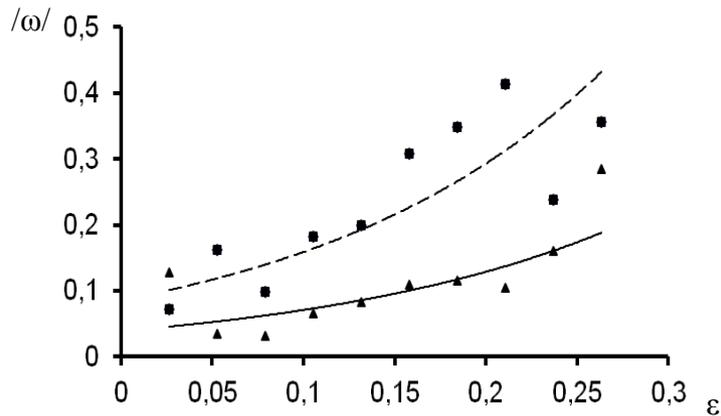


Рисунок 3 – Зависимость модуля вектора поворота от средней деформации для точек, характеризующих положение мелких (•) и крупных (▪) пор

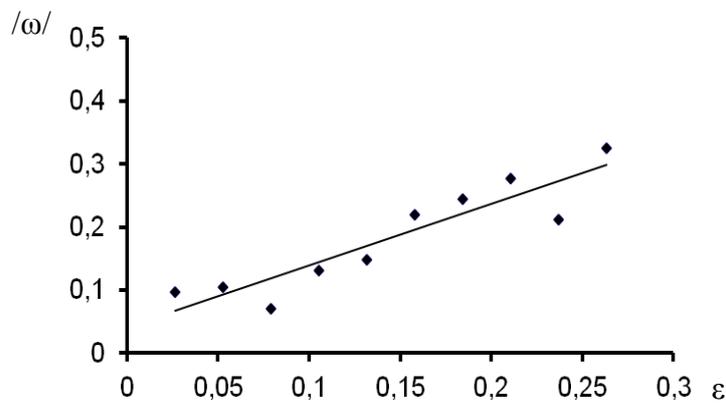


Рисунок 4 – Зависимость среднего по модулю поворота от средней деформации

Таким образом, исходя из рисунка 3, вектор поворота для точек, характеризующих положение крупных пор, нарастает при увеличении деформации интенсивнее, чем для точек, характеризующих положение мелких пор. Т.е. уже на начальном этапе нагружения деформируются и вращаются поры всех размеров, но наибольший вклад в ротационные моды пластической деформации пористых структур вносят крупные поры. Вращение объемов матрицы вокруг пор разного размера развивается неравномерно, причем максимально вращаются объемы матрицы, прилегающие к крупным порам.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Поляков В.В., Кучерявский С.В. Фрактальный анализ границ раздела в пористых псевдосплавах // Известия Алтайского государственного университета. Физика, 2000, № 1, с. 88-89.

2. Пористые металлы в машиностроении. С.В. Белов. - М. Машиностроение, 1981, 248 с.
3. Поляков В.В., Егоров А.В., Турецкий В.А. Модули упругости пористых псевдосплавов // Известия Алтайского государственного университета. Физика, 2004, № 1, с. 119-121.
4. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. М., МИСиС, 1997, 527 с.
5. Andrews E., Sanders W., Gibson L.J. Compressive and tensile behaviour of aluminium foams. Material Science and Engineering A., 1999, vol. 270, pp. 113-124.
6. Weber M., Baumeister J., Banhart J. // Proceedings of the Powder Metallurgy World Congress, Paris, 1994, p.585.
7. Lehnhus D., Marschner C., Banhart J. Influence of heat treatment on compression fatigue of aluminum foams // Journal of Materials Science, V37, 2002, p. 3447-3451.
8. Авдеенко А.М., Колпакова В.А., Крупин Ю.А., Филиппова В.Б., Романова В.С., Трубкина Е.М. Потеря устойчивости пластического течения неоднородной пористой структуры // Металловедение и термическая обработка металлов, 2005, № 9.

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Ф.Б. Баротов , И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ОКСИДА ВОЛЬФРАМА (VI) С УГЛЕВОДОРОДАМИ В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ АЗОТА

Проведено термодинамическое моделирование восстановления оксида вольфрама (VI) метаном в плазменном потоке азота. Установлена возможность 100 %-ного восстановления WO_3 до конденсированного вольфрама в диапазоне температур 1600 – 4800 К при стехиометрическом соотношении компонентов. При снижении температуры от 1600 К до 950 К наиболее термодинамически вероятной становится реакция образования карбида WC.

A thermodynamic simulation of the reduction of tungsten (VI) oxide with methane in a plasma nitrogen stream was carried out. The possibility of 100% recovery of WO_3 to condensed tungsten in the temperature range of 1600–4800 K with the stoichiometric ratio of components has been established. When the temperature decreases from 1600 K to 950 K, the reaction of formation of WC carbide becomes the most thermodynamically probable.

Термодинамические исследования восстановления различных соединений вольфрама в литературе описаны достаточно подробно. Однако большинство результатов применимо к условиям традиционных процессов порошковой металлургии. Термодинамическое моделирование взаимодействий в экстремальных процессах, например, для условий струйных плазменных реакторов весьма немногочисленны и разрознены. В большинстве случаев полученные данные описывают восстановление хлоридов и оксидов вольфрама водородом в аргоновой и водородной плазмах [1-6]. В работе [7] проведены результаты термодинамической оценки взаимодействия оксида вольфрама с конверсированным газом в интервале температур 400 – 5000 К в водородной плазме, свидетельствующая о возможности получения как металлического вольфрама, так и его карбидных фаз. Однако для азотной плазмы таких исследований практически не проводилось.

В связи с этим целью настоящей работы является проведение термодинамических расчетов карботермического восстановления WO_3 метаном, как основной составляющей природного газа, в потоке азотной плазмы для прогнозирования оптимальных параметров получения вольфрама и его карбидов (соотношения компонентов и температуры), определения равновесных показателей

процесса (степени превращения сырья в металл, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы образования вольфрам-содержащих продуктов газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазмометаллургических технологий эффективную переработку дисперсного сырья.

Плазменные струйные процессы получения тугоплавких металлов и их соединений как объекты термодинамического моделирования по сравнению с традиционными имеют ряд характерных особенностей: быстротечность процессов взаимодействия, что позволяет ряду исследователей ставить под сомнение возможность достижения термодинамического равновесия; возможность достижения высокого выхода продуктов только в условиях, обеспечивающих газофазный характер реакций образования; безусловная целесообразность выполнения термодинамических расчетов равновесных составов металлообразующих систем при различных параметрах в связи с недостаточностью информации для описания с необходимой точностью и достоверностью кинетики и механизма процессов образования металлов и их соединений. С учетом отмеченных особенностей результаты термодинамического моделирования процессов образования тугоплавких металлов и их соединений следует рассматривать с одной стороны, как прогнозные, требующие экспериментального подтверждения, а с другой – как технологические ориентиры и показатели совершенства реакторов и уровня организации в них процессов тепло- и массообмена [4,7 - 8].

Объектом термодинамического моделирования являлась система W–O–C–H–N. Учитывалась возможность образования следующих компонентов: (газообразные) O, C, H, O₂, N₂, H₂, CH₄, C₂H₂, C₂H₄, NO, NO₂, H₂O, CN, HCN, CO, CO₂, W, WO, WO₂, WO₃, WC, W₂C, WN, W₂N. При этом учитывалась возможность образования в конденсированном состоянии следующих фаз: W, WO₂, WO₃, W₂C, WC, W₂N, WN. Соотношения компонентов приведены в таблице.

Таблица – Соотношение исходных компонентов, г-ат.

Реакция	W : O : C : H : N
$WO_3 + 3CH_4 = W + 3CO + 6H_2$	0,5 : 1,5 : 1,5 : 6 : 22
$WO_3 + 4CH_4 = WC + 3CO + 8H_2$	0,5 : 1,5 : 2 : 8 : 22

Необходимые для анализа составы газообразных и конденсированных продуктов рассчитывались «константным методом» Расчеты выполнялись с использованием разработанной в ИХТТИМ СО РАН программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» с вложенной базой данных термодинамических свойств индивидуальных веществ в области температур 500 – 5900 К при общем давлении в системе 0,1 Мпа. Программа основана на «константном» методе [8 - 9], предполагающем совместное решение уравнений закона действующих масс, материального баланса, постоянства суммарного числа молей газовой смеси и закона Дальтона. Недостающие данные рассчитывались по приближенным методикам [10-11].

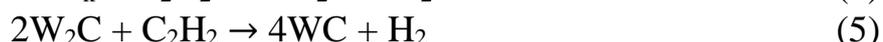
Результаты расчета равновесных составов системы W–O–C–H–N представлены на рисунке (а,б). Образование вольфрама и его карбидов W₂C и WC наблюдается уже при соотношении реагентов равным стехиометрическому для получения вольфрама (рисунок а) и обусловлено возможностью конденсации вольфрама при температуре ниже 4800 К и образования карбидов W₂C и WC ниже 1600 °К за счет протекания следующих реакций:



Однако выход монокарбида вольфрама в этих условиях не превышает 48,0 мол %.

Выход монокарбида вольфрама в диапазоне температур 1600 – 950 °К близок к 100 %. Учитывая, что температура конденсации вольфрама выше температурной области существования карбидных фаз можно предположить, что в реальном процессе плазмохимического синтеза возможность образования карбидов вольфрама будет связана с кинетикой науглероживания конденсированных частиц вольфрама твердым углеродом термодинамически допустимой области температур. Поскольку время преобразования реагентов в плазмохимическом реакторе считается – 0,02с, то наиболее реальным представляется образование вольфрам-углеродной смеси со стехиометрическим для получения монокарбида соотношением компонентов 93,8 мас % W и 6,2, мол % C.

Увеличение количества восстановителя до стехиометрически необходимого для получения монокарбида приводит к расширению температурной области существовавших карбидных фаз (рисунок б): карбид W₂C образуется при температуре 2600 – 2150 °К, а карбид WC – при температуре 2150 – 950 °К. В качестве карбидизатора в этом случае выступает ацетилен.

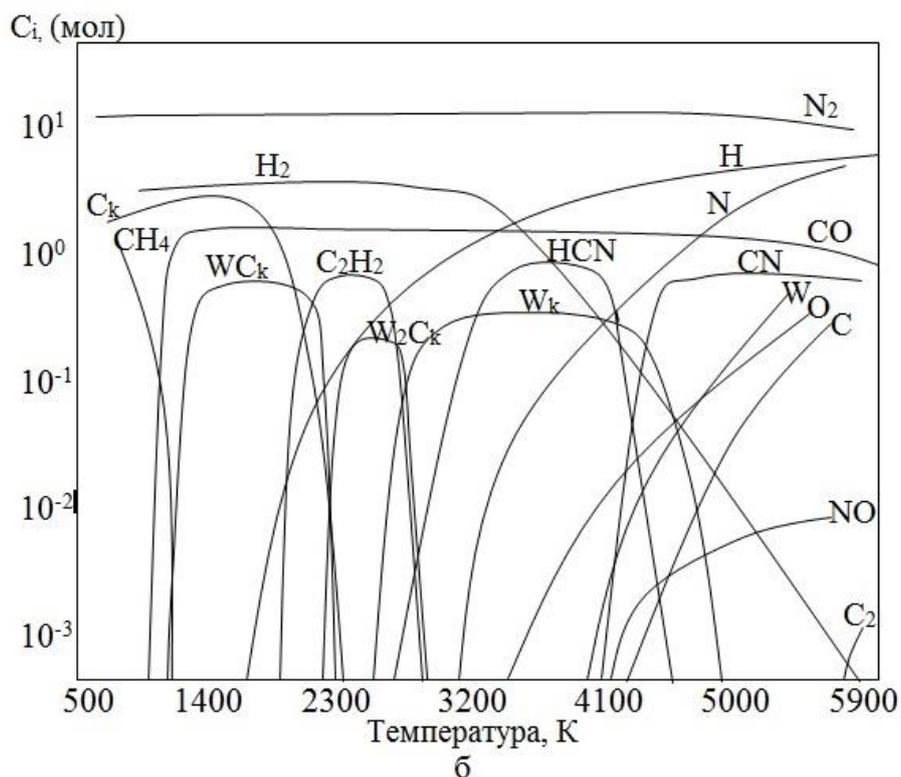
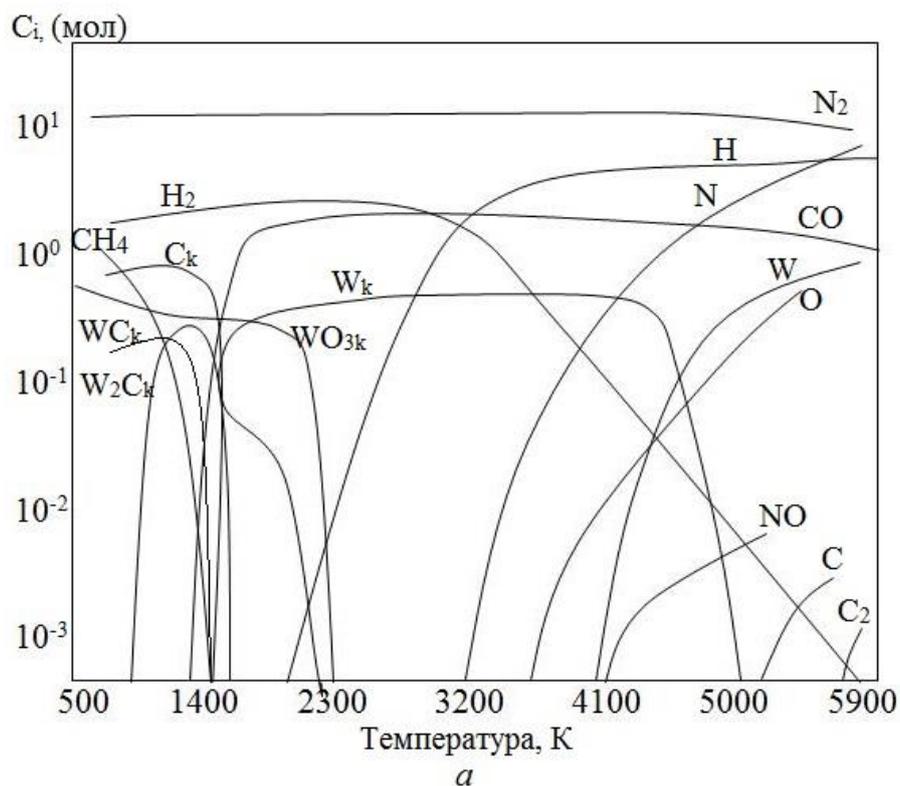


Однако в интервале температур 2150 – 950 °К конденсированных продуктах восстановления наряду с монокарбидом присутствует свободный углерод, образующийся при разложении ацетилена при температуре ниже 2150 К.



В связи с этим в равновесных условиях монокарбид вольфрама может быть получен лишь в смеси со свободным углеродом. Можно также, по-видимому, ожидать вследствие малого времени карбидизации образования дефектных по углероду фаз β – WC_{1-x} (0 ≤ x ≤ 0,4).

Таким образом для экспериментального исследования процесса плазменного восстановительного синтеза оксида вольфрама можно рекомендовать соотношение исходных компонентов равным стехиометрическому, обеспечивающему достаточно большую температурную область существования вольфрама и его карбидов.



а) равновесный состав системы W-O-C-H-N при соотношении W : O : C : H : N = 0,5 : 1,5 : 1,5 : 6 : 22 ; б) равновесный состав системы W-O-C-H-N при соотношении W : O : C : H : N = 0,5 : 1,5 : 2 : 8 : 22

Рисунок – Результаты термодинамических расчетов системы W-O-C-H-N

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. E. Lassner. Tungsten Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds / E. Lassner and W.D. Schubert // Kluwer Academic, Plenum Publishers, New York – 2009.
2. Ильин А.П. Получение нанопорошков вольфрама методом электрического взрыва проводников / А.П. Ильин [и др.]. // Известия Томского политехнического университета, 2004. - № 4. – С. 68-70.
3. Лыков А.М. Термодинамический анализ процессов получения карбидов из хлоридов металлов/ А.М.Лыков, А.Л.Сурис, С.Н. Шорин. – В кн.: II Всесоюзный симпозиума по плазмохимии: Тез. докл. Рига: Зинатне, 1985, т.2, с.182-185.
4. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: справочник /А.Л. Сурис. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.
5. Shapoval V.L. Thermodynamics basis of electrochemical synthesis of tungsten, molybdenum and boron carbides / V.L. Shapoval, Kh.B. Kushkhov, I.A. Navoselova // Inst. Obshchej i Neorganicheskoy Khimi, Ukraine – 2004.
6. Bikhan G. Zur gleichzeitigen Bildung von Blausaure und Acetylen im Stickstoffplasmastrahl / G. Bikhan, H.J. Spangenberg // Chem. Technik. – 1975. – №12. – P. 736-738.
7. Цветков Ю.В. Низкотемпературная плазма в процессах восстановления / Ю.В. Цветков, С.А. Панфилов – М.: Наука, 1980 – 240 с.
8. Ватолин Н.А. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах /Н.А. Ватолин, Г.К. Моисеев, Б.Г. Трусов. – М.: Металлургия, 1994. – 352 с.
9. Синярев Г.Б. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г.Б. Синярев, Н.А. Ватолин, Б.Г. Трусов, Г.К. Моисеев. – М.: Наука, 1982. –264 с.
10. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций/ Л.П. Владимиров.– М.: Металлургия, 1970.– 528 с.
11. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций / В.А. Киреев. – М.: Химия, 1970. – 519 с.

В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Г.Н. Черновский

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАЗМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА И МОДИФИЦИРОВАНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ И КАРБИДСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИЙ

Проведено термодинамическое моделирование плазменных процессов синтеза и модифицирования карбида кремния и карбидсодержащих композиций. На основе анализа температурной зависимости равновесных составов газообразных и конденсированных фаз систем C-H-N, Si-C-O-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N, Si-C-N, Si-N, Si-N-H определены условия карбидо- и нитридообразования для процессов синтеза карбида кремния восстановлением кремнезема метаном, карбидизации кремния метаном, плазменной обработки кремнезем-углеродной композиции, модифицирования карбида и карбидонитридной композиции.

Thermodynamic modeling of plasma processes of synthesis and modifying of silicon carbide and containing carbide compositions is carried out. On the basis of the analysis of temperature dependence of equilibrium structures of the gaseous and condensed phases of the systems C-H-N, Si-C-O-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N, Si-C-N, Si-N, Si-N-H conditions carbide and nitrides formation of for silicon carbide synthesis processes by silicon dioxide restoration by methane, silicon karbidization methane, plasma processing silicon dioxide - carbon composition, modifying of carbide and carbide and nitride composition are defined.

Цели, задачи и методика моделирования

Термодинамическое моделирование плазменных процессов синтеза и модифицирования проведено с целью прогнозирования оптимальных параметров получения карбида кремния (соотношения компонентов и температуры), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазмометаллургических технологий эффективную переработку дисперсного сырья.

В связи с использованием в процессах синтеза и модифицирования в качестве кремнийсодержащего сырья – микрокремнезема, кремния, кремнезем-углеродных композиций, карбида и нитрида кремния, углеводородного сырья – метана и плазмообразующего газа – азота объектами исследования являлись

системы C-H-N, Si-C-N, Si-N, Si-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N и Si-C-O-H-N. Следует отметить, что системы C-H-N, Si-C-H-N и Si-C-O-H-N анализировались авторами работ [1 – 3], но применительно к условиям использования в качестве восстановителя и карбидизатора пропана и без учета в [3] возможности образования в газовой фазе таких соединений, как HCN, Si₂C, SiC₂, углеводородных радикалов типа C₂H, C₃H и ряда других. Поэтому использование имеющихся данных о равновесных составах этих систем не представляется возможным вследствие существенного отличия соотношения компонентов по сравнению с достигаемыми в исследуемых плазменных процессах. Термодинамическая оценка процессов плазменной обработки кремнезем-углеродных композиций и модифицирования карбида и нитрида кремния на основе анализа систем Si-C-O-N, Si-C-N, Si-N, Si-H-N проводится впервые.

Необходимые для анализа равновесные составы газообразных и конденсированных продуктов синтеза рассчитывались "константным" методом [4, 5]. При расчетах рассматривалась область температур 1000-6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов.

Термодинамика плазменного пиролиза метана

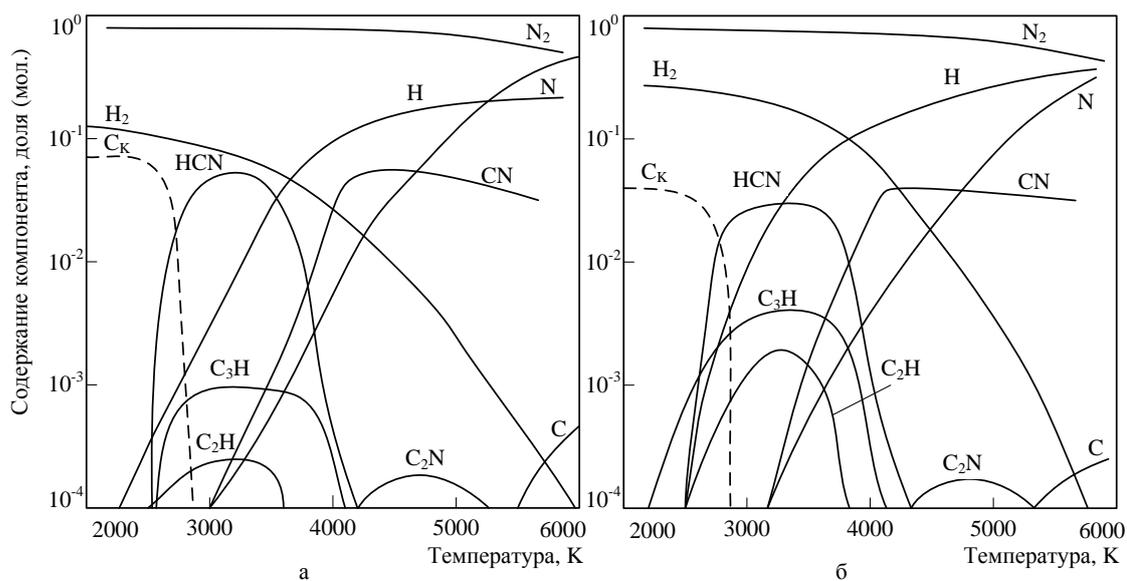
Термодинамический анализ системы C-H-N необходим для получения информации о возможном составе газовой фазы, формирующемся в результате пиролиза метана и его взаимодействия с газом - теплоносителем.

Расчет равновесных составов системы C-H-N проводился с учетом возможности образования в газовой фазе H, H⁺, H₂, N, N₂, NH, NH₂, NH₃, C, C⁺, C₂, C₃, C₄, C₅, CH₂, CH₃, CH₄, C₂H, C₂H₂, C₂H₃, C₂H₄, CN, CN⁻¹, NCN, NCC, C₂N₂, HCN, HCCN [140], C₄N₂, C₃H, C₄H, C₃HN, C₄N₂ [142], в конденсированном состоянии – углерода [4]. Результаты расчета равновесных составов рассматриваемой системы приведены на рисунке 1 а, б.

В системе C-H-N основными углеродсодержащими компонентами газовой фазы являются HCN, C₃H, C₂H, что подтверждает возможность эффективной газификации углерода при замене пропана метаном. Концентрация углеводородных радикалов растет с увеличением содержания в системе водорода, что свидетельствует о целесообразности применения метана как углеводорода с более высоким отношением H : C. Конденсация углерода из газовой фазы термодинамически возможна при температуре ниже 2400 К.

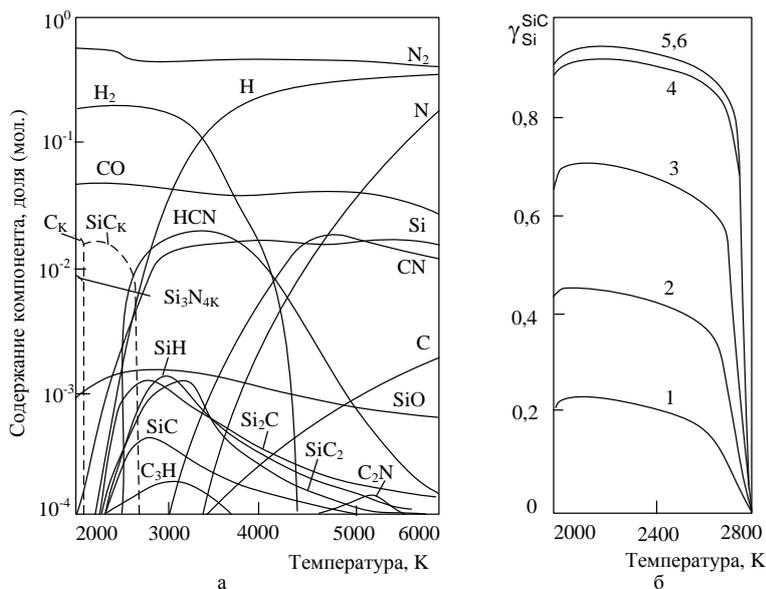
Термодинамика высокотемпературных взаимодействий в системах Si-C-N, Si-N, Si-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N и Si-C-O-H-N

Анализ систем Si-C-N, Si-N, Si-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N и Si-C-O-H-N выполнен с учетом возможности существования в газовой фазе компонентов системы C-H-N, Si, Si⁺, Si₂, Si₃, SiH, SiH₂, SiH₃, SiH₄, SiN, SiC, SiC₂, SiO, O, O₂, CO, CO₂, OH, H₂O, NO, NO₂ [4], Si⁻, Si₂C₂, Si₃C [6], Si₂N [7], конденсированной – Si, SiO₂, Si₃N₄, SiC, C [8]. Результаты расчетов представлены на рисунках 2 – 7.



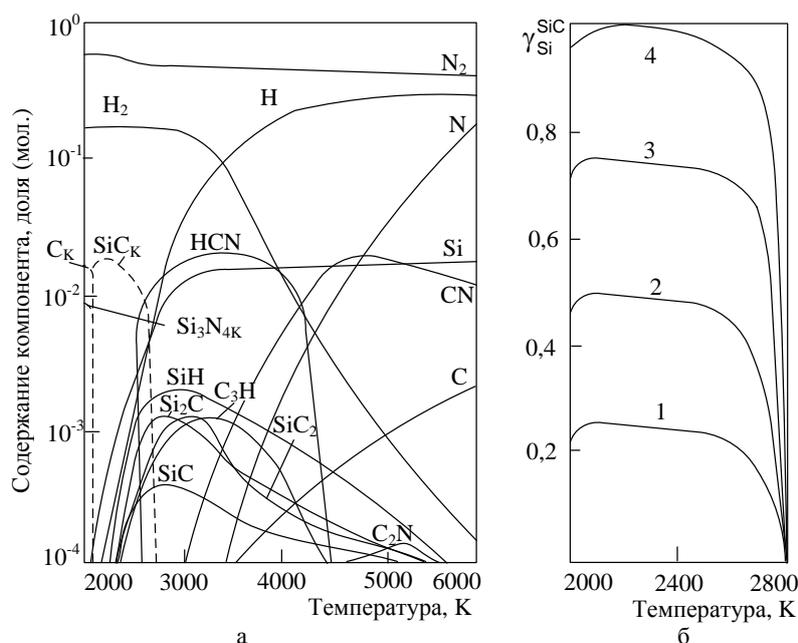
а – C:H:N = 0,75:3:20; б – C:H:N = 0,75:6:20

Рисунок 1 - Зависимость равновесного состава системы C-H-N (а, б) от температуры и соотношения компонентов



а) равновесные составы продуктов восстановления диоксида кремния углеводородами в зависимости от температуры при соотношении Si:C:O:H:N=1:3:2:12:60; б) зависимость степени превращения Si в SiC от соотношения Si:C=1:0,25 (1); 1:0,5 (2); 1:0,75 (3); 1:1 (4); 1:1,5 (5); 1:2 (6)

Рисунок 2 - Результаты термодинамических расчетов системы Si-C-O-H-N



а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении (4) Si:C:H:N = 1:1:12:60
 б) зависимость степени превращения Si в SiC от соотношения Si:C = 1:0,25 (1); 1:0,5 (2); 1:0,75 (3); 1:1 (4)

Рисунок 3 – Результаты термодинамических расчетов системы Si-C-H-N

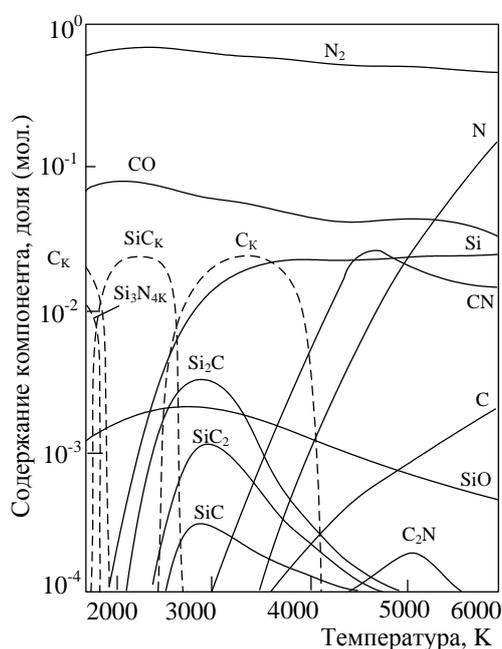
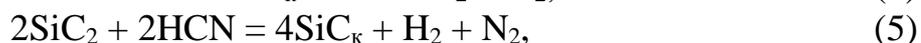
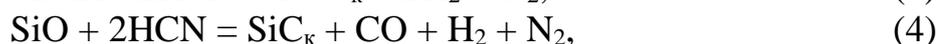
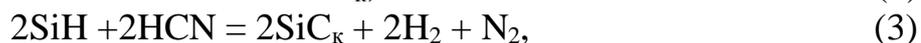


Рисунок 4 – Равновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Si-C-O-N при соотношении Si:C:O:N = 1:3:2:60

В системе Si-C-O-H-N образование карбида кремния с участием газообразных компонентов может происходить при температуре 2800-3000 К (рисунок 2 а) по следующим реакциям:





До 90 % масс. SiC_k образуется по реакции (1). Степень превращения кремния в карбид даже при избытке углерода не превышает 0,94-0,96, что может быть объяснено высокой термодинамической стабильностью монооксида кремния (рисунок 2 б).

Результаты термодинамических расчетов для системы Si-C-H-N приведены на рисунке 3 а, б. 100 %-ное превращение кремния в карбид достигается уже при стехиометрическом соотношении компонентов (рисунок 3 б).

В системе Si-C-O-N (рисунок 4), отвечающей условиям плазменной обработки кремнезем-углеродной композиции со стехиометрическим «на карбид» соотношением оксидной и углеродной составляющей, углерод газифицирован лишь в высокотемпературной области (выше 4000 К) в форме циана CN. В связи с этим основной вклад в процесс карбидообразования вносит реакция



реализация которой в условиях плазменного потока представляется кинетически маловероятной. Это предопределяет необходимость введения в систему водорода, обеспечивающего газификацию углерода в широком интервале температур и способствующего образованию карбида по газофазной реакции (1) в соответствии с закономерностями высокотемпературных взаимодействий в системе Si-C-O-H-N (рисунок 2).

В системе Si-C-N (рисунок 5), отвечающей условиям процесса модифицирования карбида кремния, как и в рассмотренной выше системе Si-C-O-N, карбид образуется в основном по реакции 7. Введение в систему водорода делает возможным развитие процесса карбидообразования по газофазной реакции (1) с участием циановодорода в соответствии с закономерностями высокотемпературных взаимодействий в системе Si-C-H-N (рисунок 3).

В системе Si-N (рисунок 6), отвечающей условиям процесса модифицирования нитрида кремния, 100 %-ный выход нитрида кремния достигается при температуре ниже 1700 К. В области этих температур единственной термодинамически возможной реакцией образования нитрида является взаимодействие кремния в конденсированном состоянии с молекулярным азотом, т.е.



Учитывая гетерогенный характер взаимодействия и ограниченное время азотирования, можно прогнозировать получение в реальных условиях плазменного потока азота композиции состава $\text{Si}_3\text{N}_{4k} + \text{Si}_k$. Введение в систему Si-N водорода практически не влияет на условия нитридообразования (рисунок 7).

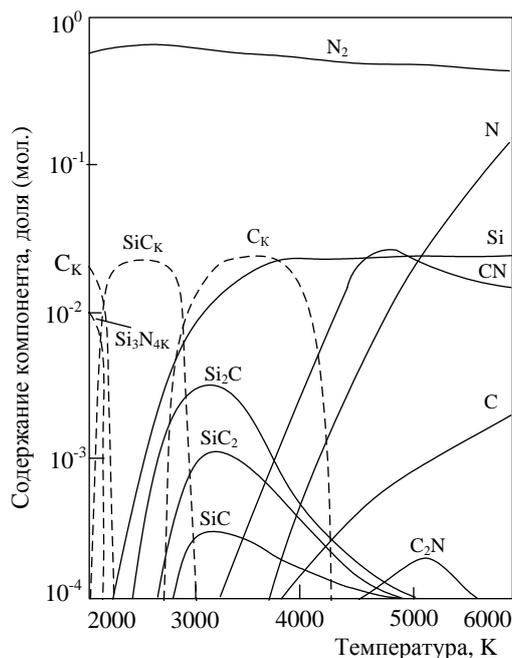


Рисунок 5 – Равновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Si-C-N при соотношении Si:C:N = 1:1:60

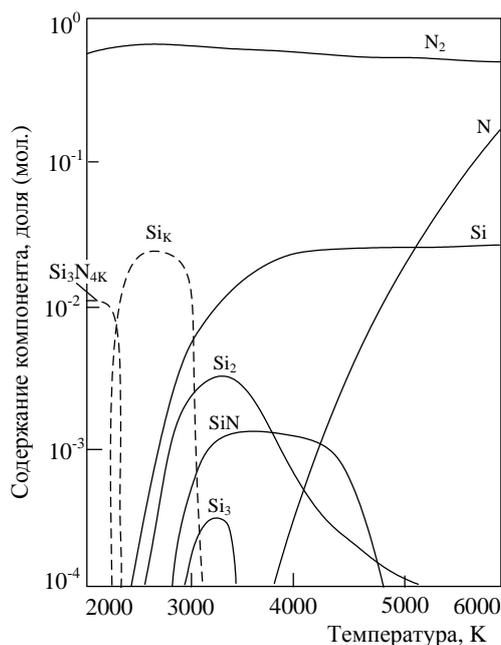


Рисунок 6 – Равновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Si-N при соотношении Si:N = 1:60

В системе Si-C-N-N при соотношении Si:C = 2:1 (рисунок 8), отвечающему процессу модифицирования карбидонитридной композиции, следует констатировать сложную термодинамическую картину, включающую образование смеси $SiC_k + Si_k$, устойчивой в интервале температур 3000-1700 К и превращающейся при более низких температурах в смесь $Si_3N_{4k} + C_k$. При этом

образование карбида кремния происходит по газофазным реакциям 1-6, нитрида кремния – по реакции 8 с участием кремния в конденсированном состоянии, а также по реакции

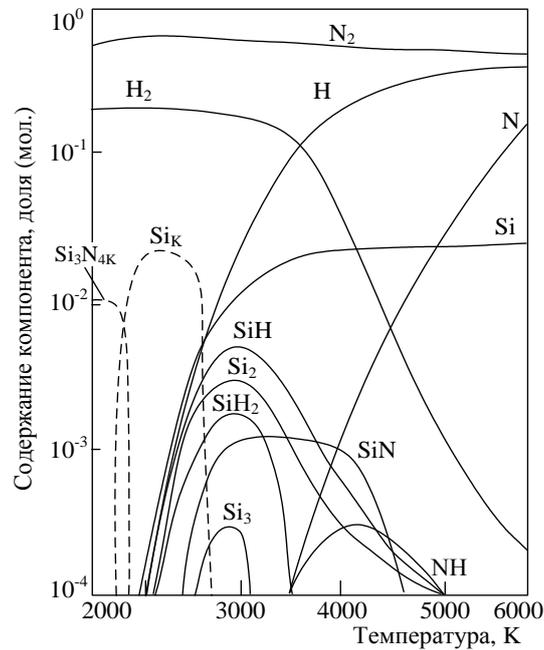
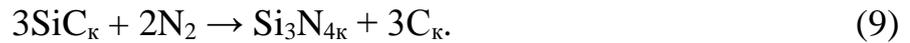


Рисунок 7 – Равновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Si-N-H при соотношении Si:N:H = 1:60:12

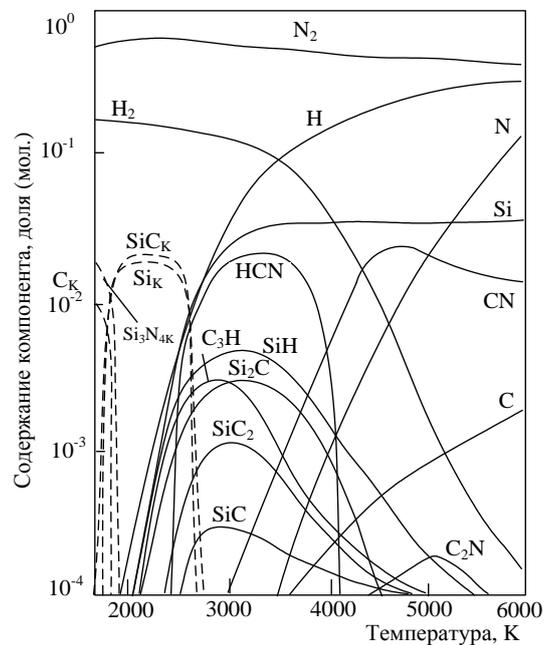


Рисунок 8 – Равновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Si-C-N-H при соотношении Si:C:N:H = 2:1:60:12

Подобный характер изменения состава конденсированной фазы с температурой позволяет прогнозировать возможность получения в условиях плазменного потока карбидонитридной композиции, но при определении и реализации параметров эффективного азотирования.

Проведенный термодинамический анализ систем C-H-N, Si-C-O-H-N, Si-C-H-N, Si-C-O-N, Si-C-N, Si-N, Si-N-H позволяет разделить все исследуемые процессы на две группы в зависимости от рекомендуемого состава плазмы (таблица) и сделать следующие технологически значимые выводы:

1) при замене в процессах восстановительного синтеза (1) и карбидизации (2) пропана метаном, т.е. при уменьшении соотношения C : H от 0,375 до 0,25, создаются реальные технологические предпосылки для осуществления синтеза карбида кремния в условиях, исключающих необходимость избытка водорода и, соответственно, использования азотно-водородной плазмы, целесообразность которого обоснована авторами работы [2];

2) избыток водорода в системах Si-C-O-H-N и Si-C-H-N (рисунок 3 а) способствует росту концентрации углеводородных радикалов, например, C₃H, что делает термодинамически возможными реакции карбидообразования с их участием, в частности, например,



перераспределение содержащегося в системах углерода между угле-водородными и азотоуглеводородными соединениями представляется нежелательным, поскольку снижает вероятность легирования образующегося карбида азотом, стабилизирующим его кубическую алмазоподобную модификацию [9];

3) декларированное и в дальнейшем технологически реализованное авторами работы [2] положение о необходимости активации процессов образования циановодорода продуктами аммонолиза аммиака не находит термодинамического подтверждения;

4) в процессах плазменной обработки кремнезем-углеродных композиций (3), модифицирования карбида (4) и карбидонитридной композиции (6) использование азотно-водородной плазмы представляется обязательным условием, обеспечивающим газификацию углерода в широком интервале температур и газофазный характер реакций карбидообразования.

Таблица – Рекомендуемые составы плазмы для исследуемых процессов

Исследуемые процессы	Состав плазмы
Синтез карбида кремния восстановлением кремнезема метаном (1)	Азот
Синтез карбида кремния карбидизацией кремния метаном (2)	Азот
Синтез карбида кремния плазменной обработкой кремнезем-углеродной композиции (3)	Азот + водород
Модифицирование карбида кремния (4)	Азот + водород
Модифицирование нитрида кремния (5)	Азот
Модифицирование карбидонитридной композиции (6)	Азот + водород

Выводы

Установлено, что процессы карбидообразования характеризуются следующими равновесными показателями и особенностями:

– степень превращения кремния в карбид SiC составляет 96 % в системах Si-C-O-H-N и Si-C-O-N и 100 % в системах Si-C-H-N и Si-C-N;

– образование карбида SiC по газофазным химическим реакциям термодинамически возможно при формировании состава газовой фазы, обеспечивающего газификацию углерода в интервале температур 3000-4000 К в соответствии с закономерностями высокотемпературных взаимодействий в системе C-H-N; в связи с этим исследуемые процессы подразделяются на две группы, требующие для своей реализации азотной или азотно-водородной плазмы;

– при замене в процессах восстановительного синтеза и карбидизации пропана метаном, т.е. при уменьшении соотношения C : H от 0,375 до 0,25 создаются реальные технологические предпосылки для осуществления синтеза карбида кремния в условиях, исключающих необходимость избытка водорода и использования азотно-водородной плазмы; избыток водорода приводит к перераспределению содержащегося в системах углерода между угле-водородными и азотуглеводородными соединениями, что снижает вероятность получения карбида кубической алмазоподобной модификации;

– в процессах плазменной обработки кремнезем-углеродной композиции, модифицирования карбида и карбидонитридной композиции использование азотно-водородной плазмы представляется обязательным условием, обеспечивающим газофазный характер реакций карбидообразования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. Плазмохимический синтез тугоплавких карбидов и боридов – высокодисперсных компонентов композиционных материалов : дис. . . . док. тех. наук : спец. 05.17.01 : защищена 15.05.90 ; утв. 01.02.91 / Г.В. Галевский. – Ленинград, 1990. – 433 с. – Библиогр. С. 340-389. – 2348/10.

2. Жуков М.Ф. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск : Наука, Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – 344 с.

3. Ламихов Л.К. Термодинамический анализ системы Si-O-C-H-N / Л.К. Ламихов [и др.]. // Дисперсные кристаллические порошки в материаловедении : сб. науч. тр. / ИПМ АН УССР. - Киев, 1980. - С. 48-52.

4. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: справочник : в 4 т. / Под ред. В.П. Глушко. – М. : Наука, 1978-1982 гг.

5. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов : справочник / А.Л. Сурис. – М. : Metallurgia, 1985. – 568 с.

6. Данилова Т.Г. Вычисление термодинамических функций индивидуальных веществ при расчетах на ЭВМ высокотемпературных химических процессов / Т.Г. Данилова, В.В. Калмыков, В.Л. Климов. - М. : ЦНИИТИ, 1979. - 146 с.

7. Рождественский И.Б. Коэффициенты аппроксимации термодинамического потенциала для веществ, образованных атомами Al, B, C, Ca, Cl, Cu, F, H, K, Li, Mg, Na, N, O, P, S, Si, Ti в температурном интервале до 6000 К / И.Б. Рождественский, В.Н. Гутов, Н.А. Жигульская. // Теплофизические свойства химически реагирующих гетерогенных смесей : сб. науч. тр. / НИИ Мин. энергетики СССР. - М., 1973. - С. 88-92.

8. Термодинамические и теплофизические свойства продуктов сгорания : справочник : в 3 т. / Под ред. В.П. Глушко. - М. : ВИНТИ, 1971-1973 г.г.

9. Косолапова Т.Я. Неметаллические тугоплавкие соединения / Т.Я. Косолапова [и др.]. - М. : Metallurgia, 1985. - 224 с.

А.Н. Черепанов ¹, В.К. Черепанова ^{1,2}

¹Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия

МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НАНОМОДИФИЦИРОВАННОГО БИНАРНОГО СПЛАВА

Предложена макроскопическая модель зарождения и роста твердой фазы в бинарном сплаве на высокоактивированных тугоплавких наночастицах с учетом влияния размерных и капиллярных эффектов. Получены выражения для свободной энергии образования и скорости зарождения центров кристаллизации на поверхности нанозатравок. Численные эксперименты проводились для сплава Al+Si, модифицированного частицами TiN.

The macroscopic model of nucleation and growth of a solid phase in a binary alloy on highly activated refractory nanoparticles is proposed taking into account the influence of dimensional and capillary effects. Expressions are obtained for the free energy of formation and the rate of nucleation of crystallization centers on the surface of nanoseeds. Numerical experiments were carried out for an Al + Si alloy modified with TiN particles.

В настоящее время большое внимание уделяется новой технологии обработки металлов и сплавов наноразмерными тугоплавкими частицами с целью получения высокодисперсной, однородной зеренной структуры [1, 2]. Специально подготовленные наночастицы являются готовыми центрами зарождения твердой фазы. При этом скорость зародышеобразования на частицах-подложках зависит от их морфологии, смачиваемости, размеров и изоморфности с кристаллизующимся сплавом. Для макроскопического описания роста доли твердой фазы при гетерогенной кристаллизации металлов и сплавов обычно используется уравнение Колмогорова [3], при этом допускается, что все частицы-затравки являются центрами кристаллизации, либо скорость их зародышеобразования задается в виде некоторой эмпирической зависимости от переохлаждения [4, 5].

Целью данной работы является построение математической модели и численное исследование на ее основе процессов зарождения и роста твердой фазы в наномодифицированном бинарном сплаве на высокодисперсных частицах с учетом их размерных и капиллярных эффектов.

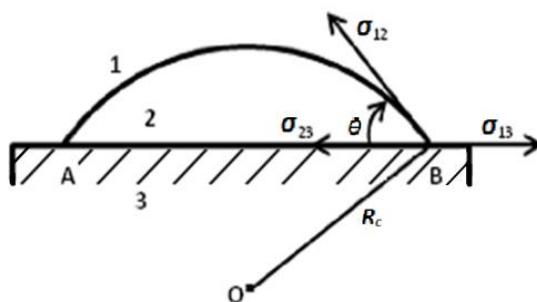
Постановка задачи

Рассмотрим объемное затвердевание наномодифицированного алюминиевого сплава (Al + 6.5 % Si по массе) в цилиндрической форме, предполагая, что распределение температуры по сечению отливки имеет однородный характер. Такой режим охлаждения реализуется при условии, что высота отливки много больше ее радиуса r_0 , а внутреннее термическое сопротивление много меньше внешнего $r_0/\lambda \ll 1/\alpha$, где λ – коэффициент теплопроводности материала отливки, α – коэффициент теплоотдачи от ее поверхности. С целью упрощения численного анализа теплофизические характеристики металла для жидкой и твердой фаз примем одинаковыми, равными их средним значениям в рассматриваемом диапазоне температур. Тогда уравнение теплопереноса в слитке при условии неизменности температуры вдоль его оси будет иметь вид:

$$c\rho \frac{dT}{dt} = -\frac{2}{r_0}\alpha(T - T_f) + \rho k \frac{df_s}{dt} \quad (1)$$

где T – температура; t – время; c и ρ – теплоемкость и плотность металла соответственно; k – теплота кристаллизации сплава; f_s – доля твердой фазы; T_f – температура формы.

Считаем, что наномодифицированный сплав содержит высокоактивированные смачиваемые тугоплавкие наночастицы. Как следует из результатов работы [4], гомогенное зародышеобразование в процессе затвердевания такого расплава практически не наблюдается, а зарождение и рост кристаллической фазы происходит лишь на затравках, поэтому гомогенное зародышеобразование не учитываем. Для определения скорости гетерогенного зародышеобразования примем, что наночастицы-затравки имеют форму куба, грани которого характеризуются углом смачивания $0^\circ \leq \theta < 90^\circ$. Будем считать, что зародыш имеет форму сферического сегмента (рисунок 1).



1 – расплав, 2 – зародыш, 3 – наночастица

Рисунок 1 – Схема зародыша твердой фазы на плоской грани наночастицы:

Выражение для свободной энергии Гиббса образования зародыша в данном случае имеет вид:

$$\Delta G = \sigma_{12}S_{12} + (\sigma_{23} - \sigma_{13}) \cdot S_{23} - \frac{\rho k \Delta T}{T_{l0}} V_c \quad (2)$$

Здесь переохладение $\Delta T = T_l - T$, T_l – температура ликвидуса, T_{l0} – начальная температура ликвидуса, σ_{23} – поверхностное натяжение зародыш – подложка, σ_{13} – поверхностное натяжение расплав – подложка, S_{12} – площадь

поверхности зародыша, V_c – его объем, S_{23} – площадь поверхности контакта зародыша с подложкой, σ_{12} – поверхностное натяжение зародыш – расплав, величина которого с учетом кривизны поверхности будет определяться формулой

$$\sigma_{12} = \sigma_{12}^{\infty} (1 - 2\delta / R),$$

где δ – параметр Толмена, характеризующий размер межфазного переходного слоя, равный по порядку величины диаметру атома расплава; σ_{12}^{∞} – поверхностное натяжение без учета кривизны поверхности ($R \rightarrow \infty$), R – радиус кривизны гетерогенного зародыша.

После подстановки в (2) выражений для величин σ_{12} , S_{12} , S_{23} , V_c , пренебрегая членами второго порядка малости относительно величины $2\delta/R$, получим

$$\Delta G = \pi \sigma_{12}^{\infty} R^2 \left(1 - \frac{2\delta}{R} - \frac{2R}{3R_0} \right) (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta). \quad (3)$$

Здесь $R_0 = 2\sigma_{12}^{\infty} T_{i0} / (\kappa \rho \Delta T)$ – радиус критического зародыша при гомогенном зародышеобразовании [6].

Критический радиус гетерогенного зародыша R_c определяется из условия $d\Delta G/dR = 0$. Отсюда получим при $4\delta/R_0 \ll 1$:

$$R_c = \frac{R_0}{2} \left\{ 1 + \sqrt{1 - \frac{4\delta}{R_0}} \right\} \approx R_0 \left(1 - \frac{\delta}{R_0} \right). \quad (4)$$

Тогда для критической свободной энергии с точностью до малой величины δ/R_0 первого порядка из (3) с учетом (4) будем иметь

$$\Delta G^* = \frac{1}{3} \pi \sigma_{12}^{\infty} R_0^2 \left(1 - \frac{6\delta}{R_0} \right) (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta) \quad (5)$$

Вероятность образования критического зародыша на одной из граней наночастицы пропорциональна величине $\exp(-\Delta G^*/k_B T)$, где k_B – константа Больцмана. По теореме сложения вероятностей совместимых событий число критических зародышей, образовавшихся на всех гранях кубической нанозатравки, определим по формуле

$$n = n_f \left[6 \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{k_B T}\right) - \exp\left(-\frac{6\Delta G^*}{k_B T}\right) \right] \quad (6)$$

Здесь n_f – число поверхностных атомов грани, приходящихся на единицу объема расплава:

$$n_f = n_p (l_p / l_c)^2, \quad (7)$$

где n_p – число затравок в единице объема расплава; l_p – размер ребра затравки; l_c – межатомное расстояние материала затравки.

Величину n_p определим через массовую концентрацию затравок в расплаве m_p , %, плотность материала затравок ρ_p и плотность расплава:

$$n_p = m_p \rho / (100 \rho_p l_p^3). \quad (8)$$

Пренебрегая вторым членом в квадратных скобках в (6) по сравнению с первым, получим

$$n = 6n_f \exp(-\Delta G^* / (k_B T)) \quad (9)$$

Скорость гетерогенного возникновения зародышей определяется следующим соотношением [7]

$$I = nn_s v_{ls}. \quad (10)$$

Здесь n_s – число атомов расплава, граничащих с зародышем, v_{ls} – частота скачков атомов через границу раздела жидкость – кластер.

Для сфероидального сегмента-зародыша значение n_s определим по формуле [7]

$$n_s = 2\pi R_c^2 (1 - \cos \theta) / l_a^2 \quad (11)$$

где l_a – диаметр атома расплава. Частоту скачков v_{ls} оценим из соотношения

$$v_{ls} = D / l_a^2 \quad (12)$$

Здесь D – коэффициент диффузии в жидкости, определяемый уравнением Аррениуса

$$D = D_0 \exp(-E/k_B T),$$

где D_0 – эмпирическая константа; E – энергия активации процесса диффузии в расплаве.

Теперь выражение для скорости гетерогенного зародышеобразования на кубической нанозатравке (10) с учетом выражений (7, 9, 11, 12) примет следующий вид:

$$I = n_p \frac{12\pi D_0}{l_a^4} \left(\frac{l_p}{l_c}\right)^2 R_c^2 (1 - \cos \theta) \exp\left[\frac{-(E + \Delta G^*)}{k_B T}\right], \quad (13)$$

где свободная энергия Гиббса ΔG^* определяется формулой (5), а величина n_p формулой (8).

Суммарную долю твердой фазы, образовавшейся в расплаве при его непрерывном охлаждении, определим аналогично [8]:

$$f_s(t) = \int_{t_c}^t I(\tau) (1 - f_s(\tau)) V_s(t - \tau) d\tau \quad (14)$$

где: τ – текущее время; t_c – время начала кристаллизации; I – скорость зародышеобразования; V_s – объем образовавшейся к моменту времени t твердой фазы на нанозатравке.

Для определения величины V_s заменим кубическую наночастицу эквивалентной сферой с такой же площадью поверхности, тогда ее эффективный радиус будет равен $R_{e0} = (3/2\pi)^{1/2} l_p \approx 0,69 l_p$. Считаем, что скорость роста новой кристаллической фазы, образовавшейся на поверхности затравок, описывается степенным законом от переохлаждения [7]: $\dot{R}_e = K_v (T_l(C) - T)^m$, где K_v , m – физические константы (при нормальном механизме роста $m = 1$, при дислокационном – $m = 2$), точка означает производную по времени. Температуру ликвидуса аппроксимируем линейной зависимостью от концентрации растворенного компонента C

$$T_l(C) = T_A - \beta C. \quad (15)$$

Здесь T_A – температура плавления чистого металла, β – модуль коэффициента наклона линии ликвидуса на диаграмме состояния. Концентрацию легирующего компонента определим из уравнения неравновесного рычага [7]

$$C = C_0 f_l^{k-1} \quad (16)$$

где C_0 – исходная концентрация растворенного компонента; $f_l = 1 - f_s$, k – коэффициент распределения легирующего компонента. Принимая далее $m = 1$, получим:

$$V_s(t) = (4\pi/3) \left[R_{e0} + K_v \int_{\tau}^t \Delta T d\xi \right]^3, \quad (17)$$

где переохлаждение $\Delta T = T_l - T$ с учетом (15) и (16) имеет вид

$$\Delta T = T_A - \beta C_0 f_l^{k-1} - T \quad (18)$$

Для оценки кинетической константы K_v использовалась формула [9]:

$$K_v = (D\Delta H_a) / (l_a k_B T_A^2), \quad (19)$$

где: ΔH_a – энтальпия плавления в расчете на один атом.

Число центров кристаллизации, образовавшихся в момент времени t в единице объема, определяется соотношением

$$N(t) = \int_{t_c}^t I(\tau) f_l(\tau) d\tau$$

Таким образом, задача сводится к решению системы интегро-дифференциальных уравнений (2) и (14) с учетом соотношений (4), (5), (8), (13), (17)–(19) и начальных условий:

$$T(t=0) = T_0, f_l(0 \leq t \leq t_c) = 1. \quad (20)$$

Уравнение (14) справедливо до температуры эвтектического превращения на соответствующей фазовой диаграмме бинарного сплава. Ввиду незначительного отклонения от состояния равновесия при этом превращении, будем считать, что такой температурой является равновесная температура эвтектики рассматриваемого сплава $T = T_E$. Рассматривая кристаллизацию эвтектики как самосогласованный процесс, сопровождающийся единым переохлаждением $\Delta T = T_E - T$, будем описывать ее рост кинетическим уравнением вида

$$\frac{d\psi_s}{dt} = K_E (1 - \psi_s) (T_E - T), \quad (21)$$

где: ψ_s – доля затвердевающей жидкой эвтектики, $K_E = K_\alpha + K_\beta$, K_α , K_β – кинетические константы роста α и β фаз. Ввиду малой взаимной растворимости, фактически $K_\alpha = K_{Al}$, $K_\beta = K_{Si}$.

Изменение температуры определяется уравнением (1), в котором в правой части вместо слагаемого $\rho_k(df_s/dt)$ должно быть $[\rho_k + \rho_{Si} \kappa_{Si} (K_{Si}/K_{Al})](d\psi_s/dt)$. Уравнение (21) решается при условии $\psi_s = f_{sE}$, где $f_{sE} = f_s$ при $T = T_E$.

Результаты и обсуждение

В качестве примера рассмотрим затвердевание сплава алюминия Al + 6.5%Si, теплофизические характеристики которого приведены ниже. В качестве материала для нанозатравок рассматривался плакированный алюминием нитрид титана TiN, имеющего форму кристаллов, близкую к кубической. $T_A = 933$ К, $T_E = 850$ К, $\beta = 7,1$ К/%, $C_0 = 6,5$ % масс., $k = 0,14$, $\rho = 2600$ кг/м³, $\rho_{Si} = 2330$ кг/м³, $c = 885$ Дж/(кг·К), $\kappa = 4 \cdot 10^5$ Дж/кг, $\kappa_{Si} = 1,1 \cdot 10^6$ Дж/кг, $D_0 = 10^{-}$

$7 \text{ м}^2/\text{с}$, $E = 4,2 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$, $\Delta H_a = 1,75 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$, $\sigma_{12}^\infty = 0,093 \text{ Дж}/\text{м}^2$, $l_a = 2,86 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $l_c = 4,235 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $l_p = 100l_c$, $\rho_p = 5440 \text{ кг}/\text{м}^3$.

Сравнение расчетных величин проводилось с экспериментальными данными [10], поэтому технические параметры эксперимента были выбраны такими же: $T_f = 293 \text{ К}$, $R_f = 0,03 \text{ м}$, $\alpha = 150 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$. Предварительная оценка значения кинетической константы была выполнена с помощью формулы (19) для чистого алюминия, согласно которой $K_v \sim 0,015 \text{ м}/(\text{К} \cdot \text{с})$. Для рассматриваемого бинарного сплава значение этой величины варьировалась в диапазоне: $K_v = 0,001 - 0,01 \text{ м}/(\text{К} \cdot \text{с})$. Массовую концентрацию затравок в расплаве меняли на порядок: $m_p = 0,03 - 0,3 \%$ по массе. Неизвестной величиной в наших численных экспериментах был угол смачивания, его тоже варьировали в диапазоне $\theta = 5^\circ - 30^\circ$.

По результатам численных экспериментов оценивался размер ячейки роста зерна слитка, который рассчитывался по формуле $d = 2(3/4\pi N)^{1/3}$. Как следует из проведенных расчетов, увеличение числа самих затравок m_p на порядок приводит лишь к незначительному ($\sim 5\%$) уменьшению размера зерна. Наиболее сильное влияние оказывает угол смачивания поверхности нанозатравки веществом зародыша. Чем лучше смачивается поверхность наночастицы, тем меньшая энергия затрачивается на образование зародыша, что обуславливает увеличение скорости их образования. В результате это приводит к измельчению макрозерна (рисунок 2). Поэтому активация наночастиц путем их плакирования металлом существенно влияет на кинетику кристаллизации и свойства сплава в отличие от простого увеличения количества затравок.

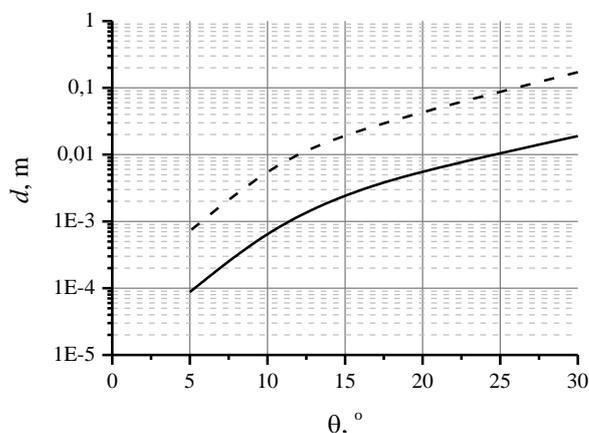


Рисунок 2 – Зависимость размера ячейки роста кристаллического зерна от угла смачивания при двух значениях кинетической константы:

$K_v = 0,001 \text{ м}/(\text{К} \cdot \text{с})$ – сплошная линия, $K_v = 0,01 \text{ м}/(\text{К} \cdot \text{с})$ – штриховая линия

На рисунке 3 представлено сравнение расчетной и экспериментальной термограмм (изменения температуры слитка при непрерывном его охлаждении), полученной в [10] при наномодифицировании слитка алюминия марки AlSi7Mg с $m_p = 0,3 \%$.

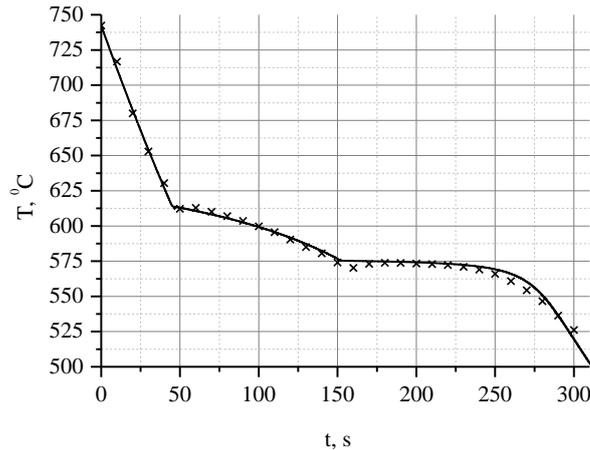


Рисунок 3 – Термограммы охлаждения и кристаллизации алюминиевого сплава Al + 6.5%Si. Крестики – эксперимент [10], сплошная линия – расчет

Численный расчет выполнялся при значениях $K_v = 0,001$ м/(К·с), $\theta = 5^0$, полученное максимальное переохлаждение $\Delta T \sim 0,5$ К, в эвтектической области использовались значения $\alpha = 120$ Вт/(м·К), $K_E = 0,005$ м/(К·с). Экспериментальные и расчетные значения на рис. 3 совпадают с высокой степенью точности, погрешность составляет порядка 1 %. Это свидетельствует о том, что предложенная модель адекватно описывает реальный физический процесс затвердевания бинарного сплава, а значения кинетической константы роста кристаллов и угла смачивания можно считать равными тем, что использовались при данном расчете.

Полученные в рамках модели новые выражения для энергии образования и скорости зарождения центров кристаллизации на ультрадисперсных частицах учитывают влияние размерных и капиллярных эффектов. Численные эксперименты проводились для сплава Al+Si, модифицированного наночастицами нитрида титана TiN. Результаты расчетов свидетельствуют о том, что наибольшее влияние на процессы охлаждения и затвердевания бинарного металлического сплава, модифицированного тугоплавкими наночастицами, а также на механические и физические свойства получившегося сплава оказывает смачиваемость поверхности наночастицы-затравки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / Сабуров В.П., Еремин Е.Н., Черепанов А.Н., Миннеханов Г.Н. Омск: изд-во ОмГТУ. 2002, 212 с.
2. Нанопорошковые технологии в машиностроении / В.В. Москвичев, Г.Г. Крушенко, А.Е. Буров и др. Красноярск: Сиб. федер.ун-т, 2013.186 с.
3. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Изв. АН СССР. Сер. мат. 1937. Т. 3. С. 355–359.

4. Черепанов А.Н., Попов В.Н., Солоненко О.П. Объемная кристаллизация капли никеля, содержащей тугоплавкие наночастицы, при соударении с подложкой // ПМТФ. 2006. Том 47. №1. С.29-34.
5. Черепанов А.Н., Попов В.Н. Численный анализ влияния поверхностно-активного вещества в расплаве на распределение модифицирующих частиц и кристаллизацию при обработке поверхности металла лазерным импульсом // Теплофизика и аэромеханика. 2014. Том 21. №3. 373–381.
6. Чалмерс Б. Теория затвердевания / М.: Металлургия. 1968. 288 с.
7. Флемингс М. Процессы затвердевания/ М.: Мир, 1977. 423 с
8. Лежнин С.И., Чернов А.А. О росте новой фазы в веществе, находящемся в метастабильном состоянии// ПМТФ. 2007. Т. 48. № 2. С. 75-80.
9. Физическое металловедение. Вып. II. Под ред. Р. Кана. / М.: Мир, 1968. 492 с.
10. Popov S., Manolov V., Cherepanov A. Mathematical Modeling of Crystallization of Metal Alloys // Comptes rendus de l'Academie bulgare des Science. 2012. Vol. 65. No 4. P. 441-448.

В.В. Руднева, Г.В. Галевский, О.И. Гордиевский

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ КАТОДОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ТИТАНА: СОВРЕМЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ И ЕЁ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ

Проведен анализ современных технических решений для защиты катодов алюминиевых электролизеров. Обоснован и предложен технологический вариант получения защитных покрытий на основе нанокристаллического диборида титана.

The analysis of modern technical solutions for protection of cathodes of aluminum electrolyzers is carried out. The technological option of receiving sheetings on the basis of a nanocrystal diborid of the titan is reasonable and offered.

Введение

Современная металлургия обеспечивает мировую экономическую систему разнообразной металлопродукцией как массового, так и специального назначения. По данным World Steel Association, в структуре потребления металлопродукции 94% приходится на сплавы железа, цветных металлов – 5%, 1% составляет разнообразная по номенклатуре группа металлосодержающих материалов с особым комплексом свойств. В этой группе важное место занимают бориды металлов подгрупп титана, ванадия и хрома, материалы и сплавы на их основе, которые благодаря уникальному сочетанию практически значимых свойств применяются в машино-, авиа- и ракетостроении для решения прикладных инженерно-технических и производственных задач, требующих высокотемпературных, сверхтвердых, жаропрочных, жаростойких, износоустойчивых конструкционных, огнеупорных, наплавочных материалов и защитных покрытий, способных работать в экстремальных условиях.

В эту группу входит диборид титана TiB_2 , исследованный и введенный в обращение научной школой известного российского ученого-материаловеда Самсонова Г.В. более 50 лет назад и востребованный до сих пор в технологии различных материалов: металлокерамических инструментальных и конструкционных, огнеупорных и абразивных, напыляемых и наплавляемых, для модифицирования и смачиваемых металлами покрытий (таблица 1). При этом прикладной интерес к дибориду титана постоянно растет: в течение последних 10-ти лет в изданиях, индексируемых в базах данных «Scopus» и «Web of Science», размещено 115 публикаций, содержащих технологическую информацию о его производстве и применении, отражающих тенденцию перехода от применения

диборида титана крупнозернистого к микро- и нанокристаллическому, что обусловлено стремлением ученых и технологов-практиков к достижению качественно нового уровня эксплуатационных свойств материалов и покрытий на его основе.

Таблица 1 – Основные свойства и направления применения диборида титана

Основные свойства	Значение характеристики	Области применения
Сверхтвердость	Микротвердость 33 ГПа	Компонент металлокерамических твердых сплавов для металлообработки резанием и бурения горных пород, средств индивидуальной защиты и броневой керамики
Тугоплавкость	Температура плавления 3498 К	Компонент жаропрочных сплавов и изделий (чехлы термодар, плавильные тигли, трубопроводы для перекачки расплавленных металлов)
Устойчивость к абразивному износу	Относительная абразивная способность 2,36 (по отношению к электрокорунду белому)	Компонент металлокерамических твердых сплавов для металлообработки шлифованием (титановые и другие сплавы)
Сопrotивление окислению на воздухе.	Температура начала окисления 1073 К	Ингибитор в производстве высокотемпературных огнеупоров на основе MgO-C для сталеплавильных конвертеров
Смачиваемость расплавленным алюминием	Краевой угол смачивания 38 град.	Компонент защитных покрытий катодов алюминиевых электролизеров.
Стойкость в расплавах цветных металлов Zn, Al, Sn, Pb	Не взаимодействует	Детали насосов, желоба, литники в производстве цветных металлов.

Основу современного производства диборида титана составляют карботермический, магнетермический и газофазный способы. Карбо- и магнетермический способы включают восстановление оксидов титана и бора углеродом или магнием и рафинирование продукта и реализуются в различных технологических вариантах. Газофазный способ основан на боридообразовании в условиях плазменного потока, реализуется в непрерывном режиме и обеспечивает производство нанокристаллического диборида титана. Выявлено 10 отечественных и 10 зарубежных фирм, реально позиционирующих себя в качестве производителей и поставщиков диборида титана. Российские производители предлагают к реализации диборид титана магнетермического способа получения. Стратегически важный нанокристаллический сегмент рынка полностью закрывается зарубежными поставщиками, среди которых такие компании как «American Elements», «Nanostructured & Amorphous Materials, Inc.»,

«PlasmaChem GmbH», «NEOMAT Co». Это обуславливает необходимость развития российской нанотехнологии диборида титана.

В связи с этим исследование и технологическая реализация процессов боридообразования при плазмометаллургической переработке титан-борсодержащего сырья является важной научно-практической задачей, имеющей большое значение для развития отечественной металлургии титана и его многофункциональных соединений, а также эффективного решения инновационных задач прикладного материаловедения.

Материалы смачиваемых покрытий катодов алюминиевых электролизеров

Сплавы алюминия широко используются во многих отраслях машиностроения вследствие их малой плотности и относительно высокой прочности. Непрерывно растет мировое производство первичного алюминия, достигая в настоящее время объема порядка 37,3 млн. т/год [1]. Получают товарный алюминий электролизом фторидного криолит-глиноземного расплава, содержащего растворенный глинозем Al_2O_3 , при температуре 1213-1243 К. Процесс реализуется в горизонтальных электролизерах с углеграфитовыми анодами и катодами. При этом в ваннах электролизеров реальным катодом является расплавленный алюминий, под слоем которого находится углеграфитовая футеровка со сроком эксплуатации 5-8 лет. Главный недостаток такой подины – несмачиваемость расплавленным алюминием. Поэтому между подиной и жидким алюминием накапливается тонкий слой электролита, способствующий проникновению натрия в кристаллическую решетку углеродсодержащих материалов подины и ее разрушению. В связи с этим в последние 20 лет в мировой практике расширяется объем исследований и технологических предложений, направленных на выбор материалов для облицовки футеровки катода, формирования на ней смачиваемых покрытий или производства объемных изделий ее компонентов [1-6].

Катодный материал должен удовлетворять ряду требований, а именно, быть стойким к расплавленному алюминию и электролиту, высокоэлектропроводным, достаточно прочным, хорошо смачиваться алюминиевым расплавом, (т.е. иметь к нему высокую адгезию), а линейная скорость его износа не должна превышать 3-5 мм/год. Такой набор свойств может быть реализован только в композиционном материале, имеющем функциональную основу и фазовые добавки, выполняющие различные назначения. По данным [2, 7-10], в составе функциональной основы могут быть использованы бориды и карбиды тугоплавких металлов.

В настоящее время наиболее эффективным функциональным материалом для смачиваемых катодов алюминиевых электролизеров признан диборид титана TiB_2 . Это подтверждается результатами масштабных промышленных экспериментов, проведенными в разное время компаниями «Грейт Лейкс», «Рейнольдс Металл» (США), «Комалко» (Австралия), Шеньяньжэнским СВУ

(Китай) [2, 11-15]. Исследовались различные варианты катодных покрытий: горячепрессованные плитки из TiB_2 , композиционное покрытие со связкой (TiB_2 +порошок графита + смола/пек; 30-60 % TiB_2 + 40-60 % антрацита + 5-20 % порошка графита + 5-20 % пека; TiB_2 + смола/пек, TiB_2 + Al_2O_3 + H_2O). Покрытия наносились на подину плиточной облицовкой, заливкой и уплотнением вибрацией, распылением, окрашиванием. Во всех случаях отмечается снижение катодного падения напряжения (до 15-30 мВ), повышение выхода по току (на 1-2 %), улучшение стабильности энергетических параметров электролизера, снижение повреждений катодных блоков, возможность снижения (примерно на 1 см) междуполусного расстояния (МПП), технологическая предпочтительность применения TiB_2 + связующее. Действительно, недостаточная термостойкость, затратность изготовления монолитных изделий и, важнее всего, высокая стоимость товарного порошка диборида позволяют применять его только в составе композитов. Предложенные тонкие покрытия на основе TiB_2 быстро изнашиваются и поэтому неэффективны, а толстые покрытия или объемные изделия – экономически невыгодны даже при пониженном до 30-40 % содержании диборида. Еще более низкое содержание не обеспечивает надежного смачивания композита алюминием. Частично эти недостатки устраняют применением неспекаемых гетерофазных порошковых композитов на основе TiB_2 с наполнителями, которые также должны быть стойкими к жидкому алюминию (как правило, различные формы углерода, а также корунд). Углеродное или алюмооксидное вяжущее в процессе термообработки при изготовлении катодных изделий скрепляет фазовые компоненты материала в монолитное твердое тело, образуя композит, смачиваемость которого алюминием достигается за счет определенного объемного содержания TiB_2 .

В работах [12, 16-19] описан один из технологических вариантов получения и применения смачиваемого алюминием покрытия на основе TiB_2 . Для получения такого покрытия готовится водная суспензия, содержащая 68-70 % твердого вещества (90 % - TiB_2 , 10 % - Al_2O_3). Физическая и химическая связь между коллоидными частицами Al_2O_3 и частицами TiB_2 в суспензии приводит к образованию вязкоэластичного желеподобного состояния материала. Такой материал не выделяет воду и ведет себя после сушки как твердый. Суспензию наносят распылением или окрашиванием с промежуточной сушкой воздухом после нанесения каждого слоя. Общая продолжительность сушки составляет 24 часа. Покрытие толщиной 1,0-2,0 мм обеспечивает смачивание катода алюминием, имеет высокое сопротивление внедрению натрия, одновременно сочетает достаточную твердость, прочность на изгиб, износостойкость, сцепление с основой, способствует снижению катодного падения напряжения и повышению катодного выхода алюминия по току.

Таким образом, защита катодов покрытием на основе TiB_2 является мощным резервом энергосбережения в современном алюминиевом производстве, оцениваемом на уровне 10 %. Это свидетельствует о необходимости дальнейшего развития технологической базы его производства. Основными способами

получения TiB_2 для смачиваемых катодных покрытий являются самораспространяющийся высокотемпературный и печной синтезы. Однако эти способы при относительной простоте технологического решения малопроизводительны и позволяют получать TiB_2 в виде достаточно крупного порошка с частицами размерного диапазона 5-10 мкм. Есть основания предполагать, что введение TiB_2 в состав суспензии в виде более тонкого порошка с размером частиц, меньшим или сопоставимым с размером частиц Al_2O_3 (0,1 – 1 мкм), будет способствовать повышению физико-механических и защитных свойств покрытия.

Защитные покрытия катодов алюминиевых электролизеров

В зарубежной практике алюминиевого производства материалы для защитных катодных покрытий алюминиевых электролизеров поставляются фирмой «МОЛТЕК» и имеют торговые марки ТИНОР А, ТИНОР М и утолщенный ТИНОР [2, 14]. ОК «РУСАЛ» также проявляет определенный технологический интерес к созданию и промышленному применению смачиваемых катодов. В 2016 г. её Инженерно-технологический центр совместно с крупнейшим российским производителем угляграфитовых материалов «Группа» Энергопром» начал производственные испытания электролизеров с защитными покрытиями катодов на основе композиции TiB_2 + пек в условиях АО «РУСАЛ-Красноярск». В связи с этим проведена оценка перспектив освоения и реализации технологии смачиваемого катода в рамках компании, некоторые результаты которой приведены в таблице 2. Оценка проведена для условий 2016 г. из предположения уменьшения МПР на 1 см, повышения катодного выхода алюминия по току на 1 %, снижения падения напряжения в контакте алюминий-полина на 50 мВ, толщины покрытия 8 мм, удельного расхода TiB_2 0,26 кг/т Al, повышения среднего срока службы электролизера с 1625 до 2555 суток при величине удельных затрат на капремонт 2500 руб./т Al.

Годовая потребность в дибориде титана одного алюминиевого завода, например, Хакасского с одной сверхдлинной серией электролиза с напряжением 1600 В и силой тока 350 кА, с количеством установленных электролизеров 336 производительностью порядка 280000 т алюминия в год составляет 72 т.

Для алюминийпроизводящих предприятий разработано техническое предложение по организации собственного производства нанокристаллического диборида титана как основного компонента катодных покрытий алюминиевых электролизеров, включающее технологический процесс получения диборида титана, комплекс основного и вспомогательного оборудования и обоснование основных технико-экономических показателей производства. Аппаратурно-технологическая схема получения нанокристаллического диборида титана приведена на рисунке.

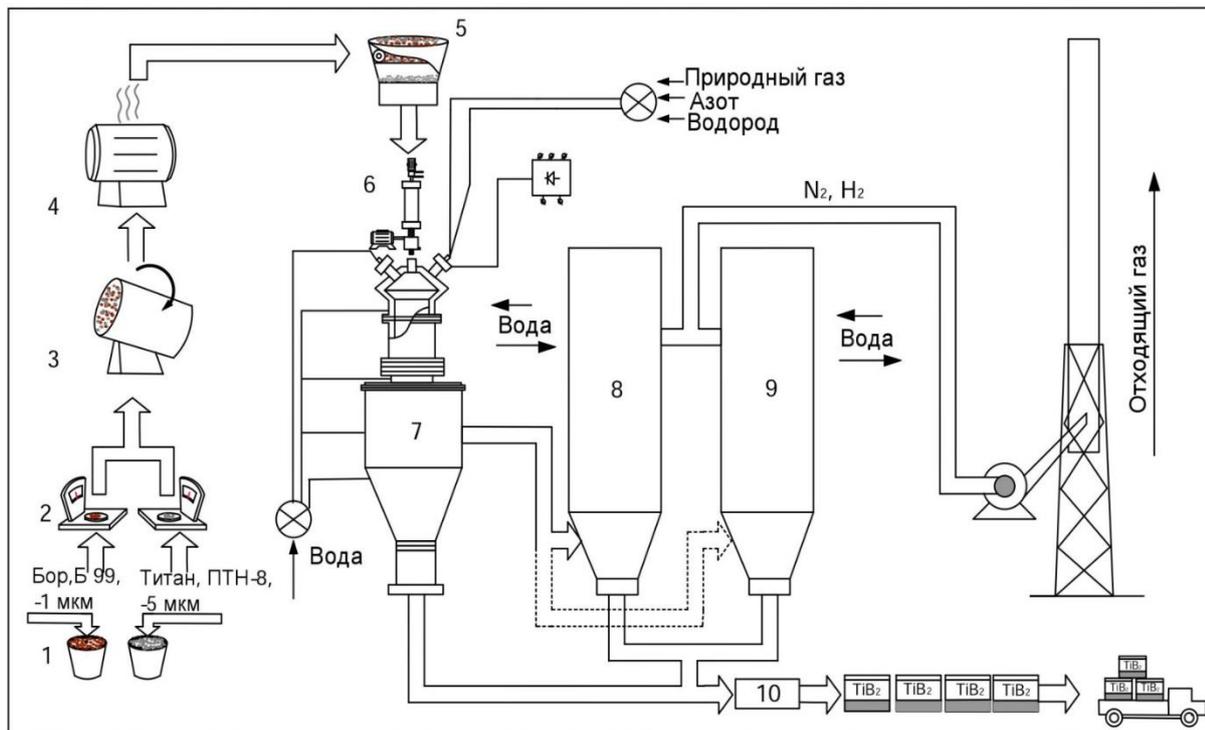
Таблица 2 – Базовые и ожидаемые показатели производства алюминия ОК «РУСАЛ» (Россия) при применении катодов УГ и УГ – TiB₂

Показатели производства алюминия	УГ катоды	УГ - TiB ₂ катоды
Производство Al, т/год	3724000	3724000
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т Al	14000	12500
Снижение потерь электроэнергии, кВт·ч/т Al	-	1500
Годовой расход электроэнергии, кВт·ч/т Al	52176000000	46550000000
Экономия электроэнергии, кВт·час/год	-	5586000000
Экономия в денежном выражении, \$/год	-	123203000
Эквивалентное производство Al, т/год	-	44700
Средний срок службы катода, сут.	1625	2555
Удельные затраты на капремонт, руб./т Al	2500	2500
Экономия в денежном выражении, \$/год	-	99306000
Общая экономия в денежном выражении, \$/год	-	225120000
Удельный расход TiB ₂ , кг/т Al	-	0,26
Потребность в TiB ₂ , т/год	-	968
Допустимая цена TiB ₂ , \$/кг	-	230

Необходимый объем инвестиций и прогнозируемые основные показатели производства приведены в таблице 3. Требуемый объем инвестиций для организации производства нанокристаллического диборида титана в составе 3-х плазмометаллургических реакторов общей мощности 450 кВт составляет 93,3 млн. руб. При этом прогнозируется достижение годовой производительности 52 т/год при отпускной цене 34670 руб./кг. Срок окупаемости капитальных вложений составляет 0,5 года.

Выводы

Разработано для алюминийпроизводящих предприятий техническое предложение по организации производства нанокристаллического диборида титана – компонента катодных защитных покрытий алюминиевых электролизеров, включающее технологический процесс, основное и вспомогательное оборудование и обоснование основных технико-экономических показателей производства. Требуемый объем инвестиций при установленной мощности 450 кВт составляет 93,3 млн. руб. Прогнозируется достижение годовой производительности 52 т/год, отпускной цены 34670 руб./кг, срока окупаемости капиталовложений 0,5 года.



1 – хранение шихтовых материалов и подготовка шихты; 2- дозирование; 3 – смешивание; 4 – сушка; 5 – протирка; 6 – загрузка шихты в дозатор; 7 – плазмообработка; 8-9 – охлаждение отходящего пылегазового потока и отделение целевого продукта; 10 – сбор, контроль качества и упаковка

Рисунок – Аппаратурно-технологическая схема получения анокристаллического диборида титана

Таблица 3 – Прогноз основных технико-экономических показателей производства диборида титана

Показатели	Прогнозируемые значения
Производственная площадь, м ²	300
Установленная мощность, кВт	450
Количество реакторов, шт	3
Инвестиции в основные и оборотные фонды, млн. руб.	93,3
Коэффициент использования оборудования, доли ед.	0,7
График работы, количество смен	2 смены x 12 час.
Годовая производительность, т/год	52
Годовая потребность в сырье, т/год	
-титана порошок марки ПТН-8	37,3
-бора порошок марки Б-99	17,1
Годовое энергопотребление, млн. кВт·ч	2,06
Срок окупаемости капитальных вложений, лет	0,5

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. *Металлургия алюминия: справочник по технологии и оборудованию* / Г.В. Галевский, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов ; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: СибГИУ, 2009. – 251 с.
2. Serlire M. *Cathodes in aluminum electrolysis* / M. Serlire, H.A. Oye // Dusseldorf: Aluminum. – Verlag, 2010. – 698 p.
3. Grotheim K. *Introduction to Aluminium Electrolysis* / K. Grotheim, H. Kvanve // Dusseldorf: Aluminium. – Verlag, 1993. – 260 p.
4. Li J. *Research progress in TiB₂ wettable cathode for aluminum reduction* / J. Li [et al.] // *The Journal of The Minerals*, 2008. – Vol. 60(8). – P. 32–37
5. Горланов Е.С. *Электрохимическое борирование титаносодержащих углеграфитовых материалов* / Е.С. Горланов, В.Ю. Бажин, А.А. Власов // *Электротехнология*. – 2016. – № 6. – С. 19-24
6. Горланов Е.С. *Инновационные решения в области модернизации футеровки катодных устройств высокоамперных электролизеров* Е.С. Горланов, В.Ю. Бажин, А.А. Власов // *Новые огнеупоры*. – 2016. – № 3. – С.77-78.
7. Дубчак Р.В. *Совершенствование производства алюминия за рубежом* / Р.В. Дубчак // *Цв. металлургия*. – 1994. – № 10. – С. 28-33.
8. Борисоглебский Ю.В. *Металлургия алюминия* / Ю.В. Борисоглебский [и др.] - Новосибирск: Наука. Сиб. изд. фирма РАН, 2000. – 438 с.
9. Галевский Г.В. *Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции, прогнозы.* / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис. – М.: Флинта: Наука, 2004. – 280 с.
10. Галевский Г.В. *Металлургия алюминия. Технология, электроснабжение, автоматизация* / Г.В. Галевский [и др.]. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 528 с.
11. Pat. 4544524 USA *Process for manufacturing solid cathode* / Tiberiu Mizrah, Matthias Hoffmann, Peter Käser; Swiss Aluminium Ltd. – US 06 / 658521; filing date 9.10.1984; publ. 1.10.1985. – 4 с.
12. Пат. 2498880 РФ, МПК С04В35/58. *Способ получения порошка диборида титана для материала смачиваемого катода алюминиевого электролизера* / В.В. Иванов, С.Ю. Васильев, В.К. Лауринавичюте, А.А. Черноусов, И.А. Блохина; ФГБОУ ВПО «СФУ», т. - 2012134603/02, заявл. 13.08.2012, опубл. 20.11.2013. – 8 с.
13. Pat. EP2493813A1 *Methods of making titanium diboride powders* / J. C. Mcmillen; Alcoa Inc. – PCT/US2010/054868; filing date 29.10.2010; publ. 05.09.2012 – 4 с.
14. Subramanian C. *Synthesis and consolidation of titanium diboride* / C. Subramanian, T.S.R.Ch. Murthy, A.K. Suri// *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2007. – Vol. 25(4). – P. 345–350
15. Pat. EP 2748119B1 *Titanium diboride granules as erosion protection for cathodes* / M. Engler, G.Victor; 3M Innovative Properties Company. – № PCT/EP2012/065189; filing date 02.08.2012; publ. 30.11.2016. – 6 с.

16. Zang H. The materials used in the production of aluminium by Eru-Xoll/ H. Zang, V. de Nora, J.A. Sekhar- Production Warrendale: TMS, 1994. – 153 p.
17. Li Q. Adhesion between Ramming Pastes and Cathode Blocks in Aluminium Electrolysis Cells / Q. Li, Y. Liu, J. Yang // Light Metals. – 2004. – P. 327- 332.
18. Ban Y. Assessment of the impact of the titanium coating associated colloidal alumina to improve the behavior of carbon cathode baths Era-Hall / Y. Ban, Z. Shi, Z. Wang, H. Kan, S. Yang, X. CaO, Z. Qiu // Light Metals. – 2007. – P. 1051-1056.
19. Ren B. A method for production titanium diboride powder wettable cathode material for aluminium electrolysis / B. Ren [et al.] // Light Metals. – 2007. – P. 1047. – 1052.

УДК 669.294

А.Э. Кайназарова, Г.А. Кокаева, А.В. Ревуцкий

АО «Ульбинский Metallургический Завод»,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан

Восточно-Казахстанский государственный технический
университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

ПРОИЗВОДСТВО КОНДЕНСАТОРНОГО ПОРОШКА ТАНТАЛА С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Данная статья затрагивает проблемы танталового конденсаторного производства, в частности заключающиеся в недостаточной миниатюризации готовых изделий, а также невысоких показателей физических и электрических характеристик исходного материала, который используется для изготовления конденсаторов. Уделяется внимание технологии изготовления конденсаторных порошков тантала. Приведен анализ данных полученных в ходе экспериментальных работ по оптимизации технологии производства конденсаторного порошка.

This article touches upon the problems of tantalum capacitor production, in particular, the lack of miniaturization of finished products, as well as the low physical and electrical characteristics of the raw material used to manufacture capacitors. Attention is paid to the technology of manufacturing condenser powders of tantalum. The analysis of the data obtained in the course of experimental work on optimization of the production technology of a capacitor powder is given.

Развитие современной техники, в частности производство конденсаторов, невозможно без создания новых материалов, свойства которых обеспечивают улучшение параметров изделий. Анализ существующих тенденций в разработке таких материалов для анодов электролитических конденсаторов показывает, что наиболее актуальными направлениями являются повышение чистоты, увеличение удельной поверхности и легирование с целью модификации свойств анодного оксида. Первое направление должно обеспечить дальнейшее увеличение рабочего напряжения конденсаторов и уменьшение токов утечки, второе направление должно привести к увеличению удельных зарядов конденсаторов, третье направление должно позволить целенаправленно изменять их характеристики.

К сожалению, несмотря на достаточно большой научный задел по всем вышеупомянутым направлениям, номенклатура отечественных конденсаторных порошков по ряду параметров существенно отстает от номенклатуры зарубежных фирм. Наиболее существенным, на наш взгляд, является отставание

в величине удельных зарядов конденсаторов, т.к. помимо миниатюризации изделий (рисунок 1), что само по себе имеет большое значение, увеличение удельных зарядов позволяет уменьшить расход дефицитного тантала и увеличить производство конденсаторов.

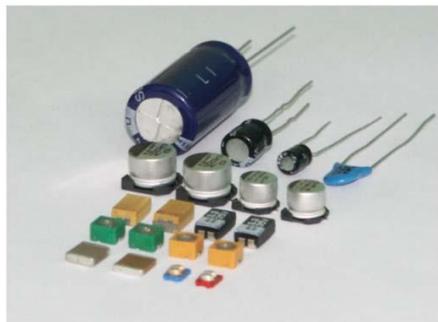


Рисунок 1 – Прямая зависимость размеров готового изделия от исходного материала

Решением задачи увеличения удельного заряда порошков с осколочной формой частиц является применение агломерированных порошков. Такие порошки могут быть получены в результате термообработки исходного порошка (дегидриды), обладающего гранулометрией, характеризующейся большой величиной удельной поверхности, с последующим размолом образовавшегося спека до оптимальной крупности. Наличие гранул обеспечивает хорошую текучесть агломерированных порошков, а благодаря сочетанию крупных и мелких пор аноды из этих порошков, при повышенной емкости, характеризуются хорошими частотными характеристиками.

В АО «УМЗ» проведены промышленные эксперименты по установлению влияния предварительных технологических операций химической обработки, отсева и уплотнения на электрические характеристики готового АГП (опыт 1).

Производство исходных первичных конденсаторных порошков (ПКП) с заданными гранулометрическим составом и удельной поверхностью проводилось по существующим технологическим параметрам на действующем оборудовании участка получения конденсаторных порошков по стандартной технологической схеме (рисунок 2). Подготовленные гидриды направлялись на операцию центробежного классифицирования, минуя этап дегидрирования.

Шихта №1 не подвергалась химической обработке. Компоненты шихты №2 были обработаны в растворе, содержащем (масс.) 5 % HCl, 1,1 % H₂O₂, 0,3 % HF, при соотношении Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа, шихта №3 была сформирована до химической обработки и шихта №4 после химической обработки составляющих шихты. Шихта №5 была подготовлена позже, после завершения экспериментов над первыми четырьмя шихтам, связано это с получением дополнительных требований к текучести готового продукта, со стороны потребителей (таблица 1).

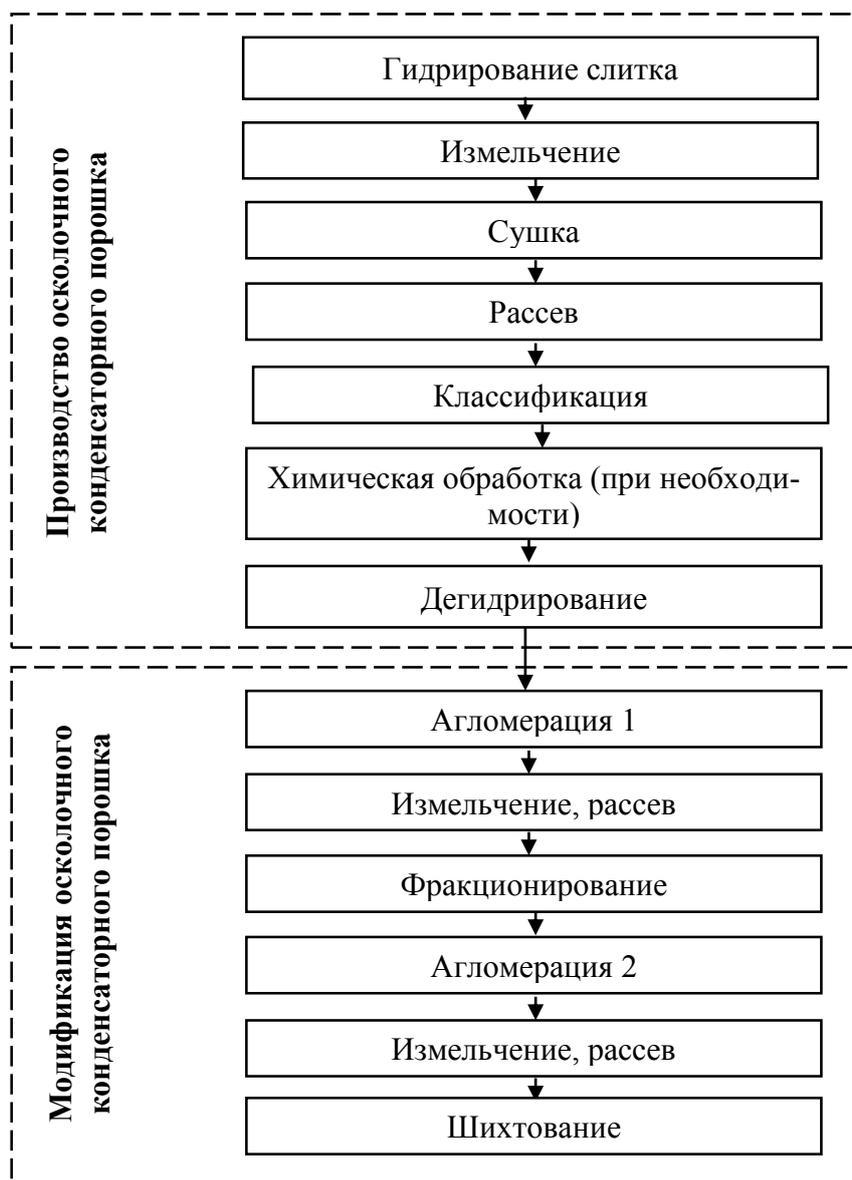


Рисунок 2 – Технологическая схема производства конденсаторного порошка

По содержанию контролируемых примесей и физическим характеристикам шихты ПКП, пригодны для производства АГП. Для достижения заданных свойств ПКП в состав шихт гидрированных порошков допускалось вводить гидрированный материал смежных классов. При этом смешиваемые ПКП отличались по удельной поверхности не более чем на $300 \text{ см}^2/\text{г}$.

С целью предотвращения взаимодействия дегидрированного порошка с атмосферным воздухом при выгрузке дегидрирование ПКП проводилось в танталовых контейнерах с крышкой следующим образом. На противень печи дегидрирования устанавливались танталовые контейнеры (от 1 до 3 штук) с установленными танталовыми садками (от 1 до 3 штук на контейнер). Садки наполнялись порошком гидрида тантала массой от 3 до 3,5 кг. Заполненные садки устанавливались в контейнер одна на другую, контейнер закрывался крышкой. Противень с контейнерами загружался в печь и проводилось дегидрирование.

Таблица 1 - Экспериментальные данные

№ образца	Химическая обработка	Рассев, размер сетки, мкм	Подготовка к спеканию	Спекание, °С/мин
Шихта №1	Без химической обработки	Нет	Нет	1500/60
Шихта №2	5 % HCl, 1,1 % H ₂ O ₂ , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	Нет	Нет	1500/60
Шихта №3	5 % HCl, 1,1 % H ₂ O ₂ , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. После приготовления шихты.	250	Нет	1500/60
Шихта №4	5 % HCl, 1,1 % H ₂ O ₂ , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	250	Нет	1500/60
Шихта №5	5 % HCl, 1,1 % H ₂ O ₂ , 0,3 % HF, Ж:Т от 5 до 7 в течение 1 часа. До приготовления шихты.	250	Утряска	1500/60

После окончания процесса дегидрирования в печь напускался очищенный аргон со скоростью не более 1,2 м³/ч до выравнивания давления в печи с атмосферным (0,0 кгс/см² по шкале мановакуумметра). Пассивация не проводилась. Реторта вскрывалась и из нее выгружались контейнеры с дегидрированным порошком. Крышки с контейнеров не снимались.

Закрытые контейнеры с дегидрированным порошком без задержки перемешались в помещении агломерации и загружались в заранее подготовленную печь агломерации. Далее, печь агломерации незамедлительно откачивалась и проводился агломерационный отжиг.

Таким образом с момента выгрузки материала из печи дегидрирования и до загрузки в печь агломерации материал постоянно находится в инертной среде, что исключает его взаимодействия с кислородом воздуха.

В целях придания АГП требуемых физических характеристик спеченный материал, прошедший операцию последовательного измельчения на валковых дробилках, направлялся на фракционирование. Операция фракционирования проводилась на вибросите или вручную.

Подрешетная фракция порошка АГП после первой стадии высоковакуумного спекания направлялась на вторую стадию высоковакуумного спекания.

После завершения просева и измельчения порошки после всех стадий высоковакуумного спекания объединялись и усреднялись методом шихтования.

По окончанию эксперимента был проведен анализ полученных результатов (таблица 2).

Таблица 2 – Результаты эксперимента

№ образца	Спекание, °С/мин	Характеристики готовой продукции				
		Заряд, мкКл/г	Ток утечки, нА/мкКл	Насыпная плотность, г/см ³	Размер частиц по Фишеру, мкм	Прочность не спеченного анода, Н
Шихта №1	1500/60	4420	0,24	3,54	8	34,3
Шихта №2	1500/60	4620	0,2	3,5	7,6	33,3
Шихта №3	1500/60	4460	0,22	3,45	7,3	34,3
Шихта №4	1500/60	4740	0,19	3,47	7,3	34,3
Шихта №5	1500/60	4430	0,2	3,59	8,9	31,4

По результатам опыта №1 можно сделать выводы:

– снижение удельного заряда, увеличение величины зерна по Фишеру связаны с повышенной загрузкой гидридов тантала на химическую обработку и, как следствие, с растравлением материала или его сильным уплотнением во время операции фильтрации;

– АГП, полученный из гидрида, не подвергнутого химической обработке, имеет значительно более высокое содержание железа, чем АГП, полученного из гидрида, подвергнутого химической обработке, а также отличается повышенными токами утечки и более низким удельным зарядом.

– увеличение удельного заряда связано с просеиванием гидрида через сито 250 мкм после высушивания («распушением»).

В целях проверки влияния уплотнения исходного гидрида в танталовых садках на операции дегидрирования-агломерации на величину удельного заряда проведен опыт №2. В качестве исходного материала использовалась шихта гидрида №5. Шихта была сформирована после химической обработки. Уплотнение гидрида осуществлялось путем утряски. Остальные параметры были аналогичными опыту №1.

Порошок АГП, полученный при свободной засыпке гидрида в садки, имеет меньшую насыпную плотность и средний размер зерна по Фишеру, а также большую прочность неспеченных анодов по сравнению с АГП, полученным уплотнением. Также отмечено, что АГП, полученный при свободной засыпке гидрида на агломерации, имеет повышенное значение удельного заряда при спекания анодов. Разница в величинах удельного заряда составила от 160 до 210 мкКл/г.

По результатам опыта № 2 можно сделать вывод:

– порошок АГП, полученный при свободной засыпке гидрида в садки (рисунок 3), имеет меньшую насыпную плотность и средний размер зерна по Фишеру, а также большую прочность неспеченных анодов по сравнению с АГП, полученном при уплотнении гидрида;



Рисунок 3 – Агломерированный порошок тантала

– АГП, полученный при свободной насыпке гидроксида в садки, имеет повышенное значение удельного заряда.

Таким образом, в ходе проведенных исследований было установлено:

1) Проведение предварительной химической обработки в растворе кислот, перед шихтованием исходных порошков с последующим рассеиванием материала после просушивания благоприятно влияет на увеличение удельного заряда готового АГП.

2) Использование для дегидрирования ПКП танталовых контейнеров с крышкой позволяет получать АГП с оптимизированными электрическими, физическими и химическими характеристиками.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Григорович В.К., Шефтель Е.Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М.: Металлургия, 1981. – 340 с
2. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – М.: Наука, 1982.
3. Розенберг Л.А., Штельмах С.В. Состояние кислорода в танталовых порошках // Металлы. – № 4. – С. 163.
4. Галактионова Н.А. Водород в металлах. – М.: Металлургия, 1967.
5. Березко В.В., Сергеев Б.М. Авторское свидетельство на изобретение №136 123 (132406) от 22 августа 1978 г.
6. Диомидовский Д. А. Контроль и автоматизация процессов в цветной металлургии в 2-х частях. Часть 2. Автоматизация металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 403 с.

Ю.Л. Крутский¹, Ю.К. Непочатов², А.Н. Пель¹, Н.Ю. Черкасова¹

¹Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия

²ООО «НАНОКЕРАМИКС», г. Новосибирск, Россия

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА

Исследован процесс получения горячим прессованием высокоплотной керамики на основе полидисперсного карбида бора со средним размером частиц 2,1 мкм. В ряде случаев применялась спекающая добавка – высокодисперсный порошок карбида хрома. Среднее значение прочности на изгиб 406 МПа, прочности на сжатие 1553 Мпа. При спекании карбида бора достигнута микротвердость на уровне 42 ГПа, а при использовании добавок карбида хрома микротвердость достигла значения 45-46 ГПа.

The process of hot-pressing production of high-density ceramics based on polydisperse boron carbide with an average particle size of 2.1 microns was used. In a number of cases, a sintering additive, a highly dispersed powder of chromium carbide, was used. The average value of the bending strength is 406 MPa, the compressive strength is 1553 MPa. At sintering of boron carbide microhardness was reached at 42 GPa, and when using additives of chromium carbide the microhardness reached values of 45-46 GPa.

Карбид бора ($B_{12}C_3$ или B_4C) характеризуется высокими значениями температуры плавления, твердости, удельной прочности, химической инертностью по отношению к агрессивным средам [1]. Однако применение его в виде изделий сдерживается сложностью получения высокоплотной керамики [1].

Изготовление плотной керамики на основе карбида бора облегчается при использовании спекающих добавок. Ими могут служить тугоплавкие бескислородные соединения: диборид хрома CrB_2 [2], диборид титана TiB_2 [3], карбид хрома Cr_3C_2 [4]. В [4] реакционное спекание выполнялось при разных температурах в течение одного часа в среде аргона. Плотность спеченных изделий увеличивалась с ростом содержания карбида хрома и повышением температуры спекания. При температуре 2150 °С и содержании карбида хрома в смеси 25 % масс. плотность образца достигала 95% от теоретической. Целью данной работы явилось исследование процесса спекания горячим прессованием полидисперсного карбида бора и изучение некоторых характеристик полученной керамики.

В качестве исходных материалов использовались порошок карбида бора чистотой ~ 98,5 % [5] и в ряде случаев спекающая добавка – порошок карбида

хрома Cr_3C_2 чистотой $\sim 98,0\%$ [6]. На рисунке 1 приведены гистограммы карбидов бора и хрома.

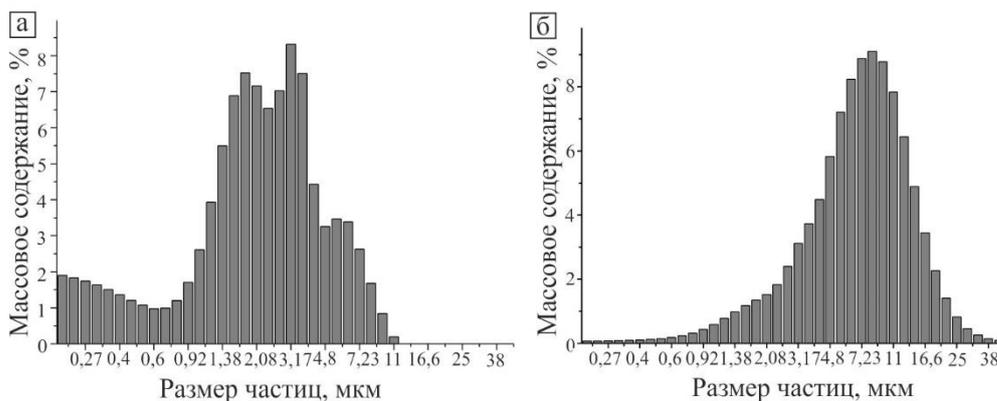


Рисунок 1 – Распределение частиц по размерам (гистограммы) образцов карбида бора (а) и карбида хрома (б)

По методике, приведенной в [7], «геометрическим» методом были определены средние размеры частиц, величины стандартных отклонений и показателей асимметричности. Эти данные приведены в таблице.

Таблица – Результаты седиментационного анализа

Образец	Средний размер частиц и агрегатов, мкм	Стандартное отклонение	Степень асимметричности
Карбид бора	2,1	2,47	-0,20
Карбид хрома	7,1	2,10	-0,18

Величины стандартного отклонения для обоих карбидов свидетельствуют о широком диапазоне распределения частиц по размерам (частицы «плохо отсортированы» или полидисперсны). По нашему мнению, это должно положительно сказываться на получении плотной керамики. Невысокие значения степени асимметричности являются доказательством симметричности кривых распределения.

Для определения значений прочности на изгиб и на сжатие из порошка карбида бора горячее прессование заготовок производилось при температуре $2100\text{ }^\circ\text{C}$, давлении 35 МПа и времени выдержки 45 минут. Были определены пористость и водопоглощение полученных образцов. Из образцов готовились заготовки для определения механических характеристик (прочности на изгиб и на сжатие). Все эти показатели определялись в соответствии с ГОСТ 24409-80. Испытания образцов на изгиб и на сжатие проводились на машинах Instron.

В другой серии экспериментов были определены значения плотности и микротвердости горячепрессованной керамики. Была изучена также ее микроструктура. Для сопоставления спеканию подвергался не только карбид бора, но и смеси его с добавлением, % масс.: 6 и 20 карбида хрома. Процесс горячего прессования осуществлялся в среде аргона при давлении прессования при-

мерно 35 МПа и температуре около 1950 °С. Температура была выбрана с учетом того факта, что карбид хрома при таком ее значении плавится [1] и тем самым обеспечивает жидкофазное спекание. Выполнение микроструктурных исследований проводилось для сколов (на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50) и шлифов образцов (на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S -3400N. Дополнительно на шлифах проводилось определение микротвердости. Измерения микротвердости осуществлялись в соответствии с ГОСТ 2999-75 на полуавтоматическом микротвердомере 402 MVD (Wolpert Group).

Значения пористости (0,01-0,02 %) и водопоглощения (0,01 %) спеченных образцов очень низки. Величины прочности на изгиб для испытываемых образцов составили в среднем 406 МПа, а прочности на сжатие – в среднем 1553 МПа. Эти средние значения довольно велики. Так, у карбида бора величина прочности на изгиб составила 340 МПа, а прочность на сжатие находилась в диапазоне 1100...1660 МПа [1].

При спекании образцов было установлено, что усадка образца из одного только карбида бора началась при температуре ~ 1700 °С, а образцов со спекающей добавкой – при ~ 1500 °С. Важно отметить, что, по имеющимся в литературе сведениям [4], уплотнение одного только карбида бора начиналось при температуре 1800-1830 °С, а при добавлении в нему 10 масс. % карбида хрома – при 1750 °С. Наиболее вероятной причиной сравнительно низкой температуры начала усадки в данном случае является полидисперсность (широкое распределение частиц по размерам) порошков карбидов, а также высокая их дисперсность.

Значения относительной плотности образцов составили, %: № 1 – 95,0; № 2 – 96,0; № 3 – 96,5. Таким образом, использование спекающей добавки практически не влияет на этот показатель.

На рисунке 2 показаны фотографии сколов образцов.

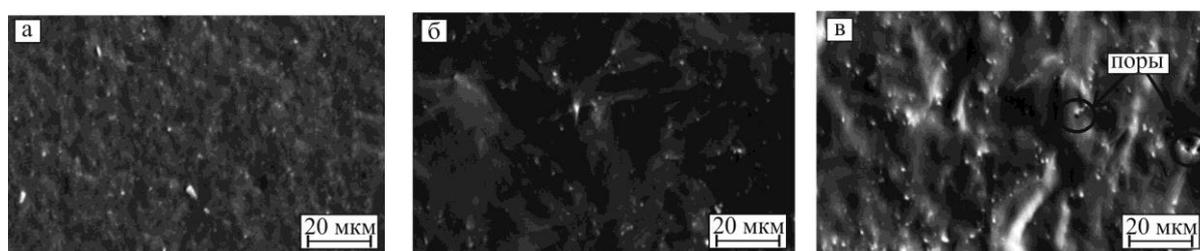


Рисунок 2 – Микрофотографии сколов: (а) образец № 1 из чистого карбида бора, (б) образец №3, (в) образец № 2

Анализ поверхности разрушения сколов образцов показал формирование плотной структуры, отсутствие крупных пор и несплошностей. Незначительное количество закрытых пор наблюдается в образцах, содержащий карбид хрома. Поры имеют сферическую форму и их объемная доля мала, что не оказывает

отрицательного воздействия на свойства материала. При более высоком содержании карбида хрома пористость значительно уменьшается, замечено наличие литой структуры, что объясняется плавлением легирующей добавки в процессе спекания. Межзеренные границы во всех случаях почти неразличимы.

Также посредством анализа структуры образцов, было определено, что размер зерен образца № 3 (содержащего 20 % масс. карбида хрома) составляет порядка 0,5 мкм (рисунок 3). Для остальных образцов размеры зерен примерно такие же.

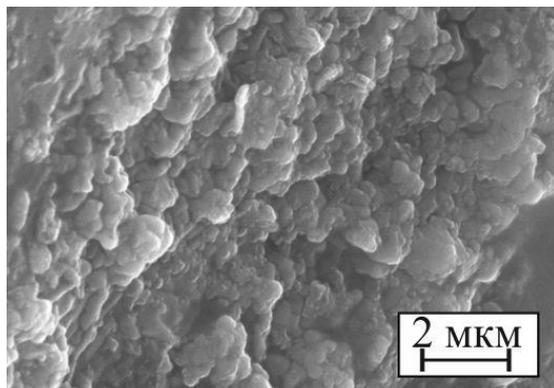


Рисунок 3 – Структура образца № 3

Величина микротвердости образца № 1 составила $41 \pm 3,2$ ГПа, для образца № 2 – $46 \pm 2,8$ ГПа и для образца № 3 – $45 \pm 2,4$ ГПа. Из полученных результатов видно, использование спекающей добавки (в данном случае полидисперсного карбида хрома) приводит к увеличению микротвердости образцов. Эти значения сравнительно велики. Для образцов из карбида бора они находятся в диапазоне 29,7...47,9 ГПа [1].

Выводы: Проведено исследование процесса спекания горячим прессованием полидисперсного карбида бора (в том числе и с использованием спекающей добавки – полидисперсного карбида хрома) и изучение некоторых характеристик полученной керамики. При сравнительно невысоком давлении прессования (~ 35 МПа) получены образцы с качественными характеристиками: пористость и водопоглощение не более 0,02 %; среднее значение прочности на изгиб 406 МПа; среднее значение прочности на сжатие 1553 МПа; относительная плотность 95-96 %; микротвердость на уровне 42 ГПа. При использовании спекающей добавки (карбида хрома) значение микротвердости увеличилось до 45-46 ГПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочное издание / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
2. Yamada, S. Mechanical and electrical properties of B_4C-CrB_2 ceramics fabricated by liquid phase sintering / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki // *Ceramics International*. – 2003. – Vol. 29. – P. 299–304.

3. Nikzad, L. Effect of ball milling on reactive spark plasma sintering of B_4C-TiB_2 composites / L. Nikzad, R. Litheri, T. Ebadzadeh, R. Orrù, G. Cao // *Ceramics International*. – 2012. – Vol. 38. – P. 6469–6480.

4. Li, X. Pressureless sintering of boron carbide with Cr_3C_2 as sintering additive / X. Li, D. Jiang, J. Zhang, Q. Lin, Z. Chen, Z. Huang // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2014. – Vol. 34. – P. 1073–1081.

5. Крутский, Ю.Л. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода / Ю.Л. Крутский, А.Г. Баннов, В.В. Соколов, В.В. Шинкарев, А.В. Ухина, Е.А. Максимовский, А.Ю. Пичугин, Е.А. Соловьев, К.Д. Дюкова, Т.М. Крутская, Г.Г. Кувшинов // *Российские нанотехнологии*. – 2013. – №3-4. – С. 21–27.

6. Крутский, Ю.Л. Синтез высокодисперсного порошка высшего карбида хрома с использованием нановолокнистого углерода / Ю.Л. Крутский, К.Д. Дюкова, А.Г. Баннов, А.В. Ухина, В.В. Соколов, А.Ю. Пичугин, Т.М. Крутская, О.В. Нецкина, В. В. Самойленко // *Известия ВУЗов. Порошковая Металлургия и Функциональные Покрытия*. – 2014. – № 3. – С. 3–8.

7. Blott, S.J. Gradistat: A grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments / S.J. Blott, K. Pye // *Earth Surface Processes and Landforms*. – 2001. – V. 26. – P. 1237–1248.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Е.С. Прусов¹, В.Б. Деев²

¹ФГБОУ ВО «Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых», г. Владимир

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

ПОТЕНЦИАЛ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ КАК АРМИРУЮЩЕЙ ФАЗЫ В КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВАХ

В статье раскрыты перспективы использования квазикристаллов в качестве армирующих фаз при получении дисперсно-упрочненных композиционных сплавов. Приведены примеры жидкофазного и твердофазного синтеза композитов, армированных квазикристаллическими частицами на основе систем Al-Cu-Fe, Al-Fe-Cr и Al-Mn-Ce, и охарактеризованы их свойства.

The paper reveals the prospects of using quasicrystals as reinforcing phases at the production of discontinuously reinforced composite alloys. Examples of liquid-phase and solid-phase synthesis of composites reinforced with quasicrystalline particles based on Al-Cu-Fe, Al-Fe-Cr and Al-Mn-Ce systems are given and their properties are characterized.

В современной науке квазикристаллы принято рассматривать как твердые вещества, нарушающие закономерности классической кристаллографии, поскольку их структура (в том числе дальний атомный порядок) является квазипериодической, при этом их атомная плотность описывается конечной суммой периодических функций с иррациональным отношением периодов [1]. Первой квазикристаллической фазой, встречающейся в естественных условиях, является икосаэдрит $Al_{63}Cu_{24}Fe_{13}$ [2], имеющий внеземное происхождение [3]. Существование термодинамически устойчивых икосаэдрических фаз подтверждено и в ряде других тройных систем, в частности, Al-Cu-Li, Al-Cu-Ru, Al-Cu-Os, Al-Mn-Pd и др. [4].

Квазикристаллические фазы характеризуются низким коэффициентом трения, высокой твердостью и износостойкостью, термической стабильностью, коррозионной стойкостью, однако при комнатной температуре являются хрупкими [5]. Отмеченные особенности свойств квазикристаллов обусловлены аperiodическим дальним порядком в расположении атомов [6]. Высокая хрупкость является ограничивающим фактором для практического использования квазикристаллов в качестве объемных конструкционных материалов. Вместе с тем, уникальное сочетание физико-механических и функциональных свойств квазикристаллов позволяет рассматривать их как потенциальную армирующую фазу для получения дисперсно-упрочненных композиционных сплавов.

Композиционные сплавы на металлической основе находят широкое применение в мировой практике при изготовлении ответственных изделий машиностроения, к которым предъявляются особые требования по трибологическим характеристикам, жаропрочности, размерной стабильности и ряду других показателей [7]. Литые дисперсно-упрочненные металломатричные композиты представляют собой особый класс гетерофазных материалов функционального и конструкционного назначения, создаваемых за счет армирования матричных сплавов дисперсными частицами эндогенного и экзогенного происхождения [8-10]. За счет варьирования фракционного состава и долевого содержания армирующих компонентов можно регулировать такие функциональные свойства материала, как износостойкость, демпфирующая способность, коэффициент термического расширения и др.

Важнейшим фактором, сдерживающим широкое промышленное применение композиционных сплавов, являются проблемы технологического характера, связанные с низкой степенью реализации физико-механических свойств армирующего наполнителя в материале и, соответственно, в готовом изделии. Эти проблемы во многом обусловлены плохой смачиваемостью экзогенных армирующих частиц матричными расплавами [11]. Однако в композиционных сплавах, армированных квазикристаллами, вследствие металлической природы квазикристаллических фаз возможно достижение лучших показателей совместимости матричного материала и армирующих частиц по сравнению с традиционно используемыми порошкообразными частицами керамики (SiC , Al_2O_3 и др.).

В литературе до настоящего времени представлено ограниченное число примеров получения композиционных сплавов, армированных квазикристаллами. Механические свойства некоторых составов таких материалов, успешно синтезированных в работе [12], приведены в таблицу.

Таблица – Механические свойства некоторых составов композиционных сплавов, армированных квазикристаллами (по данным [12])

Состав композиции	Твердость $\text{HV}_{0,5}$	Предел прочности на сжатие, МПа	Предел текучести, МПа
$\text{Al} + 20 \text{ масс.}\% \text{ Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$	64	195	114
$\text{Al} + 40 \text{ масс.}\% \text{ Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$	83	221	138
$\text{Al} + 60 \text{ масс.}\% \text{ Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$	173	366	307

Опробованные технологические приемы получения металломатричных композитов с квазикристаллическими армирующими фазами предусматривают использование как твердофазных, так и жидкофазных методов.

В работе [13] алюмоматричные композиционные сплавы, армированные икосаэдрическими частицами различной стехиометрии на основе системы Al-Cu-Fe , получали методом инъекции матричного расплава различного состава

(Al, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si) под давлением в преформу, состоящую из армирующих квазикристаллических частиц (i-фазы) дисперсностью от 200 до 500 мкм. Температура подогрева преформы в зависимости от состава композиции составляла от 820 до 970 К, температура инфильтрации – от 920 до 1000 К. Икосаэдрические фазы сохранялись только в композиционных сплавах на основе систем Al-Mg и Al-Mg-Si. В частности, в сплавах на основе матрицы Al-Mg-Si были идентифицированы фазы $i\text{-Al}_{65}\text{Cu}_{22}\text{Fe}_{13}$, Al (fcc), $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$, $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Для синтеза алюмоматричных композитов, армированных эндогенными квазикристаллами Al-Fe-Cr, успешно опробован метод селективного лазерного плавления смеси порошковых прекурсоров Al (20 мкм) и декагональной фазы $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Cr}_5$ (45 мкм) [14]. Относительная плотность полученных изделий составила 99,7% на скорости лазерного сканирования (перемещения лазерного луча) 2 м/с. При уменьшении скорости сканирования с 8 м/с до 2 м/с отмечен фазовый переход от декагональной фазы (d-QC) к икосаэдрической $\text{Al}_{91}\text{Fe}_4\text{Cr}_5$ (i-QC) вследствие снижения скорости охлаждения ванны расплава. Анализ кривых дифференциальной сканирующей калориметрии подтвердил стабильность квазикристаллической армирующей фазы до 500°C, что позволяет применять для полученных материалов операцию термической обработки.

В работе [15] порошкообразные армирующие частицы получали измельчением однофазного квазикристаллического материала $\text{Al}_{62,5}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12,5}$ в планетарной шаровой мельнице в течение 3 часов при 300 об/мин и соотношении массы шаров к массе порошка 10:1. Для получения композиционных материалов порошки смешивали в различном соотношении ($V = 20, 40, 60$ об.%) с порошком алюминия (>99,5 масс.% Al) и подвергали горячему прессованию при 523 К и давлении 637 МПа с последующей горячей экструзией с соотношением 4:1. Достигнутые значения прочности на сжатие составили 330, 407 и 565 МПа для композитов с 20, 40 и 60 об.% квазикристаллического наполнителя (однако в последнем случае отмечено резкое снижение предельной деформации до 3,5%). Для теоретического прогнозирования предела текучести композитов с квазикристаллическими армирующими фазами опробована и экспериментально верифицирована расчетная модель [16], учитывающая совокупный вклад от эффекта перераспределения нагрузки f_1 , дислокационного упрочнения f_d и размерных эффектов связи матрицы (размер областей матрицы) f_s :

$$\sigma_y = \sigma_y^0(1 + f_1)(1 + f_d)(1 + f_s)$$

где σ_y^0 – предел текучести неармированной матрицы.

Сопоставительный анализ расчетных и экспериментальных данных подтверждает значимость характеристического размера связи матрицы для объяснения упрочняющего эффекта в композитах с высокой объемной долей армирующей фазы.

Высокопрочные алюмоматричные композиционные сплавы с эндогенными квазикристаллическими частицами были получены непосредственным сплавлением чистых компонентов в электродуговой печи с последующей кристаллизацией при различных скоростях охлаждения [17]. В объемных образцах

состава $\text{Al}_{92}\text{Mn}_6\text{Ce}_2$ в виде стержней $\varnothing 3 \times 50$ мм, залитых в медную форму, зафиксировано равномерное выделение микроразмерных икосаэдрических квазикристаллов сферической формы состава $\text{Al}_{87,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Ce}_{4,3}$ (ат.%) по всей длине образца, сосуществующих с равновесными фазами $\text{Al}_{10}\text{Mn}_7\text{Ce}_2$, Al_6Mn и Al_4Ce , при этом достигнута прочность на сжатие 565 МПа и пластичность 13%.

Таким образом, использование квазикристаллов в качестве армирующей фазы при получении композиционных сплавов открывает новые возможности и перспективы для синтеза материалов функционального и конструкционного назначения с заданным уровнем механических и эксплуатационных свойств.

Выводы:

На основе анализа современного состояния исследований в области синтеза композитов с квазикристаллическими фазами выделены перспективные способы армирования металлических сплавов экзогенными и эндогенными частицами квазикристаллов;

Показано, что жидкофазные методы получения композиционных сплавов, предусматривающие формирование эндогенных квазикристаллических фаз, позволяют достичь значительного повышения уровня механических свойств изделий в сравнении с рассмотренными твердофазными методами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Stagno V., Bindi L., Shibazaki Y., Tange Y., Higo Y., Mao H.-K., Steinhardt P.J., Fei Y. Icosahedral AlCuFe quasicrystal at high pressure and temperature and its implications for the stability of icosahedrite // *Scientific Reports*, 4 (2014) 5869.
2. Bindi L., Steinhardt P. J., Yao N., Lu P.J. Natural Quasicrystals // *Science*, 324 (2009) 1306–1309.
3. Bindi L., Eiler J.M., Guan Y., Hollister L.S., MacPherson G., Steinhardt P.J., Yao N. Evidence for the extraterrestrial origin of a natural quasicrystal // *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 109 (2012) 1396–1401.
4. Векилов Ю.Х., Черников М.А. Квазикристаллы // *Успехи физических наук*. 2010. Т. 180, №6. С. 561–586.
5. Dubois J.-M. Properties and applications of quasicrystals and complex metallic alloys // *Chemical Society Reviews*, 41 (2012) 6760–6777.
6. Zou Y., Kuczera P., Sologubenko A., Sumigawa T., Kitamura T., Steurer W., Spolenak R. Superior room-temperature ductility of typically brittle quasicrystals at small sizes // *Nature Communications*, 7 (2016) 12261.
7. Металлургия алюмоматричных композиционных сплавов : монография / А. А. Панфилов, Е. С. Прусов, В. А. Кечин ; Владим. гос. ун-т им. А. Г. и Н. Г. Столетовых. Владимир : Изд-во ВлГУ, 2017. 192 с.
8. Панфилов А.В., Прусов Е.С. О получении и свойствах комплексно-армированных композиционных материалов с алюминиевой матрицей // *Литейное производство*. 2008. №8. С. 1–9.

9. Прусов Е.С. Жидкофазный реакционный синтез металломатричных композиционных сплавов. В сб.: Новые материалы. 2016. С. 141–143.
10. Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Role of Powder Precursors in Production of Composite Alloys Using Liquid-Phase Methods // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2017. Vol. 58, No. 3. pp. 308-316.
11. Noori M., Chisamera M., Faleh H., Stefanescu F., Neagu G. Wettability of Silicon Carbide Particles by the Aluminium Melts in Producing Al-SiC Composites // Advanced Materials Research, 1128 (2015) 149–155.
12. Lityn'ska-Dobrzyn'ska L., Dutkiewicz J., Stan-Głowin'ska K., Wajda W., Dembinski L., Langlade C., Coddet C. Characterization of aluminium matrix composites reinforced by Al–Cu–Fe quasicrystalline particles // Journal of Alloys and Compounds, 643 (2015) S114–S118.
13. Laplanche G., Joulain A., Bonneville J., Schaller R., El Kabir T. Microstructures and mechanical properties of Al-base composite materials reinforced by Al–Cu–Fe particles // Journal of Alloys and Compounds, 493 (2010) 453–460.
14. Kang N., El Mansori M., Lin X., Guittonneau F., Liao H.L., Huang W.D., Coddet C. In-situ synthesis of aluminum/nano-quasicrystalline Al-Fe-Cr composite by using selective laser melting // Composites Part B: Engineering, 155 (2018) 382-390.
15. Ali F., Scudino S., Liu G., Srivastava V.C., Mukhopadhyay N.K., Samadi Khoshkhoo M., Prashanth K.G., Uhlenwinkel V., Calin M., Eckert J. Modeling the strengthening effect of Al–Cu–Fe quasicrystalline particles in Al-based metal matrix composites // Journal of Alloys and Compounds, 536S (2012) S130–S133.
16. Scudino S., Liu G., Sakaliyska M., Surreddi K.B., Eckert J. Powder metallurgy of Al-based metal matrix composites reinforced with β -Al₃Mg₂ intermetallic particles: analysis and modeling of mechanical properties // Acta Materialia, 57 (2009) 4529–4538.
17. Schurack F., Eckert J., Schultz L. Synthesis and mechanical properties of cast quasicrystal-reinforced Al-alloys // Acta Materialia, 49 (2001) 1351–1361.

УДК 621.777

В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, В.Ф. Фролов, Е.Ю. Зенкин,
Т.А. Орелкина, И.Л. Константинов, Д.С. Ворошилов,
О.В. Якивчук, И.Н. Белоконова

Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия

ОАО «РУСАЛ Братский алюминиевый завод, г. Братск, Россия

ООО «РУСАЛ ИТЦ», г. Красноярск, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВОВ AL-MG, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ

Приведены результаты экспериментальных исследований механических свойств листового проката из опытных алюминиевых сплавов системы Al–Mg, легированных скандием. Установлено, что деформированные и отожженные полуфабрикаты из этих сплавов имеют повышенные прочностные свойства. Испытания сварных образцов, изготовленных из этих полуфабрикатов, показали высокую коррозионную стойкость и прочность сварных соединений.

The results of experimental investigation of mechanical properties of sheet metal from an experimental aluminum alloys Al–Mg system alloyed with scandium have been represented. It was established that the deformed and annealed semi-finished products of these alloys have higher strength properties. Testing of welded samples made from these semi-finished products showed high corrosion resistance and strength of welded joints.

Проблема поиска новых свариваемых алюминиевых сплавов, имеющих более высокие прочностные характеристики, чем существующие промышленные сплавы системы Al–Mg, самым непосредственным образом связана как с созданием новых, более совершенных, образцов новой техники, так и с решением ряда народнохозяйственных задач [1].

Одной из наиболее актуальных проблем научно-технического прогресса является проблема повышения весового совершенства изделий ракетной и авиатехники, судостроения и автомобильной промышленности. Основной путь решения этой проблемы - повышение удельных прочностных характеристик конструкционных материалов за счет применения новых алюминиевых сплавов с повышенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью [2].

Исследованиям в области создания сплавов системы Al–Mg, легированных скандием и изучению свойств изделий, производимых из них, посвящено много научных публикаций, в том числе и зарубежных [3-9]. С целью более глупо

бокого изучения закономерностей формирования механических и эксплуатационных свойств изделий из алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием, сотрудниками компании «РУСАЛ» совместно с учеными института цветных металлов и материаловедения Сибирского федерального университета за последние годы проведен ряд экспериментальных исследований с варьированием химического состава сплавов и режимов их обработки, а также получены опытные партии литых и деформированных полуфабрикатов из них [10].

Заготовки для прокатки были получены методом литья сплавов системы Al–Mg с содержанием скандия от 0,1 до 0,24 %. Их подвергали гомогенизационному отжигу по следующему режиму: нагрев с печью при скорости 1,16 °С в минуту до 350 °С; выдержка при этой температуре в течение 11 часов; повторный нагрев до температуры 425 °С со скоростью 1,25 °С в минуту; выдержка при этой температуре в течение 8 часов; охлаждение на воздухе.

Каждую заготовку прокатывали по принятой схеме деформации, включающей горячую прокатку заготовки толщиной 40 мм, нагретой до температуры 450 °С, до толщины 10 мм, а затем холодную прокатку этих полос до толщины 1 мм. Далее полосы отжигали при температуре 300 °С и времени выдержки 3 часа. В качестве оборудования для прокатки использовался стан ДУО 330 (таблица 1).

По ходу прокатки отбирали образцы для испытаний механических свойств и определяли временное сопротивление разрыву σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение δ для каждого образца исследуемых сплавов.

Механические свойства после холодной прокатки при различной степени деформации ε приведены в таблице 2 (ГП – после горячей прокатки, ХП – после холодной прокатки при различной степени деформации).

Результаты исследований свойств конечных продуктов прокатки (отожженных полос толщиной 1 мм) приведены в таблице 3. Их анализ показывает, что уровень свойств для опытных сплавов, содержащих скандий, достигает по относительному удлинению значений порядка 21 %. При этом предел текучести этих сплавов изменяется от 248 до 318 МПа.

Таблица 1 – Технические характеристики листопркатного стана ДУО 330

Наименование параметра	Величина
Мощность электродвигателя, кВт	90
Напряжение питания сети трехфазное, В	380
Частота тока, Гц	50
Ширина бочки валков, мм	520
Диаметр валков, мм	330
Максимальный развод валков, мм	70
Частота вращения валков, об/мин	10
Максимальное усилие прокатки, МН	1,55
Максимальный момент прокатки, МН·м	0,82

Таблица 2 – Механические свойства образцов опытных сплавов в деформированном состоянии

Сплав	Sc, %	σ_b , МПа				$\sigma_{0,2}$, МПа				δ , %			
		ГП	ХП			ГП	ХП			ГП	ХП		
			40%	60%	80%		40%	60%	80%		40%	60%	80%
1.	0,07	344	426	459	454	172	244	254	267	12,5	9,3	8,7	5,0
2.	0,09	350	438	470	494	225	237	256	274	12,2	8,2	7,4	4,8
3.	0,12	356	447	477	501	232	232	251	267	12,0	8,2	7,0	4,6
4.	0,13	373	460	478	505	235	232	257	372	11,7	8,3	7,0	4,2
5.	0,14	374	464	479	510	233	246	264	270	11,2	8,2	7,0	4,5
6.	0,14	360	465	480	513	245	295	314	278	10,6	8,1	7,0	4,4
7.	0,22	376	467	485	520	254	392	412	472	7,6	7,0	5,0	4,3
8.	0,24	380	476	490	554	250	395	414	488	7,0	6,3	4,6	4,2

Таблица 3 – Результаты исследований свойств отожженных полос толщиной 1 мм

Сплав	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
1.	407	261	21,2
2.	412	248	14,8
3.	425	275	14,3
4.	435	276	12,8
5.	462	277	12,1
6.	463	278	12,0
7.	474	307	10,3
8.	487	318	9,2

Данные по прочностным свойствам полуфабрикатов из опытного сплава 3, содержащего 0,12 % скандия, в сравнении со сплавом-аналогом 5083, не содержащим скандий, приведены в таблице 4 и показали, что прочностные характеристики экономно легированного сплава в значительной степени возросли, как в деформированном, так и в отожженном состоянии.

Для исследования свойств сварного шва полученные полосы сваривали вдоль (способ 1) и поперек (способ 2) направления деформации с помощью аргодуговой сварки с присадочной проволокой из сплава 01570 (рисунок 1). Сварка производилась по технологии TIG-AC с использованием сварочного аппарата TIG200P.

Таблица 4 – Прочностные свойства образцов листового проката из опытных сплавов в различном состоянии

Толщина образца, мм	Состояние	Прочностные свойства, МПа			
		сплав 5083		опытный сплав	
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2}$
10	горячедеформированное	297	196	356	232
8	горячедеформированное	305	217	372	280
6	горячедеформированное	318	213	387	312
3	холоднодеформированное	394	373	453	429
3	отожженное	277	139	390	277
1	холоднодеформированное	497	359	554	467
1	отожженное	342	187	425	275



Рисунок 1 – Вид сварных образцов

Для оценки характера и степени коррозионного разрушения исследуемых сплавов, в том числе и в зоне сварного шва, в соответствии с ГОСТ 9.021-74 были проведены ускоренные испытания на межкристаллитную коррозию (МКК). Для этого использовали полосы толщиной 3 мм, а также сваренные из них образцы со сварным швом вдоль и поперек направления деформации. Из полос изготавливали образцы на растяжение и помещали их в раствор, содержащий 1 н. раствор хлористого натрия и 0,3 % перекиси водорода (58 г/л NaCl + 10 мл/л 33 %-ного раствора H₂O₂). Температура раствора составляла 18-25 °С, а продолжительность испытаний 24 ч. Со всех сторон образцы омывались раствором, как показано на рис. 2. Образцы перед испытанием на МКК обезжировали изопропиловым спиртом и высушивали фильтровальной бумагой. Далее проводили травление в течении 2 минут в растворе, содержащем 50 мл азотной кислоты (70 %-ной), 5 мл плавиковой кислоты (48%-ной) и 945 мл воды, при температуре раствора 95±3 °С; затем образцы промывали в холодной воде и осветляли в 25-30 %-ном растворе азотной кислоты, после чего еще раз

промывали и высушивали фильтровальной бумагой. После окончания испытания образцы промывали под проточной водой и высушивали в печи при температуре 100 ± 5 °С в течение 5 минут.

После этого проводили испытания на разрыв по методике, описанной выше, и определяли механические свойства образцов в зоне сварного шва.

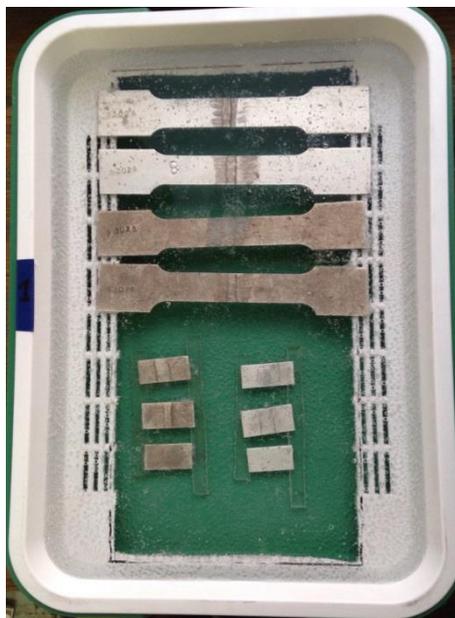


Рисунок 2 – Схема укладки образцов для испытаний на МКК

Результаты исследований для некоторых сплавов приведены в табл.5. Испытания на межкристаллитную коррозию образцов после сварки показали высокую коррозионную стойкость сварных соединений, при этом прочность сварного шва составляет 0,75-0,85 от прочности основного металла.

Таблица 5 – Механические свойства сварных образцов из опытных сплавов

Номер сплава/образца	Способ получения образцов	Механические свойства образцов после сварки и отжига		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2/1	1	362	246	6
2/2	2	353	293	3,3
3/1	1	361	250	6
3/2	2	334	245	2,6
5/1	1	351	242	5,7
5/2	2	333	240	3,3
6/1	1	344	250	5,8
6/2	2	339	246	3,1

Таким образом, проведенные исследования позволили получить данные по уровню и закономерностям изменения механических свойств от суммарной степени деформации листового проката из новых сплавов системы Al–Mg, легированных скандием в пределах 0,10-0,24%, в различном состоянии (горяче-, холоднодеформированном, отожженном и сварном). Эти данные будут использоваться при освоении технологий литья и обработки этих сплавов в промышленных условиях.

Статья подготовлена с использованием результатов работ, выполненных в ходе проекта 03.G25.31.0265 «Разработка экономнолегированных высокопрочных Al-Sc сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве» в рамках Программы реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. № 218.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горбунов, Ю.А. Роль и перспективы редкоземельных металлов в развитии физико-механических характеристик и областей применения деформируемых алюминиевых сплавов // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2015. Т. 8. № 5. С. 636 – 645.

2. Белов, Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов / Н. А. Белов. – Москва: Изд. Дом МИСиС, 2010. – С.511.

3. Chunchang Shi, Liang Zhang, Guohua Wu, Xiaolong Zhang, Antao Chen, Jiashen Tao. Effects of Sc addition on the microstructure and mechanical properties of cast Al-3Li-1.5Cu-0.15Zr alloy. - *Materials Science & Engineering*. – 2017. - A680. - p. 232–238.

4. Pedro Henrique R. Pereira, Ying Chun Wang, Yi Huang, Terence G. Langdon. Influence of grain size on the flow properties of an Al-Mg-Sc alloy over seven orders of magnitude of strain rate. - *Materials Science & Engineering*. – 2017. - A685. - p. 367–376.

5. S. Mondol, T. Alamb, R. Banerjee, S. Kumar, K. Chattopadhyay. Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy. - *Materials Science & Engineering*. – 2017. - A687. - p. 221–231.

6. Mengjia Li, Qinglin Pan, Yunjia Shi, Xue Sun, Hao Xiang. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple rolling. - *Materials Science & Engineering*. - 2017. - A687.– p.298–305.

7. Yu. Buranova, V. Kulitskiy, M. Peterlechner, A. Mogucheva, R. Kaibyshev, S.V. Divinski, G. Wilde. Al₃(Sc, Zr) - based precipitates in AlMg alloy: Effect of severe deformation- *Acta Materialia*. – 2017. – 124. - p. 210–224.

8. Fuller C. B. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II coarsening of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates / C. B. Fuller, D. N. Seidman // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – № 20. – P. 5415–5428.

9. Иброхимов С.Ж. Влияние скандия на физико-химические свойства сплава АМг4 / С.Ж. Иброхимов, Б.Б. Эшов, И. Н. Ганиев, Н. Ф. Иброхимов // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук.*– 2014. – т. 16 – №4. – С. 256–260.

10. Baranov V. N., Sidelnikov S. B., Bezrukikh A. I., Zenkin E. Y., Research of rolling regimes and mechanical properties of cold-rolled, annealed and welded semi-finished products from experimental alloys of Al– Mg system, economically alloyed by scandium // *Tsvetnye Metally*. 2017. No. 9. pp. 83–88.

Нго Као Кыонг, С.А. Зайдес

Иркутский национальный исследовательский технический университет,
г. Иркутск, Россия

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В СТЕСНЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Рассмотрено влияние условия деформирования (свободное и стесненное) на характеристики качества поверхностного слоя упрочненных деталей: шероховатость, остаточные напряжения, глубина наклепа, твердость и микротвердость. Выявлена эффективность упрочнения при деформировании в стесненном условии нагружения по сравнению с деформированием локальным свободным нагружением.

The purpose of the article is to consider the influence of the deformation conditions (free and cramped conditions) on the characteristics of the surface layer quality: roughness, residual stress, depth of hardening, hardness and micro-hardness. Determining the effective hardening during deformation in cramped conditions of loading, which compared with the free local loading.

Введение. Поверхностное пластическое деформирование (ППД) является одним из наиболее простых и эффективных методов отделочно-упрочняющей обработки деталей машин. ППД повышает усталостную прочность, контактную выносливость и износостойкость деталей и тем самым увеличивает долговечность машин [1-4]. Управление напряженным состоянием при отделочно-упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием имеет большое значение для изготовления изделий повышенного качества. Например, при обработке маложестких стержневых изделий сложно получить необходимую интенсивность напряженного состояния, т.к. повышенное давление на деформирующий инструмент приводит к искажению геометрической формы самого изделия. При изготовлении тонкостенных деталей иногда требуется снизить напряженное состояние в очаге пластической деформации, чтобы в процессе формообразования исключить перенаклеп или увеличение твердости поверхностного слоя.

Механика стесненного деформирования в настоящее время является новым направлением исследования отделочно-упрочняющих процессов. В работе [5,6] приведены результаты моделирования простых геометрических форм, нагруженных шаром, которые свидетельствуют, что деформирование в стесненных условиях закрепления заготовки и (или) деформирующего инструмента влияет на интенсивность напряженного состояния в очаге деформации.

Известны работы, например, [7,8], по разработке технологии правки маложестких валов и осей в стесненных условиях нагружения и работа [9] по снижению утонения при использовании формоизменяющих операций листовой штамповки.

Постановка задачи. Пластическая волна при внедрении шара в поверхность объемного упругопластического тела образуется благодаря свободной поверхности, которая позволяет воспринимать обратное внеконтактное течение металла из очага деформации [10]. Если наложить ограничение на это пластическое течение, то условие деформирования металла при внедрении шара должны измениться и оказать воздействие на изменение механических свойств упрочняемого материала.

Для устранения формирования волны при пластическом течении металла предложено использовать ролик с цилиндрическим пояском, расстояние от вершины и ширина которого соответствует ширине волны и глубине внедрения инструмента. На рисунке 1 представлены схемы при свободном (рисунок 1,а) и стесненном (рисунок 1,б) нагружении.

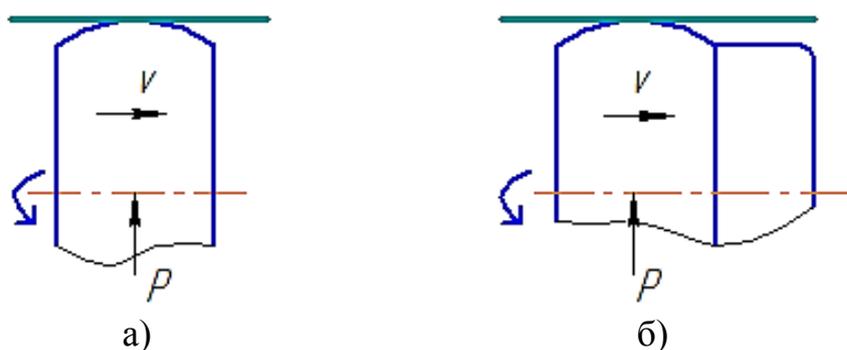


Рисунок 1 – Схемы нагружения при свободном (а) и стесненном (б) условиях деформирования

Таким образом, техническая идея заключается в том, чтобы погасить волновые течения металла вне очага пластической деформации. Это позволит уменьшить размеры пластической волны и интенсифицировать напряженное и деформированное состояние в объеме тела.

Целью данной работы является экспериментальная оценка влияния ППД в свободных и стесненных условиях нагружения на качество поверхностного упрочненного слоя деталей машин.

Методика экспериментальных исследований. Исследования проведены на цилиндрических образцах диаметром 16 мм, изготовленных из стали 45 на токарном станке 1К62. Для локального упрочнения использовали цилиндрический ролик из стали У10А, диаметром 30 мм с радиусом профиля $r = 5$ мм. В качестве технологической смазки использовали масло И-40А.

Измерение параметров шероховатости после упрочнения ППД проводили с помощью профилографа-профилометра модели Form Talysurf I 1200 производства фирмы Taylor Hobson (Англия) с применением индуктивного и лазерного интерферометрического датчика.

С помощью твердомера модели HBRV 187,5 определена поверхностная твердость по Роквеллу стальным шариком диаметра 1,588 мм (HRB).

Для определения микротвердости использован микротвердомер марки ПМТ-3 с усилием нагружения 200 г.

Для измерения остаточных напряжений использовали прибор Xstress 3000 G3/G3R. Для автоматизированного расчета напряжений вводили параметры материала: модуль Юнга – 210 ГПа; коэффициент Пуассона – 0,3.

Результаты эксперимента. Ниже показано влияние свободного и стесненного условия обкатывания на основные характеристики качества поверхностного слоя: шероховатость, поверхностная твердость, остаточные напряжения, микроструктура и глубина наклепа.

Шероховатость. На рисунке 2 представлена зависимость показателей шероховатости R_z (рисунок 2,а) и R_a (рисунок 2,б) от глубины внедрения ролика при свободном и стесненном условиях нагружения ($s=0,21$ мм/об, $n=125$ мин⁻¹). Как видно, обработка с величинами внедрения, превосходящими оптимальные ($t=0,22$ мм) приводит к перенаклепу и увеличению шероховатости поверхности. При деформировании в стесненных условиях получили меньшее значение шероховатости по сравнению с деформированием в условиях свободного нагружения. При обработке с оптимальной величиной внедрения параметры шероховатости R_z и R_a снижаются в 2,4 – 2,8 раза в случае свободного деформирования, и в 3,4-3,8 раза при стесненном условии нагружения.

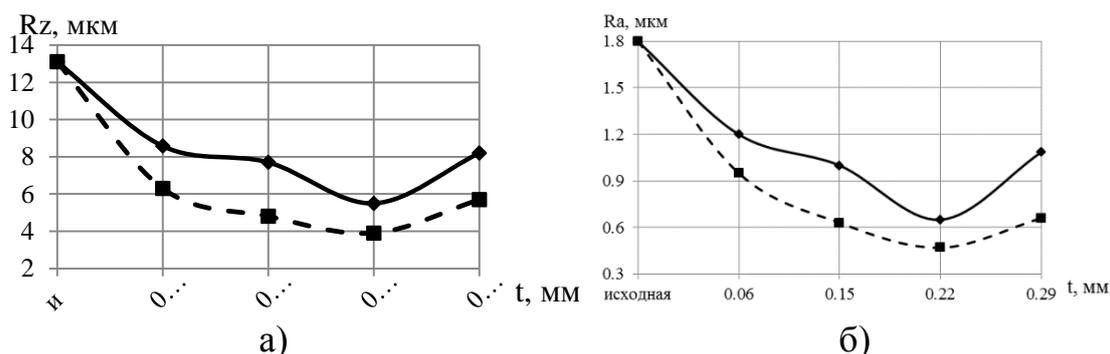


Рисунок 2 – Зависимость шероховатости R_z (а) и R_a (б) от глубины внедрения ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ($s=0,21$ мм/об, $n=125$ мин⁻¹)

На рисунке 3 представлено влияние подачи ролика на величину шероховатости при свободном и стесненном условиях нагружения ($t=0,22$ мм, $n=125$

мин⁻¹). Уменьшение подачи приводит к местному увеличению деформации обкатываемой поверхности. Следовательно, за счет изменения подачи можно регулировать шероховатость поверхности. Минимальная шероховатость получена при $s = 0,07$ мм/об. Дальнейшее увеличение подачи приводит к значительному возрастанию микронеровностей вследствие неравномерного перекрытия очагов пластической деформации. При оптимальной величине подачи ($s = 0,07$ мм/об) параметры шероховатости снижаются в 3,3-3,7 раза при свободном нагружении, и почти в 5 раз при стесненном условии нагружения.

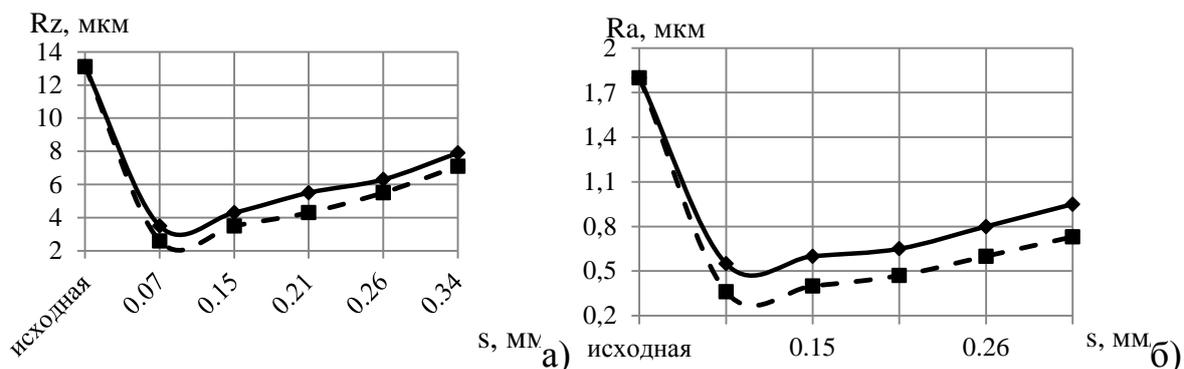


Рисунок 3 – Зависимость шероховатости Rz (а) и Ra(б) от подачи ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ($t=0,22$ мм, $n=125$ мин⁻¹)

Поверхностная твердость. На рисунке 4 показаны зависимости поверхностной твердости от глубины внедрения (рисунок 4,а) и подачи (рисунок 4,б) ролика при свободном и стесненном условиях нагружения. Анализируя характер кривых на рис. 4, можно отметить, что стесненное условие нагружения ролика оказывает существенное влияние на повышение поверхностной твердости. На рисунке 4а с повышением глубины внедрения при деформировании в стесненном условии поверхностная твердость повышается в 2,4 - 7,4 % по сравнению с деформированием в свободном условии. Увеличение подачи ролика приводит к уменьшению поверхностной твердости (рис. 4б) вследствие неравномерного перекрытия очага деформации, но в условиях стесненного нагружения твердость поверхностного слоя выше.

Остаточные напряжения. Результаты измерения остаточных напряжений рентгеновским способом приведены на рисунке 5, из которого видно, что остаточные осевые напряжения имеют большие значения, чем остаточные тангенциальные. Наибольшее значение остаточных напряжений оказалось у образцов с величиной внедрения ролика $t = 0,22$ мм. Дальнейший рост глубины внедрения шара приводит к уменьшению остаточных напряжений из-за перенаклепа поверхности. Анализ экспериментальных данных показывает, что наиболее благоприятная напряженность образуется при обработке с подачами, рекомендуемыми для получения равномерного упрочнения (в нашем случае s

= 0,07 мм/об). При деформировании в стесненных условиях получены повышенные значения остаточных напряжений по сравнению с деформированием при свободном условии нагружения.

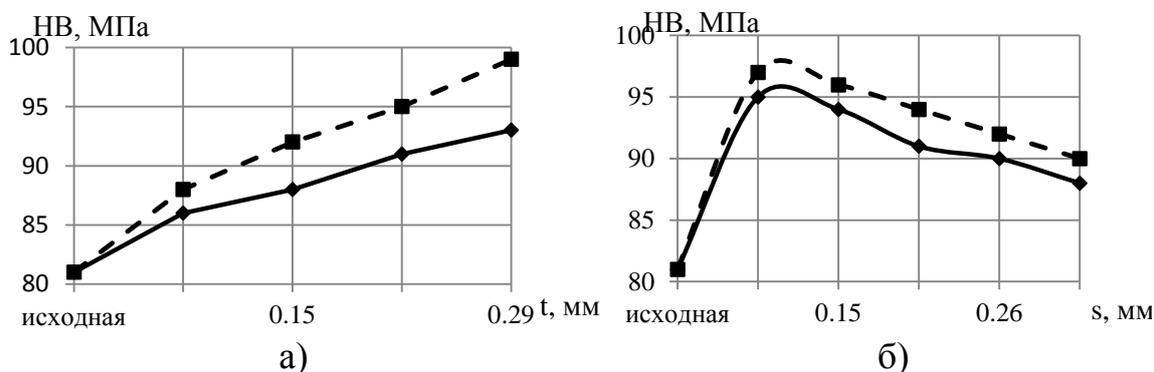


Рисунок 4 – Зависимость поверхностной твердости НВ от глубины внедрения (а) и подачи (б) ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения (а – $s=0,21$ мм/об; б – $t = 0,22$ мм)

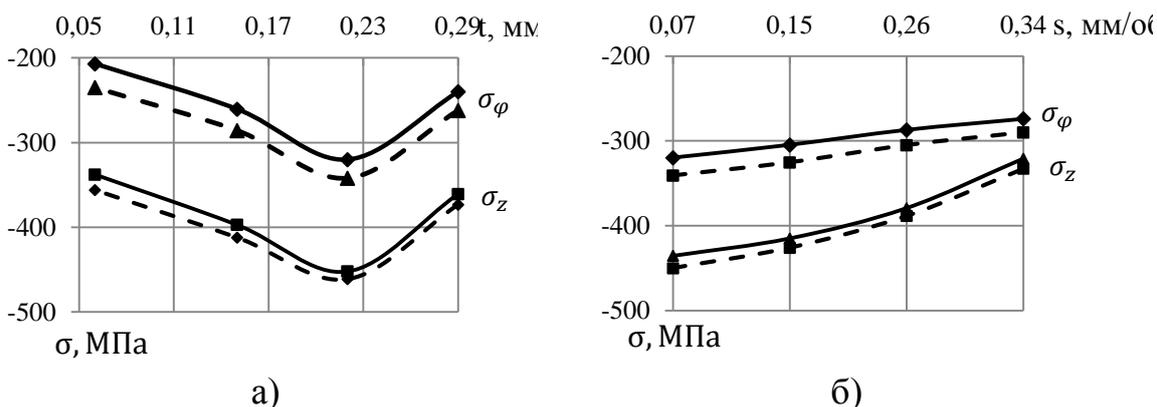


Рисунок 5 – Зависимость поверхностных остаточных напряжений от глубины внедрения (а) и подачи (б) ролика при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения (а – $s=0,07$ мм/об; б – $t = 0,22$ мм)

Микротвердость и глубина наклепа. На рис. 6 показано распределение микротвердости по поперечному сечению в зависимости от условия обработки.

При стесненном условии нагружения за счет изменения геометрии инструмента площадь контакта увеличивается, следовательно, происходит повышение глубины наклепа (больше в 1,3 раза). При деформировании в стесненном условии, за счет устранения пластического течения материала вокруг инструмента получены повышенные значения микротвердости.

Выводы:

1. Результаты экспериментальных исследований показали высокую эффективность использования стесненных условий деформирования при ППД для получения высокого качества поверхности по ряду показателей.

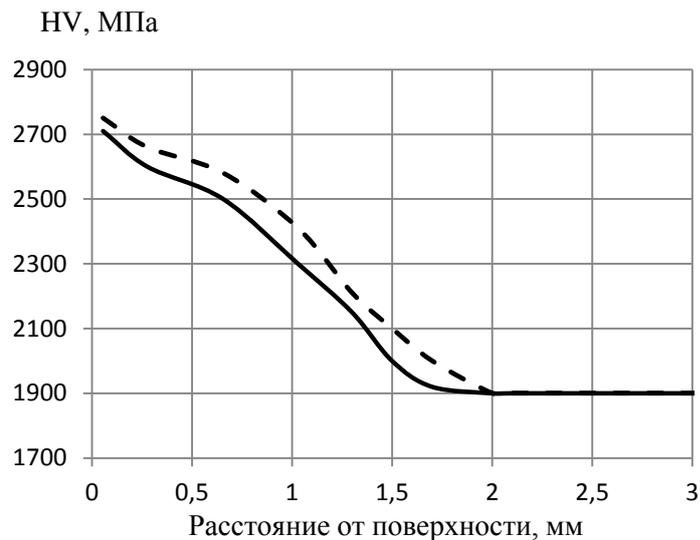


Рисунок 6 – Распределение микротвердости по поперечному сечению образцов при свободном (—) и стесненном (- - -) условиях нагружения ($t = 0,22$ мм, $s = 0,07$ мм/об, $n=125$ мин⁻¹)

2. При деформировании в стесненных условиях параметры шероховатости снижаются в 1,3-1,5 раза; поверхностная твердость и остаточное напряжение сжатия повышается соответственно на 2,4 - 7,4 % и 10 %; глубина наклепа увеличивается в 1,3 раза по сравнению с деформированием в свободных условиях нагружения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 152 с.
2. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.
3. Балтер М.А. Упрочнение деталей машин. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.
4. Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Кострюков А.А. Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 4. С. 162-168.
5. Зайдес С.А., Нго Као Кыонг Интенсификация напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при стесненных условиях нагружения // Вестник ИрГТУ. 2015. № 7. С 55-59.
6. Зайдес С.А., Нго Као Кыонг Оценка напряженного состояния при стесненных условиях локального нагружения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 10. С. 6-9.

7. Бубнов А.С. Правка валов стесненным сжатием / А.С. Бубнов, С.А. Зайдес // 2-ая Международная научно-техническая конференция «Технические науки, технологии и экономика» – Чита: ЧитГТУ, 2002. С. 84 – 91.

8. Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: ИрГТУ, 2001. – 312 с.

9. Ершов В.И, Глазков В.И., Каширин М.Ф. Совершенствование формоизменяющих операций листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1990. 311 с.

10. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение, 2007. 400 с.

А.Б. Сычков¹, А.Ю. Столяров², Г.Я. Камалова¹, Ю.Ю.Ефимова¹,
Л.Ю. Егорова³, А.Е. Гулин¹

¹ Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

² ООО Специальные технологии, г. Магнитогорск, Россия

³ Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ

В статье рассмотрена актуальная научно-технологическая задача по особенностям образования структуры поверхностных слоев тонкой холодно деформированной проволоки. В результате выявлены приповерхностные локальные участки с наличием вероятно турбулентного характера образования структуры, связанной с наличием в этой зоне сдвиговых напряжений, формирующих наряду с основными сдвиговыми деформациями дополнительную ротационную моду деформации. Выявлены особенности формирования строения перлитных колоний высокоуглеродистой стали.

The actual scientific and technological problem is considered in the article on the peculiarities of the formation of the structure of the surface layers of a thin coldly deformed wire. As a result, near-surface local areas with the presence of a possibly turbulent character of the formation of a structure associated with the presence of shear stresses in this zone, forming an additional rotational deformation mode along with the main shear deformations are revealed. The peculiarities of the formation of the structure of pearlitic colonies of high-carbon steel have been revealed.

При производстве тонкой проволоки значительно возрастает доля влияния поверхностных явлений в очаге деформации. При этом наблюдается увеличение прочности такой проволоки. Это явление можно пояснить также различием условий термической обработки, отвода тепла от проволоки при волочении, разностью свойств по сечению для проволоки разного диаметра. Установлено, что проволока тонких диаметров помимо повышения прочности, в большей степени, чем проволока больших диаметров, сохраняет пластические свойства.

Авторами работ [1, 2] показано, что в тонкой стальной проволоке диаметром 0,30-0,10 мм присутствует поверхностный слой глубиной порядка 20-

40 мкм, обусловленный дополнительными сдвиговыми деформациями при влочении проволоки, когда зона поверхностного слоя становится значительной частью общего сечения. Существуют три основные причины возникновения такого поверхностного слоя: механизм быстрого нагрева и закалки, который приводит к образованию продуктов структурных превращений; механизм реакции поверхности с окружающей средой; механизм пластического течения, в результате которого формируется мелкозернистая структура.

В настоящее время нет единой теории, объясняющей возникновение поверхностного слоя и его структурного состояния при процессах обработки металлов давлением. В работе [2] подтверждается наличие такого поверхностного слоя. Однако, с точки зрения механики сплошной среды нет оснований считать, что анализируемый слой существует.

В других работах [3,4] сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала рассматривается с позиций гидродинамики. Методами лазерного исследования, оптической и электронной микроскопии анализируется фрагментация поверхностных слоёв износа в трибологических парах.

В работе [5-7] подход к формированию микроструктуры поверхностного слоя материала вследствие трения при обработке металлов давлением основан на использовании коэффициента интенсивности скорости деформации, который контролирует толщину слоя интенсивной пластической деформации (ИПД). В обоих случаях авторами отмечен слой мелких деформированных зёрен, генерируемый на контакте материал-инструмент.

Существенное влияние оказывают неметаллические недеформируемые включения (НВ) на формирование микроструктуры деформированного металла. Так авторами работы [8, 9], рассматривается поведение НВ на различных этапах деформационной обработки сталей при производстве проволоки. Уже при горячей прокатке непрерывно-литой заготовки (НЛЗ) возникающие крутящие (ротационные) напряжения вызывают вращение включений при переходе от одной клетки к другой, что взаимосвязано с вихревым течением аустенитной матрицы в контакте с включением. НВ тормозят свободное развитие деформации перлита вблизи включений уже на ранних этапах деформации. В этом случае наблюдается изгиб пластин перлитных колоний и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

В настоящей работе проведены исследования особенностей формирования микроструктуры в поверхностных слоях тонкой стальной проволоки.

На рисунке 1 представлены микроструктуры, тонкой латунированной проволоки разных диаметров исследованные на РЭМ, при увеличении 2000 крат, анализ которых показывает следующее.

В состоянии после патентирования и латунирования микроструктура образцов проволоки № 1 диаметром 1,75 мм представляет собой дисперсную пластинчатую структуру (сорбит). Размер и форма перлитных колоний не отличаются по сечению образца и состоят из параллельных пластин цементита и фер-

рита. У поверхности наблюдаются прожилки феррита, редко в форме игл вид-манштетта. Межпластинчатое расстояние ферритных и цементитных пластин исходного образца составляет $\Delta = 0,08$ мкм.

Образцы проволоки № 2 и 3 (диаметр 1,73 мм и 1,574 мм соответственно), характеризуются некоторым уменьшением межпластинчатого расстояния в колониях, которые благоприятно ориентированы по направлению волочения. Межпластинчатое расстояние уменьшается до $\Delta = 0,07$ мкм. В микроструктуре образца № 3 (относительная степень деформации проволоки после патентирования составляет 19,1 %) пластины цементита приобретают волнообразную форму. При этом форма и размер перлитных колоний остаются неизменными по сечению.

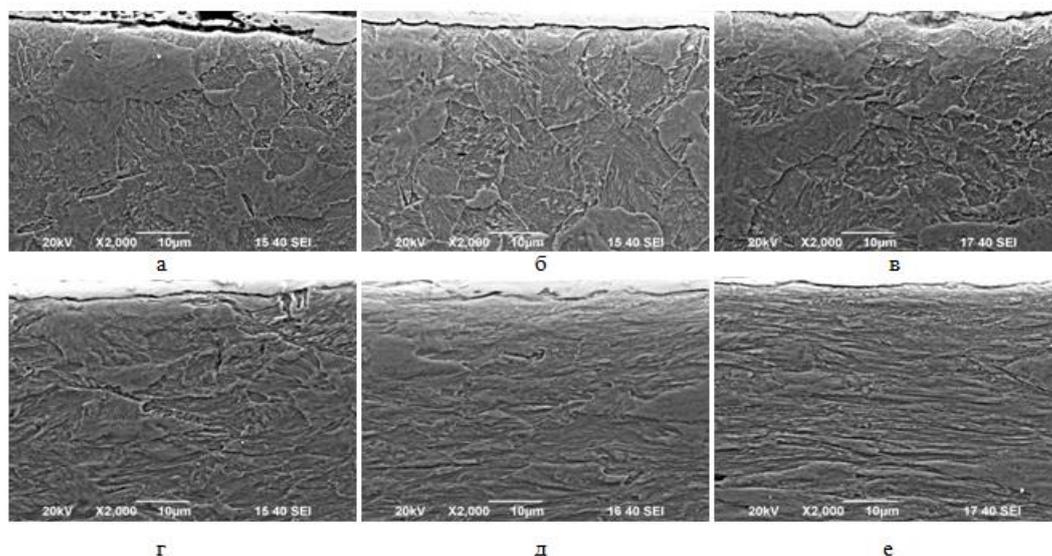


Рисунок 1 – Микроструктуры образцов (продольное сечение), поверхность:

- а) №1 - диаметр 1,75 мм (относительная степень деформации – $\varepsilon = 0$, патентированная проволоочная заготовка);
- б) № 2 – диаметр 1,73 мм ($\varepsilon = 2,3$ %); в) № 3 – диаметр 1,574 мм ($\varepsilon = 19,1$ %);
- г) № 4 - диаметр 1,325 мм ($\varepsilon = 42,7$ %); д) № 5 - диаметр 1,113 мм ($\varepsilon = 59,6$ %);
- е) № 6 – диаметр 0,933 мм ($\varepsilon = 71,6$ %). РЭМ

На образце № 4, при относительной степени деформации 42,7 %, по всему сечению колонии перлита вытягиваются вдоль направления волочения, более интенсивное образование волокнистой структуры характерно для поверхностного слоя. В колониях перлита, ориентированных преимущественно вдоль оси волочения, происходит уменьшение межпластинчатого расстояния до $\Delta = 0,06$ мкм, а в колониях, пластины которых ориентированы нормально к оси волочения, пластины изгибаются и приобретают волнообразную форму (рисунок 2).

На образцах проволоки № 5 и 6 (диаметр 1,113мм, $\varepsilon = 59,6$ %; и 0,933 мм и $\varepsilon = 71,6$ % соответственно) колонии перлита вытягиваются преимущественно вдоль направления волочения в большей степени. В колониях, пластины кото-

рых ориентированы вдоль оси волочения, межпластинчатое расстояние уменьшается. В колониях, ориентированные нормально по направлению деформации, пластины изгибаются в большей мере.

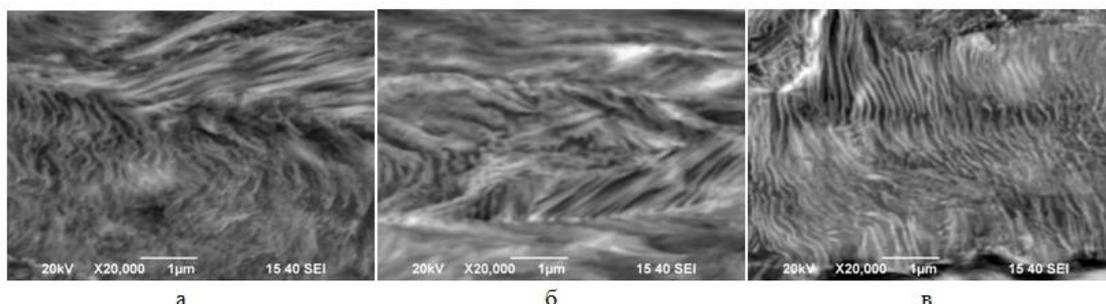


Рисунок 2 – Микроструктура образца № 4, x20000:
а – поверхность; б – 0,5 г; в – центр

На данных этапах деформации колонии перлита фрагментируются. Кроме того, на образце № 6 в поверхностном слое можно наблюдать участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости (рисунок 3).

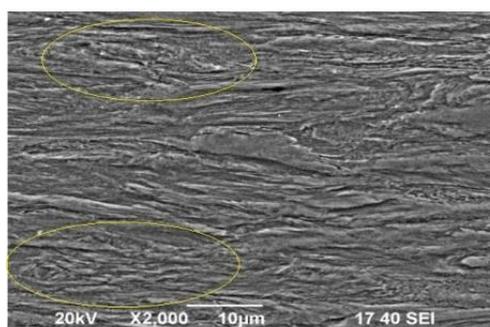


Рисунок 3 – Микроструктура образца № 6 (поверхность), выделены участки структуры, где течение металла подобно турбулентному течению жидкости, РЭМ

Данное явление также можно наблюдать в некоторых участках образцов, где есть неметаллические включения (рисунок 4). При этом пластины перлитных колоний изгибаются и возникают локальные зоны концентрации напряжений, а также участки с развитием неоднородной деформации.

Видимо, формирование сложного напряженно-деформированного состояния в поверхностных слоях тонкой проволоки можно описать следующей возникновению частичной ротационной пластической деформации – схемой: наряду с главными нормальными напряжениями в этих слоях преобладают дополнительные сдвиговые напряжения, которые приводят к деформации кручения, что приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки. При дальнейшем накоплении энергии деформации и турбулизации поверхностной

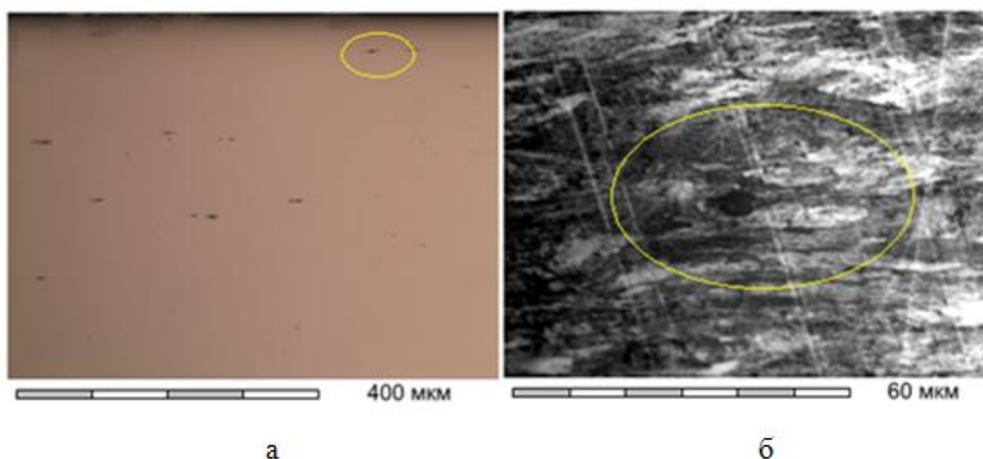


Рисунок 4 – Образец № 6 (продольное сечение): а – неметаллические включения (нетравленный шлиф) $\times 200$; б – силикат недеформирующийся, $\times 1500$

деформации при уменьшении диаметра проволоки возможно определение уровня предельной деформируемости металла до его разрушения вследствие наклепа. Изменение микроструктуры проволоки приводит к изменению ее прочностных свойств. Для исследования зависимости механических свойств от степени деформации тонкой проволоки определили микротвёрдость металла по Мартенсу (ISO 14577) на образце № 5 (диаметр 1,113 мм) в радиальном направлении от поверхности к центру с шагом 5 мкм с максимальной нагрузкой 10 мН. На рисунке 5 показано распределение микротвёрдости по Мартенсу, выполненное для двадцати измерений на общую глубину 0,01 мм.

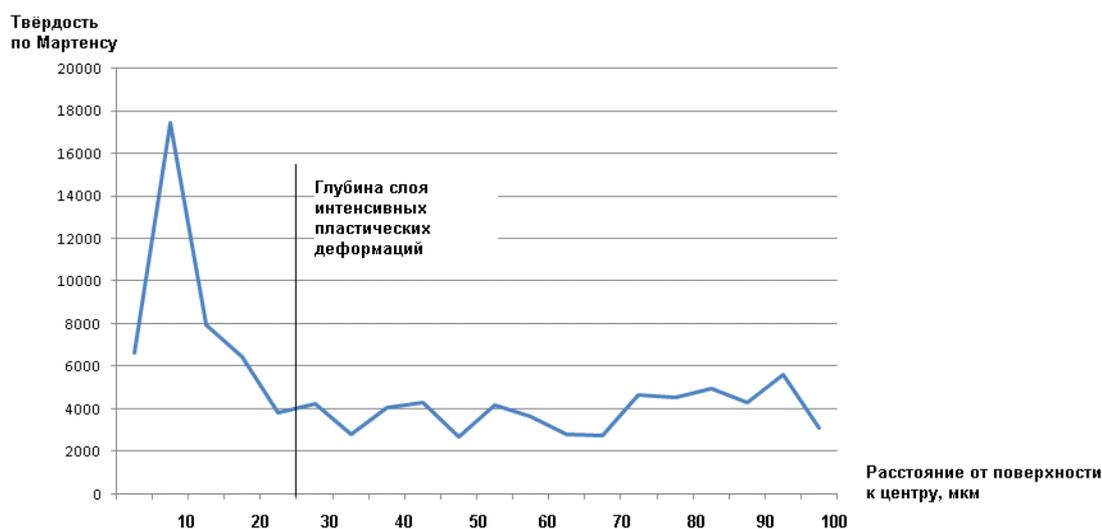


Рисунок 5 – Распределение микротвёрдости по Мартенсу на образце холодно-деформированной проволоки диаметром 1,113 мм в радиальном направлении от поверхности к центру

Как видно из представленного распределения твёрдости по сечению проволоки диаметром 1,113 мм, в радиальном направлении на поверхности чётко

идентифицирован слой повышенной твёрдости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твёрдости позволяет считать, что степень деформации в данном слое значительно выше, чем в остальной части сечения образца. Пониженное единичное значение твёрдости на поверхности образца связано, вероятно, с наличием слоя латуни.

Определенный интерес представляет исследование тонкой микро-структуры проволоки при помощи ПЭМ. Электронно-микроскопическое исследование структуры катанки диаметром 5,5 мм и проволоки диаметром 4,2 мм (рисунок 6) показало, что структура в исходном горячекатаном состоянии по сечению однородная и представляет собой феррито-карбидную смесь (перлит) с максимальным межпластинчатым расстоянием порядка 0,2 мкм. В структуре присутствует небольшое количество свободного феррита. При исследовании микро-структуры поверхностных слоев катанки диаметром 5,5 мм на ПЭМ, в ферритной составляющей наблюдается повышенная плотность дислокаций (рисунок 6,а), которые соединяют цементитные пластины. На темнопольном изображении в рефлексе цементита (рисунок 6,б) видно, что участки однородного контраста цементита недостаточно протяженные, что свидетельствует о несовершенном строении цементитных пластин. На рис. 6 в показана перлитная колония, в которой начался процесс растворения цементитных пластин за счет выхода углерода на дислокации.

В осевой зоне катанки диаметром 5,5 мм наблюдаются участки дефектного блочного феррита и участки хрупко разрушенных цементитных пластин перлита (рисунок 7 а, б).

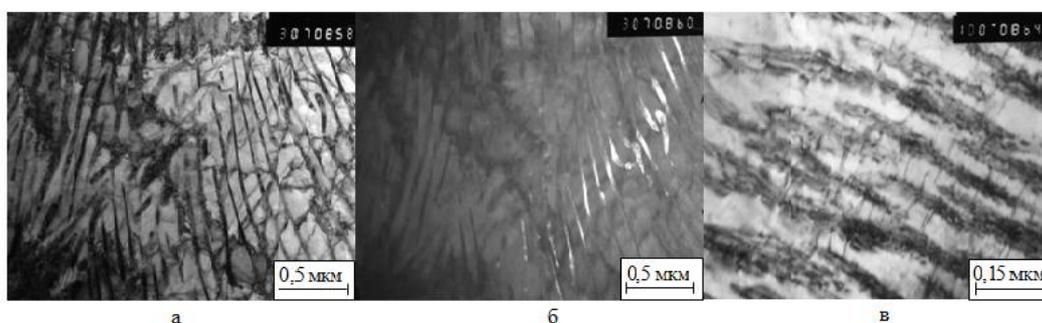


Рисунок 6 – Структура катанки диаметром 5,5 мм (поверхность):
а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита; в – светлопольное изображение

На рисунке 8 представлены структуры образцов проволоки диаметром 4,2 мм – поверхность. Структура однородная и представляет собой тонкопластинчатый перлит. Пластины цементита изгибаются, теряя свою параллельность. При деформации наблюдается смещение и фрагментация цементитных пластин.

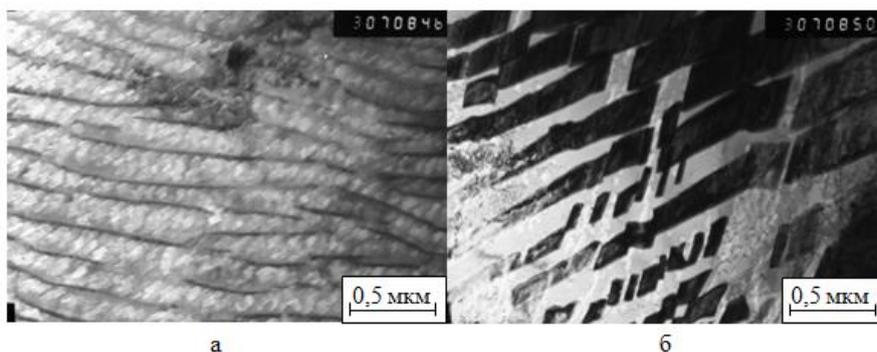


Рисунок 7 – Структура катанки диаметром 5,5 мм (центр):
 а – светлопольное изображение, блочный феррит; б – участок
 с разрушенными цементитными пластинами

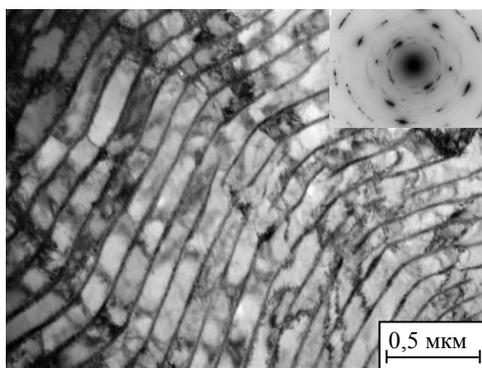


Рисунок 8 – Структура проволоки диаметром 4,2 мм (поверхность),
 светлопольное изображение, электроннограмма

Этот эффект связан с движением дислокаций. В ферритной составляющей происходит формирование ячеистой дислокационной субструктуры (рисунок 8, а). Электроннограмма имеет кольцевой характер (рисунок 8, б).

В центральной части образцов (диаметр 4,2 мм) пластины цементита и феррита, которые имеют волнообразный характер, образуют S - образные полосы сброса (рисунок 9, а), которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого гетерогенного материала. Процесс деформации, локализованной в узких микрообъемах, по мере роста напряжений идет до исчерпания запаса пластичности этих зон. На определенной стадии деформации в полосах сброса образуются субмикротрещины, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала [10]. На данном этапе деформации происходит растворение цементитных пластин (рисунок 9, б). Также в структуре центральной части проволоки после деформации наблюдаются участки полностью разрушенного перлита (рисунок 9, в) и практически кольцевая дифракция.

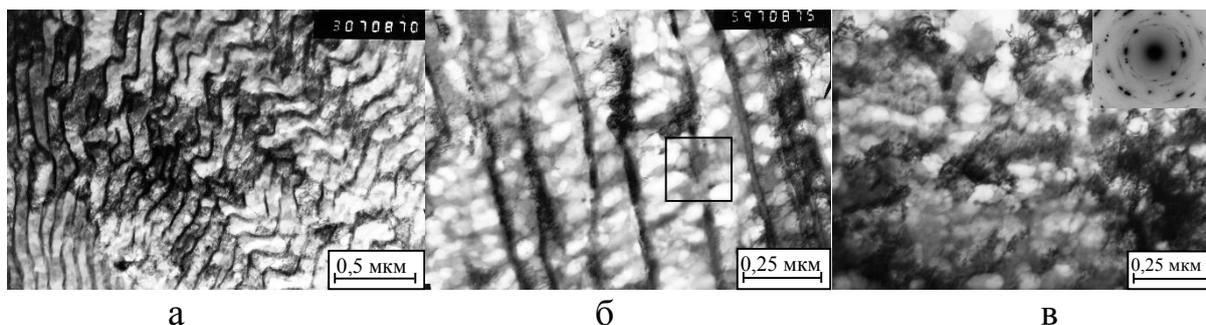


Рисунок 9 – Структура проволоки диаметром 4,2 мм (центр):
 а – S-образные полосы сброса; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита, выделен участок, где цементит растворился;
 в – полностью разрушенный перлит, практически кольцевая дифракция от разрушенного перлита

Заключение

1. Установлено исследованиями посредством РЭМ при увеличениях 2000, 5000 и 20000х, что в отдельных поверхностных участках проволоки при волочении, в условиях сдвиговой неустойчивости, возникает локализация деформации, при этом механизм деформации данного поверхностного слоя подобен течению жидкости в виде турбулентного завихрения структурного строения проволоки. Такие участки наблюдаются на некоторой глубине от поверхности - до 25 мкм и протяженность этого слоя составляет примерно ту же величину.

2. Показано, что изменение структуры сорбита после патентирования и латунирования тонкой проволоки с увеличением степени деформации приводит к следующим особенностям:

- колонии, которые ориентированы вдоль направления волочения, деформируются с уменьшением межпластинчатого расстояния, при этом параллельность пластин сохраняется; в колониях, которые ориентированы нормально или под большим углом к оси волочения, пластинчатая форма цементита трансформируется в волнообразную форму, пластины изгибаются и разрушаются, разделяясь на фрагменты;

- в поверхностных слоях тонкой проволоки наряду с главными напряжениями, возникают дополнительные сдвиговые напряжения и деформации, приводящие возможно ротационной моде деформации, что и приводит к увеличению микротвердости поверхности проволоки.

3. Вышеуказанная динамика изменения структуры при увеличении степени деформации подтверждается проведением измерения микротвердости. Твёрдость по сечению проволоки диаметром 1,113 мм в радиальном направлении на поверхности имеет участки повышенной твёрдости глубиной порядка 25 мкм. Увеличение твёрдости позволяет считать, что степень деформация в данных поверхностных участках значительно выше, чем в остальной части сечения образца.

4. ЭМИ на ПЭМ позволяют отметить то, что при интенсификации деформации металла, происходит образование S – образных полос сброса, которые являются зонами локализации пластической деформации в структуре пластинчатого материала. На определенной стадии деформации в полосах сброса возможно образование субмикротрещин, которые могут инициировать разрушение прилегающих объемов материала. В структуре происходит хрупкое разрушение цементитных пластин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Столяров, А.Ю. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки/А.Ю. Столяров, В.А. Харитонов//Сталь. - 2012. - № 12. - С. 45-47.

2. Панин, В.Е. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики/Панин В.Е., А.В. Колубаев, А.И. Слосман и др.//Физическая мезомеханика. - Т. 3. - № 1. - 2000. - С. 67-74.

3. Тарасов, С.Ю. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении/С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов//Физика твёрдого тела. - Т. 53. - Вып. 2.- 2011. - С. 336-340.

4. Kolubaev A. Scale-dependent subsurface deformation of metallic materials in sliding/A. Kolubaev, S. Tarasov, O. Sizova, E. Kolubaev//Tribology International. - V. 43. - 2010. - P. 695–699.

5. Гольдштейн, Р.В. Подход к предсказанию формирования микроструктуры материала вблизи поверхностей трения при развитых пластических деформациях/Р.В. Гольдштейн, С.Е. Александров//Физическая мезомеханика. - Т. 17. - № 5. - 2014. - С. 15-20.

6. Alexandrov, S. Singular solutions in viscoplasticity under plane strain conditions/S. Alexandrov, Y. Mustafa//Meccanica.- 2013.-V.48.-P.2203-2208.

7. Alexandrov, S. A numerical method for determining the strain rate intensity factor under plane strain conditions/Sergei Alexandrov, S.Y. Kuo, Y.R. Jeng//Continuum Mech. Thermodyn. – 2016. - 28. -P. 977 – 992.

8. Губенко С.И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений/ С.И. Губенко. – Днепропетровск: НМетАУ. ИЦ «Системные технологии», 2014. – 301 с.

9. Сычков, А.Б. Металлургические и металловедческие аспекты производства высоко-углеродистой катанки/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. - Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 257 с.

10. Тушинский Л.И. Структура перлита и конструктивная прочность стали/Л.И. Тушинский, А.А. Батаев, Л.Б. Тихомирова. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 280 с.

М.В. Рашковец, А.А. Никулина

Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ СПЛАВОВ Ni-Cr-Mo И Ni-Co-Cr

В статье рассматриваются структурные особенности и фазовый состав образцов сплавов на основе никеля, сформированных методом гетерофазной лазерной порошковой металлургии (аддитивные технологии). Структурные и фазовые исследования исходного порошкового материала и выращенных образцов исследовались с использованием методов оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ.

Features of structure and phase composition of nickel-based alloys obtained by heterophase laser powder metallurgy (additive technology) was discussed in the paper. The structure and phase composition of the initial material and as-deposited samples was studied using optical and scanning electron microscopy, X-ray analysis and transmission electron microscopy. Investigations were conducted at NSTU Materials Research Center.

Гетерофазная лазерная порошковая металлургия – метод аддитивного производства, основанный на одновременной подаче исходного порошкового материала и лазерной энергии в рабочую область формирования детали (рисунок 1). Аддитивное производство в совокупности с прямой подачей исходного материала представляет наиболее перспективный кластер аддитивных технологий и может применяться при восстановительных операциях изношенных частей комплексных деталей сложной геометрии [1, 2].

Частицы исходной порошковой композиции, подающиеся в рабочую область построения потоком сформированной сжатой газопорошковой струи, при попадании в область лазерного воздействия полностью или частично расплавляются. При этом формируется литая структура с наличием дендритой и дисперсной областей по сечению изделия. Предыдущие работы показали, что рабочие режимы оказывают сильное влияние на микроструктуру формирующегося сплава, которые в свою очередь влияют на конечные механические свойства готовых деталей [3-5].

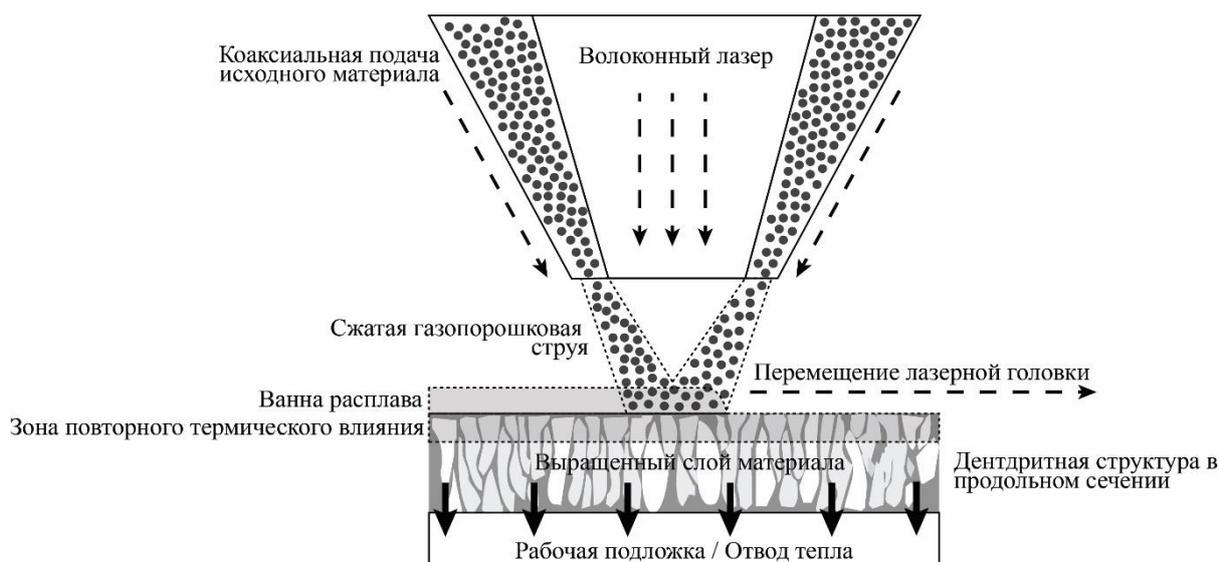


Рисунок 1 – Схема процесса гетерофазной лазерной порошковой металлургии

Для того чтобы оценить влияние мощности лазерного излучения на толщину стенки, структуру и фазовый состав образцов, рабочие режимы скорости сканирования, скорости подачи порошка и диаметр лазерного пятна оставались постоянными. Режимы, принятые за константу в данном исследовании, были подобраны исходя из технологических опытов и исследований динамики переноса порошка [6]. В работе исследуется влияние мощности лазерного излучения, варьирующаяся в диапазоне от 250 до 1500 Вт, на структуру, фазовый состав и толщину стенки образцов, сформированных гетерофазной лазерной порошковой металлургией порошков сплавов на основе Ni. Постоянными параметрами установки являлись: скорость сканирования 1,2 м/с, скорость подачи порошковой композиции 45 г/мин, диаметр лазерного пятна 1,2 мм.

В соответствии с данными микрорентгеноспектрального анализа, исходные порошковые композиции, полученные методом газовой атомизации, были условно разделены на 2 системы: система Ni-Cr-Mo и система Ni-Co-Cr. В таблице представлены химические составы исходных порошков. Согласно рентгенофазового анализа фазовым составом исходных порошков обеих систем является твердый раствор на основе никеля.

Таблица – Химический состав исходных порошков

Хим. элемент, содержание, вес %	Ni	Cr	Mo	Nb	Si	Mn	Co	Ti	W	Al	C
система Ni-Cr-Mo	58,5	21,78	10,88	3,87	0,51	0,66	-	-	-	-	1,4
Система Ni-Co-Cr	51,8	9,96	3,9	2,6	-	-	13,8	3,14	8,58	3,9	2,3

Порошок системы Ni-Cr-Mo имел дисперсность 80...120 мкм и состоял из частиц, имевших в основной массе форму близкую к сферической, поверхность частиц отличалась сколами (рисунок 2 а, б). Дисперсность исходного порошка системы Ni-Co-Cr составила 70...90 мкм. Частицы имели преимущественно глобулярную форму и бездефектное дендритное строение с гладкой поверхностью (рисунок 2 в, г).

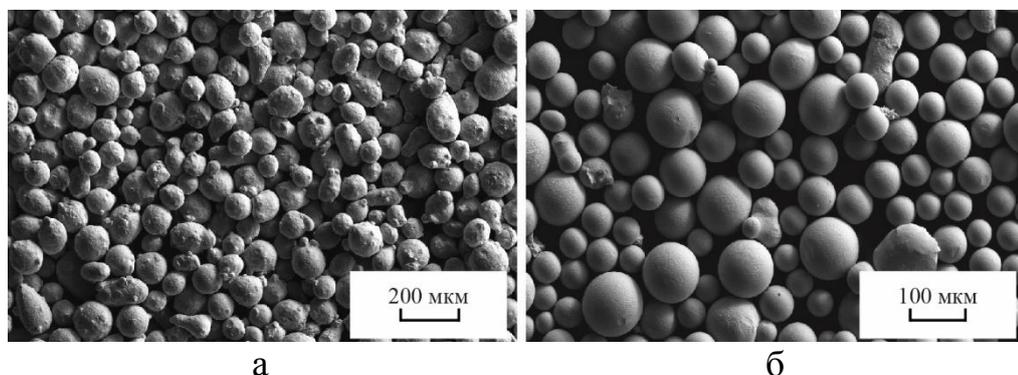


Рисунок 2 – Исходные порошки: система Ni-Cr-Mo (а); система Ni-Co-Cr (в)

При помощи светового и растрового микроскопов были проведены микроструктурные исследования различных сечений образцов. Высокая скорость охлаждения за счет быстрого отвода тепла в рабочую подложку приводит к направленному росту зерен против направления потока тепла, вследствие чего образуется столбчатая структура продольного сечения относительно лазерного сканирования (рисунок 3 а, б). При этом дендриты нижней части, подвергающиеся наиболее быстрому отводу тепла, в основном состоят из осей первого порядка. Равномерный нагрев 2661,45 °С и максимальная скорость охлаждения 61217,9 °С/сек были получены моделированием первого слоя при средней мощности 750 Вт для никелевого сплава, схожего по химическому составу с используемыми в эксперименте (рисунок 4).

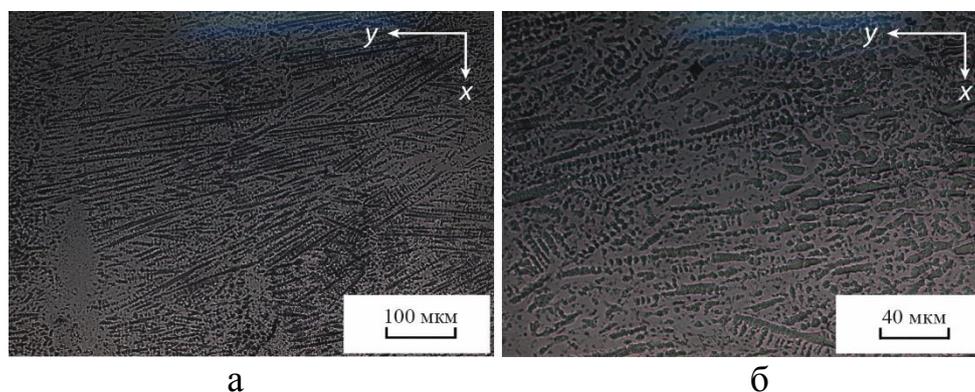


Рисунок 3 – Продольное сечение образца системы Ni-Cr-Mo при 1000 Вт с различным увеличением (а, б)

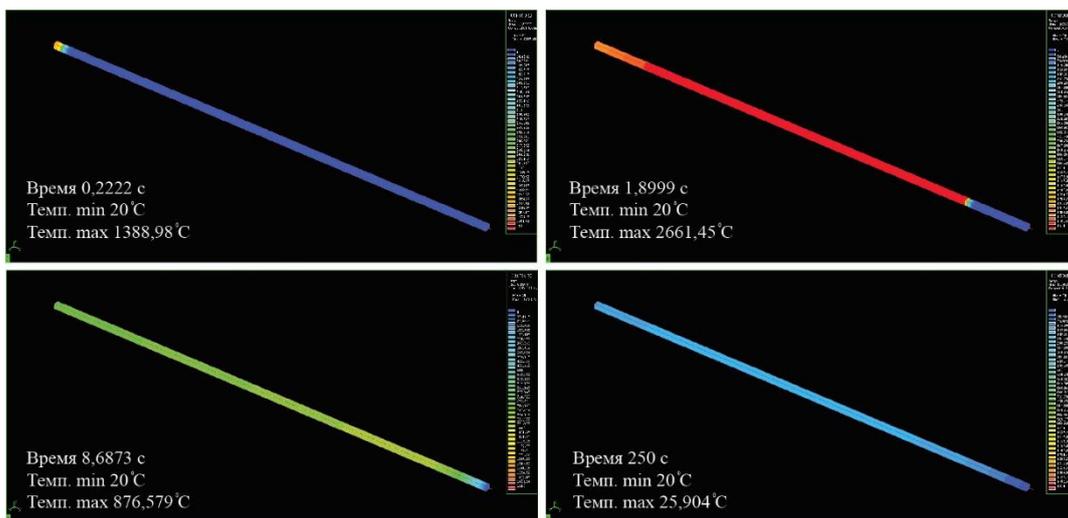


Рисунок 4 – Температурный контур

Вследствие более низкого температурного влияния дендриты среднего слоя имеют оси второго порядка со средним размером 12 мкм при мощности в 500 Вт и 18 мкм при 1000 Вт (рисунок 5 а, б). Исследования относительно расстояния между осями второго порядка при аддитивном производстве образцов, свидетельствуют об увеличении расстояния при уменьшении скорости сканирования [7]. Так как в данной работе изменению подвергается мощность лазерной энергии при постоянных остальных параметрах, можно предположить, что наличие осей второго порядка зависит и от мощности лазерного излучения, рост которой приводит к увеличению расстояния между осями второго порядка.

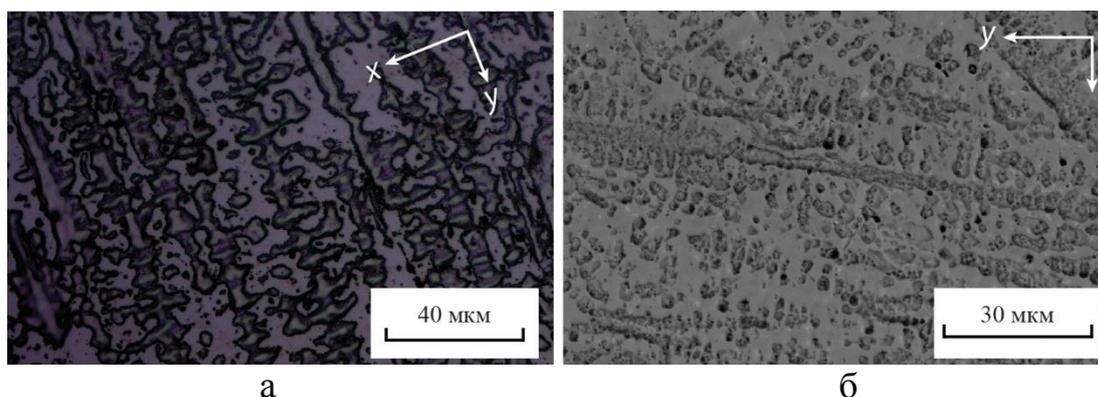


Рисунок 5 – Оси второго порядка образца системы Ni-Cr-Mo: 500 Вт (а); 1000 Вт (б)

В образцах, сформированных на малых мощностях в обеих системах, были выявлены не полностью расплавленные частицы исходного материала. При этом вокруг частиц присутствуют поры, которые могут оказывать неблагоприятное влияние на механические свойства детали, являясь концентраторами напряжений (рисунок 6 а, б).

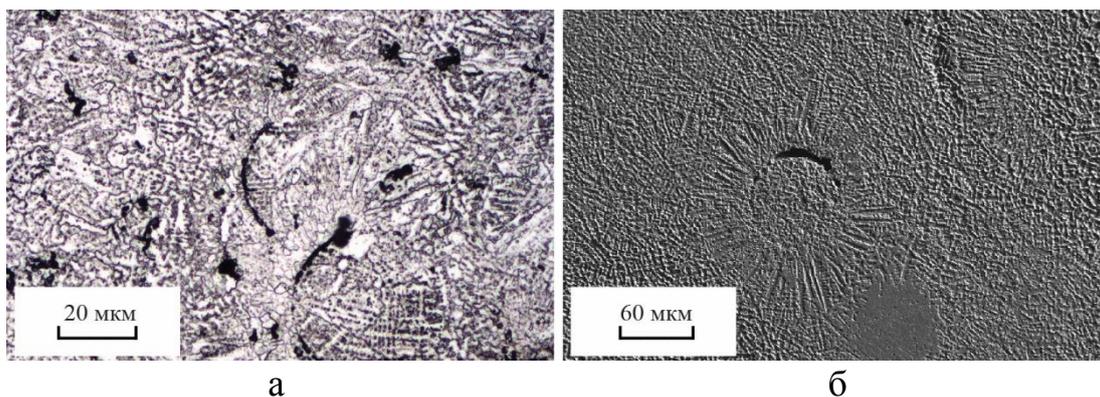


Рисунок 6 – Нерасплавившиеся частицы исходного материала: система Ni-Cr-Mo при 250 Вт (а); система Ni-Co-Cr при 450 Вт (б)

В образцах системы Ni-Cr-Mo, полученных при более высокой мощности в 500 Вт (рисунок 7 а), и образцах системы Ni-Co-Cr при мощности в 900 Вт наблюдается рост зерен с ориентацией, возникшей вследствие кристаллизации от частиц исходного порошка (рисунок 7 б). Наличие таких центров кристаллизации подтверждает теоретические расчеты СПбГТУ, представленные в работе [6], о формировании объемной кристаллизации при гетерофазной лазерной порошковой металлургии. При более высоких мощностях не расплавившихся частиц обнаружено не было, что подтверждается компьютерным моделированием при мощности 750 Вт (рисунок 4).

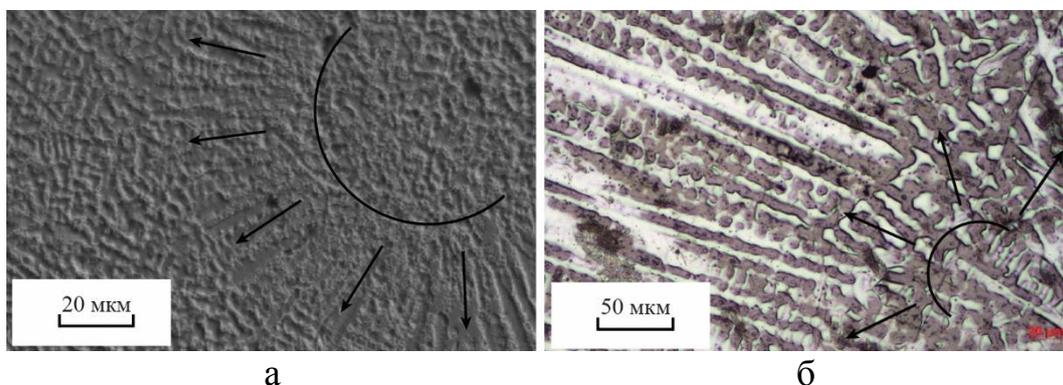


Рисунок 7 – Объемная кристаллизация: система Ni-Cr-Mo при 500 Вт (а); система Ni-Co-Cr при 900 Вт (б)

Исследование химического состава проводилось методом микрорентгеноспектрального анализа в продольном сечении перпендикулярно дендритным зернам, так как концентрация выделившихся фаз локализуется по границам зерен. Распределение химических элементов на поверхности образцов обеих систем показало равномерный состав, соответствующий исходным порошкам (рисунок 8 а, б).

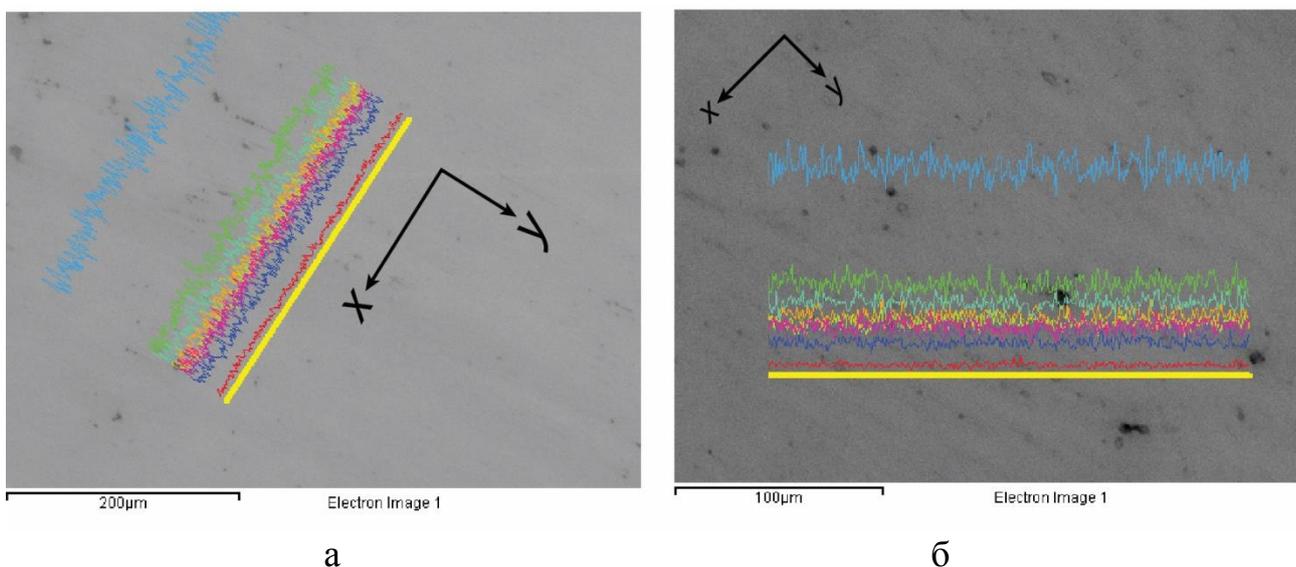


Рисунок 8 – Микрорентгеноспектральный анализ: система Ni-Co-Cr при 450 Вт (а); система Ni-Cr-Mo при 1500 Вт (б)

Согласно публикации [3] размеры упрочняющих фаз имеют значительно малые размеры и фиксирование их наличия при использовании микрорентгеноспектрального анализа затруднительно. Фазовый состав всех образцов обеих систем также показал твердый раствор на основе никеля, аналогичный исходным порошкам. При этом небольшое расхождение экспериментальных и теоретических пиков выращенных образцов на $\Delta 2\theta = 1.58^\circ$ обусловлено искажением размеров кристаллической решетки Ni вследствие распределения атомов легирующих элементов.

При исследовании тонких структур, матрица образцов обеих систем в соответствии с химическим анализом представлена твердым раствором на основе никеля, что также подтверждает рентгенофазовый анализ. На рисунке 9 показано наличие большого количества упрочняющей γ' -фазы Ni₃(Al, Ti, Nb), что подтверждает механизм растворного упрочнения внутри матрицы.

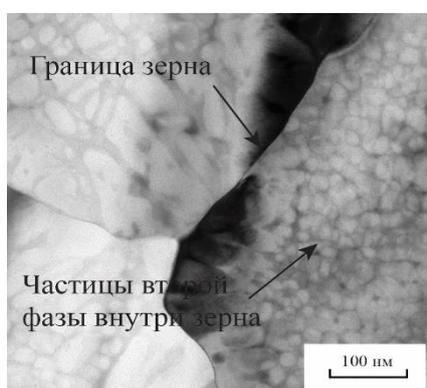


Рисунок 9 – Тонкая структура выращенного образца системы Ni-Co-Cr при 450 Вт

Присутствие карбидов в виде цепочки по граница зерен в выращенном образце системы Ni-Co-Cr с приблизительно химической формулой близкой

к $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{W})\text{C}$ (рисунок 10, а) и наличие отдельно выделившихся частиц, химический анализ которых близок к $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Nb}, \text{Ti}, \text{W})$, что соответствует упрочняющей γ' -фазе (рисунок 10,б), свидетельствуют о фазовом механизме упрочнения.

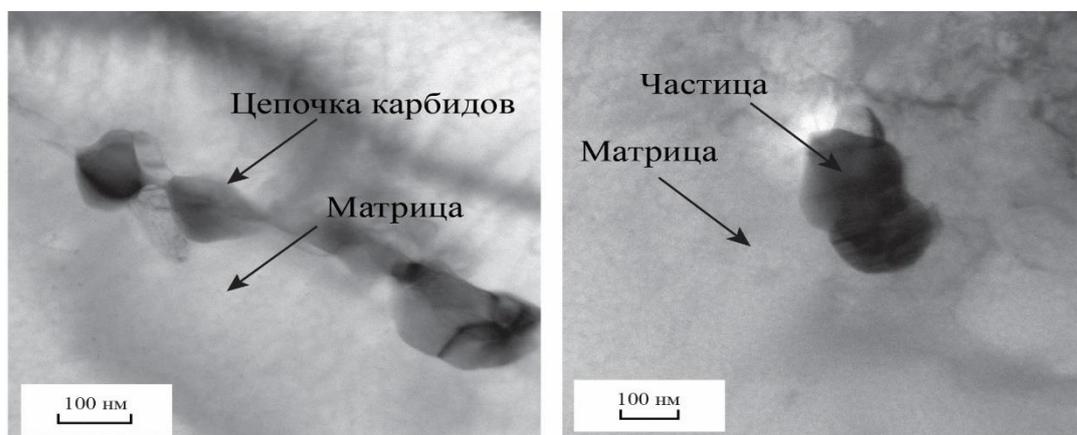


Рисунок 10 – Тонкая структура выращенного образца системы Ni-Co-Cr при 450 Вт: цепочка карбидов (а); частицы (б)

В дальнейшем планируется провести детальное исследование фазового состава сформированных материалов с использованием методов дифракции электронов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Khaing M. W., Fuh, J. Y., H.; Lu, L. Direct Metal Laser Sintering for Rapid Tooling: Processing and Characterisation of EOS Parts // J. Mater. Process. Technol. 2001. P. 269–272. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)00584-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00584-2).
2. Особенности структуры и фазового состава материалов на основе никеля, сформированных высокоскоростным прямым лазерным выращиванием / М.В. Рашковец, А.А. Никулина // VI Региональная научно-практическая конференция с международным участием: сборник материалов конференции / ОмГТУ, Омск, 28 апреля 2017.: Изд-во ОмГТУ, 2017 – С.52-56. ISBN 978-5-8149-2475-9.
3. Hanzl P., Zetek M., Bakša T, Kroupa T. The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of SLM Parts // Procedia Engineering, 2015. Vol. 100. P. 1405–1413.
4. Nie P., Ojo O.A., Li Zh. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // [Acta Materialia](#), 2014. Vol.77. P. 85–95.
5. Long Yi., Nie P. Segregation of niobium in laser cladding Inconel 718 superalloy // [Transactions of Nonferrous Metals Society of China](#), 2016. Vol.26. P. 431–436.
6. Turichin G., Klimova O., Zemlyakov E., Babkin K., Somov V. Technological foundations of high-speed direct laser deposition of products by the method of hetero-phase powder metallurgy // Scientific and technical journal «Fotonika», 2015. №4. P. 68–83.
7. Nie P., Ojo O.A., Li Zh. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // [Acta Materialia](#), 2014. Vol.77. P. 85–95.

А.А. Уманский¹, А.В. Головатенко², Т.Н. Осколкова¹, А.Г. Щукин¹

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

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ЗАГОТОВОК НА УДАРНУЮ СТОЙКОСТЬ ПОМОЛЬНЫХ ШАРОВ

В результате исследований на ударную стойкость шаров производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» диаметром 60 мм и 50 мм, проведенных на копровой установке, установлено, что стойкость шаров, прокатанных из заготовок с наличием флокенов, значительно ниже по отношению к шарам, прокатным из заготовок без видимых внутренних дефектов. Наличие флокенов в изломах шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость и прокатанных из заготовок отбракованных по данному виду дефекта, подтверждено проведенными металлографическими исследованиями.

As a result of studies on the impact resistance of balls produced by "EVRAZ ZSMK" with a diameter of 60 mm and 50 mm, carried out on the copra installation, it was found that the resistance of balls rolled from billets with the presence of flocs is significantly lower in relation to balls rolled from billets without visible internal defects. The presence of flocs in the fractures of balls that did not withstand the impact resistance test and rolled from blanks rejected for this type of defect is confirmed by metallographic studies.

Требования к качеству макроструктуры исходных заготовок для изготовления помольных шаров определяются тем фактом, что помольные шары в процессе эксплуатации в размольно-дробильном оборудовании подвергаются многократным ударным нагрузкам [1]. Наличие внутренних несплошностей значительно повышает вероятность хрупкого раскола помольных шаров, поэтому в исходных заготовках такие дефекты являются недопустимыми. Наиболее опасными для помольных шаров являются флокены и остатки усадочной раковины [2]. По классификатору внутренних дефектов [3] флокены представляют собой дефект макроструктуры в виде тонких извилистых трещин длиной до нескольких десятков миллиметров, расположенных произвольно в разных направлениях по всему сечению металла за исключением краевой зоны. При этом флокены в изделиях после прокатки преимущественно ориентированы в направлении, перпендикулярном к направлению прокатки. В изломе изделий

флокены обнаруживаются, как пятна серебристого цвета с гладкой поверхностью, имеющие округлую или эллипсоидную форму.

Согласно существующих представлений основной причиной образования флокенов в катаных стальных изделиях является повышенная концентрация водорода, при этом водород оказывает значимое влияние на процесс образования флокенов при его концентрации в стали более 2 ppm.

Наиболее часто флокены образуются в катаных заготовках и изделиях с относительно большим сечением [4, 5]. При этом флокеночувствительными считаются углеродистые (более 0,25-0,30% углерода) и легированные стали перлитного, перлитно-мартенситного и мартенситного классов.

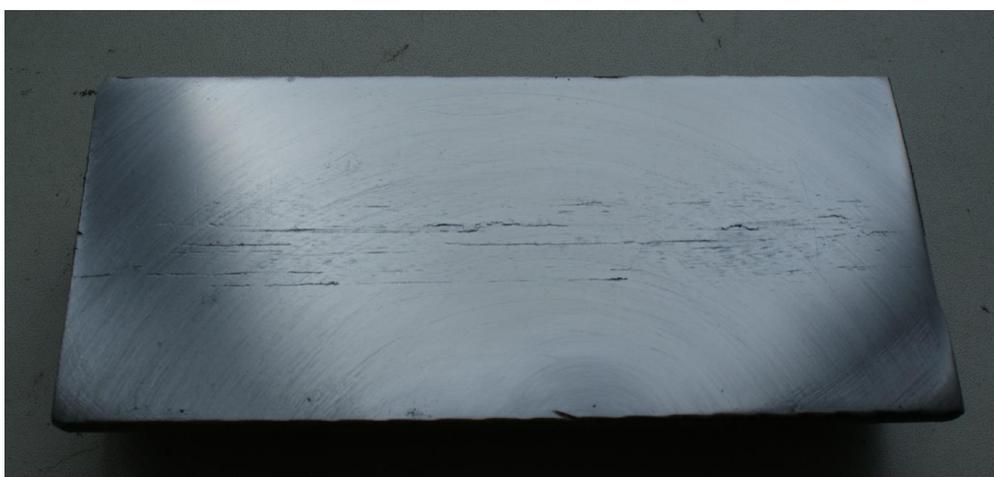
Внутренние напряжения, возникающие в стальных изделиях в процессе их обработки, оказывают значительное влияние на образование флокенов. К внутренним напряжениям относятся термические, структурные и деформационные напряжения. Термические напряжения обусловлены неравномерностью нагрева и охлаждения по сечению изделия. С возрастанием термических напряжений флокеночувствительность увеличивается, что в частности подтверждается данными исследований [6]. Структурные или фазовые напряжения вызваны неравномерностью протекания фазовых превращений по сечению изделия, либо в осях и межосных объемах дендритов. Это обусловлено различным удельным объемом структурных составляющих в связи с разновременностью фазовых превращений в них. Данные напряжения распределены в различных объемах стали неравномерно и различны по величине и знаку. Влияние структурных напряжений на флокенообразование подтверждено в работе [6]. Деформационные напряжения образуются в изделиях, подвергнутых горячей механической обработке. При этом такие напряжения возрастают с увеличением степени и скорости обжатия, а также с понижением температуры окончания горячей деформации. В работе [7] делается вывод, что увеличение напряжений деформации повышает флокеночувствительность стали.

Существует мнение, что на образование флокенов значимое влияние оказывает характер напряжений (растягивающие или сжимающие). Так в работах [8, 9] отмечается, что только растягивающие напряжения при совместном действии с водородом могут вызывать образование флокенов, что объясняется обогащением зон растягивающих напряжений водородом, который, собираясь возле дислокаций и других зародышей трещин, способствует зарождению и распространению трещин, особенно на межфазных границах. Однако, с другой стороны, наличие на поверхности сжимающих напряжений может препятствовать диффузионному удалению водорода с поверхности и, как следствие, увеличить вероятность образования флокенов. В процессе поперечно-винтовой прокатки шаров в отличие от стандартных методов продольной прокатки имеют место только растягивающие напряжения.

С целью определения закономерностей влияния качества исходных заготовок на ударную стойкость помольных шаров проведены экспериментальные исследования. Испытаниям на копроной установке подвергали шары диамет-

ром 50 мм и 60 мм производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК», прокатанные из заготовок с флокенами и шары, произведенные из заготовок без видимых дефектов макроструктуры.

Наличие флокенов в заготовках определяли путем макроскопического исследования на продольных образцах. Выявленные дефекты в соответствии с ГОСТ 10243-75 классифицируются, как флокены – тонкие, извилистые, беспорядочно ориентированные трещины (рисунок 1). При анализе макроструктуры шаров выявлены трещины (рисунок 2), которые в соответствии с ГОСТ 10243-75 представляют собой не заварившиеся при обжати заготовки флокены и имеют вид несплошностей различной величины и формы. Вид и форма трещин в макроструктуре шаров предопределяется трансформацией флокенов при поперечно-винтовой прокатке.



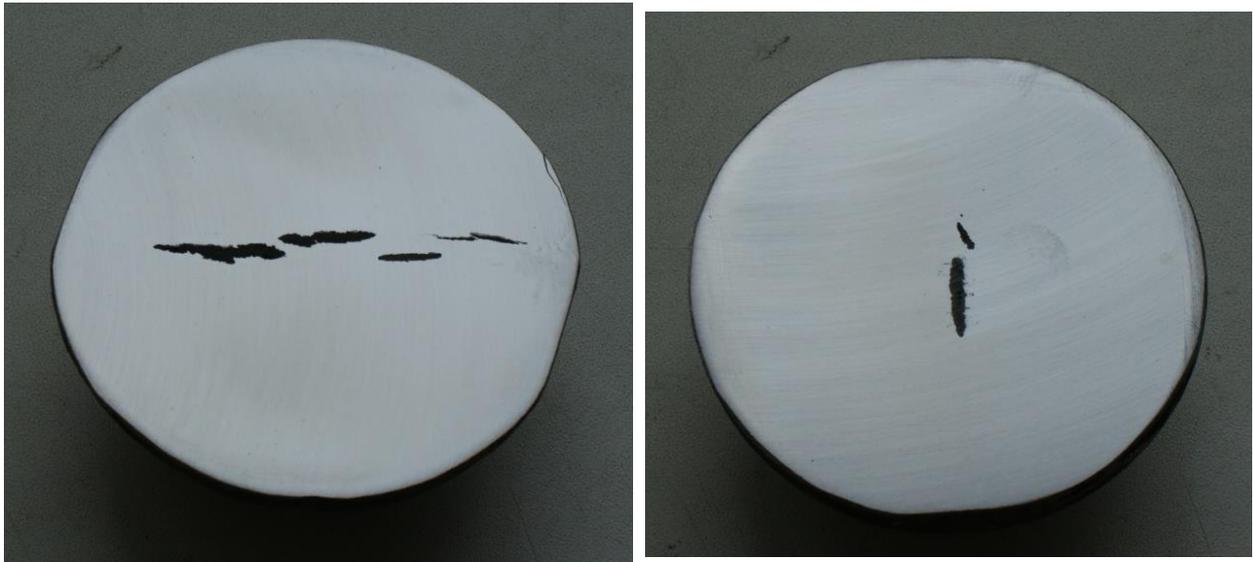
а



б

Рисунок 1 – Макроструктура продольных образцов заготовок диаметром 60 мм (а) и 50 мм (б)

При металлографическом исследовании заготовок, проведенном с использованием оптического микроскопа OLYMPUS GX-51, выявлена структура феррита и перлита с повышенной степенью дисперсности перлита (рисунок 3); твердость составила 248-255 НВ. Данная структура является удовлетворительной для заготовок. Отсутствие неметаллических включений в зоне несплош-



а – продольный образец; б – поперечный образец
Рисунок 2 – Макроструктура шаров \varnothing 60 мм до закалки

ностей (рисунок 3) свидетельствует, что данные дефекты являются флокенами. При металлографическом исследовании образцов шаров, не подвергшихся закалке, выявлена феррито-перлитная структура с твердостью 228 – 243 НВ (рисунок 4).

По результатам проведенных копровых испытаний установлено, что шары, прокатанные из заготовок с дефектами макроструктуры, обладают значительно более низкой ударной стойкостью по отношению к шарам, прокатанным из заготовок без дефектов (таблица).

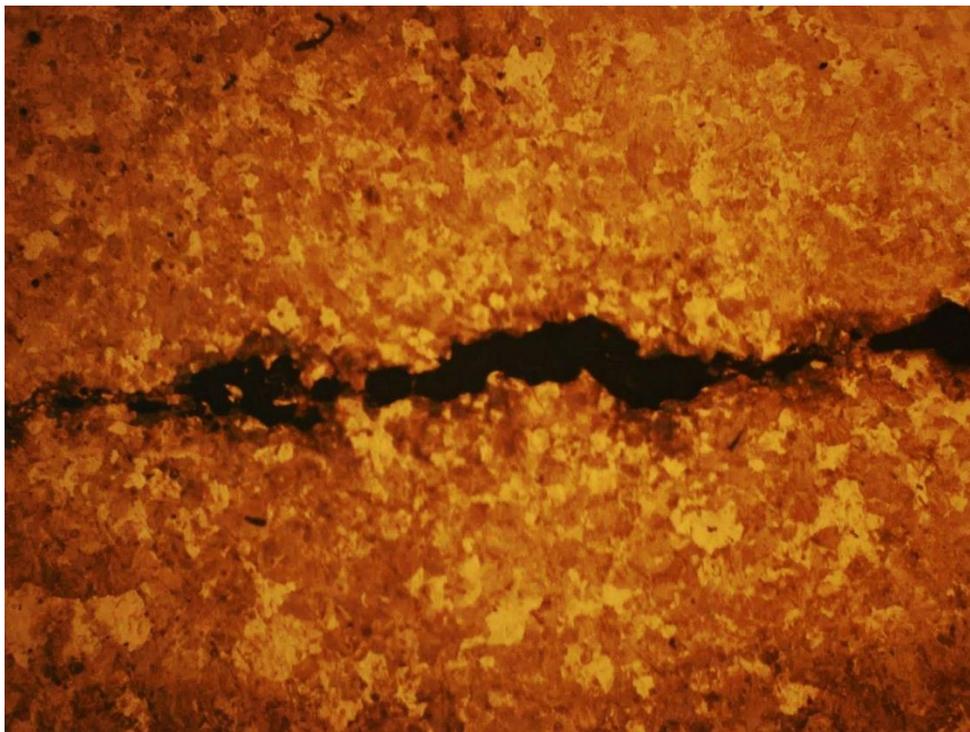


Рисунок 3 – Микроструктура заготовки \varnothing 50, $\times 100$

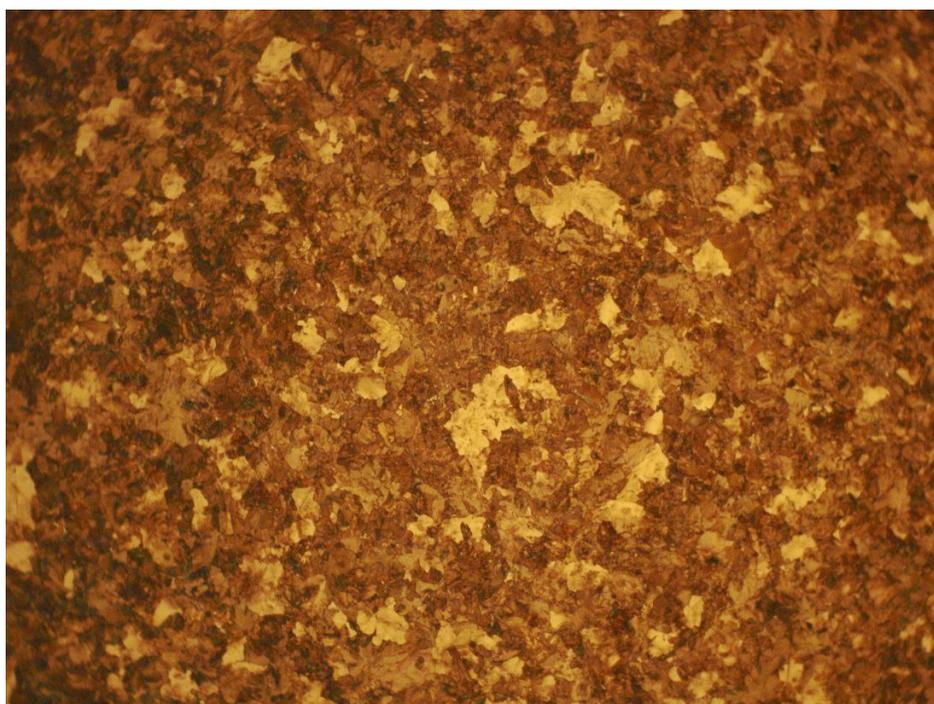


Рисунок 4 – Микроструктура шара Ø 50 мм до закалки, ×100

Таблица – Результаты испытаний помольных шаров

Диаметр шаров, мм	Качество макроструктуры исходных заготовок	Доля расколовшихся шаров, %	Количество ударов
50	Наличие флокенов	100	8-10
	Без видимых дефектов	0	70
60	Наличие флокенов	100	40-50
	Без видимых дефектов	9	50

Проведенными фрактографическими исследованиями подтверждено наличие флокенов в изломах шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость, и прокатанных из заготовок, отбракованных по данному виду дефекта. На поверхности разрушения выявлены участки в виде светлых пятен, имеющих более крупнокристаллическое строение по отношению к основному металлу (рисунок 5). В соответствии с классификацией изломов, данной в работе [10], указанные дефекты имеют основные признаки флокенов.

Фрактографические исследования шаров, прокатанных из заготовок без видимых дефектов макроструктуры, выявили изломы кратковременного нагружения (рисунок 6). Характер изломов характеризуется кристаллическим строением основной площадки излома и наличием рубцов, лучеобразно расходящихся из зоны начала разрушения. У начала разрушения они мелкие, а по мере продвижения становятся грубее. Наблюдается достаточно чёткая граница между зоной медленного разрушения и зоной, где разрушение шло с большей скоростью.



Рисунок 5 – Общий вид изломов шаров, прокатанных из заготовок с флокенами

Таким образом, по результатам проведенных экспериментальных исследований установлено, что качество макроструктуры заготовок, а именно наличие флокенов, является параметром в значительной степени определяющим ударную стойкость помольных шаров.



Рисунок 6 – Общий вид изломов шаров, прокатанных из заготовок без дефектов макроструктуры

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крутилин А.Н. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А.Н. Крутилин, Н.И. Бестужев, А.Н. Бестужев, Д.Н. Каленкович // Литье и металлургия. – 2009. – №4 (53). – С. 26-33.
2. Ефременко В.Г. Металлографический анализ причин разрушения стальных катаных тел для барабанных мельниц / В.Г. Ефременко // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2000. – №9. – С. 89-91.

3. Дефекты стальных слитков и проката: Справ, изд. / В.В. Правосудович [и др.] – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 384 с.
4. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов / В. И. Шаповалов. – М.: Metallurgia, 1982. – 235 с.
5. Влияние химического состава металла на содержание водорода и флокочувствительность рельсовой стали / А. А. Дерябин [и др.] // Электрометаллургия. – 2003. – №9. – С.10-18.
6. Гудремон Э.А. Специальные стали : кн. в 2-х т. / Э.А. Гудремон. – М.: Metallurgia, 1966. – Т. 2. – 540 с.
7. Дубовой В.Я. Флокены в сталях: монография / В.Я. Дубовой. – М.: ГНТИЦМ, 1950. – 332 с.
8. Башнин Ю.А. Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах / Ю.А. Башнин, В.Н. Цурков, В.М. Коровина. – М.: Metallurgia, 1985. – 176 с.
9. Башнин Ю.А. Технология термической обработки стали / Ю.А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. – М.: Metallurgia, 1986. – 424 с.
10. Герасимова Л.П. Изломы конструкционных сталей: справочное издание / Л.П. Герасимова, А.А. Ежов, М.И. Маресев. – М.: Metallurgia, 1987. – 272 с.

К.А. Бутакова, А.Н. Гостевская, Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев,
А.А. Усольцев

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ МАРКИ 76ХФ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРАХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ

В работе проведено исследование структуры сварного соединения рельсовой стали марки 76ХФ при различных режимах сварки. Исследована и описана структура на различных участках металла в зоне сварного соединения.

In this article, the study of the structure of welded joints of rail steel grade 76HF was carried out. Investigated and described the structure in different parts of the metal in the zone of the welded joint.

Сварные соединения рельсов являются неотъемлемой частью бесстыкового пути. На сегодняшний день большую часть рельсов сваривают при помощи электроконтактного метода, при этом процессе сталь проходит нагрев и непрерывное охлаждение в зоне термического влияния (ЗТВ) [1]. Выбор технологического процесса сварки зависит от химического состава рельсовой стали [2]. Режим сварки основывается на исключении структур мартенсита и бейнита, приводящих к разрушению рельсов [3].

В данной работе исследована структура рельсовой стали марки 76ХФ при различных режимах сварки (таблица 1).

Для проведения металлографического анализа микроструктуры сварного шва стали 76ХФ из головки рельса вырезались образцы 90 мм × 30 мм × 10 мм с известным химическим составом (таблица 2).

Таблица 1 – Режимы сварки

№ образца	Степень трансформатора	$K_{тр}$	U_2 , В	I_2 , А	$\Delta_{опл}$, мм	$\Delta_{ос}$, мм	$v_{опл}$, мм	Средняя величина прогиба $\Delta_{пр}$, мм
1	8	72	5,28	12960	10	4	1	0,6
5	12	60	6,34	10800	10	4	1	0,43

Таблица 2 – Химический состав образцов

Химический элемент	Образец 1 Содержание, %	Образец 5 Содержание, %
C	0,76	0,77
Mn	0,77	0,80
Si	0,53	0,56
Cr	0,37	0,38
V	0,04	0,04
P	0,01	0,008
S	0,01	0,006
Al	0,003	0,002
Ni	0,08	0,06
Cu	0,12	0,1
Ti	0,002	0,002
Mo	0,006	0,006
Nb	0,002	0,002
Sn	0,005	0,005
Sb	0,002	0,001
O	0,001	0,0013
H, ppm	0,90	1,1

Контактная стыковая сварка проводилась при помощи машины МС-2008М на различных режимах согласно исследуемой матрицы.

Исследование структуры полученных образцов проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51 при диапазоне увеличений в 100, 500 и 1000 крат. Структура выявлялась после шлифования, полирования и травления в спиртовом растворе 4 % азотной кислоты.

При анализе микроструктуры сварного стыка выделялся шов и зона термического влияния. Ширина зоны термического влияния сварного стыка в образце №1 равна 10 мм, образца № 5 – 16 мм.

В образцах № 1, 5 (рисунок 1, 2) без травления видно присутствие различных неметаллических включений, которые в зоне сварного стыка собираются в группы.

После травления двух образцов №1 и №5 по месту шва, обезуглероженной зоны в виде ферритной сетки не выявлено, что обусловлено, вероятно, ускоренным нагревом и малым сечением образцов. В результате металлографического анализа установлено, что образцы рельсовой стали в зоне сварного шва была выявлена перлитная структура с различной степенью дисперсности (рисунок 1, 2). В зоне сварного шва структура была образована в процессе затвердевания металла. В связи с этим в данной области сталь имеет литую структуру с крупными зернами пластинчатого перлита (рисунок 1, 2). В области сплавления металла сварного шва с рельсовой сталью выявлена неровная граница сплавления, на что указывает разность размера зерен. Металл рельса

состоит из крупнозернистой структуры, что указывает на то, что этот участок был перегрет и крупные зерна аустенита привели к образованию перлита (сорбита).

Микроструктура образца № 1, (рисунок 1) на удалении до 10 мм от шва состоит из зернистого и мелкодисперсного пластинчатого перлита (сорбита) с мелкими участками троостита.

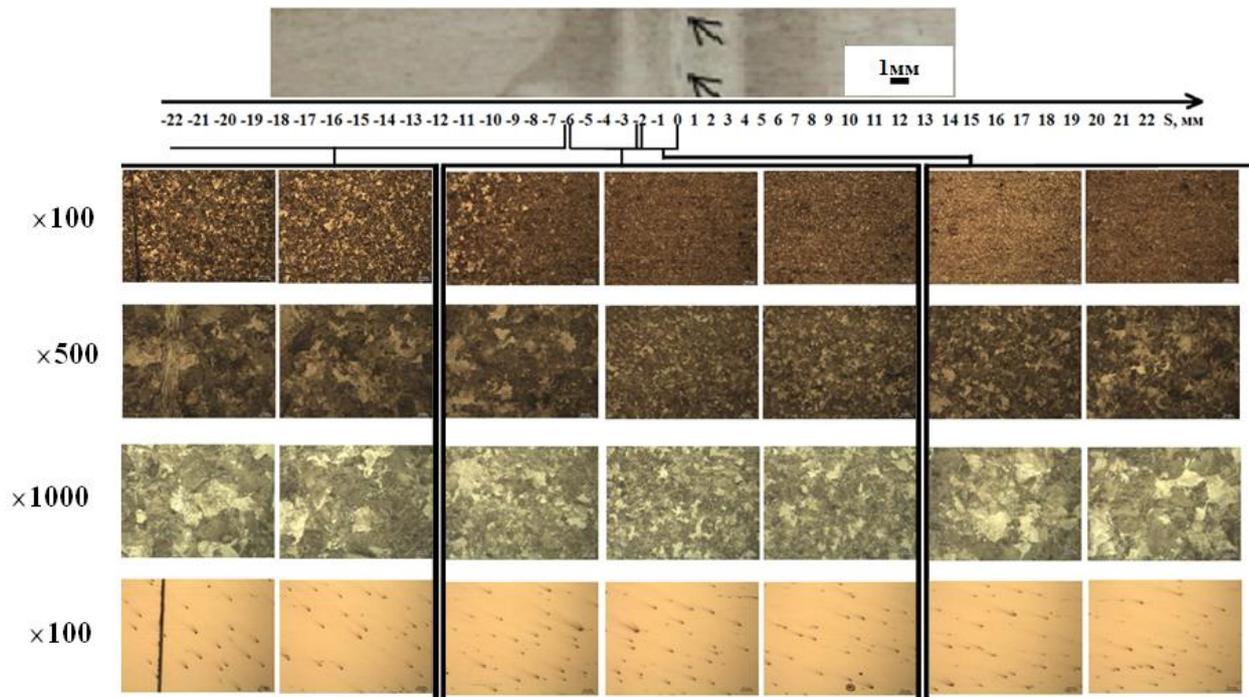


Рисунок 1 – Структура образца № 1 рельсовой стали 76ХФ при различных увеличениях

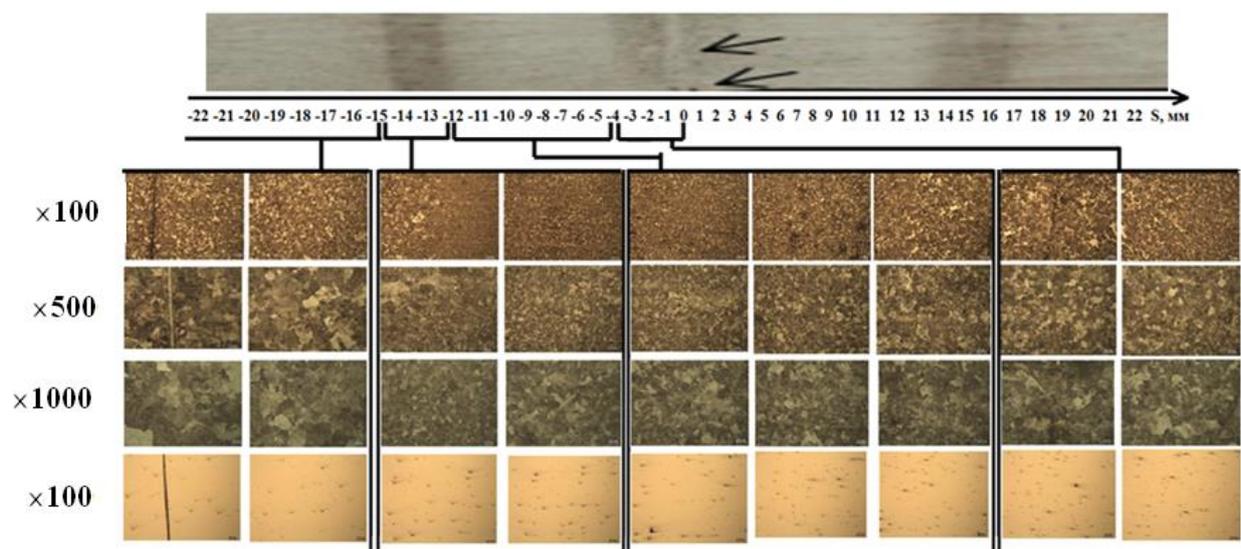


Рисунок 2 – Структура образца № 5 рельсовой стали 76ХФ при различных увеличениях

Выводы.

Проведен металлографический анализ структуры рельсовой стали марки Э76ХФ при различных режимах сварки.

В зоне проведения сварки выявлена перлитная структура с различной степенью дисперсности.

Металл рельса состоит из крупнозернистой структуры, что говорит о том, что участок, на котором осуществлялась сварка, был перегрет и крупные зерна аустенита привели к образованию перлита (сорбита).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Modern Methods of Rail Welding / N.A. Kozyrev, O.A. Kozyreva, A.A. Usoltsev, R.E. Kryukov, R.A. Shevchenko // IOPConferenceSeries: Materials Science and Engineering, Volume 253 (2017) 012002: International Scientific-Practical Conference: Innovations in Fuel and Energy Complex and Mechanical Engineering (FEC-2017) 18–21 April 2017, Kemerovo, Russian Federation, –pp.1-6|| doi:10.1088/1757-899X/253/1/012002
2. Mitsuru F. Rail flash-butt welding technology/ F. Mitsuru, N. Hiroaki, N. Kiyoshi // JFE Technical Report. – 2015. – № 20. – P. 159 – 163.
3. Шевченко Р.Е. Совершенствование технологии сварки рельсовой стали с повышенным содержанием хрома [текст] / Р.Е. Шевченко // Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых Вып. 20 – Ч. III. Естественные и технические науки / Под общей редакцией М.В. Темлянцева; СибГИУ. – Новокузнецк, 2016. – С. 196-198.

Е.В. Полевой², Р.А. Шевченко¹, Н.А. Козырев¹, Д.Ю. Кушев²,
Р.Е. Крюков¹

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

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

ИЗУЧЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Сделано предположение, что причиной снижения механических свойств полученных образцов является наличие неметаллических включений в металле сварного соединения. Химический состав включений, выявленных по месту сварного шва показал, что основными их составляющими являются оксиды кремния, марганца и характерны при образовании высокотемпературной окалины. Химический состав неметаллического включения, выявленного в металле, вне зоны шва, типичен для включений, образующихся при выплавке и свидетельствует о шлаковом характере его происхождения.

It is presumably certain that the cause of the decrease in the mechanical properties of the obtained samples is the presence of non-metallic inclusions in the weld metal. The chemical composition of inclusions identified at the weld site showed that their main components are oxides of silicon, manganese and are characteristic for the formation of high-temperature scale. The chemical composition of non-metallic inclusions found in the metal, outside the weld zone, is typical of inclusions formed during smelting and indicates the slag nature of its origin.

Качество сварных швов рельсового металла зависит от большого количества различных факторов [1-6]. Исследования [7,8] по изучению влияния режимов сварки с последующей изотермической выдержкой образцов из рельсовой стали, производимой путем пропускания импульсов переменного электрического тока после сварки, на качественные показатели сварного стыка показали, что у полученных сварных стыков наблюдаются низкие пластические свойства, вне зависимости от наличия закалочных структур в металле шва и зоне термического влияния. Наиболее вероятно, что снижение пластических свойств в данном случае происходит по причине несплошностей металла сварного соединения. Контактную стыковую сварку оплавлением рельсов выпол-

няли на воздухе, при этом роль защитных газов играют интенсивно выделяющиеся пары окислов и свариваемого металла, образующиеся в стыке. В результате недостаточного газообразования возможно возникновение неметаллических включений, которые впоследствии должны в идеале выдавливаться в град при осадке и удаляться вместе с гратом. При несоблюдении режимов сварки возможно образование неметаллических включений в металле шва.

По данным работы [9] образование неметаллических включений в шве возможно при присутствии их в свариваемом рельсовом металле, причем в сталях, загрязнённых примесями, вероятность образования дефектов по линии сварки выше, чем в чистых сталях. Это обусловлено тем, что в слое жидкого металла на поверхности торцов происходит сегрегация примесей основного металла. Ввиду неравномерного выдавливания жидкого металла в процессе деформации торцов на отдельных участках, например в наиболее глубоких кратерах, происходит скопление жидкого металла и соответственно примесей. Такие участки имеют пониженные механические свойства. Кроме того, в ряде случаев наблюдаемые в изломах по линии сварки неметаллические включения, принимаемые обычно за дефекты сварки, являются в действительности пороками основного металла.

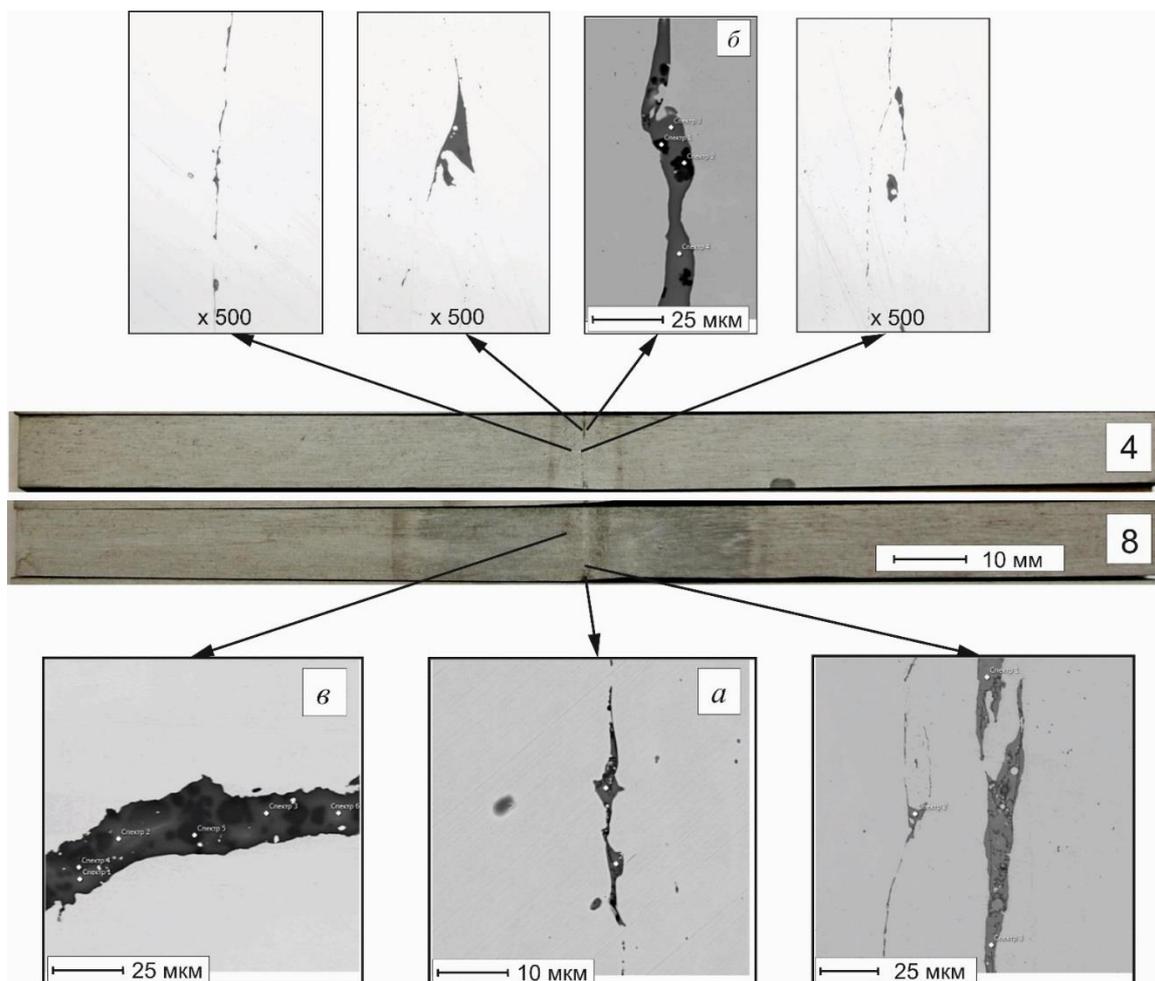
В данной работе проведено исследование неметаллических включений, образующихся при электроконтактной сварки рельсовой стали. Для сварки в лабораторных условиях, производилась вырезка образцов 90 мм × 30 мм × 10 мм из головки рельсов стали марки Э76ХФ. В дальнейшем производилась контактная стыковая сварка на машине МС-2008. Далее образцы разрезались перпендикулярно сварному шву на два образца электроэрозионным способом на электроэрозионном проволочно-вырезном станке с ЧПУ струйного типа ДК7732 М11. Одна часть образца использовалась для испытания на растяжение. Второй образец готовился для металлографического анализа на неметаллические включения и структуру сварного соединения. Макроструктуру сварных стыков изучали после фрезерования и глубокого травления в 50 % водном растворе соляной кислоты. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-71 в светлом поле при диапазоне увеличений в 100 – 1000 крат после травления в спиртовом растворе азотной кислоты. Химический состав всех выявленных включений определяли на сканирующем электронном микроскопе MIRA 3.

Макроструктура сварных стыков представлена на рисунке 1. На макротемплетах сварных стыков в средней части наблюдается сварной шов в виде светлой полоски и зоны термического влияния (ЗТВ) по обе стороны от него. В зоне сварного соединения выявлены шлаковые включения в виде тёмно-травящихся полосок и точек (показано стрелками).

При просмотре нетравленных шлифов в зоне шва образцов выявлены однотипные, расположенные в вертикальном направлении светлые неметаллические включения силикатного характера, шириной до 35 мкм (рисунок 1а, 1б).

При исследовании образца № 8 выявлена строчка силикатного включения протяжённостью 1,51 мм, расположенная в зоне деформации образовавшейся при осадке (рисунок 1в).

Результаты количественного анализа включений образцов представлены в таблице. Представлен химический состав в отдельных указанных точках с названием «Спектр» и соответствующим номером измерения. В таблице данные точки обозначены номером измерения на соответствующем рисунке.



а, б – неметаллическое включение в сварном соединении;
в – в зоне термического влияния

Рисунок 1 – Неметаллические включения образцов № 4 и № 8

Анализ химического состава включений показал, что основными составляющими включений, расположенных по месту шва, являются оксиды кремния и марганца. Что характерно при образовании высокотемпературной окалины. Кроме основных окислов, в составе включений, в меньшем количестве (по мере снижения концентрации) присутствуют оксиды алюминия (на уровне 1-2 %), железа, титана, хрома. Состав неметаллического включения, выявленного вне зоны шва, типичен для неметаллических включений, образующихся в металле при выплавке. Основными соединениями являются оксиды кремния, алюминия, магния. По мере снижения концентрации во включении наблюдаются

Таблица – Химический состав неметаллических включений

Хим. элемент	Рисунок 1а		Рисунок 1б				Рисунок 1в					
	1	2	1	2	3	4	1	2	3	4	5	6
O	61,07	60,92	65,77	66,40	60,60	60,61	60,99	60,87	60,78	57,04	57,02	60,95
Al	1,03	1,67	0,23	-	2,16	2,47	8,49	8,74	7,98	27,92	27,9	8,07
Si	20,96	20,29	31,33	32,74	18,68	18,64	17,49	17,13	17,50	-	-	16,96
S	0,16	0,15	-	-	0,25	0,21	-	0,17	-	-	-	0,12
Ca	0,10	0,12	-	-	-	-	1,31	1,15	1,12	-	-	1,19
Na	-	-	-	-	-	-	1,74	2,09	1,70	-	-	1,53
Mg	-	-	-	-	0,34	0,30	5,06	5,64	6,72	13,94	13,96	6,13
Ti	0,22	0,28	0,09	0,07	0,75	0,76	0,75	0,65	0,60	0,12	0,09	1,16
Cr	0,26	0,26	-	-	0,36	0,33	-	-	-	-	-	-
Mn	14,89	14,88	0,64	0,33	16,02	15,97	2,81	2,24	2,39	0,78	0,82	2,70
Fe	1,30	1,43	1,95	0,47	0,84	0,71	0,34	0,28	0,30	0,19	0,19	0,30
Zr	-	-	-	-	-	-	0,58	0,54	0,52	-	-	0,48
Сумма	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

соединения марганца, натрия, кальция, титана и циркония. Приведённый химический состав включения свидетельствует о шлаковом характере происхождения выявленного неметаллического включения, образовавшегося при разливке.

При просмотре травленных шлифов от двух образцов № 4 и № 8 по месту шва, обезуглероженной зоны в виде ферритной сетки, образующейся, как правило, при оплавлении рельсовых торцов при сварке стыков не выявлено, что обусловлено, вероятно, ускоренным нагревом и малым сечением образцов (рисунок 2).

Микроструктура образца №4 на удалении до 2,5 мм от шва состоит из мелкодисперсного пластинчатого перлита (сорбита) с мелкими участками троостита. На расстоянии 2,5-4,5 мм наблюдается отпущенная структура скоагулированного сорбита. На удалении свыше 5 мм от шва микроструктура характерна для основного рельсового металла в термоупрочнённом состоянии.

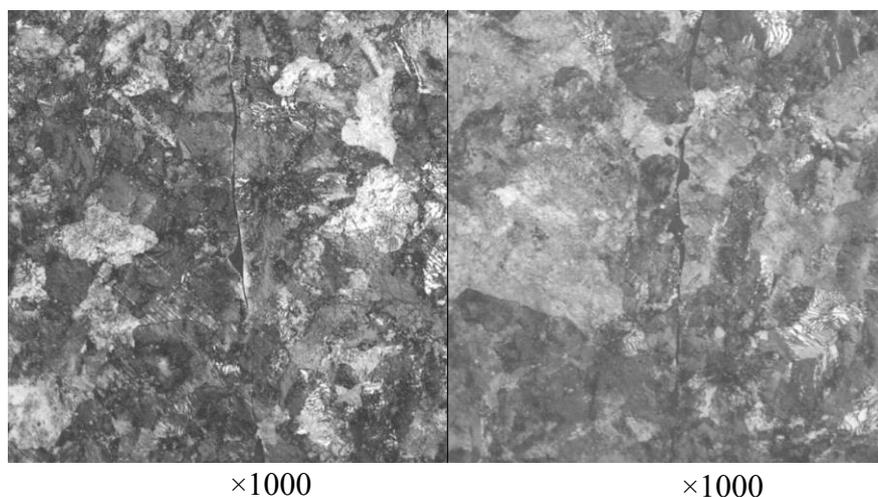


Рисунок 2 – Микроструктура металла сварного соединения образца № 4, ×1000

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Multi-factor regression analysis of the process of rails contact welding on K1000 machine / R.A. Shevchenko, N.A. Kozыrev, R.E. Kryukov, A.O. Patrushev, A.A. Usoltsev // Metallurgy2017. IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 411 (2018) 012088| doi:10.1088/1757-899X/411/1/012088.
2. Методика определения электрического сопротивления рельсовой стали / В.А. Кузнецов, Р.А. Шевченко, А.А. Усольцев, Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. -2018 - Вып. 40 -С. 111-117.
3. Совершенствование технологии электроконтактной сварки и термообработки железнодорожных рельсов / Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. -2018 - Вып. 40 -С. 63-68.
4. Методика исследования влияния режимов изотермического отжига при сварке рельсов откаточных путей горных выработок / Шевченко Р.Е., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А., Куценко А.А. // Научно-технические технологии разработки и использования минеральных ресурсов: науч. журнал / Сиб. гос. индустр. ун-т; под общей ред. В.Н. Фрянова. – Новокузнецк, 2018. - № 4. – с. 269-273.
5. Современные технологии сварки железнодорожных рельсов/ Н.А. Козырев, Р.А. Шевченко, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков, С.В. Князев // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018.– Вып.2 (1418). - С. 62-68.
6. Определение оптимальных режимов работы рельсосварочной машины K1000 / Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.О. Патрушев, С.Н. Кратыко, П.Е. Шишкин / Вестник РАЕН (Западно-Сибирское отделение) -2017. - вып.20. -С. 118-126.
7. Разработка новой технологии сварки рельсов для высокоскоростного движения / Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Усольцев А.А.// Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018.– Вып.8(1424). - С.50-57.
8. Новая технология сварки железнодорожных рельсов / Протопопов Е.В., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Шевченко Р.А., Усольцев А.А. // Сб. Трудов. XV Международного конгресса сталеплавателей (г. Москва-Тула, 15-19 октября 2018г) – М: МОО « Ассоциация сталеплавателей», 2018. – С. 296-300.
9. Кучук-Яценко С.И. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением: монография / С.И. Кучук-Яценко, В.К. Лебедев; – Киев. «Наукова думка», 1976. – 216 с.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

К.С. Ёлкин ¹, Д.К. Ёлкин ², А.И. Карлина ³

¹ООО «ОК РУСАЛ Инженерно-технологический центр»,
г. Красноярск, Россия

²ОК РУСАЛ, АО «Кремний», г. Шелехов, Россия

³Иркутский национальный исследовательский технический
университет», г. Иркутск, Россия

ПОВЫШЕНИЕ ЭКОЛОГИЧЕСКОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА КРЕМНИЯ

Показана возможность применения карбида кремния в качестве восстановителя в производстве металлического кремния. Представлены результаты проведенных испытаний карбида кремния. Показана возможность снижения количества печных газов. Расчётное количество снижения количества отходящих печных газов подтверждено результатами испытаний.

The possibility of using silicon carbide as reductant in the production of silicon metal. Presents the results of the tests of silicon carbide. The possibility of reducing the amount of furnace gases. The estimated amount of reduction in the number of outgoing furnace gases is confirmed by the test results.

Кремний, в силу своих уникальных физических и химических свойств, становится все более важным материалом для изготовления, обслуживания и модернизации продукции, которую требует современное общество. Сегодня трудно представить возможность реализации ряда наукоёмких технологий без применения кремния.

Кремний широко применяется в виде сплава с алюминием в различных отраслях промышленности, включая самолетостроение, автомобильной отрасли, ракетостроение, промышленное и гражданское строительство; большое значение имеет использование в народном хозяйстве карбида кремния.

Кремнийорганические соединения сочетают лучшие свойства силикатов; на основе силиконов изготавливаются термостойкие смазочные масла, жидкие диэлектрики, лаки, эмали, каучуки, пластмассы, стеклопластики, эффективные сорбенты, катализаторы.

Кремний высокой чистоты является типичным полупроводником и широко используется в современной электротехнике, радиотехнике и электронике. Особое место занимает солнечная энергетика на основе кристаллического кремния, доля которой значительно возрастает для получения дешевой электроэнергии.

Современная технология получения кремния, используемая в мировой и отечественной практике, сопряжена с риском негативного воздействия на

окружающую среду ввиду того, что кроме конечного продукта образуется и другие продукты реакции, в том числе и пылевые от неполного использования шихтовых материалов.

Металлический кремний получают путем высокотемпературного восстановления кремнезёма с помощью восстановителей в дуговых руднотермических электрических печах. Особенностью промышленного производства кремния является использование кремнезёмсодержащего сырья и углеродистых восстановителей, характеризующихся высоким содержанием полезных компонентов и низким содержанием шлакообразующих примесей, в связи с чем, восстановительная плавка кремния является практически бесшлаковым процессом [1]. Выделяющиеся при выплавке кремния в руднотермических печах газы характеризуются содержанием большого количества тонкодисперсной пыли. Пыль состоит на 94-96% из диоксида кремния [2]. В результате использования в печах в качестве восстановителей сырья, содержащего серу, в печных газах, поступающих на очистку, присутствуют соединения серы в виде SO_2 , кроме того присутствуют и оксиды азота.

Восстановление кремния происходит по суммарной реакции



Современная теория считает, что восстановление кремния в руднотермических печах происходит в две стадии:

1 стадия (низкотемпературная зона печи) – образование карбида кремния по реакции



2 стадия (высокотемпературная зона печи) – получение кремния по реакции



С учетом коэффициентов, суммарная реакция имеет вид:



Как видно из данной реакции, количество образующихся реакционных газов по массе вдвое превосходит количество конечного продукта. Снизить негативное воздействие на окружающую среду являлось одной из главных целей данной работы.

Если сравнивать приведенные реакции 1, 3 и 4 видно, что при получении трёх молей кремния в первом случае, реакции 1, 4, образуется шесть молей CO , при получении этого же количества кремния по реакции 3 образуется два моля CO . Это соотношение и легло в основу проведения промышленных испытаний по использованию карбида кремния в производстве технического кремния в мощных промышленных электрических печах по разработанной авторами технологии [2]. При проведении испытаний проведена оценка производительности печи, качество выплавленного кремния, проведены замеры количества отходящих печных газов, наличие в них загрязняющих веществ и дано сравнение с работой печи на типичной для данного производства шихте.

Испытания проводились на печи мощность 25 МВА.

Показатели работы печи, по этапам, сведены в таблицу 1, изменение показателей работы печи, производительность, удельный расход электроэнергии в зависимости от количества используемого карбида кремния показаны на рисунке 1.

Таблица 1 – Показатели работы печи при использовании карбидокремниевых материалов

	Расход на 1 т кремния, т/т				
	Типичная шихта	1 этап	2 этап	3 этап	4 этап
Кварцит	3,046	2,787	2,658	2,654	2,324
Карбидокремниевый материал	-	0,323	0,409	0,508	0,627
Электроэнергия, мВтч/т	16,28	16,200	14,623	14,164	13,223
Производительность, т/сутки	29,40	30,96	34,47	35,35	37,96

В процессе проведения испытаний проведены расчеты количества реакционных газов, образующихся в процессе восстановительной плавки кремния, на типичной и опытных шихтах.

Количество образующихся газов на 1 т кремния:

газы	типичная шихта	замена 10 % С
СО	2414 н.м ³	1985 н.м ³
СО ₂	1134 н.м ³	803 н.м ³
Н ₂ О	3041 н.м ³	2079 н.м ³
Всего	6589 н.м ³	4867 н.м ³

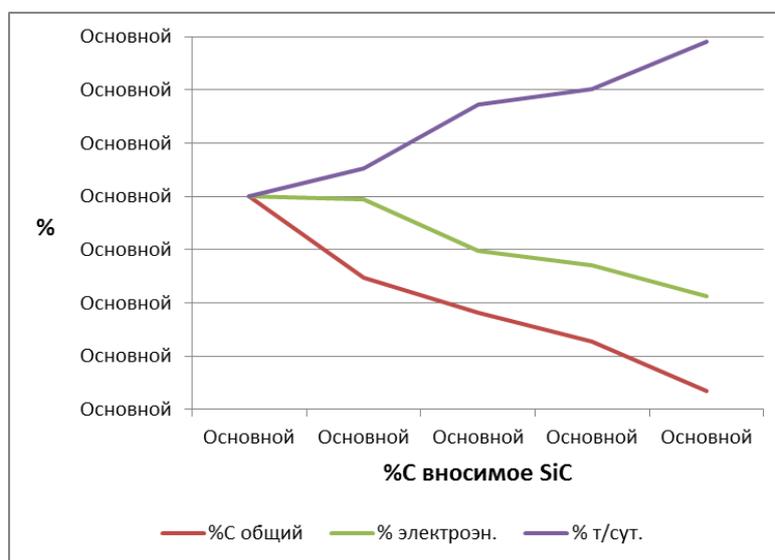


Рисунок 1 – Изменение показателей работы печи при использовании карбидокремниевых материалов

При проведении испытаний были выполнены замеры количества и состава отходящих от печи газов при работе на типичной шихте и при замене части восстановителя на карбидокремниевые материалы. Оценены изменения

количества и видов загрязняющих веществ в составе отходящих газов. Все результаты измерений сведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты инструментального определения состава газов и количества загрязняющих веществ печи кремния

Используемая шихта	Типичная шихта	Шихта с использованием SiC			
		замена 7 % C		замена 10 % C	
Параметр	Величина выброса	Величина выброса	Изменение в сравнении с типичной, %	Величина выброса	Изменение в сравнении с типичной, %
Объем газов, $\text{нм}^3/\text{ч}$	236625	214200	-9,5	205600	-13,1
Пыль, $\text{кг}\backslash\text{ч}$ $\text{кг}/\text{т Si}$	1252,9 7	991,27	-20,1	801,098	-36
	1019,5	678,95		549,3	
CO, $\text{кг}\backslash\text{ч}$ $\text{кг}/\text{т Si}$	31,2	22,465	-28,1	20,07	-35,7
	25,47	15,387		13,74	
NO, $\text{кг}\backslash\text{ч}$ $\text{кг}/\text{т Si}$	64,6	29,16	-55	9,5	-64,5
	52,6	19,975		6,51	
NO ₂ , $\text{кг}\backslash\text{ч}$ $\text{кг}/\text{т Si}$	4,99	1,836	-63	0,54	-0,89
	4,06	1,257		0,32	
SO ₂ , $\text{кг}\backslash\text{ч}$ $\text{кг}/\text{т Si}$	5,66	5,32	-6	1,7	-70
	4,6	3,6		1,15	



Рисунок 2 – Изменение количества печных газов

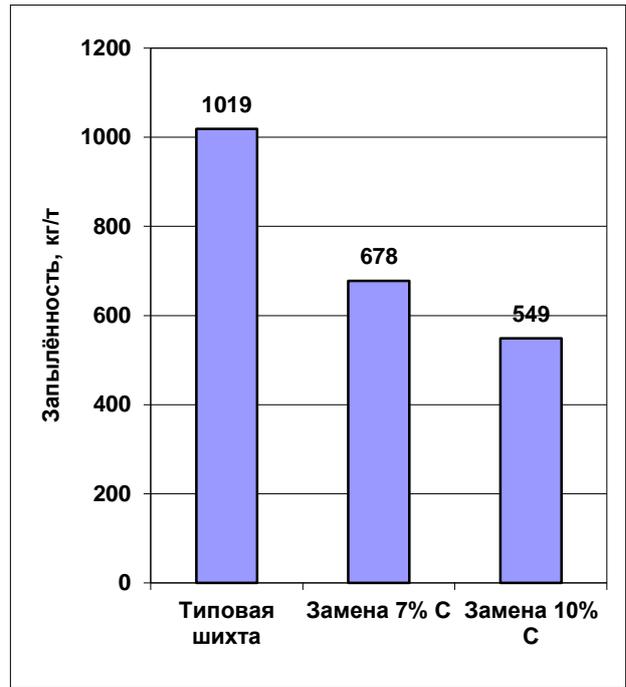
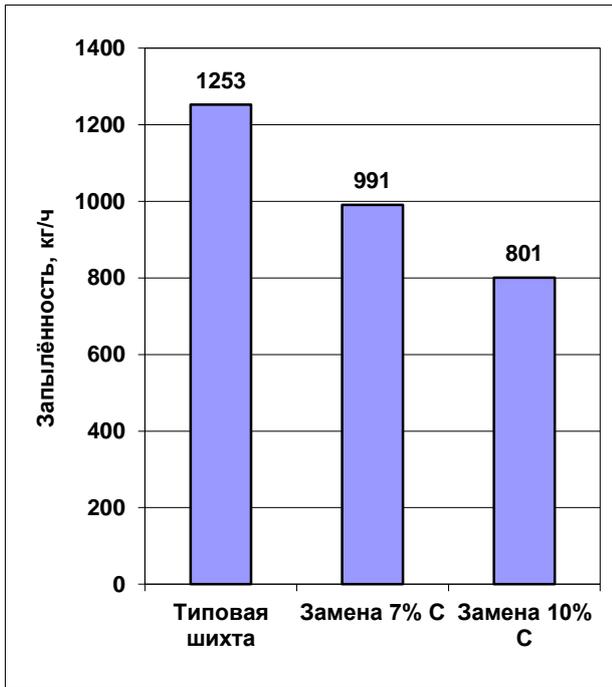


Рисунок 3 – Изменение запыленности печных газов

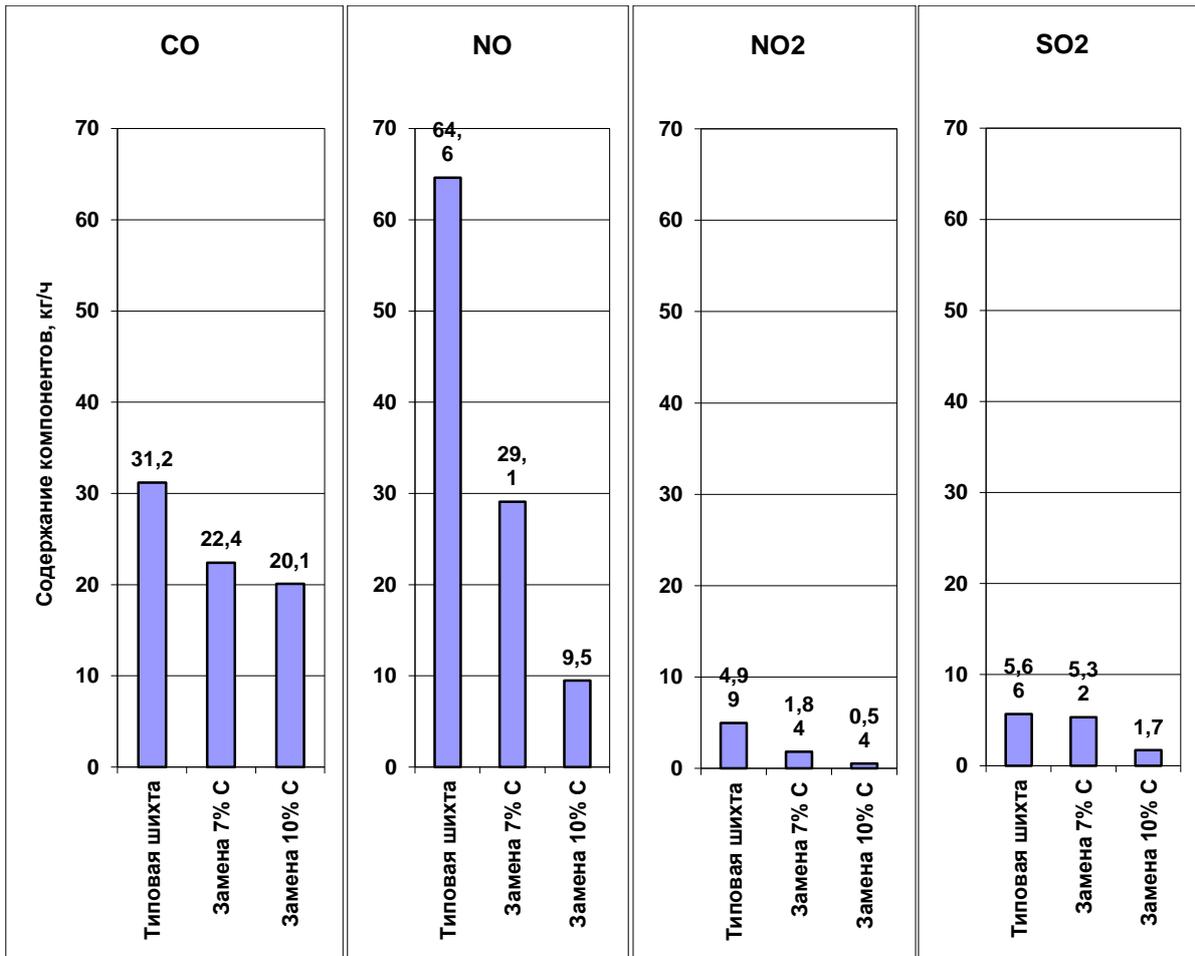


Рисунок 4 – Изменение состава печных газов

Проведенные испытания показали высокую эффективность применения карбидокремниевых материалов в качестве восстановителя при производстве металлического кремния. Эффективность достигнута за счёт увеличения производительности печи, снижения расхода сырья и материалов.

Достигнут значительный экологический эффект за счёт уменьшения количества отходящих газов, и уменьшения запылённости газов. Значительно изменяется и состав газов, что приводит к снижению неблагоприятной экологической нагрузки в районе дислокации предприятия.

Выводы

1. Использование карбидокремниевых материалов в восстановительной плавке кремния увеличивает производительность печи, снижает расход технологической электроэнергии пропорционально количеству углерода, заменённого на карбид кремния.

2. Замена углерода на карбидокремниевый материал в композиции восстановителей снижает запылённость, количество и состав отходящих печных газов, уменьшая количества загрязняющих веществ, что снижает нагрузку на окружающую среду.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зельберг Б.И., Черных А.Е., Ёлкин К.С. Теория и практика получения активного карбида кремния, М., Metallurgia, 1997, 170 с.

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

3. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Иванова О.Б., Кириллов М.А., патент RU 2570153, Способ выплавки кремния, С 01 В 33/025, заявлен 29.08.2014, опубликован 10.12.1015.

4. Ёлкин К.С., Ёлкин Д.К., Кошкин С.В., Пеганов Д.В., Молявко А.А., Ферефёрова Т.Т. Промышленные испытания карбидосодержащих материалов в восстановительной плавке кремния в рудовосстановительных электрических печах. Сб. докладов международного конгресса «Цветные металлы и минералы»-2015», Красноярск, 2015, С. 613-616.

5. Ivanchik N., Kondratiev V., Chesnokova A. Use of nanosilica recovered from the finely dispersed by-product of the electrothermal silicon production for concrete modification // Procedia Engineering. 2016. Т. 150. С. 1567-1573.

6. Кондратьев В.В., Иванов Н.А., Балановский А.Е., Иванчик Н.Н., Карлина А.И. Улучшение свойств серого чугуна кремнийдиоксид и углеродными наноструктурами // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. 2016. Т. 9. № 5. С. 671-685.

7. Иванчик Н.Н., Балановский А.Е., Кондратьев В.В., Тютрин А.А., Кузьмин М.П. Оценка применения продуктов переработки отходов кремния в качестве ультрадисперсных активирующих флюсов для дуговой сварки // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2016. Т. 20. № 12 (119). С. 165-172.

8. Kuz'min M.P., Kondrat'ev V.V., Larionov L.M., Kuz'mina M.Yu., Ivanchik N.N. Possibility of preparing alloys of the al-si system using amorphous microsilica // Metallurgist. 2017. Т. 61. № 1-2. С. 86-91.

Т.А. Михайличенко, А.Г. Гальчун

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

ЭКОЛОГИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАЗЛИЧНЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ

В работе проведен анализ различных источников энергии и оценка тенденций развития мировой энергетики с учетом их влияния на экологическую обстановку.

An analysis of various sources of energy and an assessment of the trends in the development of the global energy sector, taking into account their influence on the ecological situation, is given.

Доказано, что самый большой вклад в загрязнение окружающей среды, вносит энергетика. Мировая энергетика является мощной, активно функционирующей глобальной системой, определяющей самые разные стороны жизни человечества и во многом обуславливающей направление и темпы развития мировой экономики [1].

На данный момент развитие энергетики основывается на невозобновляемых источниках энергии. При существующих мировых тенденциях энергопотребление почти полностью покрывается за счет использования органического топлива (уголь, нефть, газ), а электропотребление - также за счет гидроэнергии и атомной энергии на основе тепловых нейтронов.

Тепловая энергия не требует особо сложных преобразований при ее использовании, ее нужно только собрать и переправить в место потребления, а вот остальные виды энергии уже требуют преобразования, прежде чем ее можно будет использовать.

Как правило, механическая энергия – это энергия рек, течений, ветровых волн, ветра. Механическая энергия выступает также как вторичный вид энергии, которая используется при многостадийном преобразовании, в частности, на тепловых электростанциях.

Энергия химических связей используется на бытовом уровне - в обычных батарейках. Но основной вид преобразования – это сжигание различных видов топлива.

Развитие промышленности и урбанизация индустриально развитых стран требовали скорейшего введения новых мощностей дешевой электроэнергии, и поэтому строились мощные тепловые электростанции, гигантские гидроэлектростанции и крупные атомные станции.

Локальное, региональное и глобальное влияние на окружающую среду всех этих электростанций из-за их большой мощности и широкого распространения оказалось довольно сильным. Это влияние определяется типом установки, технологией получения энергии, ее эффективностью и зависит от первичного источника энергии.

Основной поток загрязнений исходит от производителей и потребителей энергии, главным образом, связанных с использованием органического топлива.

Наибольший объем вырабатываемой в мире тепловой и электроэнергии приходится на тепловые электростанции (ТЭС). На ТЭС используется в качестве топлива уголь, мазут и газ. Здесь воздействие на биосферу начинается, прежде всего, с разрушения ландшафтов и воздействия на литосферу при добыче ископаемых топлив (нефть, газ, уголь и т.д.). Далее, если рассматривать транспортировку, то и здесь не обходится без проблем, достаточно вспомнить о морских перевозках нефти и нефтепродуктов в танкерах. Авария одного такого танкера уже является глобальной экологической катастрофой. Транспортировка угля производится, как правило, в открытых вагонах по железной дороге, а места добычи и сжигания находятся на значительном расстоянии друг от друга. Угольная пыль выветривается и осаждается вблизи железнодорожных путей, что пагубно отражается на фитоценозе.

Следующая стадия – сжигание, непосредственное получение энергии. Здесь происходит окисление углерода, серы, водорода, на что соответственно затрачивается некоторое количество кислорода, так необходимого для дыхания. Но главной опасностью является чрезмерное загрязнение атмосферы вредными продуктами сгорания. При производстве тепловой энергии и электрической на теплоэлектростанциях и в котельных России используются различные виды органического топлива (уголь, торф, мазут, природный газ и др.), и состав выбросов при их сжигании зависит как от их компонентного состава, так и от технологии сжигания.

При сжигании твердого топлива и в меньшей степени мазута выброс неизбежно будет содержать твердые частицы, к тому же с тяжелыми металлами [2]. Тяжелые металлы (ртуть, свинец, никель, хром, железо, кобальт, марганец и др.) обладают способностью биоаккумуляции. Малые дозы, кажущиеся безвредными, получаемые в течение длительного периода, накапливаются в организме и создают токсичную концентрацию, наносящую ущерб здоровью. Во-первых, тяжелые металлы как простые элементы невозможно разрушить, во-вторых, эти вещества легко поглощаются, а если и выводятся, то крайне медленно.

Переход теплоэнергетики на сжигание низкокачественного высокозольного твердого топлива увеличит количество золошлаковых отходов, усложняя систему очистки продуктов сгорания от мелких частиц золы, выбрасываемых в атмосферу через дымовую трубу, и увеличивает выброс частиц в атмосферу.

Другая неизбежная составляющая отходов при сжигании твердого и, в меньшей степени, жидкого топлива - оксиды серы. Приблизительно 60% выделяемого количества сернистого ангидрида обусловлено сжиганием угля и нефти. SO₂ относится к одному из самых вредных и наиболее распространенных загрязнителей воздуха. Он принимает участие в различных фотохимических и каталитических реакциях и вместе с оксидами азота приводит к выпадению кислотных дождей [3].

При сжигании мазута вредное действие на атмосферу ниже в сравнении с твердым топливом, однако при этом образуется высокотоксичный загрязнитель пентаоксид ванадия (V₂O₅).

У природного газа с экологической точки зрения два недостатка: выбросы оксидов азота и углекислого газа, присущих также и другим видам топлива. При

умелом сжигании газа выбросы углекислого газа вдвое ниже, чем при сжигании угля и мазута, а образование оксидов азота минимально.

Оксиды азота NO_x образуются при сжигании любого вида топлива и представляют особую опасность для здоровья человека. Высокие концентрации локализуются вблизи источников выбросов и приводят к появлению фотохимического смога, крайне опасного для дыхательной и кровеносной систем организма. Кроме того, при воздействии смога возникает стойкая неспособность крови к усвоению и переносу кислорода.

Для того, чтобы уменьшить опасность выбросов, содержащих вредные вещества, приходится возводить дымовые трубы для рассеивания газов, высотой от 180 до 320 м, что сильно повышает цену строительство ТЭС [4].

Однако и рассеянные в атмосфере выбросы вместе с облаками способны перемещаться на далекие расстояния и выпадать на землю с кислотными дождями.

Накопление химических веществ в атмосфере только от потребителей энергии от органических источников уже таково, что в силу массовости и мобильности этих загрязнений их действие не ограничивается местным уровнем, а проявляется на региональном и глобальном уровнях, так как емкости экосистем оказывается уже недостаточно, чтобы утилизировать загрязняющие вещества. Так, если в прошлом веке в ответ на увеличение концентрации углекислого газа в атмосфере происходило увеличение наземной и водной растительности, то теперь это равновесие нарушено человеческой деятельностью [5].

Единственная возможность выйти из состояния экологического кризиса – это сократить выбросы загрязняющих веществ и увеличить емкость экосистем (лесных, водных, почвенных) за счет сохранения возрастных лесов, посадки деревьев, увеличения заповедных территорий, использования в лесном хозяйстве прогрессивных технологий, отвечающих местным условиям, поддержания санитарных водоемов, рекультивирования поврежденных почв и сохранения плодородия обрабатываемых земель.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Автономов А.Б. Мировая энергетика: состояние, масштабы, перспективы, устойчивость развития, проблемы экологии, ценовая динамика топливно-энергетических ресурсов // Электрические станции. – № 5. – 2000. – С. 55.
2. Сараф Б.А. К расчету надежности водогрейных котлов малой мощности // Промышленная энергетика. – № 8. – 2009. – С. 11-13.
3. Ковригина О.Е. Интенсификация теплообмена в конвективных поверхностях нагрева отопительных котлов малой мощности // Диссертация к.т.н., Волгоград, 2010. – 168с.
4. Clean Energy And Development: Towards An Investment Framework Environmentally and Socially Sustainable Development Vice Presidency Infrastructure Vice Presidency The World Bank 5, 2006.
5. Пешнин А.Г. Экологическая, оценка экономической эффективности использования возобновляющихся источников энергии // Диссертация к.т.н., Москва, 2002. – 227 с.

УДК 662.66:336.226.46(571.17)

Т.А. Михайличенко, М.П. Полынцев

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

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНЫХ ПОСЛЕДСТВИЙ РАТИФИКАЦИИ РОССИЕЙ ПАРИЖСКОГО СОГЛАШЕНИЯ 2016 ГОДА

В работе проведен анализ различных мер по уменьшению количества вредных выбросов и обзор возможных последствий их применения для теплоэнергетики России.

The paper analyzes various measures to reduce the amount of harmful emissions and a review of the possible consequences of their application for the Russian power system.

Актуальность выбранной темы обусловлена повышенными выбросами в окружающую среду (ОС) при сжигании органического и «сгорании» атомного топлива. Эти способы получения первичного тепла подвергаются жесткой и справедливой критике в связи с недопустимым воздействием на окружающую среду.

Рамочное соглашение ООН по климату, определяющее нормы выбросов парниковых газов после 2020 года и меры по предотвращению изменения климата, было принято в Париже в декабре 2015 года. В глобальном саммите, в рамках которого разрабатывалось соглашение, принимали участие 196 государств. Соглашение должно прийти на смену Киотскому протоколу, принятому в 1997 году в дополнение к Рамочной конвенции ООН об изменении климата. В соответствии с положениями протокола, развитые страны и страны с переходной экономикой должны сократить или стабилизировать выбросы парниковых газов.

Ключевыми положениями данного соглашения являются:

1) Не позволять средней температуре на планете расти выше 2°C по отношению к показателям доиндустриальной эпохи, а по возможности снизить этот прирост до 1,5°C.

2) Начать в период с 2050-2100 г.г. ограничивать выброс парниковых газов, получаемых в результате промышленной деятельности человека, до уровня, который деревья, почва и Мировой океан могут переработать естественным образом.

3) Пересматривать в сторону увеличения каждые пять лет вклад каждой отдельной страны по снижению вредных выбросов в атмосферу.

4) Развитые страны должны выделять средства в специальный климатический фонд для помощи более бедным государствам на борьбу с последствиями климатических изменений (например, стихийные бедствия или подъем уровня океана) и переход на использование возобновляемых источников энергии [1].

4 ноября 2016 года соглашение вступило в силу. Россия присоединилась к соглашению, но возможная ратификация ожидается не раньше января 2019 года. 31 октября 2016 года в Общественной палате прошли слушания, на которых свое мнение по поводу нового документа высказали эксперты. Большинство из них пришли к выводу, что России необходим масштабный и всесторонний анализ возможных социально-экономических последствий Парижского соглашения.

В докладе, подготовленном Институтом проблем естественных монополий (ИПЕМ), отмечается, что «значительная доля обсуждаемых в настоящее время в России мер по борьбе с выбросами парниковых газов, к сожалению, характеризуется значительными рисками для национальной экономики, социальной стабильности, энергетической и продовольственной безопасности».

Парижское соглашение, которое по сути представляет собой попытку перезапуска киотских механизмов, не фиксирует обязательства стран в цифрах и не предусматривает санкций за их невыполнение. Каждое государство ставит собственные цели и ищет способы сокращения вредных выбросов. Россия подготовила проект национального вклада, предполагающий сокращение выбросов на 25-30 процентов к 2030 году по сравнению с 1990 годом. Среди выбранных для достижения этих целей мер есть рентабельные и эффективные, а есть радикальные, считают эксперты ИПЕМ.

Среди мягких мер – улучшение теплоизоляции зданий и тепловых сетей и ужесточение регламентирующих их строительство норм, внедрение счетчиков тепла и термостатов, модернизация систем отопления, вентиляции и кондиционирования (в том числе развитие методов управления этими системами), развитие лесного хозяйства, развитие комбинированной выработки электро- и теплоэнергии на ТЭЦ, мероприятия по энергосбережению и повышению энергоэффективности, ряд мероприятий по ограничению выбросов парниковых газов от АПК, адаптация методик учета парниковых газов к российским условиям. Такие мероприятия требуют вложений, но это чисто коммерческие инвестиции с реальным и коротким сроком окупаемости, говорят эксперты [2].

Радикальными они называют меры, требующие высоких финансовых затрат, но при этом не гарантирующие эффекта или даже наоборот – чреватые негативными последствиями. Среди таковых – строительство «безуглеродных» электростанций (СЭС, ВЭС, АЭС и ГЭС), установка оборудования по улавливанию и хранению CO₂ и, самое главное, – введение углеродного сбора и организация системы торговли квотами.

Если обсуждаемый сбор с первоначальной ставкой 15 долларов за тонну эквивалента CO₂ будет введен, для России это означает ежегодные выплаты в размере 42 миллиардов долларов, или 3,2-4,1 процента ВВП за 2015 год. Если ставка сбора составит 35 долларов за тонну эквивалента CO₂ (а это может произойти к 2030 году), то объем выплат составит 7,5-9,6 процента ВВП.

Негативное влияние от подобных мер ощутят прежде всего – нефтегазовая отрасль, электро- и теплогенерация, транспорт, АПК, металлургия, производство азотных удобрений и цемента. Работающие в этих сегментах компании

будут вынуждены нести дополнительные расходы, составляющие до 75 процентов выручки и до 615 процентов EBITDA в предыдущие годы.

Это приведет к усилению налогового бремени предприятий, а затем, учитывая общую экономическую обстановку, и к их закрытию, а следовательно – массовым увольнениям, росту безработицы, ухудшению социально-экономического положения населения.

Дополнительная финансовая нагрузка на предприятия отразится на населении: вырастут цены на электроэнергию, тепло, транспортные услуги, бензин, продовольствие, прочие товары. Последствия более широкого масштаба – ухудшение инвестиционной привлекательности регионов с развитой добывающей и энергоемкой промышленностью.

Эксперты подсчитали даже потери конкретных компаний. Так, например, рост расходов электрогенерирующих компаний составит 40-60 процентов от текущей годовой выручки (а по максимальным оценкам может достигнуть 75 процентов). В первую очередь пострадают компании, управляющие ТЭС: почти для всех них объем дополнительных расходов превысит EBITDA [3].

Чтобы компенсировать падающие показатели компаний, управляющих ТЭС, придется заместить их «безуглеродными» электростанциями – ГЭС, АЭС, СЭС и ВЭС. На их строительство потребуется около 3,5 триллиона рублей, которые нельзя компенсировать иначе, как из средств потребителей. При этом цена электроэнергии вырастет на 50-55 процентов для крупных коммерческих потребителей, 28-31 процентов для малых коммерческих потребителей и 45-50 процентов для населения.

Аналогичные расчеты эксперты ИПЕМ представили почти для всех отраслей экономики и крупных компаний России. Кроме того, они оценили и активно обсуждавшийся в начале этого года вариант создания пилотной «безуглеродной зоны» в Восточной Сибири. По мнению специалистов, создание такой зоны потребует 1,2 триллиона рублей инвестиций на строительство новых электростанций, а также 2,3-3,5 триллиона рублей на строительство углехимических предприятий, предназначенных для замещения спроса на уголь.

Цены на электроэнергию в регионе при этом вырастут на 29-51 процент. Промышленное производство, напротив, сократится на 10 процентов за счет закрытия ТЭС и алюминиевых заводов. Естественно, неизбежны сокращения кадров и рост социального недовольства. При этом выигрыш в сокращении эмиссии парниковых газов не является очевидным: с учетом углехимических производств итоговое сокращение парниковых газов в регионе составит 29 миллионов тонн CO₂, что равно 1,2 процента выбросов по стране в целом [4].

«Плата за углерод» в принципе не является эффективной мерой для снижения выбросов, отметил во время слушаний в Общественной палате старший партнер McKinsey&Company Степан Солженицын: «Углеродный сбор эффективен именно для сбора денег, но совсем не эффективен как способ стимулировать снижение выбросов. Такая мера дает сокращение примерно в 40 миллионов тонн, в то время как планомерная работа по повышению энергоэффективности может дать в перспективе сокращение выбросов на 500 миллионов тонн».

Глава Фонда национальной энергетической безопасности (ФНЭБ) Константин Симонов заявил, что ратификация Россией Парижского климатического соглашения должна быть привязана к снятию антироссийских санкций.

Председатель комиссии ОП РФ по развитию реального сектора экономики Сергей Григорьев напомнил об опасности принятия быстрых решений. Многие аспекты этого соглашения вызывают споры в экспертных кругах. Связано это и с общим отношением к климатологии и потеплению.

Аналогичный вывод делают и эксперты ИПЕМ. Они предлагают России занять проактивную позицию в деле борьбы с изменением климата. «За прошедшие два с лишним десятилетия мало кто смог достичь таких результатов в области сокращения выбросов парниковых газов, как наша страна, и свое право на первоочередной учет своих интересов в климатической сфере Россия заслужила сполна», – подводят итог специалисты [5].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Автономов А.Б. Мировая энергетика: состояние, масштабы, перспективы, устойчивость развития, проблемы экологии, ценовая динамика топливно-энергетических ресурсов / А.Б. Автономов // Электрические станции. – 2000. – № 5. – С. 55.

2. Институт проблем естественных монополий // Аналитический доклад «Риски реализации Парижского климатического соглашения для экономики и национальной безопасности России»: тез. докл. – Москва. – 2016. – С. 30-48.

3. Clean Energy And Development: Towards An Investment Framework Environmentally and Socially Sustainable Development Vice Presidency Infrastructure Vice Presidency The World Bank 5. – 2006.

4. Официальный сайт территориального органа федеральной службы государственной статистики по Кемеровской области Кемеровостат: режим доступа <http://www.kemerovostat.ru/>

5. Институт проблем естественных монополий // Аналитический доклад «Риски реализации Парижского климатического соглашения для экономики и национальной безопасности России»: тез. докл. – Москва. – 2016. – С. 105-109.

УДК 502.174:662.613.52

Т.А. Михайличенко, Е.В. Дьяченко

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

ЗАМЕНА БАТАРЕЙНОГО ЦИКЛОНА НА ЭЛЕКТРОФИЛЬТР В УСЛОВИЯХ КОТЕЛЬНОЙ ПРЕДПРИЯТИЯ АО «ЕВРАЗ ЗСМК АБАГУРСКАЯ АГЛОФАБРИКА»

В работе проведен анализ различных газоочистителей и оценка тенденций выброса в окружающую среду с учетом их влияния на экологическую обстановку.

An analysis of various sources of energy and an assessment of the trends in the development of the global energy sector, taking into account their influence on the ecological situation, is given.

Актуальность выбранной темы обусловлена повышенными выбросами в окружающую среду (ОС) при сжигании органического топлива. Этот способ получения первичного тепла подвергается жесткой и справедливой критике в связи с недопустимым воздействием на ОС.

Известно, что самый большой вклад в загрязнение окружающей среды вносит энергетика. Мировая энергетика является мощной, активно функционирующей глобальной системой, определяющей самые разные стороны жизни человечества и во многом обуславливающей направление и темпы развития мировой экономики [1].

На данный момент развитие энергетики основывается на невозобновляемых источниках энергии, но приобретает популярность развитие возобновляемых источников. При существующих мировых тенденциях энергопотребление почти полностью покрывается за счет использования органического топлива (уголь, нефть, газ), а электропотребление – также за счет гидроэнергии и атомной энергии на основе тепловых нейтронов.

Тепловая энергия не требует особо сложных преобразований при ее использовании, ее нужно только собрать и переправить в место потребления, а вот остальные виды энергии требуют преобразования, прежде чем ее можно будет использовать.

Как правило, механическая энергия – это энергия рек, течений, ветровых волн, ветра. Механическая энергия выступает также как вторичный вид энергии, которая используется при многостадийном преобразовании, в частности, на тепловых электростанциях.

Энергия химических связей используется на бытовом уровне - в обычных батарейках. Но основной вид преобразования – это сжигание различных видов топлива (нефть, газ, уголь).

Развитие промышленности и урбанизация индустриально развитых стран требовали скорейшего введения новых мощностей дешевой электроэнергетики, и поэтому строились мощные тепловые электростанции, гигантские гидроэлектростанции и крупные атомные станции.

Локальное, региональное и глобальное влияние на окружающую среду всех этих электростанций из-за их большой мощности и широкого распространения оказалось довольно сильным. Это влияние определяется типом установки, технологией получения энергии, ее эффективностью и зависит от первичного источника энергии.

Основной поток загрязнений исходит от производителей и потребителей энергии, главным образом, связанных с использованием органического топлива.

Основной объем вырабатываемой в России тепловой энергии и электроэнергии приходится на котельные. На котельных используется в качестве топлива уголь, мазут и газ. Здесь воздействие на биосферу начинается, прежде всего, с разрушения ландшафтов (большие выбросы в ОС) и воздействия на литосферу при добыче ископаемых топлив (нефть, газ, уголь и т.д.). Если рассматривать транспортировку топлива, то и здесь не обходится без проблем, например, морская перевозка нефти и нефтепродуктов в танкерах. Авария одного такого танкера уже является глобальной экологической катастрофой: ликвидация нефтяного пятна занимает от месяца до несколько лет. Транспортировка угля производится, как правило, в открытых вагонах по железной дороге, а места добычи и сжигания находятся на значительном расстоянии друг от друга. Угольная пыль выветривается и осаждается вблизи железнодорожных путей, что пагубно отражается на фитоценозе.

Следующая стадия - сжигание, т.е. непосредственное получение энергии. На этом этапе происходит окисление углерода, серы, водорода, на что, соответственно, расходуется кислород, так необходимый для дыхания. Но главной опасностью является чрезмерное загрязнение атмосферы вредными продуктами сгорания. В данной работе рассматриваются золоуловители, которые уже на последней стадии горения улавливают и осаждают частицы пыли перед выбросом в атмосферу. Содержащиеся в дымовых газах летучая зола, мельчайшие частицы несгоревшего топлива, окислы азота, сернистые газы и др. наносят ущерб энергетике, а также другим отраслям жизнедеятельности человека. Известно, что под действием золы и частиц несгоревшего топлива истираются хвостовые поверхности нагрева котлов, газоходы и дымососы. А увеличение концентрации сернистых газов в воздухе в сочетании с атмосферными осадками ускоряет процесс коррозии металлоконструкций промышленных и жилых зданий. В связи с этим борьба за чистоту воздушного бассейна и улучшение санитарно-гигиенических условий промышленных городов и рабочих поселков является крайне актуальной задачей.

Основными способами и методами очистки газовых выбросов являются:

- а) перевод котлоагрегатов с твердого топлива на газообразное и малосернистое жидкое топливо;

б) как можно более глубокая очистка дымовых газов от золы и сернистых соединений;

в) устройство высоких дымовых труб в соответствии с санитарными нормами для отвода и рассеивания дымовых газов на значительное расстояние от промышленных объектов, и, главное, от жилых районов;

г) создание санитарно-защитной зоны между теплоисточником и жилыми массивами.

Для очистки уходящих газов от твердых частиц применяются следующие типы золоуловителей:

1. Механические (сухие), в которых частицы золы отделяются от газа под действием центробежных или инерционных сил и силы тяжести.

2. Мокрые, в которых частицы золы удаляются из газа путем промывки или орошения водой и осаждения частиц золы на смачиваемой поверхности или водяной пленке.

3. Электрофилтры (электростатические), в которых улавливание частиц осуществляется путем осаждения на электродах.

4. Комбинированные, представляющие собой сочетание различных аппаратов, работающих последовательно.

Выбор типа золоуловителей определяется рядом факторов, а именно:

- а) дисперсным составом и физическими свойствами золы,
- б) количеством улавливаемой золы,
- в) степенью очистки (коэффициентом очистки) золоуловителя,
- г) предельно допустимыми нормами концентрации золы у поверхности,
- д) технико-экономическими соображениями (минимальные затраты материалов, электродов, воды) и некоторыми другими факторами.

Система золоочистки должна быть такой, чтобы дымовые газы на выходе из трубы не создавали у поверхности земли концентрации примесей в воздухе, превышающие предельно допустимые концентрации (норма

$\text{ПДК SO}_2 = 0,5 \text{ мг/м}^3$, $\text{ПДК золы} = 0,5 \text{ мг/м}^3$; $\text{ПДК NO}_2 = 0,085 \text{ мг/м}^3$).

Показателем эффективности работы золоуловителя является его к.п.д. – коэффициент очистки газов. Различают полный и фракционный к.п.д. Под полным к.п.д. понимают отношение массового расхода улавливаемой в золоуловителе золы к массовому ее расходу на входе в золоуловитель.

К механическим сухим золоуловителям относятся циклоны и жалюзийные золоуловители. Принцип работы циклонных золоуловителей основан на использовании центробежных сил. Эффект работы зависит от размеров частиц золы, скорости газов во входном патрубке и диаметра циклона. К.п.д. циклонного золоуловителя может достигать 90% при большом содержании крупных частиц золы.

К недостаткам можно отнести их сравнительно высокое гидравлическое сопротивление по газу ($\approx 50\text{-}80 \text{ мм.вод.ст}$), большие габариты по высоте (4-5 м), а также снижение к.п.д при пониженных расходах газа.

Разновидностью золоулавливающих устройств циклонного типа являются батарейные циклоны. В батарейных циклонах (мультициклонах) улавливание золы осуществляется в большом количестве маленьких циклонов с диаметром цилиндрической части 40 – 250 мм. Число циклонных элементов может достигать нескольких сотен. Батарейные циклоны, как правило, устанавливаются секциями по 2-4 на парогенератор. Это обеспечивает оптимальную скорость газов в циклонных элементах. К.п.д. батарейных циклонов при пылеугольных топках составляет 70-80%.

Очистка электрофильтрами – это наиболее распространенный способ очистки выбросов.

Достоинства:

а) высокая степень очистки дымовых газов (90-99%) при улавливании не только крупных, но и мелких фракций золы,

б) способность к улавливанию летучей золы при сжигании любого вида твердого топлива,

в) небольшое гидравлическое сопротивление по газу и в связи с этим небольшой расход электроэнергии.

Недостатки:

а) высокая стоимость,

б) большие габариты (из-за малых скоростей газа).

Работа электрофильтра основана на осаждении частиц золы на электродах при прохождении дымовых газов через электрическое поле постоянного тока. Между разноименными электродами, расположенными друг от друга на расстоянии нескольких сантиметров и присоединенных к источнику постоянного тока высокого напряжения 50-80 кВ, в результате ионизации газовой среды происходит коронный разряд.

Положительные и отрицательные ионы и свободные электроны газовой среды заряжают частицы золы, которые затем притягиваются электродами и оседают на них. Накопившаяся на электродах зола удаляется непрерывным или периодическим встряхиванием с помощью специального электропривода. Электрод, соединенный с отрицательным полюсом источника, называется коронирующим, а электрод противоположного знака – осадительным.

Коронирующие электроды выполняют обычно в виде металлических стержней длиной 3-4 м. В качестве осадительных электродов, имеющих ту же длину, что и коронирующие, применяют трубы круглого или шестигранного сечения или пластины толщиной примерно 2 мм коробчатого или желобчатого сечения. По характеру движения газа пластинчатые электроды подразделяются на горизонтальные и вертикальные.

Для обеспечения снабжения электрода постоянным током высокого напряжения применяется обычно выпрямитель типов АФА-90-200 и АФА 80-225.

Одним из наиболее совершенных способов очистки промышленных газов от пыли и туманов является электрическая очистка в электрофильтрах.

Широкое применение электрофильтров для улавливания твердых и жидких частиц обусловлено их универсальностью и высокой степенью очистки газов при сравнительно низких энергозатратах. Эффективность установок электрической очистки газов достигает 99 %, а в ряде случаев и 99,9 %. Такие фильтры способны улавливать частицы различных размеров, в том числе и субмикронные, при концентрации частиц в газе до 50 г/м³ и выше.

Промышленные электрофильтры широко применяют в диапазоне температур до 400-450°C и более, а также в условиях воздействия коррозионных сред.

Электрофильтры могут работать при разрежении и под давлением очищаемых газов. Они отличаются относительно низкими эксплуатационными затратами, однако капитальные затраты на сооружение электрофильтров довольно высоки, так как эти аппараты металлоемки и занимают большую площадь, а также снабжаются специальными агрегатами для электропитания. При этом с уменьшением производительности установок по газу удельные капитальные затраты сильно возрастают.

Преимущественной областью применения электрофильтров с точки зрения экономической целесообразности является очистка больших объемов газа.

К недостаткам электрофильтров наряду с их высокой стоимостью следует отнести высокую чувствительность процесса электрической очистки газов к отклонениям от заданного технологического режима, а также к механическим дефектам внутреннего оборудования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Автономов А.Б. Мировая энергетика: состояние, масштабы, перспективы, устойчивость развития, проблемы экологии, ценовая динамика топливно-энергетических ресурсов // Электрические станции. – 2000. – № 5. – 55 с.
2. Сараф Б.А. К расчету надежности водогрейных котлов малой мощности // Промышленная энергетика. – 2009. – № 8. – С. 11-13.
3. Ковригина О.Е. Интенсификация теплообмена в конвективных поверхностях нагрева отопительных котлов малой мощности // Диссертация на соискание ученой степени к.т.н. – Волгоград. – 2010. – 168 с.
4. Пешнин А.Г. Экологическая, оценка экономической эффективности использования возобновляющихся источников энергии // Диссертация на соискание ученой степени к.т.н. – Москва. – 2002. – 227 с.
5. Электрофильтр.РУ - первый в России специализированный Интернет-проект, посвященный электрофильтрам промышленного назначения.
6. ОНД-86 «Методика расчёта концентраций в атмосферном воздухе вредных веществ, содержащихся в выбросах предприятий».

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

Е.Г. Оршанская, Д.И. Оршанский
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕСТИРОВАНИЯ В ВЫСШЕМ ОБРАЗОВАНИИ

Рассмотрено использование тестирования для решения учебных задач при обучении в вузах. Дана характеристика основным реализуемым направлениям тестирования. Приведены примеры тестов по иностранному языку и истории для входного и текущего контроля. Отмечены недостатки и достоинства компьютерного тестирования.

The usage of testing for learning tasks decision during educational process at universities is considered. The characteristic to the main realized testing directions is given. The examples of foreign language and history tests for inspection and current control are provided. The disadvantages and advantages of computer testing are pointed out.

В настоящее время тестирование как система заданий определенной трудности и характерной формы, направленная на объективное измерение уровня обученности студентов, определение их знаний, умений и навыков по конкретной области содержания учебной дисциплины, стало постоянной составляющей учебного процесса. Его использование позволяет решать различные учебные задачи, в том числе:

- определение исходного уровня владения обучаемыми определенными знаниями, умениями и навыками (входной контроль);
- определение промежуточного уровня достижений студентов при завершении изучения конкретного раздела программы (текущий контроль);
- определение достигнутого уровня овладения знаниями, умениями и навыками по результатам завершения изучения учебной дисциплины (итоговое тестирование).

Кратко охарактеризуем перечисленные направления в тестировании на примере социально-гуманитарных дисциплин – иностранного языка (английский) и истории. Во всех тестовых заданиях смысл приближен к содержанию исходного учебного материала. Формулировки заданий исключают повторы слов, редко употребляемые и затрудняющие восприятие смысла слова. Представлены тестовые задания закрытой формы, которые состоят из неполного утверждения с одной вакансией и совокупности элементов, один из которых является истинным. В основе подбора ответов к тестовым заданиям заложен принцип однородности, что означает подбор таких ответов, которые относятся к одному роду, виду или отображают основные стороны рассматриваемого явления [1, с. 4-5].

Определение исходного уровня владения обучаемыми имеющими знаниями, сформированными умениями и навыками дает возможность выявить их сильные и слабые стороны, уровень подготовки к изучению теоретического материала и выполнению практических заданий. Обучаемые далеко не всегда могут дать объективную оценку и характеристику своему уровню подготовленности, часто затрудняются сформулировать имеющие у них недочеты. Анализ результатов теста и их обсуждение со студентами позволяют дать объективную оценку имеющемуся уровню их подготовки, составить характеристику на обучаемых, дать рекомендации по их дальнейшему развитию и совершенствованию. Применение тестирования в качестве входного обеспечивает функционирование внутренней обратной связи в процессе обучения, получение самим обучаемым информации о прочности имеющихся умений и навыков, о трудностях и недостатках, существующих в процессе обучения.

В СибГИУ по учебной дисциплине "Иностранный язык" для входного контроля используется тест, состоящий из 25 заданий, которые охватывают знания грамматики, лексики, имеющиеся у студентов после получения среднего общего образования. В качестве примера приведем отдельные задания:

1. I _____ Michael for ages.
 - a. didn't see
 - b. don't see
 - c. haven't seen
 - d. saw not
2. I _____ get up very early now.
 - a. must to
 - b. have to
 - c. should to
 - d. ought
3. How much _____ to fly to New York?
 - a. costs it
 - b. it costs
 - c. does cost
 - d. does it cost
4. My brother Nick is very good _____ maths.
 - a. for
 - b. at
 - c. about
 - d. in
5. When did you discover that your car _____?
 - a. was disappeared
 - b. had been disappeared
 - c. had disappeared
 - d. disappearing

В таблице 1 приведены критерии оценивания теста по входному контролю.

Таблица 1 – Оценивание результатов входного контроля по английскому языку

Баллы	Оценка
22 – 25	отлично
18 – 21	хорошо
14 – 17	удовлетворительно
13 и менее	неудовлетворительно

По учебной дисциплине «История» тест для входного контроля знаний обучающихся, используемый в СибГИУ, состоит из 20 вопросов, связанных с историей России. Каждый правильный ответ оценивается в 0,5 баллов. В качестве примера отдельные задания из теста для входного контроля представлены ниже:

1. Руководителем СССР после смерти Ленина стал
 - А) Л.И. Брежнев
 - Б) М.С. Горбачев
 - В) И.В. Сталин
 2. В СССР было гарантировано право на бесплатное
 - А) образование
 - Б) страхование жизни
 - В) транспортное обслуживание
 3. В 1930-е годы в СССР произошла
 - А) отмена крепостного права
 - Б) индустриализация
 - В) перестройка
 4. В 2000 году президентом Российской Федерации стал
 - А) Б.Н. Ельцин
 - Б) Л.И. Брежнев
 - В) В.В. Путин
 5. В 2014 году Республика Крым вошла в состав Российской Федерации в результате
 - А) референдума жителей Крыма
 - Б) выборов в Государственный совет Республики Крым
 - В) решения Президента Крымской автономной республики
- Оценка формируется в соответствии с критериями, приведенными в таблице 2.

Таблица 2 – Оценивание результатов входного контроля по истории

Максимальный балл	Проходной балл	Оценка
10	не менее 6	зачтено
6	менее 6	не зачтено

Таким образом, выполнение входного тестирования позволяет определить уровень имеющихся знаний обучающихся по иностранному языку, истории, окончивших общеобразовательные или профессиональные образовательные учебные заведения.

Текущий контроль знаний используется для оперативного и регулярного управления учебной (в том числе самостоятельной) деятельностью обучающихся. Текущий контроль успеваемости осуществляется в ходе повседневной учебной работы по индивидуальной инициативе преподавателя, в том числе посредством системы управления обучением (СУО) "Moodle" [3]. Данный вид

контроля стимулирует у обучающихся стремление к систематической самостоятельной работе по изучению дисциплины и позволяет оценить степень освоения изученного учебного материала. Для тестирования используются тесты, которые подтвердили свою валидность, объективность и адекватность восприятия студентами.

Тестирование проводится в целях осуществления текущего контроля для оценки освоения обучающимся учебного материала, изученного на практических занятиях и в рамках самостоятельной работы. При выполнении компьютерного тестирования указывается допустимое количество попыток, ограничение по времени. За каждый правильный ответ выставляется один балл.

По учебной дисциплине «Иностранный язык» в течение каждого семестра проводятся три промежуточных тестирования по отдельным грамматическим темам каждого раздела. Обучающиеся в рамках самостоятельной работы выполняют тестовые задания, размещенные в СУО «Moodle». Ниже в качестве примера приведен один из промежуточных тестов на знание и использование грамматических структур по разделу «Учебно-познавательная сфера общения». Для тестирования используются 10 вопросов из базы типовых тестовых заданий по пройденному материалу. Метод ответа – выбор только одного ответа.

1. _____ you present your paper at the annual conference in Melbourne last year?

- a. Did
- b. Do
- c. Does
- d. Will

2. _____ you ever been to France?

- a. Did
- b. Does
- c. Have
- d. Will

3. _____ you like a cup of tea with a cake? I have just bought it in the cake-shop.

- a. Is
- b. Would
- c. Have
- d. Will

4. _____ they working in the library right now?

- a. Do
- b. Would
- c. Have
- d. Are

5. – Does the traffic in the city make you nervous?

– Yes, _____. Sometimes I am afraid of driving.

- a. it do
- b. it will
- c. it does
- d. it did

6. – Have you just sent me an e-mail?

– No, _____.

- a. I didn't
- b. I haven't
- c. I hadn't
- d. I don't

Задайте общий вопрос к предложению

7. The car belongs to Michael.

- a. Does the car belongs to Michael?
 - b. Do the car belongs to Michael?
 - c. Does the car belong to Michael?
 - d. Belongs the car to Michael?
8. Mary goes in for skating.
- a. Do Mary go in for skating?
 - b. Does Mary go in for skating?
 - c. Does Mary goes in for skating?
 - d. Did Mary go in for skating?
9. I have no idea where Caroline lives.
- a. Did you have any idea where Caroline lives?
 - b. Do you have any idea where Caroline lives?
 - c. Will you have any idea where Caroline lives?
 - d. You had any idea where Caroline lives?
10. It will rain tomorrow.
- a. Do it rain tomorrow?
 - b. Would it rain tomorrow?
 - c. Will it rain tomorrow?
 - d. Does it rain tomorrow

Студенты на мониторе компьютера видят не сразу целый тест целиком, а выполняют последовательно по одному заданию (рисунок 1).

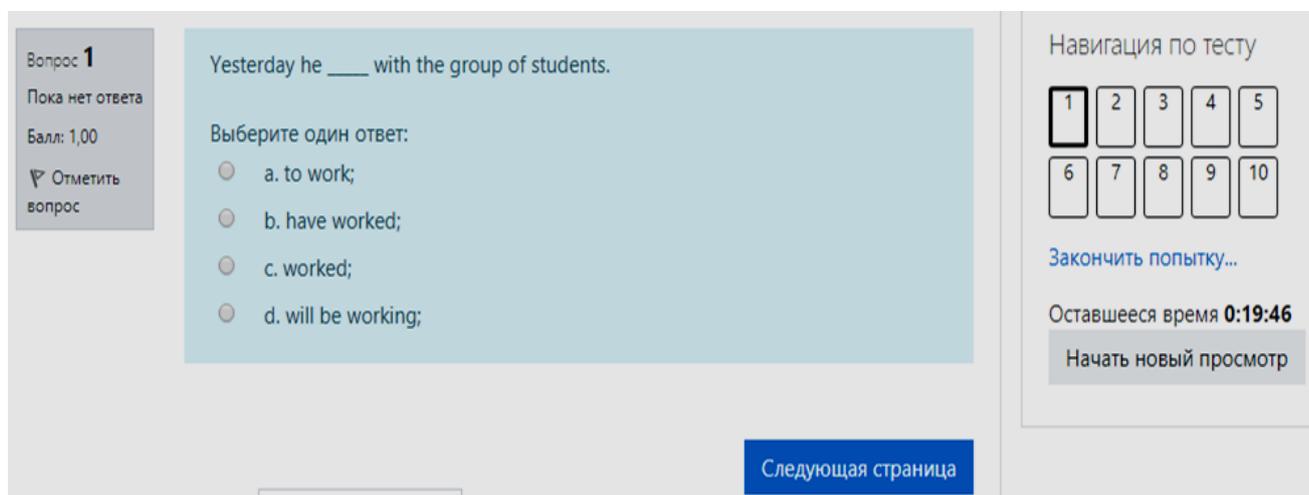


Рисунок 1 – Предъявление вопроса из теста на мониторе при выполнении компьютерного тестирования в СУО «Moodle»

Требования к знаниям и умениям, демонстрируемым в процессе осуществления текущего контроля посредством компьютерного тестирования, представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Оценивание результатов промежуточного тестирования по иностранному языку

Оценка	Требования к знаниям и умениям
Зачтено	Обучающийся демонстрирует знание и правильное использование грамматических структур и лексики. Обучающимся дано более половины правильных ответов.
Не зачтено	Имеются ошибки при использовании грамматических структур и лексики. Обучающимся дана половина или менее правильных ответов.

По учебной дисциплине «История» компьютерное тестирование проводится для определения степени усвоения материалов лекции в рамках выполнения самостоятельной работы в СУО «Moodle». Его применение дает возможность проверять качество усвоения всеми студентами исторических понятий, основных событий, существенных признаков исторических явлений и процессов. В качестве примера ниже даны отдельные вопросы из теста по разделу «Россия в XX в.»:

В течение лета 1915 г. русская армия

- А) вела позиционные бои
- Б) вынуждена была отступать
- В) заняла австрийские территории, населенные румынами
- Г) наносила непрерывные удары туркам, заставив их отступать
- Д) то переходила в наступление, то отступала

1937 г. вошел в отечественную историю как год

- А) «великого террора»
- Б) наивысших экономических достижений России
- В) внешнеполитического признания СССР ведущими западными держа-

вами

Г) «окончательной победы социализма в стране»

Большевики сразу после прихода к власти осенью 1917 г. декларировали следующие преобразования в экономике

- А) ликвидировать рыночные отношения и ввести госкапитализм
- Б) максимально обеспечить условия для развития товарно-денежных отношений

В) немедленно ввести в действие политику "военного коммунизма"

Г) вводить рабочий контроль на предприятиях

Д) национализировать промышленные предприятия

Должность, введенная в войсках Красной армии для осуществления строгого «классового» контроля за деятельностью военных специалистов старой армии, привлекавшихся на службу с марта 1918 г.

- А) военный комиссар
- Б) военный уполномоченный ВЧК
- В) чрезвычайный уполномоченный

День 9 января 1905 г. вошел в историю России как «кровавое воскресенье» потому, что

А) в этот день в Санкт-Петербурге было расстреляно мирное шествие народа к Зимнему дворцу

Б) в этот день во время коронации Николая II в Москве на Ходынском поле погибли сотни людей во время раздачи царских подарков

В) в этот день была расстреляна мирная демонстрация рабочих на Ленских золотых приисках

При выполнении теста на мониторе компьютера студентам предъявляется по одному вопросу (рисунок 2). Им необходимо выбрать один правильный ответ из четырех вариантов.

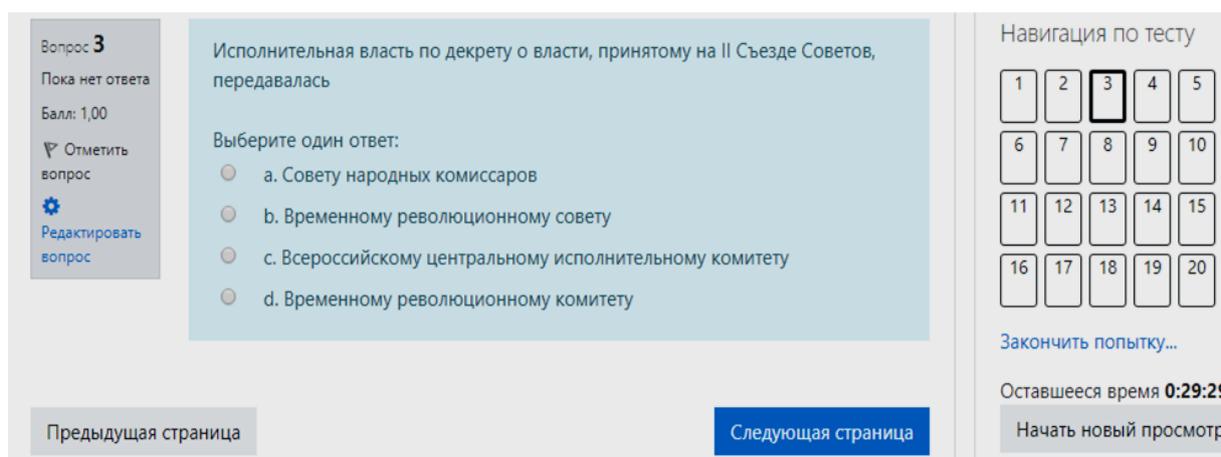


Рисунок 2 – Расположение вопроса на мониторе при выполнении компьютерного тестирования по истории в СУО «Moodle»

Как показывает рисунок 2, тест состоит из 20 вопросов. У студентов имеется возможность возврата к предыдущему вопросу для корректировки своего ответа. За выполнение теста предусмотрена максимальная оценка 10 (рисунок 3).

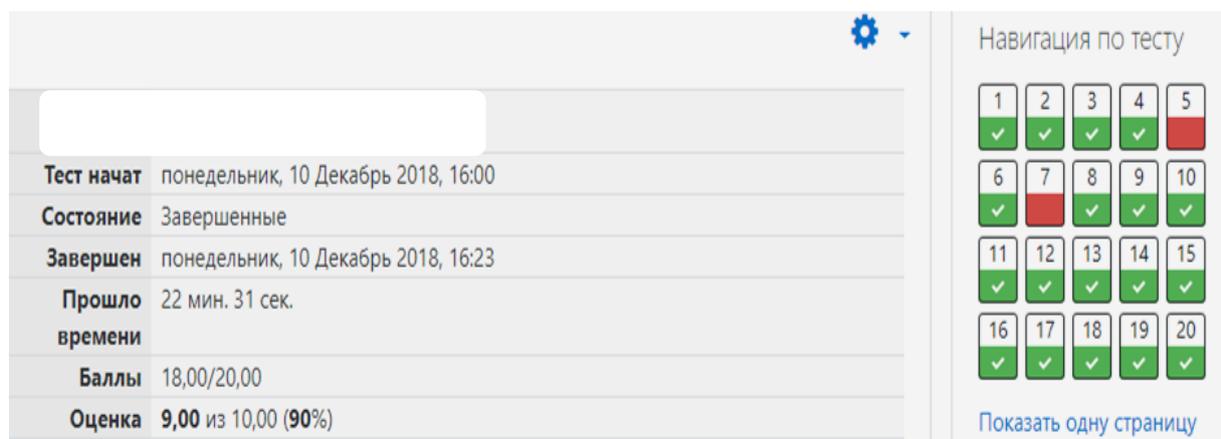


Рисунок 3 – Результаты выполнения тестирования по истории

Таким образом, осуществление текущего контроля посредством использования СУО «Moodle» позволяет оперативно проверить знания и уровень сформированных умений у студентов.

Что касается итогового тестирования, то в нем как правило содержатся вопросы не по отдельным конкретным разделам изученного материала, а по содержанию всей учебной дисциплины, если она изучается в течение одного семестра (например, история), или по содержанию учебного материала, пройденного в данном семестре, если учебная дисциплина изучается в течение нескольких семестров (например, иностранный язык). Количество вопросов в тесте, предъявляемых студенту, может быть больше, чем при выполнении текущего контроля.

Тестирование как один из методов контроля знаний и умений обучающихся обладает отдельными недостатками. К ним относятся:

- невозможность проверить насколько самостоятельно выполнял тестирование обучающийся, если оно предусмотрено самостоятельной работой и осуществляется дистанционно;

- наличие возможности угадать правильный ответ.

Но несмотря на наличие указанных выше недостатков, тестирование обладает несомненными достоинствами, что делает его востребованным и способствует широкому применению в практике учебного процесса. Организация тестирования с учетом ряда принципов обеспечивает полную реализацию функций контроля при минимальных усилиях и средствах со стороны преподавателя (принцип эффективности), получение истинных результатов измерения, объективное оценивание, независимость суждений преподавателя от мнений руководства или других заинтересованных лиц (принцип объективности), получение преподавателем и студентом достоверных сведений о результативности процесса обучения, о качестве подготовки (принцип обратной связи) [2, с. 180-181].

Реализация перечисленных принципов компьютерного тестирования позволяет отметить следующие его наиболее значимые достоинства:

- эффективное использование времени (быстрота проведения, высокая скорость проверки результатов);

- вариативность предъявления тестовых заданий в компьютерной форме;

- получение объективных количественных параметров, характеризующих различные стороны учебного процесса;

- возможность сравнения баллов, набранных разными студентами.

Вполне возможно, что в будущем наибольшее распространение получит компьютерное адаптивное тестирование, при котором переход к следующему вопросу осуществляется в зависимости от ответа на предыдущий. Как отмечает Е.С. Папанастасиу, подобные тесты позволяют эффективно подбирать вопросы, которые специально предназначены для определённого уровня знаний каждого испытуемого [4, с. 967]. Нельзя не согласиться с ее мнением о том, что, когда все вопросы имеют четкую ориентацию на уровень подготовленности конкретного студента, преподаватель может получить более надежные и достоверные выводы о фактических знаниях студентов, дать рекомендации по их дальнейшему обучению, что в целом позволит повысить результативность учебного процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. История России VIII – XVII вв. Тестовые задания : методические рекомендации / Сиб. гос. индустр. ун-т; сост. Д. И. Оршанский. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2011. – 36 с.

2. Оршанская, Е. Г. Организация контроля при изучении иностранного языка / Е. Г. Оршанская // Вестник горно-металлургической секции Российской Академии естественных наук. Отделение металлургии. Раздел "Проблемы высшего образования". Вып. 25 / Сиб. гос. инд. унив. – Москва-Новокузнецк, 2010. – С. 179-182.

3. Система управления обучением Moodle СибГИУ : [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://do.sibsiu.ru/day/>

4. Papanastasiou, E. C. [Computer-adaptive testing in science education](#) / E. C. Papanastasiou // Computer Based Learning in Science // Proceedings of the 6th International Conference, Nicosia, Cyprus. – 2003. – Pp. 965-971.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

УДК 669.218

Г.Г. Волокитин*

ФГБОУ ВО «Томский государственный архитектурно-строительный университет», г. Томск

РЕЦЕНЗИЯ НА УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ «ГИДРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ» (АВТОРЫ: И.Ю. КОЛЬЧУРИНА, О.И. НОХРИНА, В.В. РУДНЕВА, В.М. ФЕДОТОВ – НОВОКУЗНЕЦК: ИЗД. ЦЕНТР СИБГИУ, 2018. – 227 С.)

Гидрометаллургические процессы находят широкое применение в практике получения цветных металлов. По гидрометаллургической технологии в цветной металлургии производят около 70 металлов, таких как медь, цинк, кобальт, никель, золото, вольфрам, молибден, уран, редкие и редкоземельные металлы и др. При этом наблюдается тенденция увеличения доли металлов, получаемых по гидрометаллургическим схемам, особенно в металлургии вторичных металлов, в общем балансе производимых металлов, что объясняется рядом их преимуществ по сравнению с пирометаллургическими:

1) За счет избирательного извлечения металлов достигается эффективная переработка бедных и трудновосстановимых руд. При этом возможно извлечение металлов из руд в концентрат простым сочетанием физических методов обогащения с гидрометаллургическими операциями.

2) Гидрометаллургическая технология обеспечивает комплексность переработки сырья с высоким извлечением всех ценных компонентов.

3) В гидрометаллургических схемах переработки руд используются высокоэффективные методы извлечения и разделения металлов: экстракция, сорбция, автоклавное выщелачивание и др.

4) Гидрометаллургические процессы обеспечивают снижение загрязнения окружающей среды и улучшение условий труда (нет пылевыноса и выделения токсичных газов).

Учебное пособие «Гидрометаллургические процессы и оборудование» продолжает цикл учебных пособий по гидрометаллургии, начатый авторским коллективом в 2002 г. (В.М. Федотов, В.В. Руднева, И.Ю. Кольчурина. Теория и аппараты процессов выщелачивания, СибГИУ, 101 с.), продолженный им в 2008 г. (И.Ю. Кольчурина, О.И. Нохрина, В.В. Руднева, В.М. Федотов. Основы гидрометаллургии, СибГИУ, 212 с.) и фактически представляет собой переработанное, обновленное и дополненное 3-е издание.

Учебное пособие включает предисловие и введение, 6 разделов, библиографический список и изложено на 226 страницах: раздел 1 «Теоретические основы выщелачивания», раздел 2 «Теоретические основы и аппаратура процесса разделения суспензии», раздел 3 «Сорбционное концентрирование металла», раздел 4 «Экстракционные методы разделения и извлечения металлов»,

раздел 5 «Извлечение металлов из растворов», раздел 6 «Гидрометаллургические схемы получения металлов». В каждом разделе описываемая технологическая стадия рассмотрена подробно, приведены схемы основных агрегатов и их параметры. Учебное пособие содержит материал для самостоятельной работы обучающихся, включающий 85 контрольных вопросов и 45 задач для анализа и решения.

Таким образом, учебное пособие знакомит обучающихся с очень важными для гидрометаллургии вопросами выполнения важных для решения задач энерго- и ресурсосбережения технологических расчетов, формирует необходимые профессиональные компетенции.

По структуре, содержанию, объему, научно-технической новизне, оформлению текстовых и графических материалов учебное пособие отвечает всем установленным требованиям и действующим стандартам. Содержание учебного пособия полностью соответствует принятым при написании пособий технологической направленности дидактическим принципам: физико-химические основы – сырье – оборудование – технология – контроль и управление производством – инновации. Учебное пособие также отличается логичностью и ясностью построения, наглядностью. Материалы изложены в доступной для понимания форме. Текст учебного пособия полностью соответствует нормам русского языка и стилю учебных текстов.

Учебное пособие «Гидрометаллургические процессы и оборудование» может быть востребовано при изучении дисциплин металлургической направленности, в т.ч. «Производство цветных металлов», «Гидрометаллургические процессы и оборудование», «Металлургия благородных металлов», «Металлургия редких металлов», «Металлургия тяжелых цветных металлов», «Рециклинговые технологии в производстве тяжелых цветных металлов» и предназначено для обучающихся, магистрантов, аспирантов, преподавателей вузов и инженерно-технических работников, специализирующихся в области металлургии.

*Волокитин Геннадий Георгиевич, доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, зав. кафедрой прикладной механики и материаловедения ФГБОУ ВО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»

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 реферируется в РЖ «Металлургия», зарегистрирован в Международном центре «Международной стандартной нумерации серийных изданий (International standard serial numbering – ISSN)», ему присвоен ISSN 2073–2848. Дополнительная информация о сборнике научных трудов представлена на сайте СибГИУ <http://www.sibsiu.ru> в разделе «Научные издания».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 30 мая 2019 г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ФГБОУ ВО «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 28.12.2018 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 15,4 Уч.-изд.л. 16,5 Тираж 300 экз. Заказ № 349

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ