

Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»
Российская академия естественных наук

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

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 20

Под редакцией профессора Г.В. Галевского

Москва
Новокузнецк
2007

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. 20 / Редкол.: Г.В. Галевский (главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2007. – 200 с., ил.
ISBN 978–5–7806–0263–7

Препринтное издание сборника статей, подготовленных авторскими коллективами, возглавляемыми действительными и почетными 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, проблем высшего образования.

Федеральная целевая программа «Интеграция».
Сборник реферируется в РЖ Металлургия.
Ил. 49, табл. 33, библиогр. назв. 148.

Редакционная коллегия: д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, вице-президент РАЕН *В.Ж. Аренс*; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *Г.В. Галевский* (главн. редактор), СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, чл.-корр. РАН *А.В. Елютин*, Гиредмет; к.х.н., проф., д.ч. МАНЭБ *Н.М. Кулагин*, СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *В.А. Роменец*, МИСиС; к.х.н., проф., советник РАЕН *В.В. Руднева* (отв. секретарь), СибГИУ; к.т.н., доц., советник РАЕН *М.В. Темлянец* (отв. секретарь), СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *В.С. Стрижко*, МИСиС; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *Г.И. Эскин*, ВИЛС.

Рецензент: профессор, доктор технических наук, д.ч. МАН ВШ
С.М. Кулаков

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

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2007
ISBN 978–5–7806–0263–7

СВЕДЕНИЯ О РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

- Волынкина Е.П. д-р техн. наук, доц. чл.-корр. РЭА СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Галевский Г.В. д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Глезер А.М. д-р физ.-мат. наук, проф., Институт физики
металлов и металловедения им. Г.В. Курдюмова
ЦНИИЧермета им. И.П. Бардина, г. Москва
- Громов В.Е. д-р физ.-мат. наук, проф., д.ч. Международной
академии энерго-информационных наук, Сиб-
ГИУ, г. Новокузнецк
- Иванов Ю.И. д-р физ.-мат. наук, ТГАСУ, г. Томск
- Козлов Э. В. д-р физ.-мат. наук, проф., академик МАН ВШ,
ТГАСУ, г. Томск
- Полторацкий Л.М. д-р техн. наук, с.н.с., ОАО «ЗСМК»,
г. Новокузнецк
- Редлих С.М. д-р пед. наук, проф., КузГПА,
г. Новокузнецк
- Селянин И.Ф. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Черепанов К.А. д-р техн. наук, проф., д.ч. МАНЭБ, чл.-корр.
САН ВШ, НФИ КемГУ, г. Новокузнецк
- Якушевич Н.Ф. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	7
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	8
<i>А.А. Пермяков, И.И. Сычев, Т.И. Сычева</i> Перспективы развития рудной базы России в XXI веке	9
<i>Н.Ф. Якушевич, О.В. Кузнецова, А.В. Назаров</i> Восстановительный обжиг железо-титановых рудных концентратов с применением комбинированных восстановителей ($C_{TB} + H_2$)	16
<i>Н.Ф. Якушевич, И.В. Чужина</i> Определение оптимальных режимов восстановления железорудных концентратов комбинированными восстановителями ($C_{TB} + H_2$)	25
<i>Н.Ф. Якушевич, Н.С. Докиенко</i> Общие закономерности изменения термодинамических функций двойных оксидных соединений	36
<i>В.А. Долинский, Л.Д. Никитин, А.А. Фризен, Л.В. Портнов, С.Ф. Бугаев, К.И. Домнин</i> Совершенствование автоматизированных систем управления технологическим процессом доменной плавки	45
<i>А.А. Пермяков, Н.Ф. Якушевич, А.А. Назарова</i> Типоморфные особенности галаксита и титаногалаксита в шлаках титано- марганцевых лигатур	53
<i>М.В. Темлянец</i> Математическое моделирование окисления и обезуглероживания стали при нагреве в методических печах	62
<i>В.Б. Деев</i> Исследование «склонности» алюминиевых сплавов к эффекту температурной обработки	68
<i>В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина, Д.Г. Федотов</i> Влияние шихтовых материалов и способа обработки расплава на свойства алюминиевых сплавов	76
<i>В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина</i> Технология обработки литейных сплавов магнитным полем при заливке .	80
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	85
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский</i> Применение нанокристаллического кремния в технологии композиционных электрохимических покрытий	86

<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский</i> Исследование плазменного модифицирования микропорошка нитрида кремния	93
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский</i> Оптимизация условий ввода высокодисперсного сырья в плазменный поток	100
<i>В.В. Руднева, С.Г. Галевский</i> Исследование теплотехнических характеристик плазмометаллургического реактора	106
<i>В.В. Руднева</i> Макрокинетика процессов плазменного пиролиза углеводородов.....	113
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ.....	119
<i>Ю.Ф. Иванов, О.В. Соснин, С.В. Воробьев, В.А. Малиновская, Э.В. Козлов</i> Особенности усталостного разрушения нержавеющей аустенитной стали при импульсном токовом воздействии.....	120
<i>Т.М. Ширинов, А.М. Глезер, С.В. Коновалов, В.А. Малиновская, С.И. Климашин</i> Влияние больших пластических деформаций на магнитные свойства Fe-Co сплавов.....	124
<i>Т.Н. Осколкова</i> Способы повышения работоспособности спеченных твердых сплавов на основе карбида вольфрама (обзор).....	127
<i>В.М. Нагибин</i> Влияние меди на температурный интервал распада остаточного первородного аустенита чугунов в условиях непрерывного нагрева.....	139
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ	145
<i>С.Г. Галевский</i> Методика планирования экономической добавленной стоимости для металлургических предприятий	146
<i>В.А. Долинский, Л.Д. Никитин, С.А. Кудашкина, С.Ф. Бугаев, И.В. Хаитова, К.И. Домнин</i> Технология утилизации техногенных отходов в доменной плавке	153
<i>И.В. Гладких, Е.П. Волынкина</i> Получение теплоизоляционных материалов на основе зольных микросфер из золоотвала Западно-Сибирской ТЭЦ.....	158
<i>Л.П. Скуратович</i> К вопросу переработки отходов производства алюминия	166
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ	174
<i>М.В. Ляховец, Ю.А. Соловьева, С.С. Нижельский</i> Опыт моделирования конфликтных ситуаций с помощью деловых игр...	175

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ	183
<i>Л.М. Полторацкий</i>	
Рецензия на монографию в трех томах «Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния» (авторы: О.А. Полях, В.В. Руднева, научный редактор Г.В. Галевский).....	184
<i>К.А. Черепанов</i>	
Рецензия на комплект учебных пособий для студентов высших учебных заведений по дисциплине «Металлургия алюминия» (авторский коллектив: Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, В.Б. Деев, А.В. Феоктистов, Н.А. Найденов, С.Е. Петрашкевич, В.В. Руднева, М.В. Темлянцев)	187
<i>С.М. Редлих</i>	
Рецензия на комплект учебных пособий для преподавателей и студентов всех уровней профессионального образования по дисциплине «Основы планирования профессиональной деятельности» (авторский коллектив: Л.Г. Рыбалкина, В.И. Семёнова, Т.Н. Гревнёва, Н.В. Платонова, Е.Г. Сидорова, под общей редакцией Г.В. Галевского).....	191
<i>С.В. Коновалов</i>	
Рецензия на монографию «Физическая природа деградации свойств, фазового состава и дефектной субструктуры арматурной стали при длительной эксплуатации» (авторы: В.Р. Микрюков, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов).	196
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ	198

ПРЕДИСЛОВИЕ

ВЕСТНИК ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ СЕКЦИИ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК. ОТДЕЛЕНИЕ МЕТАЛЛУРГИИ ежегодно издается с 1994 г. За 14-ти летний период редакционной коллегией подготовлено и издано 20 выпусков сборника научных трудов. С уверенностью можно констатировать, что за этот временной период Вестник приобрел определенную популярность у авторских коллективов ученых России и стран ближнего зарубежья, сформировал свой круг постоянных читателей.

20-й выпуск включает труды российских ученых в области металлургии, физики металлов, металловедения, экономики, экологии и управления на предприятиях, высшего профессионального образования.

Авторскими коллективами высших учебных заведений, промышленных предприятий, научно-исследовательских институтов представлены результаты перспективных разработок, направленных на совершенствование технологий производства чугуна и стали, улучшение качества металлопродукции, разработки эффективных решений, обеспечивающих повышение экономической эффективности и экологической безопасности производств.

Сборник научных трудов традиционно содержит раздел, посвященный проблемам высшего профессионального образования, включающий передовой опыт подготовки инженерных кадров.

Редакционная коллегия благодарит авторов, представивших статьи и приглашает принять участие в очередном 21-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

УДК 669.1.(571.1)

А.А. Пермяков, И.И. Сычев, Т.И. Сычева

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

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ РУДНОЙ БАЗЫ РОССИИ В XXI ВЕКЕ

На территории Западной Сибири в пределах Кемеровской, Томской, Новосибирской областей и Алтайского края, выделяются две различные по геологическому строению и количеству руды площади: южная и северо-западная. Согласно действующей классификации выделяется бурожелезняковая кремнистая формация. Она объединяет ряд крупнейших месторождений Западно-Сибирского железорудного бассейна, но с неблагоприятными горнотехническими условиями их эксплуатации. Высокорентабельной может стать разработка месторождений, которые еще двадцать лет назад считались непригодными для эксплуатации.

In the West Siberia on the territory of Kemerovo, Tomsk, Novosibirsk and Altai there are two areas (south and northwest) which differ from the others ones by their geological structure and quantity of the ore. According to the working classification these areas are the siliceous brown-iron formation. It unites a number of the largest deposits of the West-Siberian iron – ore pool, but mine technical conditions of their operation are unfavorable. Now the development of such types of deposits can become highly profitable, although more then twenty years ago they were considered unsuitable for operation.

На территории Западной Сибири в пределах Кемеровской, Томской, Новосибирской областей и Алтайского края, выделяются две различные по геологическому строению и рудоносности площади: южная и северо-западная. Вся южная часть занята складчатыми сооружениями байкальского (Кузнецкий Алатау, Горная Шория), каледонского (Салаир, Западный Саян, Горный Алтай) и герцинского (Рудный Алтай) тектономагматических циклов. Здесь известны титаномагнетитовые месторождения с разведанными, но еще не используемыми запасами в сотни до многих миллиардов тонн, и многочисленные небольшие, средние и крупные месторождения легкообогащаемых магнетитовых руд сложного генезиса, среди которых преоблада-

ют скарновые месторождения. В труднодоступных районах Алтае – Саянской области известны также вулканогенно-осадочные гематит-магнетитовые и гематитовые месторождения железистых кварцитов [1]. Скарновые месторождения магнетита служат основной сырьевой рудной базой для Новокузнецкого металлургического комбината (НКМК) и Западно-Сибирского металлургического комбината (ЗСМК). В межгорных впадинах (Кузнецкой, Минусинской) среди терригенных отложений карбона, перми и юры распространены конкреционные и пластовые сидериты [1].

В середине пятидесятых годов, попутно – в процессе структурно-поискового бурения на нефть и газ, выявлен грандиозный (крупнейший в мире) Западно-Сибирский бассейн осадочных оолитовых железных руд, приуроченный к площадям развития меловых и палеогеновых морских осадков среднего течения реки Оби в пределах Томской, Новосибирской областей и Алтайского края.

Согласно действующей классификации, среди перечисленных типов месторождений выделяются следующие геохимические формации: титанистая, скарново-магнетитовая и гидросиликатная щелочно-земельная, сидеритовая щелочноземельная, гематит-магнетитовая и гематитовая кремнистая, а также ванадий содержащая бурожелезняковая кремнистая [1].

Титанистая железорудная формация. Относительно хорошо изученные месторождения – Харловское на Алтае, Патынское и Культайгинское в Горной Шории. Среднее содержание железа 15-25 %. Из руд, возможно, получение титанистого железорудного концентрата с содержанием железа 45-60 % и извлечением ильменитового концентрата. Выявленные запасы только для открытых работ оцениваются в 2 млрд. т, обеспечивая годовую добычу до 10-20 млн. т и более [2].

Гематит-магнетитовая и гематитовая кремнистая железорудная формация. Магнетит-гематитовые руды характеризуются низким содержанием железа. Известные гематитовые месторождения Юго-Восточного Алтая (Калгутинское, Водопадное, Эльбесин) с большими запасами руд расположены в труднодоступных горных районах и промышленного значения не имеют [1].

Сидеритовая щелочноземельная формация. Общие запасы сидеритовых руд в угленосных отложениях пермо-карбона и мел-кайнозоя исчисляются внушительными цифрами, однако рассеянный характер выделений сидерита не позволяет в настоящее время вести их промышленную разработку. Некоторый интерес вызывают сидериты в

контурах открытой разработки углей на Талдинском и Барандатском (Итатском) месторождении Кемеровской области [1].

Бурожелезняковая кремнистая формация объединяет ряд крупнейших месторождений (Бакчарское, Нарымское, Колпашевское и др.) Западно-Сибирского железорудного бассейна, площадь которого составляет более 66 тыс. км² [3] и простирается от истоков рек Бакчар и Парбиг на юге до верхнего течения реки Вах на севере. Общие запасы руд бассейна с содержанием железа более 30 % оцениваются в 400 млрд.т.

Бакчарское месторождение, расположенное в 200 км северозападнее г. Томска, является относительно лучшим из месторождений Западно-Сибирского железорудного бассейна. Рудоносные отложения состоят из кварц-хлорит-глауконитовых песчаников, песков и алевролитов с прослоями гравелитов [3]. Среди них выявлено 4 продуктивных горизонта оолитовых лептохлорит-гидрогётитовых руд. Лучший бакчарский горизонт располагается на глубине около 190 м, имеет площадь 700 км², мощность 26 м, содержит 37,4 % железа, 0,5 % фосфора, от 0,1 до 0,4 % ванадия. Геологические запасы месторождения оцениваются в 28 млрд.т. Горнотехнические условия месторождения сложные, так как выше рудоносных залежей вскрыто пять частично напорных водоносных горизонта.

Несмотря на огромные запасы руд, возможность извлечения при переработке руд промышленно ценных примесей, основным препятствием для отработки месторождений Западно-Сибирского железорудного бассейна являются неблагоприятные горнотехнические условия их эксплуатации.

В настоящее время на Польшанском участке Бакчарского железорудного месторождения проводится крупный научно-практический эксперимент по извлечению железной руды методом скважной гидродобычи (СГД). Первые пробные откачки были начаты 25 сентября 2007 г. [4] и добыты первые 100 кг железной руды. На 1 октября добыто более 100 тонн с содержанием железа около 45 %. Добыча осуществляется опытной скважиной из бакчарско-колпашевского железорудного горизонта на глубине 207 м. при суммарной мощности пласта около 40 м. Ожидается, что объем валовой пробы к середине октября составит более 1000 т.

Предварительные технолого-минералогические исследования агломерата из концентрата руд Бакчарского месторождения показали достаточно высокие его металлургические свойства [5].

Альтернативным вариантом, обеспечивающим развитие горнодобывающих предприятий и черной металлургии юга Западной Сибири в целом, остается вариант освоения имеющейся резервной сырьевой базы железорудного сырья.

Последний вопрос напрямую затрагивает интересы Кемеровской области, в экономическом развитии которой значительное место принадлежит именно добыче и металлургическому переделу железных руд месторождений Горной Шории, юга Красноярского края и Иркутской области.

По состоянию на 01.01.92 г Государственным балансом запасов учитывалась сырьевая база железных руд только Российской Федерации. В это время на балансе числилось 172 месторождения с общими балансовыми запасами железных руд 55,4 млрд. т по категориям А+В+С₁ и 41,9 млрд. т. категории С₂. Добыча за 1991 год составила 224,8 млн. т [2]. Из этого количества по Западно-Сибирскому и Восточно-Сибирскому районам учтено 52 месторождения [2]. Доля запасов категорий А+В+С₁ разрабатываемых месторождений железных руд составляет 18 %, что должно было служить доказательством высокой обеспеченности разведанными запасами железорудного сырья предприятий черной металлургии Западной Сибири. Обеспеченность разведанными запасами в проектных контурах 7 карьеров из 10 колеблется от 2 (Краснокаменское РУ) до 14 лет (Коршуновский ГОК) [2].

Промышленная ценность почти всех балансовых месторождений железорудного сырья Сибирского федерального округа, оценивалась в директивных ценах, существовавших до 1990 г – до перехода на новые экономические отношения рыночной экономики, поэтому возникает настоятельная необходимость геолого-экономической переоценки месторождений железорудного сырья в ценах мирового рынка.

Необходимость и целесообразность геолого-экономической переоценки резервной сырьевой базы железорудного сырья обоснованы тем, что ранее, в основном, поиски и разведка месторождений железорудного сырья проводились в силу планировавшегося постоянного наращивания мощностей металлургического производства, обусловленного темпами промышленного и гражданского строительства не только внутри области, региона или страны в целом; но и в зависимости от объемов, планировавшейся технической помощи по созданию предприятий тяжелой индустрии (Китай, Индия и др.), гидроэлектростанций (Египет и др.) [1].

Нужно отметить, что без развития добычи железорудного сырья с целью восполнения выбывающих мощностей по добыче железных руд,

решение задачи удвоения валового внутреннего продукта к 2010 году металлургической промышленностью юга Западной Сибири весьма проблематично.

Как отмечает Е.А. Козловский: «Конъюнктура мирового рынка объектов недропользования складывается в последние годы таким образом, что востребованными являются лишь месторождения нефти и газа, цветных и благородных металлов, алмазов и урана» [3]. Однако, в 2003-2004 годах мировой рынок железорудного сырья был «взорван» ажиотажным спросом, связанным с резким увеличением производства стали в Китае, что повлекло за собой увеличение мировых цен на железные руды и концентраты. В 2003 году мировые цены на железную руду поднялись на 9 %, в 2004 году – на 18 % (рекорд с 1980 г). Как полагают западные аналитики, дефицит руды на мировом рынке может быть ликвидирован лишь к 2009 году [7].

До 2003 г. контракты на поставки железной руды в межконтинентальной торговле традиционно заключались на год, а цены по ним пересматривались ежегодно. В 2004 году участники рынка впервые перешли к многолетним контрактам, покрывающим период от 7 до 25 лет.

Современное состояние развития добычи и переработки минерального сырья приводит к существенным изменениям в структуре минерально-сырьевого комплекса. Так, высокорентабельной может стать разработка некоторых типов месторождений, которые еще два десятка лет назад считались непригодными для эксплуатации.

В связи с упорядочением производства продукции черной металлургии: чугуна, стали, проката, существенной проблемой становится повышение качества готовой продукции. Одной из таких проблем является организация производства легированных сплавов, используемых ВПК при строительстве подводных лодок, в авиастроении и ракетостроении, в производстве брони, композиционных материалов с использованием титана, алюминия и ванадия.

В настоящее время в Кемеровской области работает три металлургических завода: Кузнецкий, Западно-Сибирский и Гурьевский. Если первые два завода характеризуются специфической направленностью выпускаемой номенклатуры товарной продукции, то Гурьевский завод вполне может справиться с выпуском легированных сплавов из титана, алюминия, ванадия и других легирующих металлов.

Поэтому, не менее актуальной, на наш взгляд, является проблема изучения и промышленного освоения Харловского титаномагнетитового месторождения (Алтайский край), которое может быть крупной

сырьевой базой для производства ильменитового и ванадиево-железного (магнетитового) концентрата с содержанием железа 51 % и ванадия – 0,36 % [2]. При этом попутно извлекаются оливиновый, пироксеновый и плагиоклазовый концентраты. Извлекаемые концентраты пригодных для производства легированных сплавов, в лакокрасочной и керамической промышленности.

Запасы титаномагнетитовых руд были оценены в 1957 г в количестве 1,73 млрд. т по категориям C_1+C_2 до глубины 300-550 м. Общие перспективы месторождения оценивались в 3-4 млрд. т. В последующем все запасы были переведены в забаланс и оцениваются как прогнозные ресурсы. На 01.01. 2005 г учтено 3 млрд. т руды категории P_1 , в которых содержится 175 млн. т TiO_2 и 1,35 млн.т. ванадия [2]. При металлургическом переделе ванадий переходит в чугун и затем в сталь.

Помимо того, заслуживают внимания континентальные россыпи ильменита Чулымо – Енисейской впадины, где в 1955 г открыта Николаевская россыпь. Продуктивные отложения Николаевской ильменитовой россыпи изучены на площади порядка 400 кв. км. Они представлены песчано-гравийными отложениями, реже в разрезе продуктивной толщи присутствуют глины. Иловые фракции составляют 25 %. Мощность продуктивного горизонта – 2 м. Мощность вскрышных пород колеблется от 0 до 20 м, средняя 10 м. Содержание ильменита в продуктивном слое 44 кг/м^3 [5].

Отмеченные месторождения титана, ванадия свидетельствуют о целесообразности постановки геолого-оценочных работ с целью выделения конкретных участков для постановки геологоразведочных работ и последующего промышленного освоения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Железорудные месторождения Алтае-Саянской горной области. Т. 1. кн. 1,2. – М.: Изд. Академии наук АН СССР, 1958, 1959.
2. Государственный баланс запасов полезных ископаемых Российской Федерации на 1 января 2005 года. / Вып. 1. Железные руды. Ч. 6. Сибирский федеральный округ. – М., 2005.
3. Николаева И.В. Бакcharское месторождение оолитовых железных руд / И.В. Николаева. – Новосибирск: Наука, 1967. – 131 с.
4. Паровинчак М.С. Том ГДК руда / М.С. Паровинчак // Красное знамя. – 3 октября 2007 г. – № 137 – С. 2.
5. Пермяков А.А. Минеральный состав, структура и свойства офлюсованного агломерата из руд Бакcharского месторождения / А.А. Пермяков // Вестник РАЕН (ЗСО). – 2006. – № 8. – С. 307-313.

6. Орлов В.П. Минерально-сырьевой комплекс в стратегии социально-экономического развития восточных районов и северных районов России / В.П. Орлов // Минеральные ресурсы России. Экономика и управление. – 2005. – № 4.

7. Козловский Е.А. Россия в тисках Минерально-сырьевого экспорта / Е.А. Козловский // Промышленные ведомости. – 2003. – № 13-16. – С. 4-5.

УДК 669.041

Н.Ф. Якушевич, О.В. Кузнецова, А.В. Назаров

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

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ ОБЖИГ ЖЕЛЕЗО-ТИТАНОВЫХ РУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМБИНИРОВАННЫХ ВОССТАНОВИТЕЛЕЙ ($C_{ТВ} + H_2$)

Выполнен термодинамический анализ восстановления железа из ильменита твердым углеродом и водородом. Определены окислительно-восстановительные свойства сложной газовой фазы $C - O_2 - H_2$ в зависимости от ее состава и температуры. Показана возможность снижения температуры начала восстановления на 170 К при содержании водорода в газовой фазе 20-30 %. Проанализирована возможность использования в качестве комплексного восстановителя бурых углей.

The thermodynamic analysis of the reconstruction ferric is executed from ilmenite hard carbon and hydrogen. They are determined oksisliteliny-reconstruction characteristic of the complex gas phase $C - O_2 - H_2$ depending on her its composition and temperature. It is shown possibility of the reduction of the temperature begin reconstruction on 170 K at contents of the hydrogen in gas phase 20-30 %. The analysed possibility of the use as complex restorer borax coals.

В настоящее время основным источником сырья для получения различных титансодержащих материалов являются ильменитовые концентраты, в которых вюстит связан с диоксидом титана в прочное химическое соединение, в связи с чем, железо из ильменита восстанавливается значительно труднее, чем из свободных оксидов [1].

Выполнен термодинамический анализ восстановления вюстита до металла из ильменита твердым углеродом и водородом. Результаты расчетов равновесных параметров кривых для ильменита при восстановлении его H_2 (реакция (1)) и CO (реакция (2)), представлены в таблице 1 и на рисунке 1.

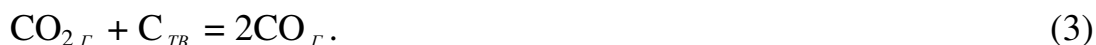
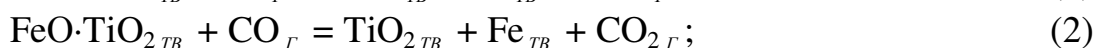
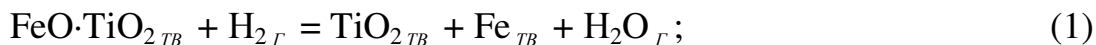


Таблица 1 – Равновесные параметры при восстановлении ильменита

Темпе- ратура, К	Значения равновесных параметров восстановления ильменита					
	водородом			монооксидом углерода (II)		
	$\Delta G^{\circ}_1(T)$, Дж/моль	$K_{p_1}(T)$	$X_{H_2}, \%$ (моль.)	$\Delta G^{\circ}_2(T)$, Дж/моль	$K_{p_2}(T)$	$X_{CO}, \%$ (моль.)
843	29 249	$1,54 \cdot 10^{-2}$	98,5	21 539	$4,62 \cdot 10^{-2}$	95,6
900	28 469	$2,22 \cdot 10^{-2}$	97,8	22 565	$4,89 \cdot 10^{-2}$	95,3
1000	26 982	$3,89 \cdot 10^{-2}$	96,3	24 366	$5,33 \cdot 10^{-2}$	94,9
1100	25 537	$6,12 \cdot 10^{-2}$	94,2	26 166	$5,71 \cdot 10^{-2}$	94,6
1200	24 030	$8,98 \cdot 10^{-2}$	91,8	27 862	$6,12 \cdot 10^{-2}$	94,2
1300	22 815	$1,21 \cdot 10^{-1}$	89,2	29 767	$6,36 \cdot 10^{-2}$	94,0
1400	21 391	$1,59 \cdot 10^{-1}$	86,3	31 463	$6,69 \cdot 10^{-2}$	93,7
1500	20 260	$1,97 \cdot 10^{-1}$	83,5	33 368	$6,88 \cdot 10^{-2}$	93,6
1600	18 892	$2,42 \cdot 10^{-1}$	80,5	35 169	$7,10 \cdot 10^{-2}$	93,4

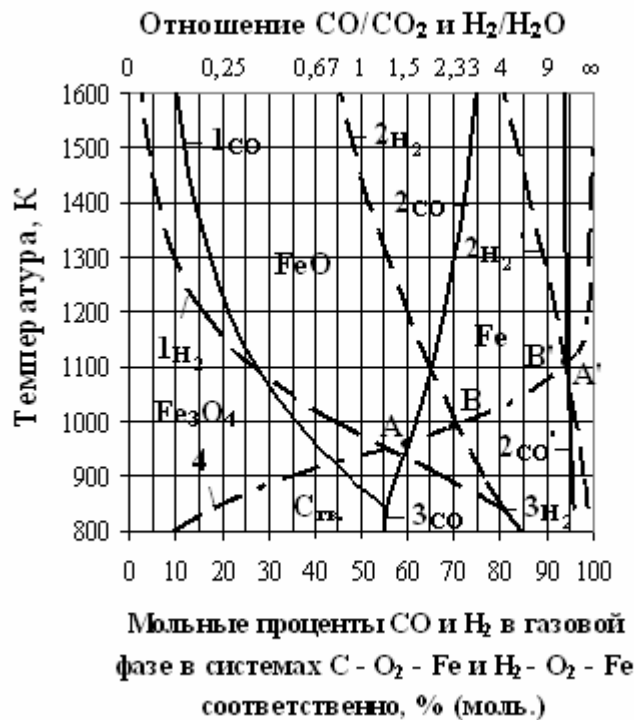


Рисунок 1 – Сопоставление равновесных кривых восстановления оксидов железа и ильменита водородом (пунктир) и СО (сплошные линии)

Показано, что кривые ($2_{H_2}'$ и $2_{CO}'$), характеризующие фазовое равновесие по реакциям (1) и (2) смещаются относительно аналогичной равновесной кривой для вюстита в сторону более высоких содержаний СО и H₂ в газовой фазе, H₂ > 80 % и СО > 93 %.

При восстановлении железа из ильменита температуры равновесия системы ильменит – твердый углерод – газовая фаза, характеризующегося точками пересечения кривых для ильменита с кривой реакции (3) (кривая 4) (точки А' и В') повышаются относительно температур равновесия системы вюстит – твердый углерод — газовая фаза при восстановлении водородом и СО на 110 и 130 К, соответственно.

Практически твердофазное восстановление FeO углеродом до металлического состояния из ильменита осуществляется при температурах более 1450-1500 К [2, 3], при которых начинается спекание материалов и значительно ухудшается стойкость оборудования.

В связи с этим проанализирована возможность уменьшения температур начала восстановления при введении в систему водорода (при комплексном восстановлении твердым углеродом и водородом).

Рассмотрен вариант такого процесса при восстановлении ильменитового концентрата твердым углеродистым восстановителем с большим содержанием летучих веществ, состоящих в основном из водорода и углеводородов.

Предварительно были произведены расчеты материальных балансов восстановления ильменитового концентрата бурым углем. Это дало возможность задаться исходными соотношениями Fe – C – O₂ – H₂ для расчета изменения состава газовой фазы и оценить степень восстановления конденсированной фазы. Степень восстановления оксидов железа до Fe_{мет.} при 1400 К составляет 76 %, и лишь при 1500 К – 93 %. Основными компонентами конечной газовой фазы при этой температуре являются СО и H₂ с преобладанием СО.

Использование для восстановления железо-титановых рудных концентратов комбинированных восстановителей (C_{тв} + H₂) приводит к необходимости рассмотреть диаграмму фазово-химических равновесий системы Ti – Fe – C – O₂ – H₂. Никаких литературных данных по равновесию в этой системе нет. В связи, с чем была поставлена задача на исследование: построение диаграммы фазово-химических равновесий для системы Ti – Fe – C – O₂ – H₂.

Для построения диаграммы фазово-химических равновесий системы Ti – Fe – C – O₂ – H₂ рассчитаны равновесные составы газовой фазы в системе Fe – C – O₂ – H₂ при восстановлении вюстита комбинированными восстановителями (C_{тв} + H₂). Выполнено 54 варианта расчетов для различных исходных соотношений компонентов. Точки исходных составов взяты с прямых, соединяющих точки проекций кривых равновесия железо – ильменит с газовой фазой состоящей из СО и СО₂, H₂ и H₂O, на диаграмме O₂ – C – H₂, при одинаковых тем-

пературах (843 К, 900 К, 1000 К, 1100 К, 1200 К, 1300 К, 1400 К, 1500 К, 1600 К). Полученные результаты представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Степень восстановления оксидов железа до металла и количество молей газообразных веществ продуктов при заданных соотношениях Fe : O₂ : C : H₂ и температурах

Номер точки	Исходное соотношение компонентов				Температура, К	Степень восстановления оксидов железа до металла	Состав газовой фазы, % (моль.)	
	Fe	O ₂	C	H ₂			CO	H ₂
5'	1	1	1,4	11,2	1200	19,7	4,6	92,3
7'	1	1	1,1	9	1400	38,8	9,2	88,8
13'	1	1	1,7	6	1100	12,2	6,1	87,4
18'	1	1	1,4	4,4	1600	44,4	24,0	75,2
24'	1	1	1,7	3	1300	50,2	23,7	68,6
26'	1	1	1,6	2,8	1500	70,7	32,9	62,7
32'	1	1	1,8	1,8	1200	35,8	27,8	59,8
34'	1	1	1,8	1,7	1400	60,2	39,8	52,3
36'	1	1	1,7	1,6	1600	69,9	51,4	48,6
41'	1	1	1,9	0,9	1200	34,8	39,2	40,2
43'	1	1	1,8	0,8	1400	71,3	59,4	30,2
45'	1	1	1,8	0,8	1600	84,4	69,1	29,1
49'	1	1	1,9	0,3	1100	13,1	43,6	16,7
50'	1	1	1,9	0,3	1200	35,8	59,7	13,6
51'	1	1	1,9	0,3	1300	57,7	70,5	12,3
52'	1	1	1,9	0,3	1400	78,2	78,0	10,9
53'	1	1	1,9	0,3	1500	81,6	80,5	11,6
54'	1	1	1,9	0,2	1600	89,9	90,5	9,5

Присутствие водорода оказывает влияние на термодинамику процесса восстановления и обуславливает смещение кривой, отвечающей равновесию железо – ильменит с газовой фазой, состоящей из CO и CO₂, в сторону более низких температур и отношения

CO/CO₂. Присутствие водорода обуславливает также смещение в сторону более низких температур и равновесие реакции (3). Это смещение при добавлении 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 и 90 % водорода показано на рисунке 2. В таблице 3 приведены координаты точек поверхности равновесия железо – ильменит с газовой фазой на диаграмме CO₂ – CO.

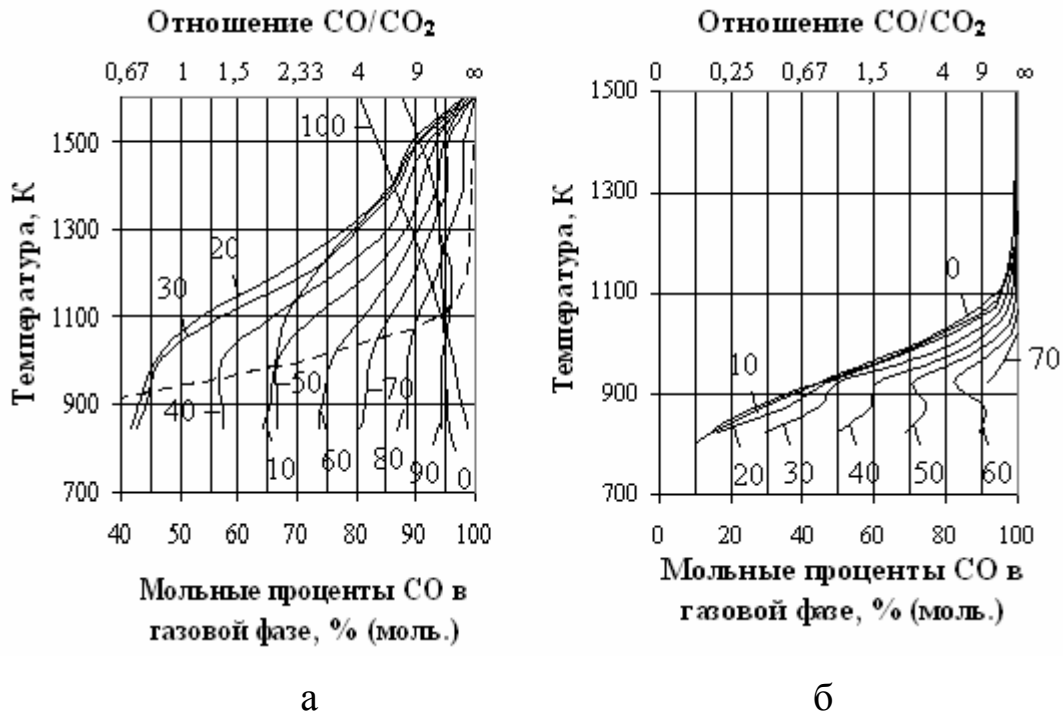


Рисунок 2 – Равновесие ильменита и Fe_{мет.} в системе Fe – C – O₂ – H₂ (а), реакции CO₂ + C_{тв.} = 2CO (б) с газовой фазой, состоящей из CO, CO₂ и H₂ в зависимости от содержания H₂, % (моль.) (цифры у кривых)

При содержании H₂ в газовой фазе примерно 20-30 % температура начала восстановления FeO до Fe_{мет.} уменьшается примерно на 170 К.

На рисунке 3 изображена диаграмма равновесия твердого углерода, ильменита и Fe_{мет.} с газовой фазой. На этой диаграмме точки с 1-ой по 5-ю, представляют собой пересечение кривых косвенного восстановления FeO при различном содержании водорода и соответствующих им реакций газификации углерода. В присутствие водорода до 20 % реакция (3), определяющая термодинамику восстановления, практически не смещается, т.е. не лимитирует процесс, а уменьшение температуры начала восстановления (примерно на 200 К) обуславливается смещением кривых реакций косвенного восстановления (процессы между газовой фазой и зернами ильменита), при значениях lg

P_{O_2} , характеризующих окислительный потенциал газовой фазы, равных $21 \div 22$ ($CO/CO_2 = 0,77$).

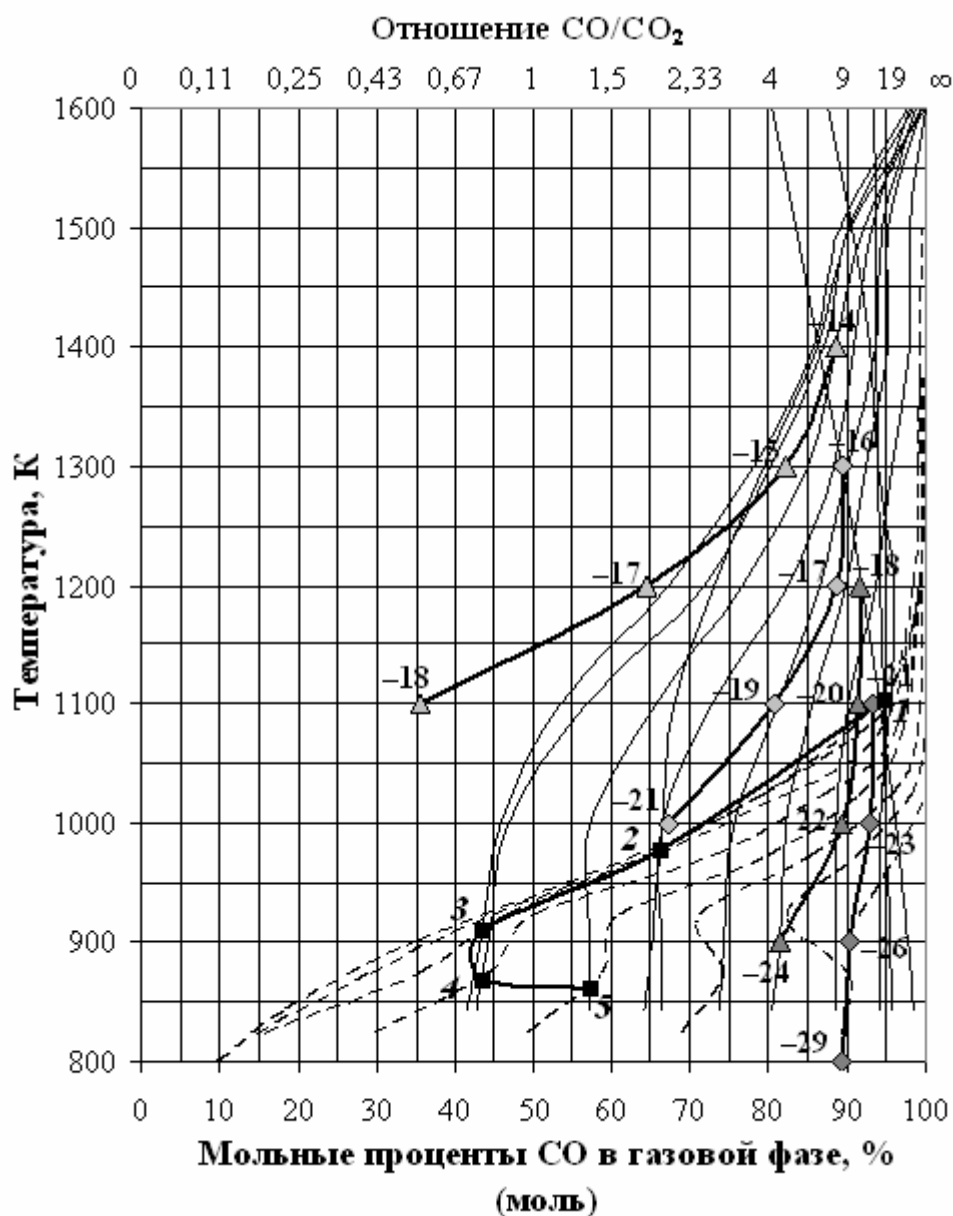
Таблица 3 – Координаты точек поверхности равновесия железо – ильменит с газовой фазой на диаграмме $CO_2 - CO$

Температура, К	Мольные проценты CO в газовой фазе, при добавлении водорода, % (моль.), в исходный состав шихты, % (моль.)								
	10	20	30	40	50	60	70	80	90
843	64,00	41,53	42,71	57,21	66,50	73,73	80,53	88,46	94,24
900	65,14	43,17	44,27	57,21	66,50	74,19	81,42	88,46	94,24
1000	66,29	45,9	46,88	57,21	66,50	75,58	82,30	88,46	94,24
1100	68,00	53,55	56,77	65,67	72,82	81,11	85,40	90,17	95,47
1200	73,14	67,21	71,88	76,62	82,52	86,64	89,82	93,59	95,88
1300	79,43	78,14	80,21	85,07	88,35	90,16	92,48	95,73	93,83
1400	86,29	85,79	86,98	88,56	90,78	93,55	95,13	97,86	93,00
1500	90,29	89,07	90,10	92,04	93,20	94,47	95,13	97,86	90,53
1600	100	97,81	98,44	99,50	98,06	98,62	99,56	100	87,65

В таблице 4 приведены координаты точек пересечения смещенных кривых газификации углерода со смещенными кривыми равновесия железо – ильменит с газовой фазой на диаграмме $CO_2 - CO$.

Из рисунка 3 и таблицы 4 видно, что при добавлении H_2 в газовую фазу до 20 % наблюдается значительное уменьшение значения кислородного потенциала, т.е. отношения CO/CO_2 (от 17,52 до 0,77), а так же уменьшение температуры начала восстановления (от 1104 до 910 К).

Дальнейшее увеличение процента H_2 в газовой фазе практически не оказывает влияния на показатели восстановления, наблюдается лишь незначительное увеличение отношения CO/CO_2 от 0,77 до 1,34 и уменьшение температуры начала восстановления от 910 до 862 К (при 40 % H_2).



■ (1) – (5) – точки составов газовой фазы инвариантных состояний системы ильменит – $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ – $\text{C}_{\text{тв.}}$ – газ (координаты приведены в таблице 4). Цифрами на графике обозначены значения $\lg P_{\text{O}_2}$ на линиях с равными значениями $-\Delta G^\circ = 380$ (14, 15, 17, 18); 400 (16, 17, 19, 21); 420 (18, 20, 22, 24); 440 (21, 23, 26, 29).

----- для твердого углерода;

————— для ильменита и $\text{Fe}_{\text{мет.}}$

Рисунок 3 – Диаграмма равновесия ильменита, $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ и твердого углерода с газовой фазой

Таблица 4 – Координаты точек равновесия в системе ильменит – Fe_{мет.}
– C_{тв.} – газ.

Номер точки	Мольные проценты H ₂ в газовой фазе, % (моль.)	Отношение $\frac{CO}{CO_2}$	Мольные проценты CO в газовой фазе, % (моль.)	Температура начала восстановления, К
1	0	17,52	94,60	1104
2	10	1,95	66,10	978
3	20	0,77	43,40	910
4	30	0,77	43,45	869
5	40	1,34	57,22	862

Выводы:

1. Показана принципиальная возможность уменьшения температуры начала восстановления ильменита до 910 К при содержании водорода в исходной шихте 20 % (при относительно низком кислородном потенциале, отношение $CO/CO_2 = 0,77$), что позволит предотвратить спекание восстановленного продукта.

2. При проведении восстановления ильменита комбинированными восстановителями (C_{тв.} + H₂), поддержание низкого кислородного потенциала обеспечивается реакцией регенерации водорода $H_2O + C = H_2 + CO$, кроме того, процесс восстановления облегчается за счет ускорения процессов адсорбции газообразных реагентов на поверхности углерода и оксидов и их диффузии в твердом материале.

3. Наиболее просто водород в систему можно ввести, используя для восстановления уголь с высоким содержанием летучих углеводородов. С этой точки зрения, возможно применение тощего угля или полукокса бурого угля. При этом обеспечивается содержание водорода в газовой фазе примерно 20 %. Принимая во внимание, что у бурого угля реакционная способность больше чем у тощего целесобразней в качестве восстановителя использовать полукоксы бурого угля.

4. Температура процесса должна обеспечивать достаточно высокую скорость восстановления, в связи, с чем реальная температура процесса ~ 1300 К.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Титан / В.А. Гармата [и др.] – М.: Metallurgy, 1983. – 559 с.
2. Якушевич Н.Ф. Кинетика восстановительного обжига ильменитового концентрата Николаевской россыпи / Н.Ф. Якушевич, А.В. Сафонов // Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов: Сб. науч. труд.: СибГИУ. – Новокузнецк, 2004. – С. 211-213.
3. Якушевич Н.Ф. Кинетика углеродотермического восстановительного обжига железо-титановых концентратов / Н.Ф. Якушевич, А.В. Сафонов, А.В. Назаров // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 10. – С. 3-4.

УДК 669.041

Н.Ф. Якушевич, И.В. Чужинова

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

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ КОМБИНИРОВАННЫМИ ВОССТАНОВИТЕЛЯМИ ($C_{ТВ.}+H_2$)

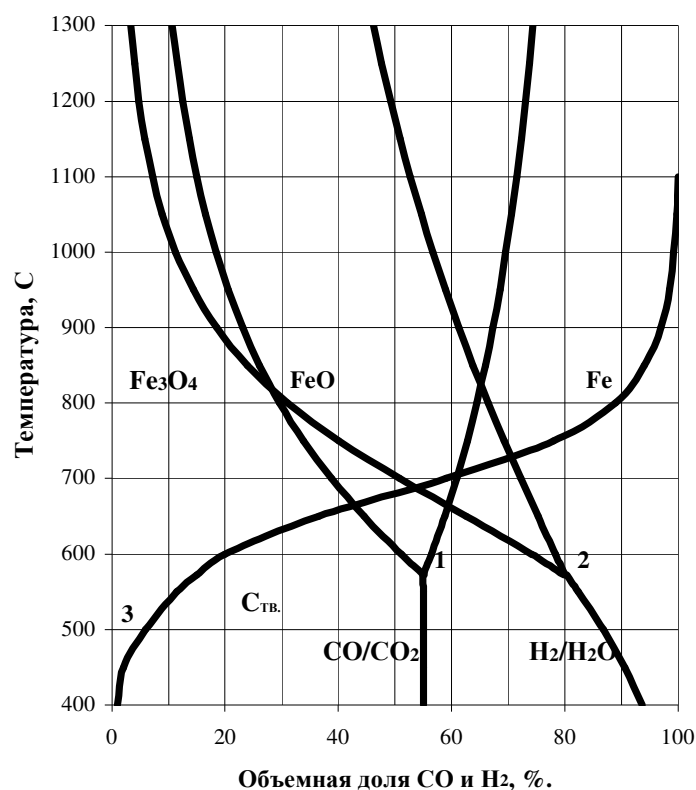
Выполнен расчет и построение диаграммы фазо-во-химических равновесий в сложной системе Fe-O₂-C-H₂. Рассчитаны изменения равновесных состояний при восстановлении железорудных концентратов и построены графики изменения равновесной газовой фазы в зависимости от температуры. Определены оптимальные параметры восстановления оксидов железа комбинированными восстановителями.

The calculation and building up the diagram of phase-chemical balances in the complex system Fe-O₂-C-H₂ had been performed. Changes of balanced conditions by reducing iron ore concentrates had been calculated. Graphics of changing balanced gas phase depending on the temperature had been built up. Optimal parameters of iron oxides reduction by combined reducers had been defined.

Развитие черной металлургии в настоящее время идет по пути строительства мини-заводов по схеме: прямое твердофазное восстановление железа из окомкованных рудных концентратов – плавка стали в электропечах – внепечная обработка жидкой стали. Технико-экономические показатели такой технологии в значительной степени зависят от возможности определения и реализации оптимального режима первой стадии (минимальные энергетические затраты, максимальная производительность и т.д.).

В большинстве известных технологических вариантов осуществляется углеродотермическое восстановление железа из оксидов при использовании в качестве топлива природного газа, для сжигания которого подается воздух. Однако параметры технологического процесса могут быть значительно улучшены при совместном использовании в качестве восстановителей твердого углерода и водорода (снижение температуры, увеличение скорости реакций, возможность отказаться от сжигания газообразного топлива и пр.).

На данный момент в имеющихся литературных источниках [1-3] хорошо изучены закономерности восстановления в системах Fe - O - C и Fe - O - H. Суммарное превращение в системе, являющееся результатом отдельных реакций, развивается в зависимости от состава газовой фазы и температуры (рисунок 1).



1 – газовая фаза из CO и CO₂; 2 – из H₂ и H₂O; 3 – реакция
CO₂+C=2CO

Рисунок 1 – Зависимость состава газовой фазы, находящейся в равновесии с железом и оксидами железа от температуры

Имеются экспериментальные данные, подтверждающие высокую эффективность так называемого комплексного восстановления оксидов железа [4]. Высокая эффективность обусловлена не только диффузионными преимуществами молекулы H₂ перед молекулой CO, но и возможностью неоднократного участия данных молекул в удалении кислорода вследствие развития реакций: газификации углерода CO₂+C=2CO, регенерации водорода H₂O+C=H₂+CO и реакции водяного газа H₂O+CO=H₂+CO₂.

Скорость комплексного восстановления, как правило, значительно превышает скорости процессов, проведенных с участием углерода и газов отдельно.

С целью возможности осуществления количественного анализа, результаты фазово-химических равновесий в системе Fe-C-O₂-H₂

представлены в равновесных межфазных поверхностях, спроектированных на треугольник концентрации Гиббса системы С-О₂-Н₂ (рисунки 2, 3).

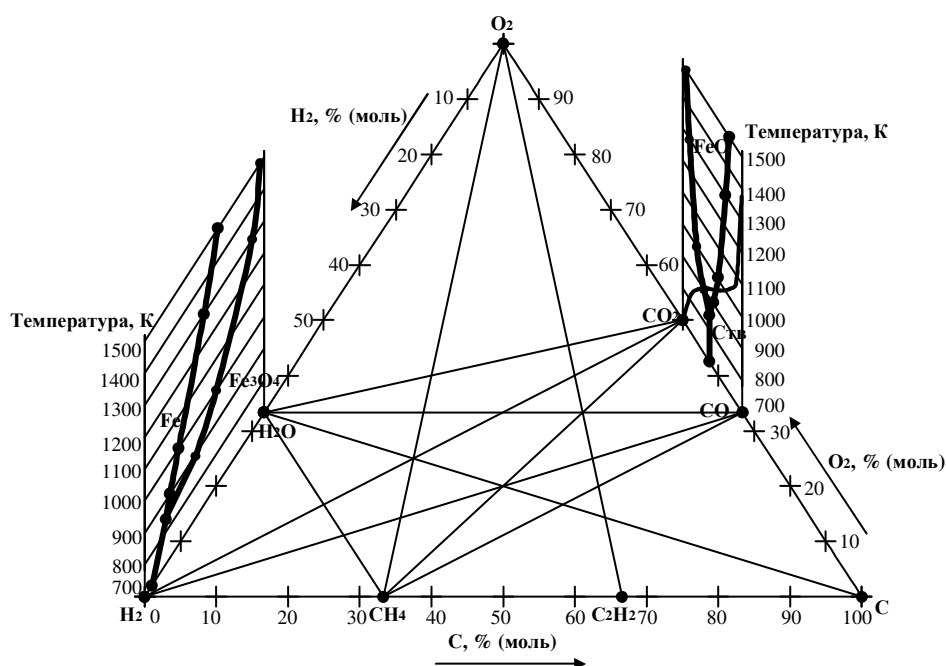
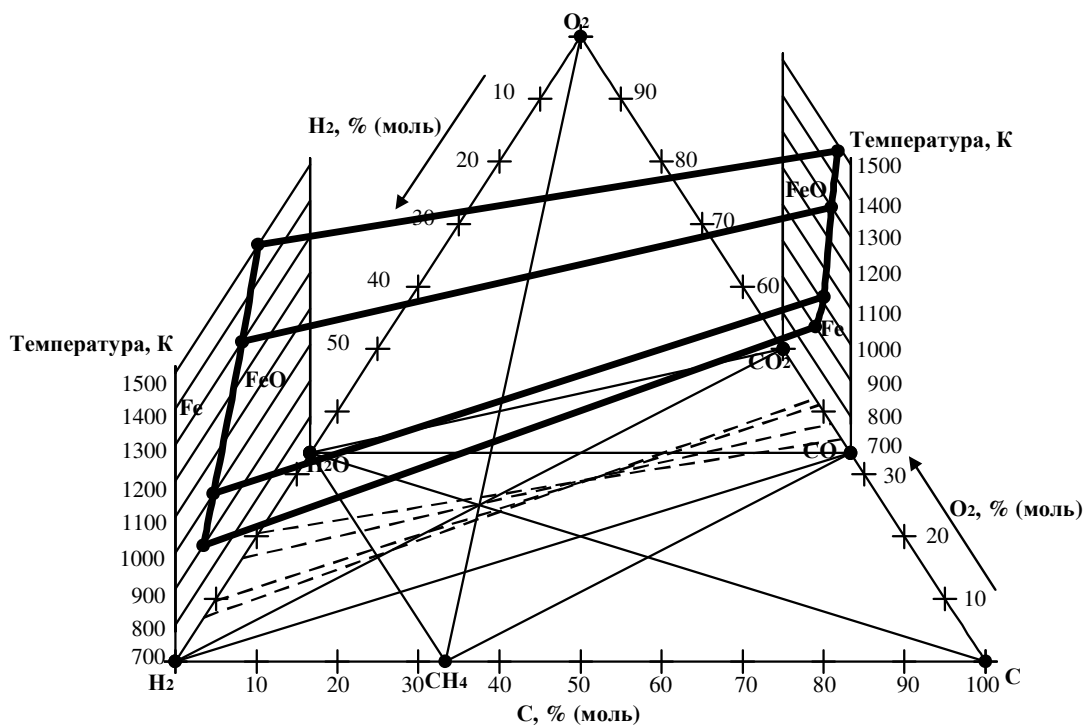


Рисунок 2 – Диаграмма фазово-химических равновесий в системе Fe-O₂-C-H₂

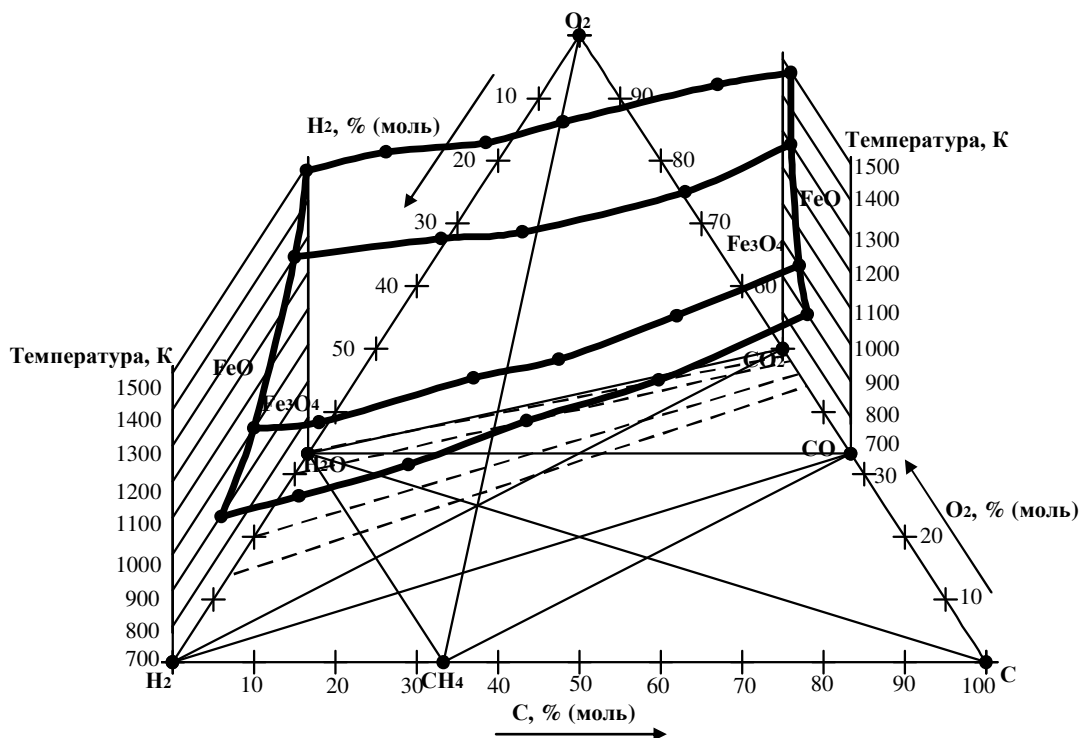
Расчеты осуществлялись константным методом, по полученным расчетным данным (часть приведена в таблице 1), построены равновесные поверхности, описывающие закономерности восстановления FeO до Fe_{Me} и Fe₃O₄ до FeO.

Построены зависимости изменения конечных составов газовой и конденсированной фаз от температуры при заданных исходных мольных соотношениях компонентов, соответствующих найденным равновесным поверхностям (рисунок 4 и 5).

Из сравнения зависимостей составов газообразной и конденсированной фаз для разных исходных смесей от температуры видно, что в системах с достаточным содержанием водорода ≈ 40 % (рисунок 4, а) и ≈ 70 % (рисунок 4, б), при отсутствии кинетических затруднений, степень металлизации железа α может достигать более 90 % при температурах ≈ 1100 К, при содержании водорода ≈ 10 % (рисунок 4, в) – при 1170 К.



а)

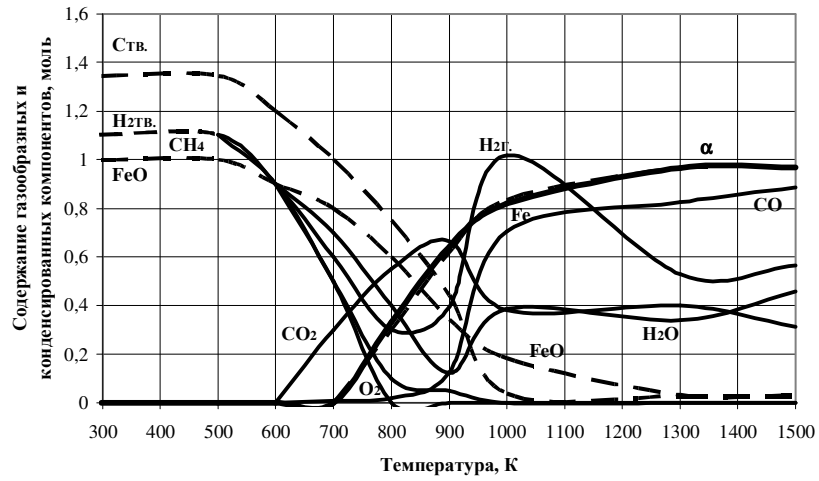


б)

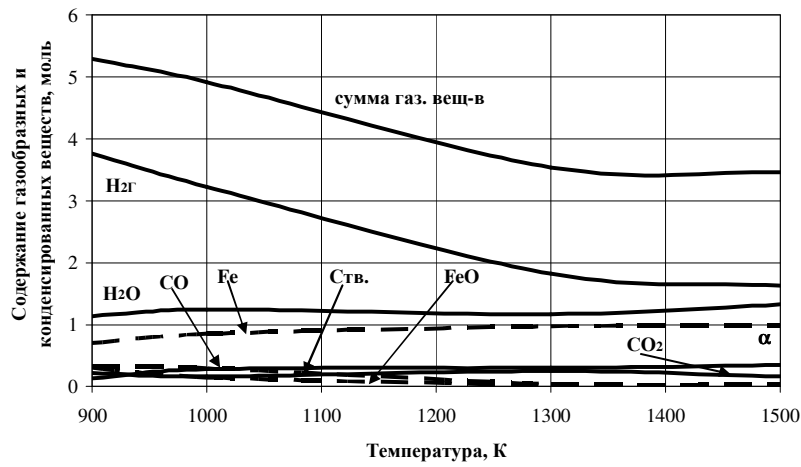
Рисунок 3 – Изображение расчетных поверхностей фазово-химических равновесий в системе Fe-O₂-C-H₂: а) FeO и Fe, б) Fe₃O₄ и FeO

Таблица 1 – Равновесные составы газовой и конденсированной фазы при различных температурах для поверхностей, описывающих закономерности восстановления FeO до Fe_{Me} (составы 1-12) и Fe₃O₄ до FeO (составы 13-24)

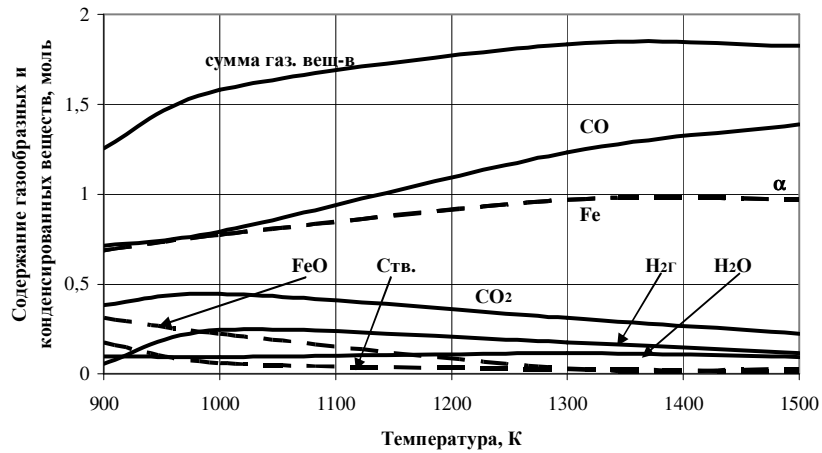
№ состава	Исходное соотношение Fe:O ₂ :C:H ₂ , моль, при Fe=1 моль	CO, моль	CO ₂ , моль	H ₂ , моль	H ₂ O, моль	O ₂ , моль	Ств., моль	α, %
900 K								
1	1:0,71:5,43	0,126	0,219	3,766	1,137	5·10 ⁻²¹	0,316	70,1
2	1:1:3,88	0,126	0,557	1,891	0,571	5·10 ⁻²¹	0,264	81,2
3	1:1,42:0,21	0,715	0,385	0,058	0,099	4·10 ⁻²¹	0,174	68,9
1000 K								
4	1:0,74:4,95	0,284	0,160	3,229	1,248	7·10 ⁻²⁰	0,296	85,1
5	1:1:4	0,496	0,279	2,115	0,818	7·10 ⁻²⁰	0,225	87,1
6	1:1,3:0,73	0,802	0,432	0,541	0,205	7·10 ⁻²⁰	0,094	83,2
1300 K								
7	1:0,59:4,29	0,302	0,250	1,818	1,172	2·10 ⁻¹⁵	0,038	97,4
8	1:1,21:1,36	0,858	0,289	0,827	0,533	2·10 ⁻¹⁵	0,063	96,9
9	1:1,3:0,73	0,938	0,324	0,444	0,286	2·10 ⁻¹⁵	0,038	87,2
1500 K								
10	1:0,59:2,95	0,343	0,161	1,630	1,320	1·10 ⁻¹³	0,018	98,5
11	1:0,92:2,08	0,739	0,152	1,149	0,931	1·10 ⁻¹³	0,028	97,5
12	1:1,21:1,24	0,949	0,234	0,685	0,555	1·10 ⁻¹³	0,017	97,2
900K								
13	1,665:1,139:5,959	0,197	0,444	2,370	1,114	1·10 ⁻²⁰	0,462	82,2
14	1,665:1,47:3,53	0,197	0,714	1,243	0,584	1·10 ⁻²⁰	0,533	84,1
15	1,665:1,77:1,93	0,197	0,945	0,233	0,109	1·10 ⁻²⁰	0,384	81,7
1000 K								
16	1,665:0,799:4,196	0,119	0,214	1,347	1,657	5·10 ⁻¹⁹	0,439	83,0
17	1,665:1,34:2,36	0,306	0,549	0,775	0,954	5·10 ⁻¹⁹	0,319	84,5
18	1,665:1,485:1,35	0,370	0,603	0,651	0,764	5·10 ⁻¹⁹	0,403	87,8
1300 K								
19	1,665:0,68:2,16	0,414	0,102	0,214	1,946	2·10 ⁻¹⁴	0,037	90,0
20	1,665:1,08:1,42	0,584	0,200	0,141	1,279	2·10 ⁻¹⁴	0,031	91,1
21	1,665:1,59:0,62	1,001	0,528	0,289	0,184	2·10 ⁻¹⁴	0,029	89,2
1500 K								
22	1,665:0,4:2,4	0,124	0,187	0,082	1,797	1·10 ⁻¹²	0,040	96,1
23	1,665:0,85:1,75	0,315	0,191	0,076	1,674	1·10 ⁻¹²	0,033	96,8
24	1,665:0,7:1,04	0,063	0,606	0,044	0,979	1·10 ⁻¹²	0,019	96,0



а)



б)



в)

Рисунок 4 – Изменение состава газовой (—) и конденсированной фаз (----) в зависимости от температуры при исходных соотношениях Fe:O₂:C:H₂, изменяющихся по поверхности FeO→Fe_{Me}:
а) 1:1:1,345:1,103; б) 1:1:(0,59-0,74):(2,95-5,43);
в) 1:1:(1,3-1,63):(0,21-0,34)

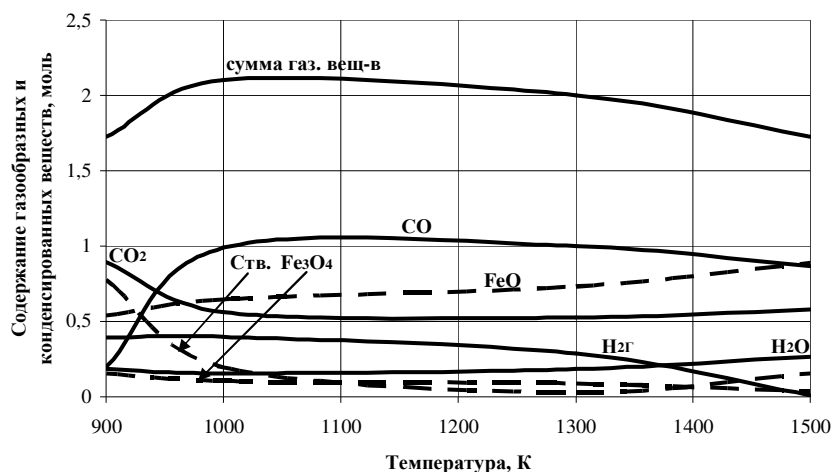


Рисунок 5 – Изменение состава газовой (—) и конденсированной (----) фаз в зависимости от температуры при исходном соотношении $Fe:O_2:C:H_2=1:1,665:(1,59-1,92):(0,28-0,68)$, изменяющимся по поверхности $Fe_3O_4 \rightarrow FeO$

Реакция газификации углерода: $CO_2 + C = 2CO$ является лимитирующей в процессе твердофазного восстановления [5], поэтому расположение кривых углеродоотложения в зависимости от температуры и состава газовой фазы в системе $Fe-O_2-C-H_2$ характеризует термодинамические возможности восстановления оксидов железа.

По полученным расчетным данным (таблица 2) построена равновесная поверхность углеродоотложения в рамках системы $Fe-O_2-C-H_2$ (рисунок 6). Видно, что поверхность углеродоотложения по мере увеличения содержания водорода в системе $Fe-O_2-C-H_2$ смещается соответственно в сторону уменьшения содержания кислорода и углерода.

Добавки водорода незначительно смещают равновесие системы в сторону более низких значений кислородного потенциала и соответственно больших значений отношения CO к CO_2 , облегчая восстановительный процесс оксидов железа, тем сильнее, чем меньше температура.

Для обоснования закономерностей восстановления оксидов железа и определения оптимальных режимов восстановления железорудных концентратов комбинированными восстановителями были сопоставлены все полученные расчетные и существующие данные о системе $Fe-O_2-C-H_2$.

Определено смещение равновесных состояний газовой фазы реакции газификации углерода на диаграмме равновесия твердого углерода с газовой фазой состоящей из CO и CO_2 при добавлении 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 и 90 % водорода (рисунок 7).

Таблица 2 – Координаты поверхности газификации углерода в мольных процентах

Температура, К	Мольные проценты газообразных веществ, % (моль)			Итого:	Температура, К	Мольные проценты газообразных веществ, % (моль)			Итого:
	С	O ₂	H ₂			С	O ₂	H ₂	
823	23,0	0	77,0	100	973	7,7	0	92,3	100
	21,4	6,3	72,3	100		11,3	4,7	84,0	100
	31,9	34,5	33,6	100		33,3	21,7	45,0	100
	41,3	44,4	14,3	100		50,8	35,8	13,4	100
	52,4	47,6	0	100		60,4	39,6	0	100
873	18,2	0	81,8	100	1023	5,8	0	94,2	100
	18,2	2,7	79,1	100		13,1	7,5	79,4	100
	31,9	28,6	39,5	100		30,5	15,3	54,2	100
	42,5	39,4	18,1	100		45,0	27,1	27,9	100
	54,4	45,6	0	100		63,0	37,0	0	100
923	13,1	0	86,9	100	1073	3,9	0	96,1	100
	11,3	3,8	84,9	100		64,9	35,1	0	100
	27,6	22,4	50,0	100	1373	0	0	100	100
	40,0	35,2	24,8	100		66,5	33,5	0	100
	57,2	42,8	0	100					

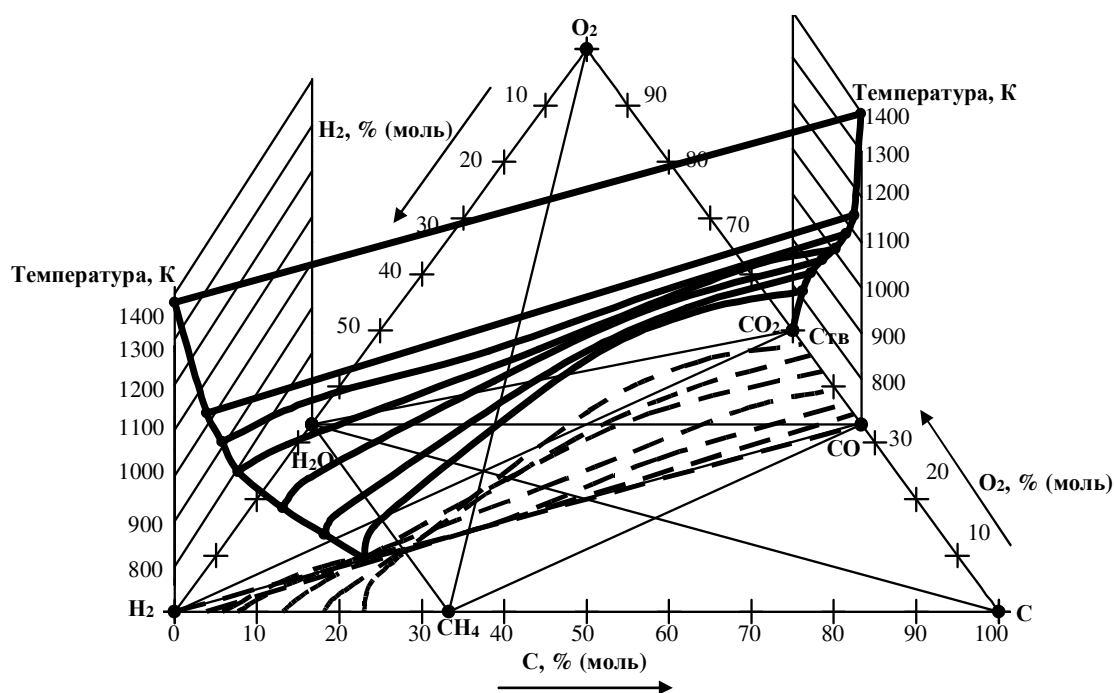
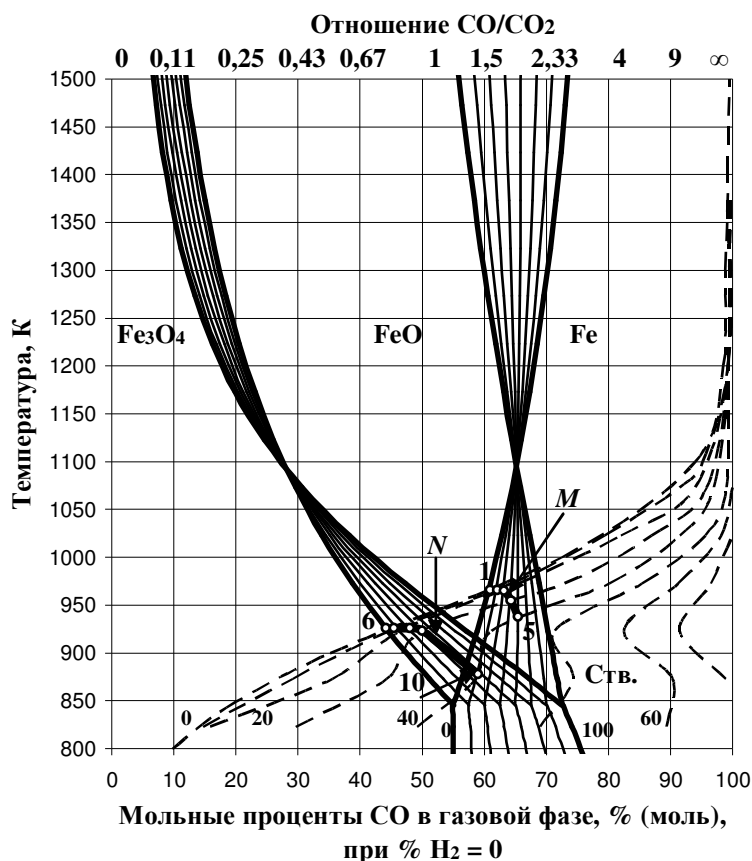


Рисунок 6 – Изображение расчетной поверхности реакции газификации углерода на диаграмме фазово-химических равновесий системы O_2-C-H_2



- проекции разрезов поверхностей, отвечающих равновесию оксидов железа с газовой фазой системы $\text{Fe-O}_2\text{-C-H}_2$;
 - - - проекции разрезов поверхности углеродоотложения;
 - кривые пересечения поверхностей:
 - M – углеродоотложения и $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_{Me}$;
 - N – углеродоотложения и $\text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeO}$
- цифры у кривых – % H_2 в системе $\text{Fe-O}_2\text{-C-H}_2$

Рисунок 7 – Сопоставление поверхностей, отвечающих равновесию оксидов железа с газовой фазой системы $\text{Fe-O}_2\text{-C-H}_2$ и поверхности Будуара

Нахождение кривых пересечения рассчитанных и построенных поверхностей перехода высших оксидов железа к низшим и поверхности углеродоотложения, позволили проанализировать и обосновать закономерности восстановления оксидов железа.

Координаты полученных точек пересечения равновесных поверхностей системы $\text{Fe-O}_2\text{-C-H}_2$ и поверхности газификации углерода представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Координаты точек пересечения

Кривая пересечения	№ точки пересечения	Мольные проценты H_2 в газовой фазе, % (моль)	Отношение $\frac{CO}{CO_2}$	Мольные проценты CO в газовой фазе, % (моль)	Значение $lgpO_2$	Температура, К
M	1	0	1,56	60,93	-20,7	966
	2	10	1,64	62,05	-20,8	966
	3	20	1,72	63,18	-20,9	965
	4	30	1,80	64,30	-21,3	955
	5	40	1,89	65,43	-22,1	938
N	6	0	0,79	44,10	-20,5	926
	7	10	0,83	45,45	-20,6	926
	8	20	0,92	48,00	-20,7	926
	9	30	1,00	50,00	-21,3	923
	10	40	1,44	59,00	-22,5	878

Пересечение равновесных поверхностей происходит только в интервале 0-40 % H_2 в системе Fe- O_2 -C- H_2 . Точки кривой M (1-5) пересечения поверхности газификации углерода и поверхности $FeO \rightarrow Fe_{Me}$, показывают равновесный состав газовой фазы и температуру начала восстановления FeO до Fe_{Me} в системе Fe- O_2 -C- H_2 . Соответственно точки кривой N (6-10) отражают равновесный состав газовой фазы и температуру начала восстановления Fe_3O_4 до FeO.

Из рисунка 7 и таблицы 3 видно, что при добавлении H_2 в газовую фазу наблюдается увеличение отношения CO/CO₂ в равновесном состоянии системы Fe- O_2 -C- H_2 , а следовательно незначительное уменьшение кислородного потенциала. Также при увеличении водорода в системе прослеживается незначительное уменьшение температуры начала восстановительного процесса.

Выводы:

1. Наиболее выгодным является комплексное восстановление железорудных концентратов твердым углеродом и водородом. Увеличение концентрации водорода в газовой фазе незначительно смещает равновесие системы Fe- O_2 -C- H_2 в сторону более низких значений кислородного потенциала системы и, соответственно, больших

значений CO/CO_2 , облегчая восстановительный процесс оксидов железа, тем сильнее, чем меньше температура.

2. Для достижения наилучших термодинамических показателей процесса восстановления, достаточная концентрация водорода в газовой фазе 10-40 %, при этом температура начала восстановления магнетита и вюститита снижается примерно на 150 °С.

3. Степень металлизации железа α более 90 % достигается при температурах ≈ 1100 К, при содержании водорода ≈ 40 %, при 10 % H_2 – при 1170 К.

4. Расчет фазово-химических равновесий системы $\text{Fe}-\text{O}_2-\text{C}-\text{H}_2$ позволяет уточнить параметры восстановления оксидов железа комбинированными восстановителями ($\text{C}_{\text{ТВ.}}+\text{H}_2$). Для различных железорудных концентратов и разных сортов восстановителей, зная состав газовой фазы по материальному балансу, можно определить минимальную температуру начала восстановления оксидов железа. И наоборот, задаваясь оптимальными параметрами восстановления оксидов железа можно подобрать сорт углеродистого восстановителя и необходимое соотношение компонентов в шихтовой смеси.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Филиппов С.И. Теория металлургических процессов / С.И. Филиппов – М.: Металлургия, 1967. – 280 с., ил.

2. Есин О.А. Физическая химия пирометаллургических процессов. Часть I. Реакции между газообразными и твердыми фазами / О.А. Есин, П.В. Гельд. – 2-е изд., испр. и дополн. – Свердловск: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. – 671 с., ил.

3. Попель С.И. Теория металлургических процессов: Учеб. пособие для вузов / С.И. Попель, А.И. Сотников, В.Н. Бороненков – М.: Металлургия, 1986. – 463 с., ил.

4. Гришин А.М. Адсорбционно-химические взаимодействия при углетермическом и комплексном восстановлении оксидов железа. Металлургия России на рубеже XXI века / А.М. Гришин, В.К. Симонов // Сб. науч. тр. Международной научно-практической конференции: СибГИУ. – Новокузнецк, 2005. – Том II. – 365 с., ил.

5. Вандышев А.Б. О контроле равновесных составов технологических газовых сред в системе $\text{C}-\text{H}-\text{O}$ при высоких температурах / А.Б. Вандышев // Расплавы. – 2000. – № 3. – С. 54-63.

УДК 669.017:544.43

Н.Ф. Якушевич, Н.С. Докиенко

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

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ ДВОЙНЫХ ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Проведен анализ имеющихся в справочной литературе и Интернет-базы данных для 340 двойных оксидов. Разработана методика определения термодинамических функций двойных химических соединений оксидных систем от базовых физико-химических параметров состояния. Представлена общая аналитическая зависимость для двойных химических соединений в зависимости от их структурной формулы, температуры, и исходных значений стандартных энергии Гиббса, энтальпии, энтропии и теплоемкости простых оксидов.

The analysis of 340 double oxides presented in information literature and Internet-databases had done. The technique of definition of thermodynamic functions of double chemical combinations of oxides's systems from base phisico-chemical parameters of a condition is developed. The common analytical dependence for double chemical connections is submitted depending on their structural formula, temperature, and reference values of standard Gibbs energy, enthalpy, entropy and heat capacity of simple oxides.

Во многих металлургических и химических высокотемпературных процессах осуществляются физико-химические взаимодействия с участием твердофазных материалов таких, как огнеупорная футеровка, гарнисаж, электроды, компоненты шихтовых смесей, кристаллизующиеся шлаки, конденсаты газовой фазы. Возможность и степень протекания тех или иных взаимодействий в соответствующих условиях часто можно оценить с помощью термодинамического анализа равновесных состояний системы при заданных параметрах (состава сосуществующих фаз, температуры и др.). Однако возможность и точность таких оценок часто лимитируется наличием корректных исходных термодинамических данных необходимых для расчетов

$(\Delta G^o, \Delta H^o, \Delta S^o, Cp) = f(T)$, при этом особенно трудно оказывается интерпретировать процессы с участием сложных химических соединений (двойных, тройных), например, процессы кристаллизации, взаимодействие гарнисажа или футеровки со шлаковым расплавом и др.

Всего проанализированы справочные данные для 340 двойных оксидов [1-5]. Задача поиска аналитических функций зависимостей термодинамических характеристик сложных химических соединений от базовых физико-химических параметров решалась методом статистической обработки имеющихся справочных данных.

На первом этапе исследования [6-9] установлено, что значения ΔG_{298}^o , приведенные к 1 моллю O_2 , линейно зависят от стехиометрического соотношения простых соединений. Более того, для каждого типа соединений (алюминаты, силикаты и др.) линейные функции $\Delta G_{298}^o (mMeO \cdot nMe'_x O_y) = f(n/m)$ пересекаются в одной точке и могут быть обобщены уравнением пучка прямых.

Далее установлено, что значения теплоемкостей могут быть описаны аналогичными, но не линейными зависимостями значения теплоемкости от соотношения стехиометрических коэффициентов n/m . Значение теплоемкости плавно изменяется от значения для чистого первого до значения для чистого второго оксида при n стремящемся к бесконечности.

Так как характер изменения теплоемкости влияет на характер изменения остальных термодинамических параметров, то это позволило определить зависимость изменения стандартных энтальпии и энтропии, которая имеет аналогичный вид, а также уточнить зависимость изменения стандартной энергии Гиббса для двойных оксидов. Нелинейные зависимости более четко описывают изменения термодинамических функций.

Проанализировано 5 типов двойных оксидных соединений, для которых имеются наиболее полные и точные данные, включающие BeO , CaO , FeO , MgO и MnO (всего рассмотрено 64 соединения). Методом регрессии получены аналитические зависимости изменения термодинамических функций (теплоемкости, изменения энтальпии, энтропии и энергии Гиббса), приведенных к одному моллю кислорода, оксидов типа $mMe'_{x_1} O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2} O_{y_2}$ (1)-(4), полученных из элементов.

$$Cp_{298}^o (mMe'_{x_1} O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2} O_{y_2}) = Cp_{298}^o (Me'_{x_1} O_{y_1}) + [Cp_{298}^o (Me''_{x_2} O_{y_2}) - Cp_{298}^o (Me'_{x_1} O_{y_1})] \cdot (-0,861 \cdot e^{-1,932 \cdot n/m} + 0,861), \text{ Дж/К} \cdot \text{моль } O_2, (1)$$

где m и n – стехиометрические коэффициенты; $Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$, $Cp_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})$, $Cp_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2})$ – теплоемкость двойного и простых оксидов соответственно.

$$\Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) = \Delta S_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1}) + [\Delta S_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2}) - \Delta S_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})] \cdot (-0,861 \cdot e^{-1,932 \cdot n/m} + 0,861), \text{ Дж/К} \cdot \text{моль } O_2, \quad (2)$$

где $\Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$, $\Delta S_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})$, $\Delta S_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2})$ – величина изменения энтропии двойного и простых оксидов соответственно.

$$\Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) = \Delta H_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1}) + [\Delta H_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2}) - \Delta H_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})] \cdot (-0,861 \cdot e^{-1,932 \cdot n/m} + 0,861), \text{ кДж/моль } O_2, \quad (3)$$

где $\Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$, $\Delta H_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})$, $\Delta H_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2})$ – величина изменения энтальпии двойного и простых оксидов соответственно.

$$\Delta G_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) = \Delta G_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1}) + [\Delta G_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2}) - \Delta G_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})] \cdot (-0,861 \cdot e^{-1,932 \cdot n/m} + 0,861), \text{ кДж/моль } O_2, \quad (4)$$

где $\Delta G_{298}^0(aMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot bMe''_{x_2}O_{y_2})$, $\Delta G_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1})$, $\Delta G_{298}^0(Me''_{x_2}O_{y_2})$ – величина изменения энергии Гиббса двойного и простых оксидов соответственно.

В таблице 1 представлены справочные значения Cp_{298}^0 , ΔS_{298}^0 , ΔH_{298}^0 , ΔG_{298}^0 простых оксидов, используемые для расчета по уравнениям (1)-(4). В таблице 2 представлены справочные и расчетные значения $Cp_{298}^0(Me'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$ для оксидов, использованных для анализа, а также рассчитано отклонение расчетных величин от справочных. В таблице 3 представлены справочные и расчетные значения изменения энтропии, энтальпии и энергии Гиббса и также рассчитано отклонение расчетных величин от справочных. На рисунках 1 и 2 изображено сравнение справочных (точки) и расчетных (линии) величин. Существующие отклонения могут быть обусловлены не совсем корректными исходными данными, требуемыми для расчета. Также следует учесть, что уравнения получены методом регрессии, поэтому в некоторых случаях они дают весьма приближенную оценку.

Таблица 1 – Справочные значения Cp_{298}^0 , ΔS_{298}^0 , ΔH_{298}^0 , ΔG_{298}^0 простых оксидов

Оксид	Cp_{298}^0 , Дж/К·моль O ₂	ΔS_{298}^0 , Дж/К·моль O ₂	$-\Delta H_{298}^0$, кДж/моль O ₂	$-\Delta G_{298}^0$, кДж/моль O ₂
Al ₂ O ₃	52,77 [5]	33,97 [5]	1112,16 [5]	1055,88 [5]
B ₂ O ₃	41,64 [4]	35,97 [4]	850,88 [4]	798,19 [4]
BeO	50,92 [2]	50,92 [2]	1197,22 [2]	1137,8 [2]
CaO	85,77 [5]	79,61 [5]	1269,88 [5]	1210,07 [5]
Cr ₂ O ₃	69,76 [5]	54,18 [5]	751,56 [5]	707,26 [5]
FeO	96,38 [5]	115,14 [5]	533,8 [5]	474,3 [5]
Fe ₂ O ₃	70,56 [5]	60,05 [5]	547,98 [5]	495,24 [5]
MgO	75,67 [5]	53,64 [5]	1204,2 [5]	1198,34 [5]
MnO	89,44 [1]	120,38 [1]	769,12 [1]	725,24 [1]
P ₂ O ₅	42,3 [2]	54,34 [2]	618,64 [2]	568 [2]
SiO ₂	44,23 [5]	43,32 [5]	912,16 [5]	858,1 [5]
TiO ₂	55,12 [5]	50,32 [5]	914,83 [5]	889,1 [5]
V ₂ O ₅	50,8 [2]	55,33 [2]	620,9 [2]	568,5 [2]
ZrO ₂	56,12 [5]	50,78 [5]	1095,68 [5]	1030,74 [5]

Таблица 2 – Справочные и расчетные значения теплоемкости двойных оксидных соединений

Соединение	Cp_{298}^0 справ., Дж/моль O ₂	Cp_{298}^0 расч. по (1), Дж/моль O ₂	Откло- нение, %	ΔS_{298}^0 справ., Дж/К·моль O ₂	S_{298}^0 расч. по (2), Дж/К·моль O ₂	Откло- нение, %
BeO·Al ₂ O ₃	52,62 (1)	52,3	0,6	33,11 (1)	32,7	1,2
BeO·3Al ₂ O ₃	53,04 (0)	52,5	1	35,1 (0)	33,3	5,1
BeO·Cr ₂ O ₃	-	64,8	-	47,65 (0)	47,6	0,1
2BeO·SiO ₂	21,96 (1)	47,4	53,7	32,15 (1)	36,7	12,4
BeO·SiO ₂	30,93 (1)	46	32,7	35,95 (1)	39,6	9,2
2BeO·TiO ₂	-	47,4	-	37,2 (0)	40,5	8,1
3CaO·Al ₂ O ₃	69,83 (1)	72,4	3,5	68,41 (1)	62,3	8,9
12CaO·7Al ₂ O ₃	65,69 (1)	66,6	1,5	63,34 (1)	51,3	19
5CaO·3Al ₂ O ₃	65,29 (1)	66,3	1,5	62,76 (0)	52,6	16,2
CaO·Al ₂ O ₃	61,5 (2)	61,5	0	57,08 (1)	46	19,4
CaO·2Al ₂ O ₃	57 (1)	58	1,7	50,79 (1)	41,1	19,1
CaO·6Al ₂ O ₃	-	57,4	-	39,64 (1)	40,3	1,6
3CaO·B ₂ O ₃	62,72 (0)	67,9	7,6	61,17 (0)	61,9	1,2
2CaO·B ₂ O ₃	58,78 (0)	62,2	5,5	58,02 (0)	56,3	3
CaO·B ₂ O ₃	51,94 (0)	53,3	2,5	52,46 (0)	47,5	9,4
CaO·2B ₂ O ₃	45,08 (0)	48,6	7,2	38,46 (0)	42,8	10,5
2CaO·Fe ₂ O ₃	77,11 (1)	77,75	0,8	72,41 (5)	69,2	4,4
CaO·Fe ₂ O ₃	77,46 (1)	74,6	3,7	72,55 (1)	65,2	10,1
CaO·2Fe ₂ O ₃	-	72,9	-	68,67 (0)	63,1	8,1

Продолжение таблицы 2

Соединение	Cp_{298}^0 справ., Дж/моль O ₂	Cp_{298}^0 расч. по (1), Дж/моль O ₂	Откло- нение, %	ΔS_{298}^0 справ., Дж/К·моль O ₂	S_{298}^0 расч. по (2), Дж/К·моль O ₂	Откло- нение, %
3CaO·P ₂ O ₅	53,62 (0)	68,1	21,3	-	69,4	-
2CaO·P ₂ O ₅	53,59 (0)	62,6	16,8	54,04 (0)	66,1	18,2
3CaO·SiO ₂	68,61 (2)	68,9	0,4	67,38 (1)	64,9	3,7
2CaO·SiO ₂	63,83 (1)	63,6	0,4	63,74 (1)	60,3	5,4
3CaO·2SiO ₂	59,33 (1)	59,8	0,8	60,19 (1)	56,9	5,5
CaO·SiO ₂	57,14 (1)	55,2	3,4	56,43 (4)	52,9	6,2
2CaO·TiO ₂	-	69,4	-	64,78 (0)	64	1,2
3CaO·2TiO ₂	68,34 (1)	66,6	2,5	67,04 (1)	61,3	8,9
4CaO·3TiO ₂	-	64	-	56,68 (1)	60,3	6
CaO·TiO ₂	77,16 (2)	63,2	18,1	64,78 (1)	58,1	10,3
3CaO·V ₂ O ₅	63,06 (0)	71,6	11,9	68,72 (0)	68,5	0,3
2CaO·V ₂ O ₅	59,86 (0)	67,1	10,8	-	65,1	-
CaO·V ₂ O ₅	55,59 (1)	60	6,9	59,7 (0)	59,5	0,3
CaO·ZrO ₂	70,77 (6)	63,9	9,7	66,4 (0)	58,4	12
FeO·Al ₂ O ₃	61,74 (1)	64,3	4	53,1 (1)	55,4	4,1
FeO·Cr ₂ O ₃	66,8 (1)	76,8	13	73,04 (1)	70,3	3,7
FeO·Fe ₂ O ₃	84,1 (10)	77,4	8	73,6 (1)	74,6	1,3
2FeO·SiO ₂	66,4 (1)	68,6	3,2	73,25 (1)	76,9	4,7
FeO·SiO ₂	88,44 (0)	58	34,4	61,44 (5)	62,3	1,4
2FeO·TiO ₂	65,24 (9)	74,4	12,3	81,51 (1)	80,6	1,1
FeO·TiO ₂	66,3 (1)	66	0,4	70,5 (1)	67,4	4,4
FeO·2TiO ₂	-	61,6	-	60,22 (4)	60,5	0,5
MgO·Al ₂ O ₃	57,97 (1)	58,8	1,4	40,27 (1)	39,2	2,6
MgO·Cr ₂ O ₃	63,36 (1)	71,3	11,1	52,87 (1)	54	2,1
MgO·Fe ₂ O ₃	83,33 (13)	71,9	13,7	60,5 (3)	58,4	3,5
3MgO·P ₂ O ₅	53,31 (0)	62,1	14,1	47,25 (0)	53,9	12,3
2MgO·P ₂ O ₅	50,79 (0)	57,9	12,3	44,21 (0)	54	18,1
2MgO·SiO ₂	59,12 (1)	58,9	0,4	47,5 (1)	48,1	1,2
MgO·SiO ₂	53,64 (2)	52,5	2,1	45,18 (1)	46	1,8
2MgO·TiO ₂	64,3 (1)	64,7	0,6	54,69 (5)	51,9	5,1
MgO·TiO ₂	61,17 (1)	60,5	1,1	49,65 (1)	51,2	3
MgO·2TiO ₂	58,8 (1)	58,3	0,8	59,26 (13)	50,8	14,3
MnO·Al ₂ O ₃	63,18 (0)	62,5	1,1	65,27 (0)	56,8	13
MnO·Fe ₂ O ₃	74,68 (0)	75,5	1,1	77,15 (1)	76	1,5
2MnO·SiO ₂	65,87 (2)	65,3	0,8	71,58 (8)	78,3	8,6
MnO·SiO ₂	57,55 (1)	56,2	2,3	59,38 (1)	63,7	6,8
2MnO·TiO ₂	-	71,1	-	85,14 (0)	83	2,5
MnO·TiO ₂	66,75 (0)	64,2	3,8	69,95 (0)	68,8	1,6
MnO·2TiO ₂	-	60,5	-	62,09 (0)	61,3	1,3

Примечание: Справочная величина дана в виде среднего арифметического значения между максимальной и минимальной величинами приведенными в справочниках. В скобках указан процент (не более) отклонения средней величины от максимума и минимума, (0) – значение представлено единственной справочной величиной

Таблица 3 – Справочные и расчетные значения изменения энтропии, энтальпии и энергии Гиббса двойных оксидных соединений

Соединение	$-\Delta G_{298}^0$ справ., кДж/моль O ₂	$-\Delta G_{298}^0$ расч. по (4), кДж/моль O ₂	Откло- нение, %	$-\Delta H_{298}^0$ справ., кДж/моль O ₂	$-\Delta H_{298}^0$ расч. по (3), кДж/моль O ₂	Откло- нение, %
BeO·Al ₂ O ₃	1083,85 (1)	1077,5	0,6	1144,92 (1)	1134,6	0,9
BeO·3Al ₂ O ₃	1063,54 (0)	1067,5	0,4	1124,94 (0)	1124,2	0,1
BeO·Fe ₂ O ₃	-	664,9	-	679,25 (0)	719,4	5,6
2BeO·SiO ₂	1020,75 (0)	988,7	3,1	1078,35 (0)	1046,7	2,9
BeO·SiO ₂	943,4 (1)	931,9	3,1	985,07 (4)	987,4	0,2
4CaO·Al ₂ O ₃	1170,06 (0)	1157,3	1,1	-	1217,8	-
3CaO·Al ₂ O ₃	1134,38 (1)	1145,8	1	1190,06 (1)	1205,8	1,3
2CaO·Al ₂ O ₃	1121,76(1)	1126,5	0,4	-	1185,8	-
12CaO·7Al ₂ O ₃	1115,48 (1)	1119,4	0,3	1164,27 (2)	1178,4	1,2
5CaO·3Al ₂ O ₃	1111,88 (0)	1117,8	0,5	1175,41 (0)	1176,7	0,1
CaO·Al ₂ O ₃	1092,85 (1)	1095,8	0,3	1153,57 (1)	1153,8	0,0
CaO·2Al ₂ O ₃	1084,45 (1)	1079,6	0,4	1139,54 (1)	1136,9	0,2
CaO·6Al ₂ O ₃	1064 (1)	1076,9	1,2	1126,26 (1)	1134,1	0,7
3CaO·B ₂ O ₃	1082,77 (0)	1038,3	4,1	1139,33 (0)	1099,8	3,5
2CaO·B ₂ O ₃	1034,32 (0)	985,4	4,7	1089,48 (0)	1046,6	3,9
CaO·B ₂ O ₃	956,1 (0)	901	5,8	1010,1 (0)	961,5	4,8
2CaO·3B ₂ O ₃	936,96 (2)	868,5	7,3	976,65 (1)	928,8	4,9
CaO·2B ₂ O ₃	898,57 (0)	856,4	4,7	954 (1)	916,7	3,9
CaO·Cr ₂ O ₃	827,65 (0)	839,2	1,4	917,12 (1)	888,4	3,1
2CaO·Fe ₂ O ₃	798,78 (1)	827,7	3,5	851,64 (1)	885,1	3,8
CaO·Fe ₂ O ₃	707,87 (1)	683,2	3,5	753,87 (2)	738,6	2,1
CaO·2Fe ₂ O ₃	-	607	-	666,66 (0)	661,3	0,8
3CaO·P ₂ O ₅	962,28 (0)	947,7	1,5	1025,4 (1)	1005,5	1,9
3CaO·SiO ₂	1103,18 (1)	1065,5	3,4	1168,36 (2)	1124,6	3,7
2CaO·SiO ₂	1082,63 (2)	1021,1	5,7	1142,95 (2)	1079,2	5,6
3CaO·2SiO ₂	1052,67 (2)	989	6	1110 (2)	1046,3	5,7
CaO·SiO ₂	1027,74(1)	950,3	7,5	1074,83 (2)	1006,6	6,3
2CaO·TiO ₂	-	1037,6	-	1148,65 (0)	1080,6	5,9
3CaO·2TiO ₂	1070,91 (1)	1008,4	5,8	1127,7 (1)	1048	7
4CaO·3TiO ₂	1036,64 (0)	997,6	3,8	1103,94 (0)	1035,9	6,1
CaO·TiO ₂	1047,5 (1)	973,1	7,1	1068,56 (4)	1008,6	5,6
3CaO·V ₂ O ₅	890,6 (0)	947,9	6	944,85 (0)	1006,4	6,1
2CaO·V ₂ O ₅	827,03 (0)	866,8	4,6	881,4 (0)	924	4,6
CaO·V ₂ O ₅	723,77 (0)	737,1	1,8	776,97 (0)	793,7	2,1
CaO·ZrO ₂	1114,9 (0)	1077,3	3,4	1188,78 (1)	1141,7	4
FeO·Al ₂ O ₃	916,12 (1)	902,3	1,5	963,25 (3)	959,5	0,4
FeO·Cr ₂ O ₃	671,52 (2)	645,8	3,8	725,55 (1)	694,4	4,3
FeO·Fe ₂ O ₃	506,85 (1)	489,7	3,4	559,22 (1)	544,2	2,8
2FeO·SiO ₂	688,5 (2)	678,9	1,4	743,57 (1)	804,03	7,5
FeO·SiO ₂	734,74 (3)	756,8	3,2	804,03 (1)	812,3	-
2FeO·TiO ₂	698,93 (2)	695,4	0,5	756,05 (1)	736,9	2,5

Продолжение таблицы 3

Соединение	$-\Delta G_{298}^0$ справ., кДж/моль O_2	$-\Delta G_{298}^0$ расч. по (4), кДж/моль O_2	Откло- нение, %	$-\Delta H_{298}^0$ справ., кДж/моль O_2	$-\Delta H_{298}^0$ расч. по (3), кДж/моль O_2	Откло- нение, %
FeO·TiO ₂	771,73 (1)	779,6	3,1	823,3 (1)	814,2	1,1
FeO·2TiO ₂	809,36 (2)	824	1,8	873,62 (1)	855	2,1
MgO·Al ₂ O ₃	1087,4 (1)	1093,5	0,5	1149,7 (1)	1136,5	1,1
MgO·Cr ₂ O ₃	837,72 (3)	836,9	0,1	884,22 (2)	871,2	1,5
MgO·Fe ₂ O ₃	645,8 (5)	680,9	5,1	725,22 (1)	721,2	0,5
3MgO·P ₂ O ₅	877,08 (0)	942,4	6,9	935,37 (0)	966,5	3,2
2MgO·SiO ₂	1004,25 (4)	1017	1,2	1071,45 (2)	1048,5	2,1
MgO·SiO ₂	968,9 (1)	947,9	2,2	983,5 (5)	989,3	0,6
2MgO·TiO ₂	1016,73 (1)	1033,5	1,6	1081 (1)	1050	2,8
MgO·TiO ₂	988,3 (1)	970,7	1,8	1047,06 (1)	991,2	5,3
MgO·2TiO ₂	935,28 (2)	937,7	0,2	989,32 (2)	960,3	2,9
MnO·Al ₂ O ₃	994,1 (0)	968,6	2,6	1049,15 (0)	1021,6	2,6
MnO·Fe ₂ O ₃	559,55 (1)	556	0,6	612,47 (1)	606,4	1
3MnO·P ₂ O ₅	751,35 (0)	708,5	5,7	805,7 (0)	708	12,1
2MnO·SiO ₂	804,55 (1)	796,1	1	856,47 (1)	845,4	1,3
MnO·SiO ₂	808,36 (3)	823	1,8	863 (2)	874,4	1,3
2MnO·TiO ₂	825,1 (0)	812,6	1,5	874,95 (0)	847,8	3,1
MnO·TiO ₂	853,3 (0)	845,8	0,9	905,73 (0)	877,8	3,1
MnO·2TiO ₂	867,76 (0)	863,4	0,5	912,52 (9)	893,6	2,1
MnO·V ₂ O ₅	615,33 (0)	623,5	1,3	667,07 (0)	660	1

Примечание то же, что и для таблицы 2.

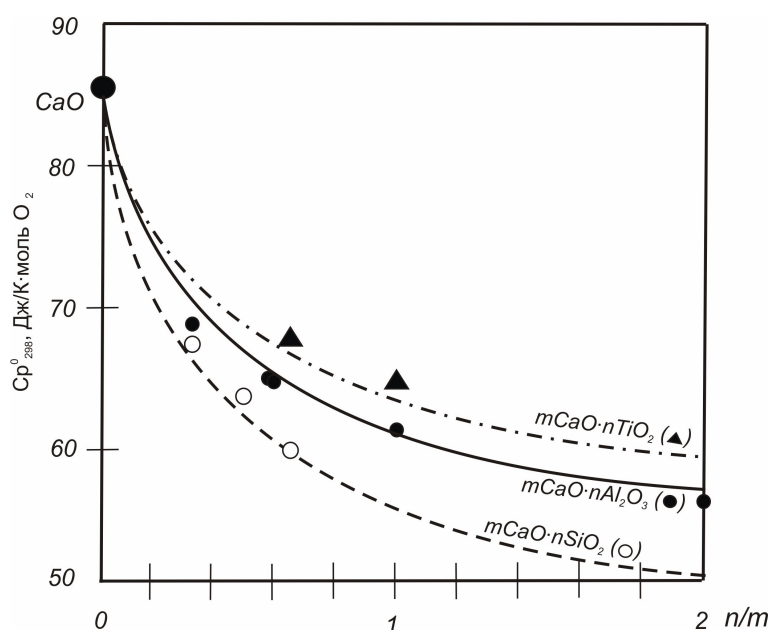


Рисунок 1 – Справочная (точки) и расчетная (линии) зависимость теплоемкости, приходящейся на 1 моль кислорода, от соотношения n/m для соединений типа $mCaO \cdot nMe''_{x_2} O_{y_2}$

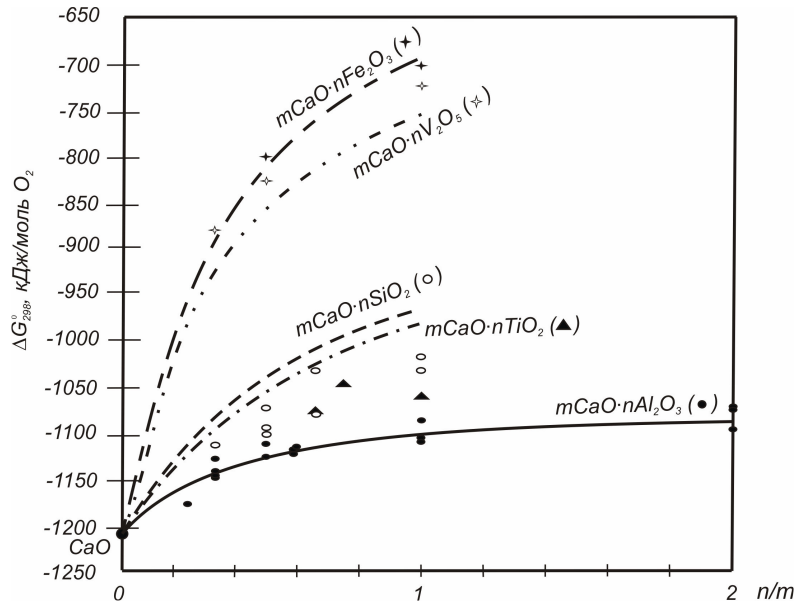


Рисунок 2 – Справочная (точки) и расчетная (линии) зависимость значения изменения энергии Гиббса, приходящейся на 1 моль кислорода, от соотношения n/m для соединений типа $mCaO \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}$

Изменение энтальпии и энтропии с температурой представлены уравнениями (5) и (7):

$$\begin{aligned} \Delta H(T) = & \Delta H_{298}^0 + \Delta H_{tr} + a_1 \cdot f_1^H + 0,5 \cdot b_1 \cdot f_2^H \cdot 10^{-3} + c_1 \cdot f_3^H \cdot 10^5 + \\ & + [(a_2 - a_1) \cdot f_1^H + 0,5 \cdot (b_2 - b_1) \cdot f_2^H \cdot 10^{-3} - (c_2 - c_1) \cdot f_3^H \cdot 10^5] \times \\ & \times (-0,861e^{-1,932n/m} + 0,861), \text{ кДж/моль } O_2, \end{aligned} \quad (5)$$

где $a_1, b_1, c_1, a_2, b_2, c_2$ – константы в уравнении теплоемкости оксидов $Me'_{x_1}O_{y_1}$ и $Me''_{x_2}O_{y_2}$ соответственно:

$$Cp(T) = a + bT + cT^{-2}; \quad (6)$$

f_1^H, f_2^H, f_3^H – коэффициенты, зависящие от температуры:

$$f_1^H = T - 298, \quad f_2^H = T^2 - 298^2, \quad f_3^H = T^{-1} - 298^{-1}.$$

$$\begin{aligned} \Delta S(T) = & \Delta S_{298}^0 + \frac{\Delta H_{tr}}{T_{tr}} + a_1 \cdot f_1^S + b_1 \cdot f_2^S \cdot 10^{-3} + 0,5 \cdot c_1 \cdot f_3^S \cdot 10^5 + \\ & + [(a_2 - a_1) \cdot f_1^S + (b_2 - b_1) \cdot f_2^S \cdot 10^{-3} + 0,5 \cdot (c_2 - c_1) \cdot f_3^S \cdot 10^5] \times \\ & \times (-0,861e^{-1,932n/m} + 0,861), \text{ кДж/К} \cdot \text{моль } O_2, \end{aligned} \quad (7)$$

где f_1^S, f_2^S, f_3^S – коэффициенты, зависящие от температуры:

$$f_1^S = \ln \frac{T_{tr}}{298} + \ln \frac{T}{T_{tr}}, \quad f_2^S = T - 298, \quad f_3^S = T^{-2} - 298^{-2}.$$

Изменение энергии Гиббса с температурой рассчитывается по формуле:

$$\Delta G(T) = \Delta H(T) - T \cdot \Delta S(T), \text{ кДж/моль } O_2. \quad (8)$$

Точность предложенных аналитических зависимостей достаточно высока (отклонение от справочных данных редко превышает 3,5-4 %). Функция достаточно удовлетворительна и, очевидно, представляет собой фундаментальную закономерность, позволяющую уточнять разноречивые данные по тем или иным термодинамическим параметрам и определять ранее неизвестные.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бабушкин В.И. Термодинамика силикатов / В.И. Бабушкин, Г.М. Матвеев. – М.: Издательство литературы по строительству, 1972. – 351 с.
2. Карапетьянц А.Н. Основные термодинамические константы неорганических и органических веществ / А.Н. Карапетьянц, М.Л. Карапетьянц. – М.: Химия, 1968. – 470 с.
3. Эллиот Д.Ф. Термохимия сталеплавильных процессов / Д.Ф. Эллиот, М.Г. Глейзер. – М.: Металлургия, 1969. – 252 с.
4. База данных ТКВ. Поиск по брутто-формуле [электронный ресурс]. – М., [199-]. – Режим доступа: [<http://www.chem.msu.su/cgi-bin/tkv2.pl>; 08.05.2005] – Загл. с экрана.
5. Бережной А.С. Многокомпонентные системы окислов / А.С. Бережной. – Л.: Химия, 1970. – 544 с.
6. Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Вып. 9 / Под общей редакцией С.М. Кулакова: СибГИУ. – Новокузнецк, 2005. – Ч. II. Технические науки. – 345 с.
7. Металлургия России на рубеже XXI века: Сб. науч. тр. Международной научно-практической конференции / Под общей редакцией Е.В. Протопопова: СибГИУ. – Новокузнецк, 2005. – Том II. – 365 с., ил.
8. Актуальные проблемы электрометаллургии, сварки, качества: Труды Международной научно-практической конференции. Т.1 / Под ред. О.И. Нохриной: СибГИУ. – Новокузнецк, 2006. – 233 с., ил.
9. Якушевич Н.Ф. Зависимость значений изменения энергии Гиббса сложных оксидов от базовых параметров состояния / Н.Ф. Якушевич, Н.С. Докиенко // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2007. – № 4. – С. 35-38.

УДК 658.012.011.56:669.162.2

В.А. Долинский, Л.Д. Никитин*, А.А. Фризен*, Л.В. Портнов*,
С.Ф. Бугаев*, К.И. Домнин

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

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

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ ПРОЦЕССОМ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ

Разработка и внедрение АСУ ТП доменной плавки является важным компонентом современной технологии производства чугуна в условиях ОАО «ЗСМК». АСУ ТП доменных печей являются эффективным инструментом для осуществления технических мероприятий, обеспечивающих снижение удельного расхода кокса, повышение производительности печей, продление межремонтного периода эксплуатации печей, улучшение качества чугуна.

Development and introduction of the automated systems of controls by technological process of the blast – furnace melting is the important component of modern technology of ironmaking in conditions of Open Corporation «ZSMK». Automated technological process control systems of blast – furnaces is an effective instrument for realization of technical measures, providing the decline of specific expense of coke, increase of productivity of blast-furnace stove, extension of the TBO period of exploitation of stoves, improvement of quality of cast – iron.

Первая автоматизированная система управления в доменном цехе была установлена на участке подачи шихты доменной печи № 2 в 1973 г. и осуществляла управление процессом дозирования компонентов шихты и регулирование расхода кокса по изменению его влажности, замеряемой нейтронными влагомерами.

В дальнейшем, на основе этой системы, специалистами на доменных печах были спроектированы и внедрены современные системы управления дозированием шихты, реализованные на базе отечественной вычислительной техники.

В 80-90 -е года 20 века все печи были оборудованы системами автоматического регулирования основности шлака (с учетом теплового состояния печи) и расхода кокса по изменению содержания железа в шихте. При установке на доменных печах дополнительных регуляторов распределения шихты были разработаны и внедрены системы, управляющие механизмами распределения шихты на колошнике и расширяющие возможности управления распределением материалов на поверхности колошника. На основе двухсторонней кооперации были выполнены работы по оснащению автоматизированной системой управления технологическим процессом (АСУ ТП). Она включала в себя системы контроля и управления процессом плавки «Проскон - Коверхар», профиля поверхности засыпи на колошнике, разгара футеровки горна и лещади «Тегра», параметров дутья и управления дутьевым режимом по фурмам, а также другие системы.

В конце 90-х годов 20 века, на одной из доменных печей была введена в эксплуатацию комплексная информационно-управляющая система в составе нескольких подсистем: «Загрузка»; «КИП»; «Воздухонагреватели»; «Визуализация»; «Энергоучет»; «Контроль температуры кладки горна и лещади»; «Основность». Внедрение этой системы позволило приступить к созданию информационно-технологической сети цеха с применением современных информационных технологий и автоматизированных систем по мониторингу доменных печей и цеха в целом. Использование в АСУ ТП доменных печей программных средств визуализации технологического процесса для наблюдения и контроля процесса со стороны технологического персонала, отслеживания и протоколирования аварийных ситуаций, архивирования и хранения данных за определенный период позволило значительно уменьшить количество регистрирующих приборов КИП.

Последующие этапы по созданию и развитию АСУ ТП доменных печей характеризовались последовательным оснащением всех печей надежными средствами измерений и контроля, вычислительной техникой и программируемыми контроллерами, применением передовых системотехнических решений и информационных технологий, моделей и алгоритмов управления.

Структура АСУ ТП доменного цеха и ее основные информационные потоки приведены на рисунках 1 и 2.

Автоматизированная система управления технологическим процессом доменного цеха ОАО «ЗСМК»

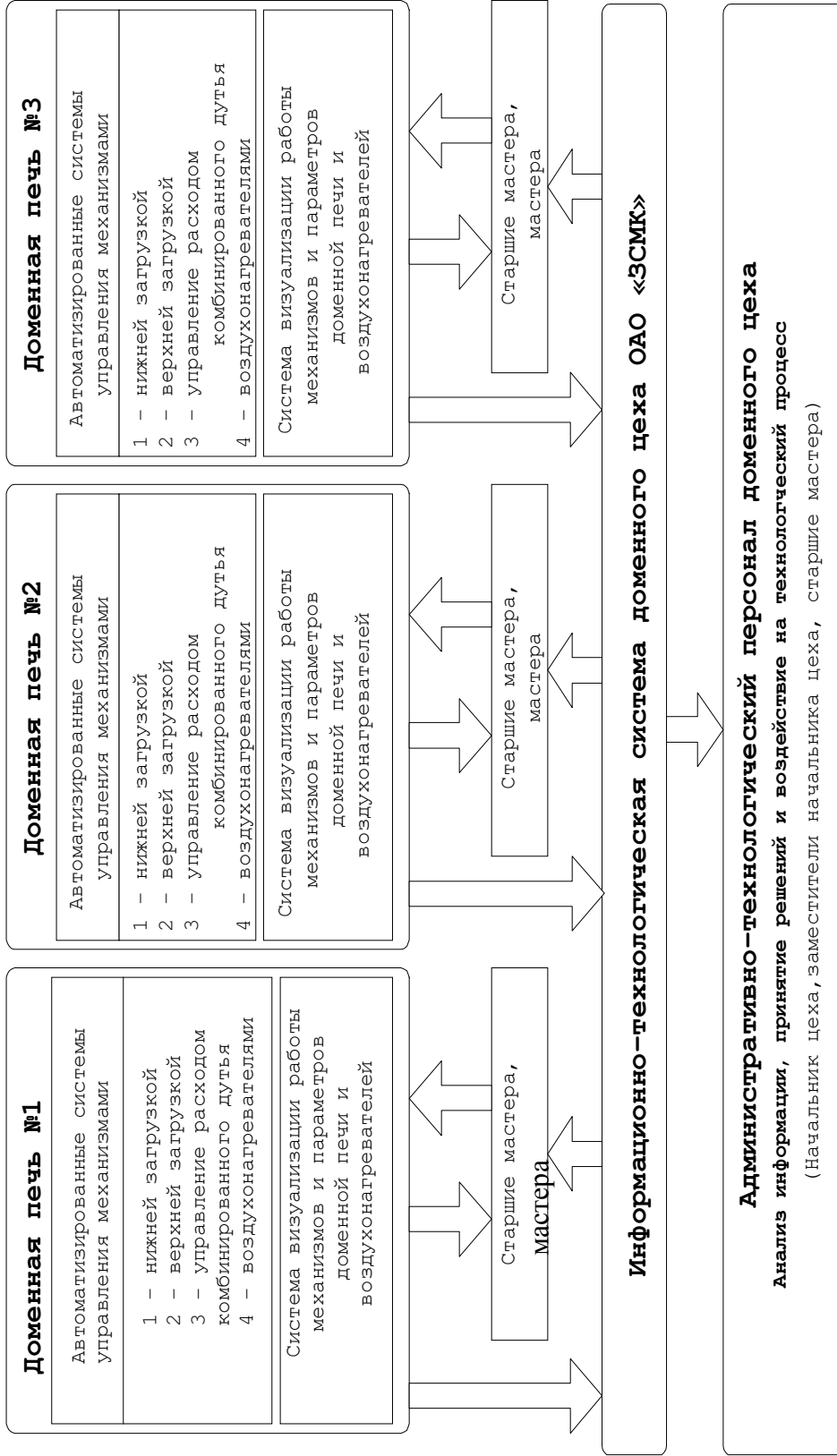


Рисунок 1 – Автоматизированная система управления технологическим процессом доменного цеха ОАО «ЗСМК»

Информационно-технологическая система доменного цеха ОАО «ЗСМК»
(Подсистема сбора, контроля и подготовки данных для ведения технологического процесса)

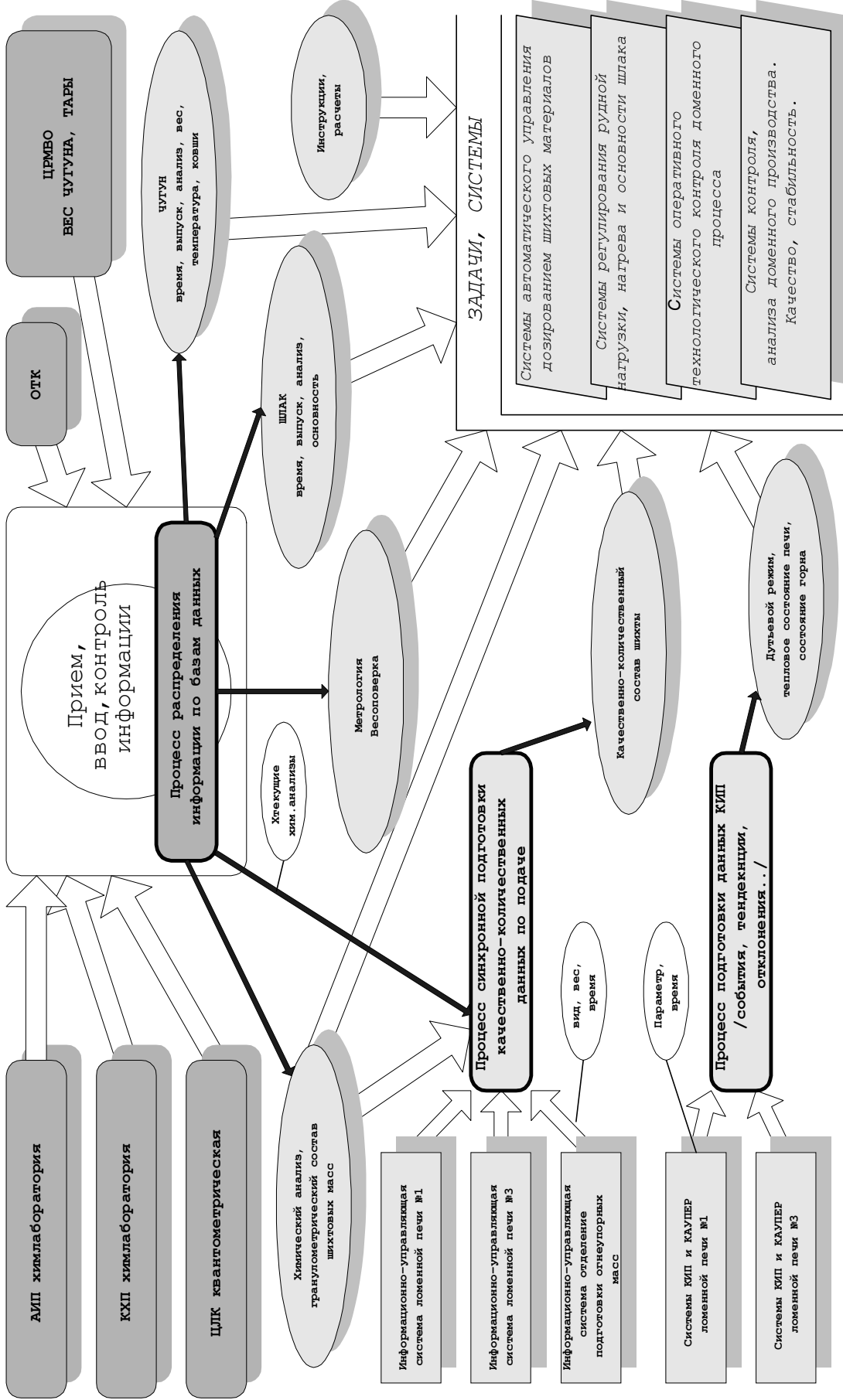


Рисунок 2 – Информационно-технологическая система доменного цеха ОАО «ЗСМК»

Разработанная и внедренная подсистема «Загрузка печи» осуществляет дозирование шихтовых материалов по заданной программе и коррекцию с учетом точности набора, изменения влажности кокса и содержания железа в подаче. Производит учет расхода шихтовых материалов в скип, управление механизмами, входящими в нижнюю и верхнюю загрузку, сбор, обработку, хранение и отображение информации о ходе технологического процесса, диагностику оборудования.

Управление механизмами загрузки осуществляется в соответствии с программой подач, изменение которой возможно в любое время.

Состав материала, загружаемого в скип, определяется программой качественного набора. При изменении системы загрузки автоматически изменяется последовательность работы бункеров шихты доменных печей.

Подсистема «Воздухонагреватели» предназначена для автоматизированного контроля и управления работой воздухонагревателей, обработки и представления информации в удобном для оператора-технолога виде. Она обеспечивает также полное обеспечение требований технологии и снижение затрат на эксплуатацию и обслуживание.

Подсистема «КИП» предназначена для сбора, обработки и представления технологической информации по параметрам дутьевого и температурного режима доменной печи, конструкций и системы охлаждения. Основными функциями данной подсистемы является обработка дискретной и аналоговой информации, расчет расхода газов с коррекцией по давлению и температуре, контроль предельных значений параметров и проверка величины параметра на соответствие диапазону допустимых технологических значений. Кроме того, производится контроль исправности систем измерений и оборудования, дистанционное управление расходом природного газа на фурмы и взаимодействие с локальными системами регулирования.

Основные функциями подсистемы «Шихтоподача» является связь с подсистемой «Загрузка печи», контроль и поддержание заданного уровня материала в бункерах, а также схода материала из бункеров. Кроме этого, подсистема выполняет задачи оптимизации процесса загрузки и управления механизмами, сбор, обработку, хранение и отображение информации о ходе технологического процесса, диагностику электрического оборудования, формирование информации для подсистемы «Визуализация».

Подсистема визуализации является составной частью автоматизированного технологического комплекса доменных печей и предназначена для отображения хода технологического процесса с помощью мнемосхем, архивации измеренных значений и их отображения в виде графиков, таблиц и списков. Помимо этого, подсистема представляет обслуживающему персоналу органы управления ходом технологического процесса (дистанционное управление, смена режимов) и настройки (настроечные таблицы, программы подач).

Подсистема «Термопрофилемер» предназначена для регулирования газового потока путем оптимального распределения материалов на колошнике. Она обеспечивает контроль температурного поля на уровне профиля поверхности засыпи шихтовых материалов и предоставление информации о нём.

В области диагностики состояния вязкопластичной зоны доменной печи внедрена подсистема, предназначенная для расчета ее положения и формы по высоте доменной печи. Данная модель позволяет в условиях непостоянного химического состава компонентов шихты обеспечивать ровный и экономичный ход доменных печей.

Основной задачей экспертной подсистемы диагностики и управления ходом печи, внедренной на двух (из трех) доменных печах является автоматизированный поиск оптимальных (для конкретных условий плавки) базовых режимов работы доменной печи, выполнение основных технологических расчетов и выдача рекомендаций по каждой производственной ситуации. Подсистема работает с данными, предварительно подготовленными подсистемой «Контроль хода технологического процесса».

Подсистема «Контроль хода технологического процесса» предназначена для анализа работы доменных печей и принятия стратегических решений по управлению процессом, предоставляет информацию за длительный период времени и расчеты основных технологических параметров, создает рапорт о работе доменных печей в электронном виде.

Подсистема «Диагностика прогара воздушных фурм» предназначена для контроля состояния воздушных фурм по температуре входящей и отходящей воды. При достижении критического значения разности температуры воды срабатывает аварийная световая и звуковая сигнализация. Контроль прогара воздушных фурм осуществляется в реальном времени, что позволяет обслуживающему персоналу принимать оперативные решения по замене фурм, снижать время простоев доменной печи.

Подсистема «Контроль длины чугунных лётков и хода поршня электропушки» предназначена для контроля реального положения электропушки путём считывания информации с установленного на ней датчика положения.

Основной целью создания подсистемы «Диагностика разгара кладки горна и лещади» является получение оперативной информации по температуре огнеупорной кладки и кожуха доменной печи для упреждения аварийных ситуаций и принятия соответствующих мер, представления информации и архивных данных о работе подсистемы в удобном для технологического персонала виде.

Подсистема обеспечивает сбор данных с термопар, установленных в кладке горна и лещади доменных печей и расчет линии разгара огнеупорной футеровки на контролируемых горизонтах, выдачу сигналов для аварийной, световой и звуковой сигнализации.

В информационной системе о работе доменного цеха производятся расчеты материальных балансов по различным компонентам и химическим соединениям, входящих в те или иные виды материалов, загружаемых в доменные печи. На основе точного учета загруженного с шихтой количества железа и выпущенного чугуна АСУ ТП вычисляет невязку производства чугуна, ведет учет показателей доменной плавки (расход шихтовых материалов, выплавка и распределение чугуна, расход энергоносителей) и согласование сквозных итоговых показателей с коксохимическим, агломерационным и конвертерным производствами на основе информации, получаемой из базы данных.

Руководство доменного цеха, получая в реальном времени точную информацию о показателях работы доменных печей, имеет дополнительные возможности по улучшению качества управления производством, целенаправленному перераспределению кислорода, природного газа, кокса и железорудных материалов между доменными печами для оптимизации их потребления.

Таким образом, разработка и внедрение АСУ ТП доменной плавки является важным компонентом современной технологии производства чугуна в условиях ОАО «ЗСМК». Экономическая эффективность АСУ ТП определяется улучшением установленных технико-экономических показателей. АСУ ТП доменных печей ОАО «ЗСМК» являются эффективным инструментом для осуществления технических мероприятий, обеспечивающих:

- снижение расхода кокса;
- повышение производительности;
- исключение аварийных технологических состояний;

- продление межремонтного периода эксплуатации печей;
- улучшение качества чугуна.

Улучшение основных технико-экономических показателей плавки в 2006 г. обусловлено, в частности, и использованием АСУ ТП, способствующей повышению эффективности управления процессом и ровности хода доменных печей. Так, в сравнении с 2005 г., достигнуто повышение степени использования энергии газового потока на 0,4 % (абс.), удельной производительности доменных печей на 1,0 %, снижение удельного расхода кокса на 1,3 % и текущих простоев на 0,66 % (абс.), при улучшении качества выплавляемого чугуна.

В настоящее время на доменных печах разрабатываются и внедряются тепловизионные комплексы контроля поверхности засыпи шихты, системы экспертной диагностики и контроля технологического процесса, состояния огнеупорной кладки горна и лещади. Все это обеспечит дальнейшее повышение эффективности процесса доменной плавки на ОАО «ЗСМК» и улучшение основных технико-экономических показателей.

УДК 549.7:669.046.586

А.А. Пермяков, Н.Ф. Якушевич, А.А. Назарова

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

ТИПОМОРФНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ГАЛАКСИТА И ТИТАНОГАЛАКСИТА В ШЛАКАХ ТИТАНО- МАРГАНЦЕВЫХ ЛИГАТУР

В шлаках титано-марганцевых лигатур галаксит $MnAl_2O_4$ и титаногалаксит $(Mn, Mg, Fe, \square)_{1-x}(Al, Ti, Mn, Fe)_{2+2x/3}O_4$ содержат изоморфные примеси Fe, Ti, Mg. Галаксит образует крупные октаэдрические скелетные кристаллы, а титаногалаксит – массивно-пластинчатые формы. Они находятся в тесной парагенетической ассоциации с металлом, шпинелидами, корундом и цементированы стеклом. Твердость галаксита 1400-1760 HV, титаногалаксита – 1100-1400 HV. Благодаря высокой твердости, шлаки можно использовать как абразивные материалы.

In the slag of the titanium-manganese alloy galaksite ($MnAl_2O_4$) and titanogalaksite $(Mn, Mg, Fe, \square)_{1-x}(Al, Ti, Mn, Fe)_{2+2x/3}O_4$ contain isomorphic impurity of Fe, Ti and Mg. Galaksite forms large octahedral skeletal crystals and titanogalaksite makes thick lamellar forms. Galaksite and titanogalaksite are in close paragenesis with metal, spinel and corundum. The hardness of galaksite is about 1400-1760 HV, the titanogalaksite hardness is about 1100-1400 HV. Due to high hardness these slags may be used as abrasive.

Обычно в качестве сырьевых материалов для кислых покрытий сварочных электродов используют дорогостоящие рутиловые концентраты и ферромарганец. В связи с высокими ценами этих компонентов актуально заменить их более дешевыми ильменитовыми концентратами и марганцевыми рудами. В работах [1-3] рассмотрены составы комбинированных шихт покрытий сварочных электродов на основе Вольногорского, Туганского, Николаевского ильменитовых концентратов, концентратов марганцевых руд Жайремского ГОКа, а также синтезированных из таких концентратов методом алюминотермического восстановления титановых, марганцевых и титано-марганцевых лигатур. В процессе синтеза наряду со сплавами и лигатурами получены шлаки различного состава, изучение которых пред-

ставляло интерес с физико-химической, минералогической, экологической и практической точек зрения.

Усредненный химический состав шлаков марганцевых лигатур: SiO_2 – 18,2; Al_2O_3 – 32,2; K_2O – 1,6; CaO – 1,3; FeO – 3,3; MgO – 3,0; MnO – 34,9; BaO – 5,2; S – 0,02; Cr – 0,02; Sn – $6 \cdot 10^{-4}$; V – $7 \cdot 10^{-4}$; W – $2 \cdot 10^{-4}$; Mo – 10^{-3} ; Ni – 0,01; Co – 10^{-3} ; Ta – 0,03; Sc – $<10^{-4}$; Nb – $3 \cdot 10^{-4}$; I – 10^{-4} ; Sr – 10^{-3} .

Минералогические исследования проведены на микроскопах МБС-2, ПАЛАМ-ЛМПП, МИМ-9, МИМ-10, МИУ-5М-1 и микротвердомере ПМТ-3М. Рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре ДРОН-2.

Макроскопически шлак в кусках обладает черным цветом, в порошке к черному цвету добавляется шоколадно-бурый оттенок. Минеральный состав шлака марганцевых лигатур: галаксит – 42,83 %, шпинель – 4,37 %, тефроит – 10,97 %, силикатное стекло – 41,43 %, металл – 0,4 %.

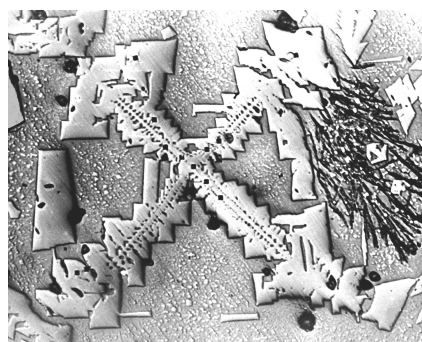
Основным минералом марганцевых шлаков является галаксит MnAl_2O_4 , редко встречаемый в геологических условиях, но весьма интересный в технологическом плане. В исследованном шлаке он представлен идиоморфно-скелетными кристаллами двух генераций в криптокристаллически-стекловатой цементирующей массе с редкими включениями корольков металла.

На дифрактограмме четко выявилась шпинелеобразная структура и высокий фон за счет большого количества стеклообразной фазы. Параметр элементарной ячейки галаксита ($a_0=8,043\dots 8,12$) имеет заниженное значение по сравнению с литературными источниками [3]. Очевидно, это обусловлено дефектностью кристаллической структуры галаксита.

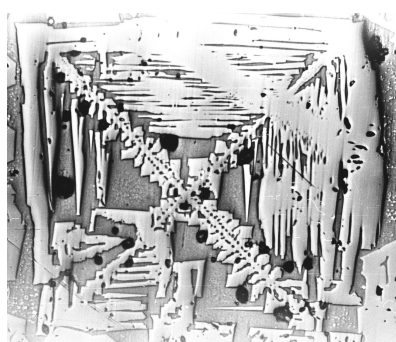
В проходящем свете галаксит буровато-красный, оптически изотропный. У галаксита первой генерации $n = 1,850\dots 1,858$, у галаксита второй генерации $n = 1,920\dots 1,925$. В отраженном свете галаксит серый, отражение у галаксита первой генерации 10, у галаксита второй – 11. В некоторых кристаллах параллельно граням ((111)) появляются светлые буровато-желтовато-белые рефлексы. Особенно четко они видны на сечениях (110) в виде радиально расходящихся лучей, субперпендикулярных ребрам ромбовидного сечения.

Галаксит первой генерации образует массивные скелетные кристаллы, представленные комбинацией гексареберного пучка (рисунок 1, а) и ромбододекареберного каркаса (рисунок 1, б). Они подобны скелетным кристаллам магнетита [4, 5]. По вершинам :100: и в центре

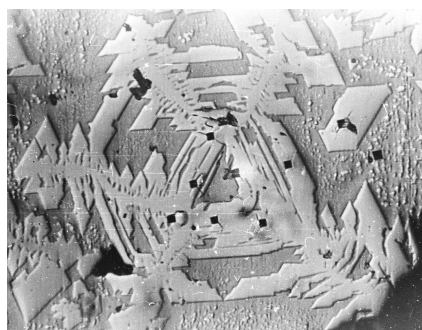
скелетного кристалла располагаются октаэдрические субиндивиды. Размеры кристаллов галаксита первой генерации составляют 0,4...1,4 мм, второй генерации – 0,01...0,05 мм.



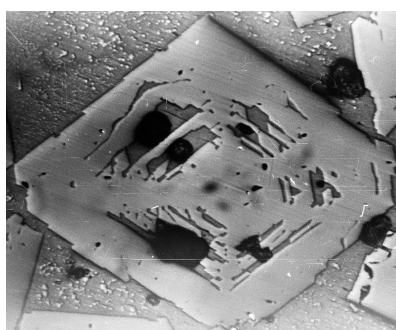
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1 – Скелетные кристаллы галаксита: а – плоский тетраэдрический пучок в сечении (001) пространственного гексареберного галаксита; б – сечение (001) скелетного галаксита в форме комбинации гексареберного пучка и ромбододекаэдрического каркаса; в – сечение (111) скелетного галаксита; г – сечение (110) скелетного галаксита.

Толщина ребер-балок скелетных кристаллов колеблется в пределах 20...40 мкм. Ребра гексареберного пучка обычно имеют многочисленные ответвления октаэдрических субиндивидов, транслируемые от центра к внешней более крупной вершине октаэдрической формы. Также встречаются плоские безрельефные ребра гексареберного пучка, иногда имеющие комбинационную ромбододекаэдрическую штриховку. В комбинационных скелетных кристаллах гексареберный пучок в центре кристалла переходит в телескопическую зональную структуру из ромбододекаэдрических каркасов (рисунок 1, б).

В сечении (111) эти скелетные кристаллы имеют форму плоского дитригонального реберного пучка (рисунок 1, в) в комбинации с телескопически вложенными тригональными реберными рамками. Форма плоского сечения скелетного кристалла (110) представляет комбинацию

параллелореберных пучков и ромбической реберной рамки (рисунок 1, г).

Кристаллическая структура галаксита определяет механизм, скорость, последовательность роста элементов формы кристалла. Формирование гексареберного пучка определяется тем, что ионы, или октаэдрические элементарные субзародышевые ассоциации, своими ребрами винтообразно присоединяются друг к другу вдоль осей 4_1 или 4_3 . В процессе присоединения заряженных ассоциаций возникают вихревые электрические и магнитные поля, способствующие присоединению частиц вдоль винтовых осей в направлении $[[100]]$. Чем выше переохлаждение расплава, тем тоньше гексареберные пучки. В процессе бурного скелетного роста пространство вокруг растущих ветвей локально подогревается за счет выделяющейся скрытой теплоты кристаллизации. Это создает предпосылки для формирования лучей в направлении $[[110]]$ ромбододекареберного каркаса. Октаэдрические элементарные частицы вдоль этих направлений присоединяются своими ребрами, образуя гладкие неветвящиеся лучи каркаса.

В зависимости от степени переохлаждения расплава формы скелетных кристаллов могут быть как очень тонкими, так и массивными. В некоторых случаях ребра ромбододекареберного каркаса сливаются в сплошные поверхности или ромбододекаэдрические внутрегранные пучки и формируют скелетный кристалл с отрицательными октаэдрическими секторами в виде кристаллических воронок. Эти кристаллические воронки в процессе зарастания генерируют вдоль оси L_3 винтовые дислокации, которые приводят к образованию антискелетных октаэдрических кристаллов ромбододекаэдрического габитуса.

Твердость и хрупкость галаксита измерена на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 100 г. В отпечатках алмазной пирамиды измеряли обе диагонали. Твердость вычисляли по формуле $H=1854P/d^2$. По всем измеренным кристаллам твердость галаксита колеблется в пределах 1400-1760 кгс/мм², среднее значение твердости 1575 кгс/мм². В галаксите выявлена ретикулярная анизотропия твердости ($H_{(hkl)}$): $H_{(100)}=1620,1$; $H_{(110)}=1559,6$; $H_{(111)}=1546,8$ кгс/мм². Коэффициент ретикулярной анизотропии твердости $K_{H(100)/(111)}=1,05$. Все перечисленные сечения кристалла обладают векториальной анизотропией твердости. Сечение (100) в направлении $[010]$ имеет твердость 1573,9, а в направлении $[110]$ – 1604,3 кгс/мм². Сечение (110) в направлении $[100]$ имеет твердость 1571,3, а в направлении $[001]$ – 1548,0 кгс/мм². Сечение (111) в направлении $[110]$ имеет твердость 1552,1, в направлении $[211]$ – 1530,9, а в направлении $[221]$ – 1576,7 кгс/мм².

В титано-марганцевых шлаках встречен галаксит переменного химического состава типа $Mn(Al,Ti)_2O_4$, ранее никем не изученный и неописанный. Он содержит изоморфную примесь титана, и поэтому назван титаногалакситом. Титано-марганцевые лигатуры получали алюминотермическим способом из шихты, в состав которой входили Николаевские ильменитовые концентраты и концентраты Жайремских марганцевых руд второго и третьего сорта. При этом были получены шлаки, в состав которых входят: металл (сплав марганца и титана) – 1 %, мангантитанозит ($(Ti, Mn)O$) – 15 %, титаногалаксит ($Mn(Al,Ti)_2O_4$) – 37,5 %, корунд ($(Al, Ti)_2O_3$) – 11,2 %, пирофанит ($MnTiO_3$) – 13,3 %, кнебелит ($(Mn,Fe)_2SiO_4$) – 8,5 % и силикатное стекло – 10,5 %. Шлак крупнокристаллический, скелетно-дендритный.

Титаногалаксит образует крупные массивносkeletalные кристаллы в форме комбинации гексареберного пучка и ромбододекареберного каркаса (рисунок 2). Субиндивиды этих кристаллов удлиненные, линейно выдержанные. Вершины кристаллов острые, полиэдрические.

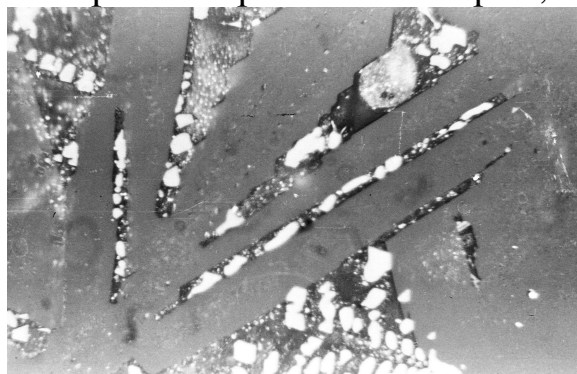


Рисунок 2 – Массивно-скелетный титаногалаксит с включениями титанозита и стекла между субиндивидами скелета. Шлак титано-марганцевый, отраженный свет, иммерсия, увел. 570

Пирофанит и корунд образуют преимущественно таблитчатые кристаллы, которые иногда распадаются на пластинчатые массивносkeletalные ромбоэдрические субиндивиды.

Мангантитанозит образует глобулярно-скелетные кристаллы в форме членисто-разорванного гексареберного пучка и ромбододекареберного каркаса. Скелетные кристаллы состоят из многочисленных изометричных глобулярных антискелетных субиндивидов. Форма их кривогранная или кубоктаэдрическая.

Титаногалаксит и пирофанит образуют скелетно-дендритный каркас шлака. В интерстициях скелетных кристаллов пирофанита и титаногалаксита располагаются скелетные кристаллы мангантитанозита, тефроита и силикатное стекло.

Титаногалаксит $Mn(Al,Ti)_2O_4$ имеет структуру нормальной шпинели AB_2O_4 , которую можно представить двумя подрешетками: АО типа алмаза с Федоровской группой $Fd\bar{3}m$ и B_2O_3 типа курнакита $(Mn, Fe, Ti)_2O_3$ с пространственной группой $Ia\bar{3}$. Обе подрешетки динамически изменяются в процессе изодиморфных замещений вследствие высокотемпературной диффузии анионных и катионных составляющих.

Металлический алюминий, стгорая в алюминотермическом процессе, образует Al_2O_3 двух полиморфных модификаций: корунда $\alpha-Al_2O_3$ со структурой $R\bar{3}c$ и $\gamma-Al_2O_3$ со структурой шпинели, но тетрагональной симметрии $P4_1$. При высокой температуре алюминотермического процесса в шлаках существуют обе структурные модификации. Структура корунда устойчива в данных термодинамических условиях. Структура $\gamma-Al_2O_3$ в шлаке стабилизирована изодиморфными примесями Mn^{2+} , Mg^{2+} и Fe^{2+} . Химическую формулу титаногалаксита можно представить как $(Mn, Mg, Fe, \square)_{1-x}(Al, Ti, Mn, Fe)_{2+2x/3}O_4$. При наличии заселенных тетраэдрических позиций тетрагональный или псевдокубический $\gamma-Al_2O_3$ превращается в кубическую шпинелевую структуру с дефектами – вакансиями в тетраэдрических позициях. Вакансии в тетраэдрических позициях нарушают алмазную подрешетку, понижая ее симметрию до тетрагональной.

Монокристаллы шпинели в титано-марганцевых шлаках представляют собой комбинацию октаэдра с менее развитыми гранями гексаэдра, притупляющими октаэдрические вершины (рисунок 3). Как правило, не все вершины октаэдра притуплены гранями гексаэдра, вследствие чего кристаллы понижают видимую симметрию до тетрагональной. Наиболее развитыми формами являются тетрагональные дипирамиды, менее развитыми – пинакоиды. Грани тетрагональной дипирамиды (рисунок 3) имеют форму кристаллических воронок. Эти кристаллические воронки иногда очень мелкие и плоские (рисунок 4, а), но чаще глубокие (рисунок 4, б), переходящие в обрывистые (рисунок 4, в). На рисунке 4, б дитригональная симметрия кристаллической воронки указывает на то, что с октаэдрической (тетрагональной дипирамидальной) формой комбинируется гексаэдрическая (пинакоидальная).

Морфотропное превращение корунда со структурой $R\bar{3}c$ в шпинелевую структуру титаногалаксита $Fd\bar{3}m$ обусловлено вхождением в В-подрешетку катионов марганца и титана с пространственной группой $Im\bar{3}$. В структуре курнакита заселенные октаэдрические позиции MnO_6 повернуты таким образом, что оси L_4 гомологически превра-

щаются в оси L_4 . Оси L_3 при такой ориентировке октаэдров также располагаются перпендикулярно граням. Поворот октаэдрических позиций, заселенных марганцем, снижает общую симметрию решетки с $Fd\bar{3}m$ до $Im\bar{3}$. Таким образом, изоморфное вхождение марганца в структуру титаногалаксита стабилизирует его шпинелевую структуру.

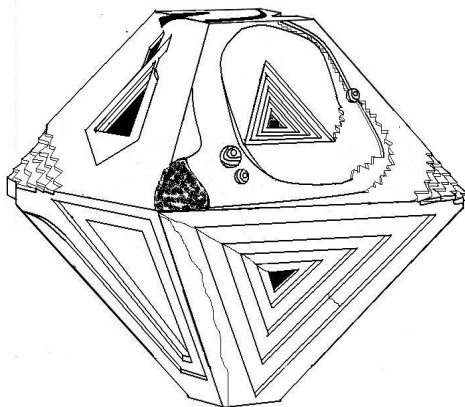


Рисунок 3 – Внешняя форма и скульптура граней титаногалаксита из титано-марганцевого шлака



а)

б)

в)

Рисунок 4 – а) Псевдогексагональная неглубокая кристаллическая воронка на октаэдрической грани сдвойникового кристалла; б) глубокая псевдогексагональная кристаллическая воронка с ямкой на нижней грани; в) ассиметричная ямка в центре октаэдрической грани. Шлак титано-марганцевый, отраженный свет, увел. 50.

В природном курнаките кроме изоморфной примеси железа присутствуют титан и алюминий. В титано-марганцевом шлаке в кри-

сталлах пиррофанита встречаются блоковые включения изотропных кубических кристаллов титаногалаксита или биксбиита.

Изоморфная примесь Ti в титаногалаксите выполняет стабилизирующую роль. Титан присутствует в форме катионов Ti^{+3} , Ti^{+4} . Благодаря наличию четырехвалентного титана, образуется компенсация зарядов в форме вакансий в тетраэдрических позициях. Очевидно, что тетраэдрические позиции частично вакантны. О наличии вакансий в структуре титаногалаксита свидетельствуют пониженные параметры кристаллической решетки. Параметры ячейки стехиометрического галаксита 8,17 Å, в стехиометрической шпинели 8,08 Å, стехиометрического герценита – 8,11 Å, чистого $\gamma-Al_2O_3$ – 7,96 Å, титаногалаксита данного шлака – 8,05 Å.

Исходя из представленных параметров, можно представить состав титаногалаксита формулой $(Mn, Mg, Fe, \square)_{0,5}(Al, Ti, Mn, Fe)_{2,33}O_4$. Переменный состав галаксита свидетельствует о неравновесных процессах кристаллизации в различных микрообъемах шлака.

Значение твердости титаногалаксита несколько ниже, чем у галаксита, и колеблется в интервале 1100-1400 кгс/мм². Среднее значение твердости титаногалаксита составляет 1325 кгс/мм². Твердость титанопиррофанита из титано-марганцевого шлака составляет 1300-1600 кгс/мм², $H_{ср} = 1475$ кгс/мм²; титанокорунда – 1450-1850 кгс/мм², $H_{ср} = 1575$ кгс/мм².

Выводы:

1. Галаксит является типоморфным минералом шлаков титано-марганцевых лигатур. Он имеет переменный состав за счет изоморфного вхождения в его структуру сопутствующих катионов и, особенно, катионов титана, большое количество которых превращает галаксит в титаногалаксит.

2. Титаногалаксит отличается пониженным параметром кристаллической решетки. Параметры ячейки стехиометрического галаксита 8,17 Å, а титаногалаксита данного шлака – 8,05 Å.

3. Для галаксита характерна форма кубических скелетных кристаллов, представленных комбинацией гексареберного пучка и ромбододекареберного каркаса. Титаногалаксит обычно имеет форму пластинчатых или таблитчатых массивных кристаллов. Их форма унаследована от корунда и пиррофанита, псевдоморфно замещенных титаногалакситом.

4. Высокая твердость и тугоплавкость галаксита и титаногалаксита – основных минералов шлака – представляет практический инте-

рес, так как дает возможность использовать эти шлаки в качестве абразивных и огнеупорных материалов.

5. Установленную зависимость формы скелетных кристаллов от степени переохлаждения расплава можно использовать для последующих оценок кристаллизующихся систем, представленных шлаками, металлами и минеральными агрегатами.

6. В шлаках не содержится вредных примесей, ограничивающих технологические возможности их последующего использования и синтеза сплавов и лигатур.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сафонов А.В. Альтернативные виды сырья в производстве сварочных электродов. / А.В. Сафонов, Н.Ф. Якушевич // Наука, технологии, инновации: Материалы всероссийской научной конференции молодых ученых в 6-ти частях. Часть 2. – Новосибирск, 2004. – С. 184-186.

2. К расчету состава покрытий сварочных электродов марки МР-3 / Н.Ф. Якушевич [и др.] // Актуальные проблемы: электрометаллургия, сварка, качество: Труды международной научно-практической конференции: СибГИУ. – Новокузнецк, 2006.

3. Получение титанмарганцевых лигатур из ильменитовых и марганцеворудных концентратов / Якушевич Н.Ф. [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 4. – С. 20-22.

4. Пермяков А.А. Типоморфные особенности титанозита в составе шлаков титано-марганцевых лигатур / А.А. Пермяков, Н.Ф. Якушевич, А.А. Назарова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии Вып. 16: СибГИУ. – Новокузнецк, 2006. – С. 92-100.

5. Минералы: Справочник / Под ред. Ф.В. Чухрова. – М: Наука. 1967. – Том 2, Вып. 3. – С. 39-40.

6. Пермяков А.А. Морфология скелетных кристаллов магнетита. / А.А. Пермяков // Записки Всесоюзного минералогического общества. – Ленинград, 1974. – Ч. 103, Вып. 2. – С. 251-254.

7. Дымкин А.М. Онтогения магнетита (по материалам изучения руд и агломератов) / А.М. Дымкин, А.А. Пермяков. – Свердловск: УНЦ АН, 1984. – 184 с.

УДК 669.046.564:621.785

М.В. Темлянцев

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

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОКИСЛЕНИЯ И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

В статье представлены результаты разработки и применения математической модели для исследования окисления и обезуглероживания рельсовой стали при нагреве в многозонных методических печах.

In the article the outcomes of development and application of mathematical model for research of oxidation and decarbonization of rail steel are shown at heating in multizonal methodical furnaces.

Работа выполнена по гранту Президента РФ на поддержку молодых российских ученых и ведущих научных школ для выполнения научных исследований МК–5544.2006.8.

При нагреве стали под прокатку вследствие взаимодействия металла с раскаленными печными газами происходит его окисление и обезуглероживание [1]. Достаточно часто в томительных зонах многозонных методических печей организуют сжигание топлива с коэффициентом расхода окислителя менее единицы, формируя тем самым восстановительную атмосферу, способствующую снижению интенсивности окисления стали. При этом дожигание продуктов сгорания осуществляют в сварочной зоне.

Характерно, что решающую роль в формировании величины обезуглероженного слоя в конечной металлопродукции играет глубина δ , мм, видимого обезуглероженного слоя, образовавшегося в стальных заготовках после нагрева в печи. В связи с этим практический интерес представляет разработка математических моделей, позволяющих прогнозировать глубину видимого обезуглероживания в металле после нагрева в печи, учитывающих, что процессы окисления и обезуглероживания протекают параллельно и взаимосвязано, а часть обезуглероженного слоя при этом поглощается окалиной.

Для этих целей разработана и реализована на ЭВМ детерминированная математическая модель совместно протекающих процессов окисления и обезуглероживания стали при нагреве под обработку

давлением [2]. Она имеет блочную структуру, включающую три укрупненных модуля. Основным назначением первого модуля является расчет температуры поверхности металла в любой момент времени, который может осуществляться с применением численных методов, аналитических решений или аппроксимирующих соотношений полуэмпирического характера. В частности, траекторию изменения температуры поверхности металла при нагреве в методических печах с достаточной степенью точности можно аппроксимировать уравнением

$$t = t_0 + A_1 \left(1 - \exp \left(-B_1 \frac{\tau_i}{\tau} \right) \right), \quad (1)$$

где t_0 – начальная температура металла, °С; A_1 , B_1 – эмпирические коэффициенты, зависящие от режима нагрева; τ_i – текущий (i -й) момент времени от начала нагрева, мин; τ – суммарное время нагрева, мин.

Толщину s , см, слоя металла, перешедшего в окалину, определяли по соотношению

$$s = A \exp \left(-\frac{B}{T} \right) \tau^n, \quad (2)$$

где A , B , n – эмпирические коэффициенты, зависящие от химического состава стали, состава атмосферы и других факторов [1].

Нахождение нестационарных концентрационных полей углерода основано на решении дифференциального уравнения диффузии

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right), \quad (3)$$

где c – концентрация углерода, %; D – коэффициент диффузии, $\text{см}^2/\text{с}$; x – координата, см.

Коэффициент диффузии находили по уравнению

$$D = (0,07 + 0,06C) \exp \left(-\frac{32000}{1,99F} \right) f_c^{\text{спл}}, \quad (4)$$

где C – содержание углерода в стали, %; $f_c^{\text{спл}}$ – относительный коэффициент активности углерода в сплаве, учитывающий влияние легирующих элементов на коэффициент диффузии углерода [3–5].

На поверхности металла, контактирующей с атмосферой, задавали граничное условие III рода [6]

$$-D \frac{\partial c}{\partial \tau} = \beta (C_{\text{пов}} - C_{\text{окр}}), \quad (5)$$

где β – коэффициент массоотдачи, см/с; $C_{\text{пов}}$ – текущая концентрация элемента на поверхности твердой фазы в момент времени τ , г/см³; $C_{\text{окр}}$ – углеродный потенциал атмосферы, г/см³.

Для нагрева стали в атмосфере продуктов сгорания природного газа, сжигаемого с коэффициентом расхода окислителя 1,2, коэффициент массоотдачи рассчитывали по соотношению [7]

$$\beta = 33,4 \exp\left(-\frac{17200}{T}\right). \quad (6)$$

Нелинейное дифференциальное уравнение (3) заменяли системой обыкновенных дифференциальных уравнений. Поверхностный слой металла разбивали на m слоев толщиной h . Поскольку диффузия углерода существенна лишь в тонком поверхностном слое, решение уравнения (3) можно рассматривать для полубесконечного тела ($0 \leq x \leq \infty$) при граничном условии

$$c_{m+1}(\tau) = C_0, \quad (7)$$

где C_0 – начальное содержание углерода в стали, %.

В общем случае в начальный момент времени $c_{\tau=0} = f(x)$, при нагреве не обезуглероженной стали принимали $c_{\tau=0} = \text{const} = C_0$.

Решение поставленной задачи осуществили с применением метода конечных разностей, шаги по времени и координате выбирали с учетом условия устойчивости конечно-разностной схемы [1]. Глубину обезуглероженного слоя определяли как расстояние от поверхности металла до участка, где содержание углерода составляет $0,9C_0$ [8]. Продвижение границы раздела оксид – металл учитывали отбрасыванием слоев металла, перешедших в окалину. Идентификацию модели проводили в соответствии с методикой, изложенной в работе [1], на основе сравнения результатов моделирования с экспериментальными данными. Погрешность расчетов глубины видимого обезуглероженного слоя не превышает $\pm 8-12\%$ и является достаточной для моделей подобного уровня.

На базе разработанной математической модели провели исследование влияния состава атмосферы (коэффициента расхода окислителя при сжигании природного газа) на угар и глубину видимого обезуглероженного слоя при нагреве НЛЗ стали, используемой для производства крановых и контррельсовых рельсов (аналоги марки 60) при нагреве в многозонной методической печи с шагающими балками. При этом траекторию изменения температуры поверхности принимали соответствующей базовому режиму нагрева с холодного посада продолжительностью 4 ч, коэффициенты A_1 и B_1 в формуле (1)

принимали равными 1285 и 3,48. Константу скорости окисления и коэффициент массоотдачи рассчитывали по экспериментальным данным, представленным в работах [9]. Принимали, что длина томильной зоны и время нахождения НЛЗ в ней составляют 20 % от общей длины печи, или продолжительности нагрева. Исследования проводили для четырех вариантов, параметры которых представлены в таблице. На рисунке представлены результаты моделирования.

Таблица – Расчетные варианты нагрева

Номер варианта	Коэффициент расхода окислителя для зон		Угар, мм	Глубина видимого обезуглероженного слоя, мм, при нагреве	
	сварочной	томильной		одиночном	повторном
1	1,1	1,1	1,19	2,03	2,43
2	1,1	0,9	1,01	2,19	2,66
3	0,9	1,1	0,87	2,12	2,68
4	0,9	0,9	0,69	2,31	2,96

Как видно из рисунка, а относительно угара стали наиболее предпочтительным является режим 4, соответствующий нагреву металла в области температур более 800 °С в атмосфере продуктов сгорания природного газа, сжигаемого с коэффициентом расхода воздуха 0,9, и их дожиганием в начале сварочной зоны. Если принять угар стали при режиме 1 за единицу, то для режимов 2, 3 и 4 он составит 0,85, 0,73 и 0,60 соответственно.

Однако, как видно из рисунков б, в, для режимов с минимальным угаром характерно более высокое значение глубины видимого обезуглероженного слоя, что связано с его меньшим поглощением окалиной. В частности, при одиночном нагреве для варианта 1 глубина видимого обезуглероженного слоя достигает 2,03 мм, а для варианта 4 – 2,31 мм, т.е. почти на 15 % больше.

Варианты 2 и 3 являются более предпочтительными, поскольку при значительном снижении угара приводят к незначительному росту глубины обезуглероженного слоя в НЛЗ. Наиболее технологичным является вариант 2, при котором в томильной зоне природный газ сжигают с недостатком воздуха, а в сварочной зоне организуют дожигание продуктов сгорания. Однако в случае необходимости минимизации глубины видимого обезуглероженного слоя предпочтительнее использование более окислительного варианта 1.

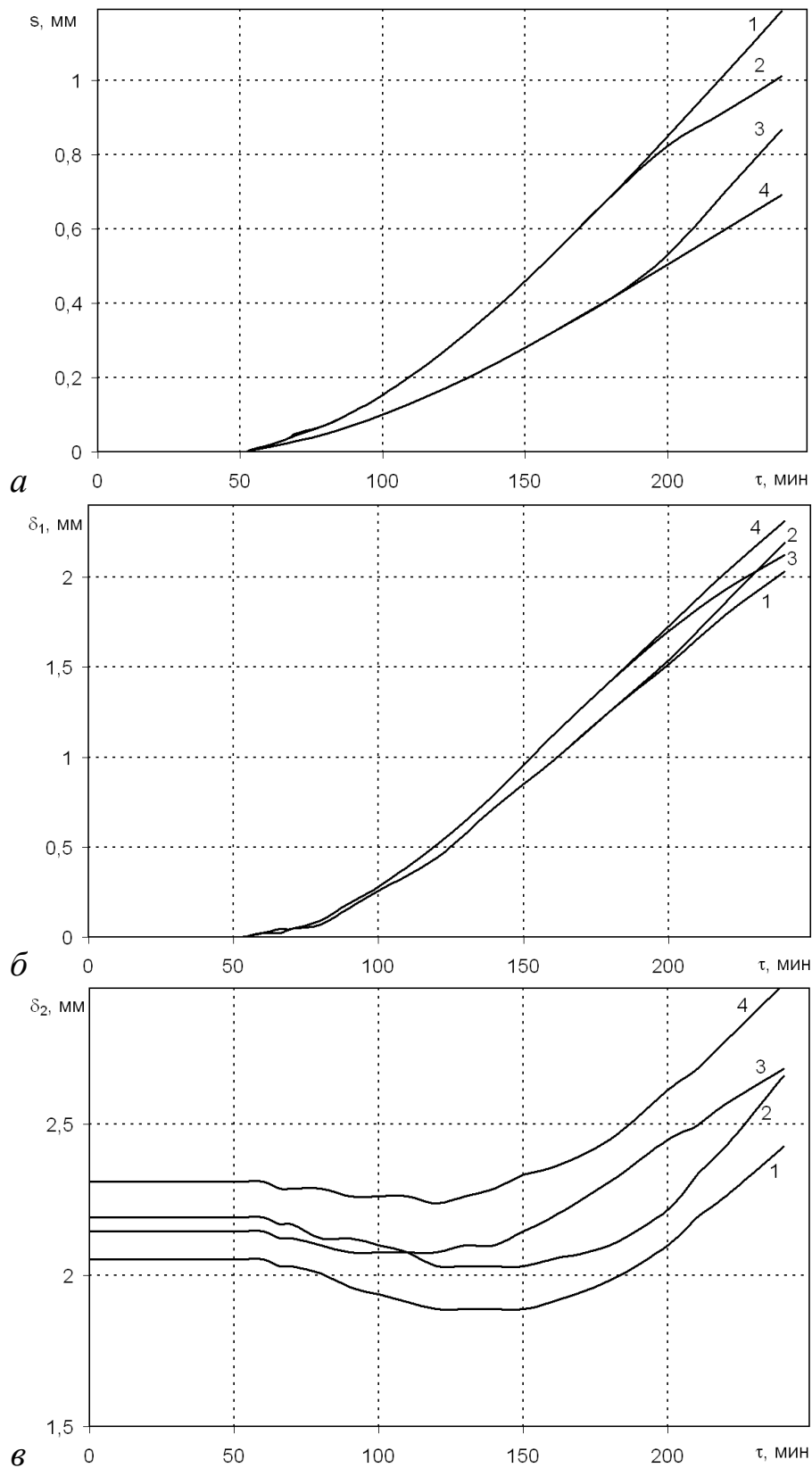


Рисунок – Зависимости толщины s (*a*), глубины обезуглероженного слоя при одиночном (*б*) и аналогичном повторном (*в*) нагревах (цифрами обозначены различные варианты по составу атмосферы, см. таблицу)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянцев М.В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением / М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Темлянцев М.В. Исследование процессов окисления и обезуглероживания стали при нагреве / М.В. Темлянцев // Сталь. – 2007. – № 3. – С. 58-60.
3. Асцатуров В.Н. Расчет коэффициентов диффузии при численном методе определения полей концентраций углерода в сталях / В.Н. Асцатуров, А.П. Суровцев, С.С. Потапова // Печи машиностроительной промышленности: Труды ВНИПИТеплопроекта. – 1974. – Вып. 34. – С. 54-62.
4. Криштал М.А. Многокомпонентная диффузия в металлах / М.А. Криштал, А.И. Волков. – М.: Metallургия, 1985. – 176 с.
5. Могутнов Б.М. Термодинамика сплавов железа / Б.М. Могутнов, И.А. Томилин, Л.А. Шварцман. – М.: Metallургия, 1984. – 208 с.
6. Леонидова М.Н. Физико-химические основы взаимодействия металлов с контролируруемыми атмосферами / М.Н. Леонидова, Л.А. Шварцман, Л.А. Шульц. – М.: Metallургия, 1980. – 263 с.
7. Гусовская И.В. Некоторые вопросы динамики обезуглероживания и науглероживания / И.В. Гусовская, А.И. Ващенко, Л.А. Шульц // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1974. – № 1. – С. 179-184.
8. Теоретико-экспериментальное исследование взаимосвязанных процессов окисления и обезуглероживания при нагреве непрерывно-литых заготовок в проходных печах / А.Б. Стеблов, Ю.В. Дьяченко, В.С. Тимофеев [и др.] // Изв. вуз. Энергетика. – 1991. – № 6. – С. 104-108.
9. Дефекты и качество рельсовой стали / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева [и др.] – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.

УДК 621.746

В.Б. Деев

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

ИССЛЕДОВАНИЕ «СКЛОННОСТИ» АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ К ЭФФЕКТУ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовано влияние температурной обработки на механические свойства алюминиевых сплавов после нескольких переплавов. Выявлено, что технология ТВО позволяет заложить технологические основы создания шихтовых заготовок с заданной наследственностью.

The thermal treatment influence on mechanical properties of aluminium alloys after melting for several times was investigated. It was discovered, that the technology of thermal-time treatment allows to lay the foundation of making charge billets with the adjusted inheritance.

Многие промышленные предприятия в последние годы вынуждены перейти на более широкое использование вторичных материалов при получении литейных сплавов. Разработанные в настоящее время теоретические и технологические основы получения шихтовых переплавов с мелкозернистой структурой позволяют эффективно регулировать наследственность используемых низкосортных материалов и получать литейные сплавы с требуемыми механическими и служебными свойствами. Шихтовые переплавы должны быть близки по химическому составу к получаемым из них сплавам.

Одним из эффективных способов измельчения структуры шихты с целью повышения качества литых сплавов является кристаллизационная обработка. Повышение скорости охлаждения шихтовых металлов с целью измельчения их строения достигают центробежной кристаллизацией, кристаллизацией гранулированием, кристаллизацией в валках, кристаллизацией под давлением [1]. Наиболее доступным для многих производственных мощностей литейных цехов является получение переплава шихты, залитой в металлическую форму (кокильный переплав шихты) [1, 2].

С помощью вышеуказанных способов возможно приготовление шихтовых переплавов (шихтовой заготовки), которые добавляют к основной шихте; в результате структурной наследственности их мелко-

зернистое строение через расплав передается готовому сплаву и сказывается на повышении свойств отливок. В.И. Никитиным указано [3], что использование мелкокристаллической шихты, благодаря сохранению в расплавах кластеров и нерастворившихся дисперсных фаз интенсифицирует процесс зарождения центров кристаллизации и благоприятно влияет на структуру сплавов.

Низкосортные отходы и вторичные сплавы также рекомендуется [1] улучшать специальными переплавами в сочетании с различными способами жидкофазной обработки (ТВО, ТСО и т.д.). Установлено [4, 5, 6], что использование термовременной обработки (ТВО) шихты для переплавных процессов позволяет вовлекать в плавку отходы различных производств и получать при этом высокое качество отливок. Эффект применения ТВО можно повысить, совместив ее с фильтрацией, продувкой расплава инертными газами [7] и т.д.

В работах [8, 9] исследовано влияние ТВО шихтовых расплавов с целью устранения неблагоприятной структурной наследственности низкосортных шихтовых материалов и повышения свойств сплавов АК7ч и АК12. В качестве исходных шихтовых материалов использовали возврат песчано-глинистого литья (ПГФ), обладающий крупнозернистым строением. Было выявлено, что использование ТВО-шихты обеспечивает достаточно высокие значения коэффициентов наследственности K_H для герметичности и механических свойств сплавов: $K_H^{\sigma_B} = 1,11...1,16$; $K_H^{\delta} = 1,45...1,66$; $K_H^{герм} = 1,11...1,13$. Было отмечено, что применение ТВО расплава позволяет получать шихтовые сплавы с заданным химическим составом и наследственной мелкозернистой структурой.

Ранее исследовали [7] влияние температурно-временных режимов плавки на свойства силуминов с содержанием кремния 7 и 12 %. Показано, что эффект ТВО для рассматриваемых сплавов «наследуется» после переплава. Это позволяет утверждать, что сплавы на базе диаграммы состояния Al – Si могут служить перспективной основой для изготовления шихтовой заготовки с эффектом ТВО.

Качество литейных алюминиевых сплавов определяется их химическим составом. Поэтому, в зависимости от положения сплавов на диаграмме состояния, различные воздействия на расплавы в процессе плавки могут неоднозначно влиять на их технологические и механические свойства. Соответственно, эффект ТВО может после переплава проявляться по-разному у сплавов разных групп и марок. Для изготовления шихтовой заготовки с эффектом ТВО необходимо знать, каким образом

будут изменяться свойства сплава при ее добавке к основной шихте и есть ли целесообразность использовать именно такой состав шихты.

В связи с вышесказанным в данной работе проведено исследование влияния эффекта ТВО после нескольких переплавов на механические свойства промышленных алюминиевых сплавов следующих систем (ГОСТ 1583-93): Al – Si – Mg (сплавы АК7ч, АК12), Al – Si – Cu (сплав АК5М2), Al – Cu (сплав АМ5). Плавки проводили в печи сопротивления. Режимы ТВО расплавов приведены в таблице.

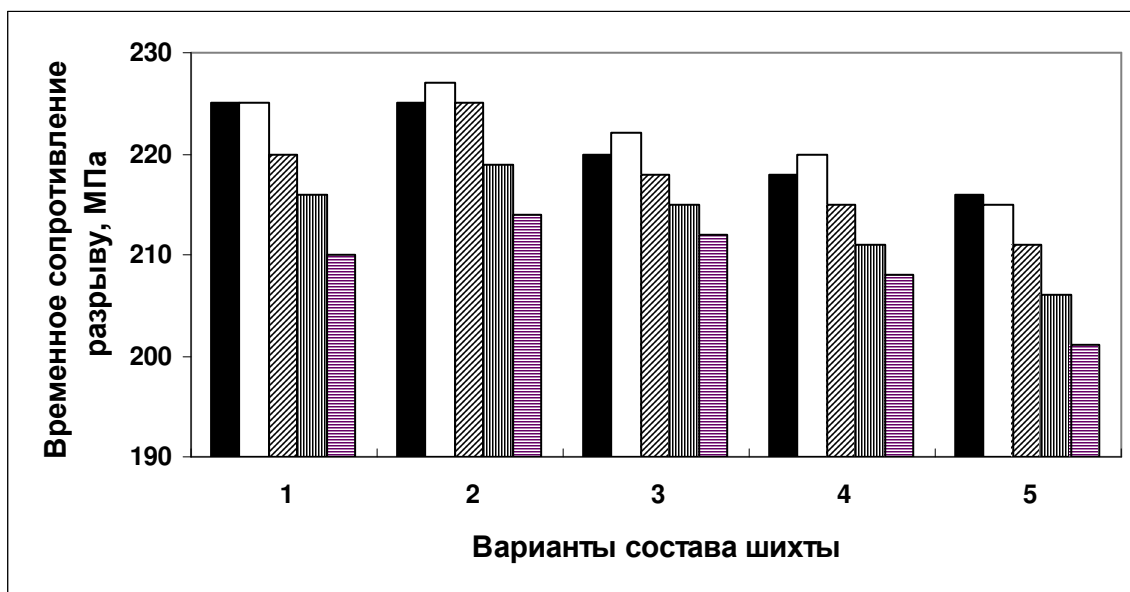
Таблица – Режимы ТВО алюминиевых сплавов

Сплав	Режимы ТВО	
	T, °C	τ, мин
АК7ч	970...1000	7...10
АК12	1060...1080	10...12
АК5М2	950...970	7...9
АМ5	930...950	6...8

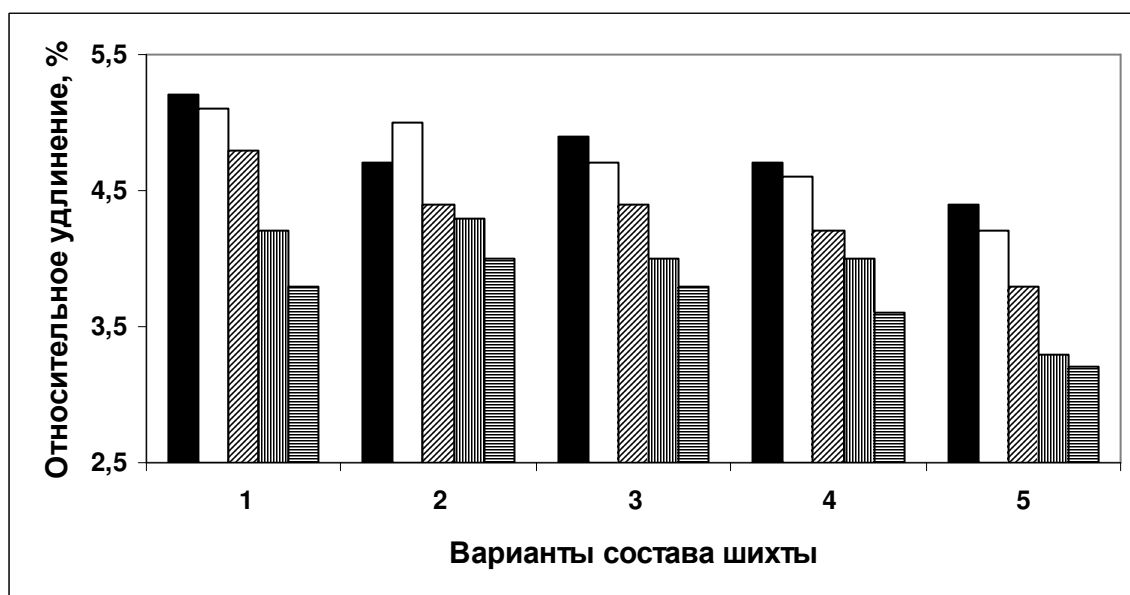
Содержание низкосортных отходов соответствующего химического состава в шихте для каждого сплава изменялось от 20 до 100 %, которые добавляли к чушковым материалам. Заливали образцы для механических испытаний. После разрывных испытаний образцы расплавляли и проводили плавки при обычных технологиях перегрева, без ТВО. Затем опять осуществляли заливку образцов на механические испытания и т.д. Были проанализированы механические свойства после 4 переплавов.

На рисунках 1-4 показаны результаты испытаний на механические свойства. Была обнаружена следующая закономерность: значения механических свойств сплавов, состоящих на 100 % из чушковых материалов, после 2 и 3 переплавов снижаются наиболее интенсивно. Особенно это касается относительного удлинения.

Эффект ТВО для всех сплавов, шихта для которых содержала 40...80 % низкосортных материалов, более устойчивый и снижение уровня свойств от переплава к переплаву менее выраженное. Проанализировав полученные результаты, следует заметить, что система Al – Si – Mg (особенно доэвтектический сплав АК7ч) наиболее подвержена действию высокотемпературных перегревов. Эффект ТВО проявляется в большей степени по сравнению со сплавами других групп даже после 4 переплава.



a



б

Варианты состава шихты (масс. %):

1 – 100 П; 2 – 40 Н + 60 П; 3 – 60 Н + 40 П; 4 – 80 Н + 20 П; 5 – 100 Н

П – первичные (чушковые) материалы;

Н – низкосортные шихтовые материалы (лом, отходы)

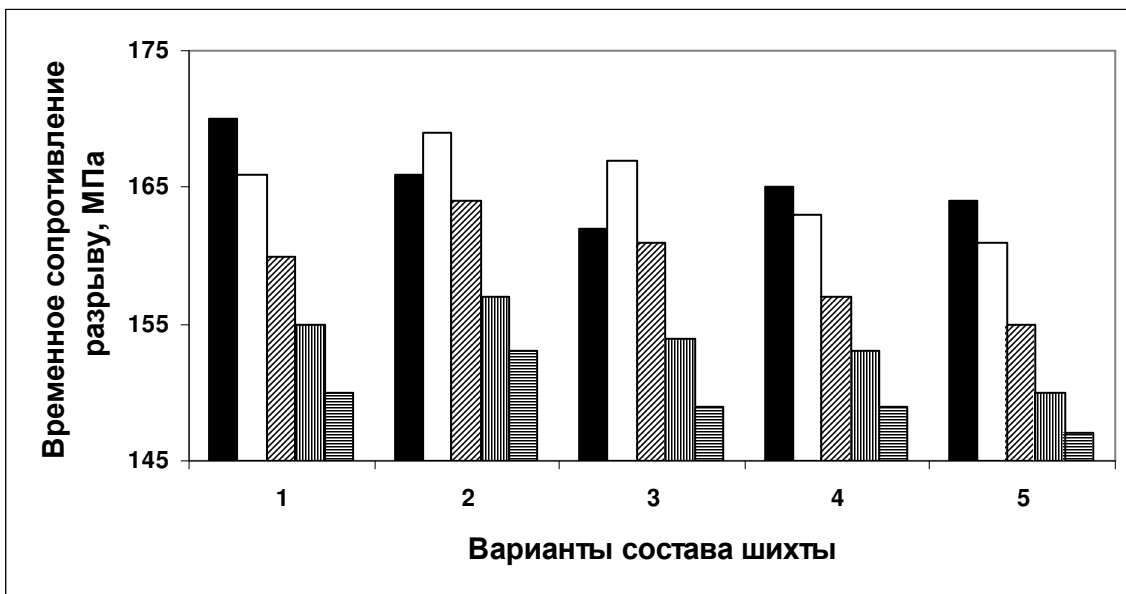
■ – исходное состояние; □ – 1 переплав; ▨ – 2 переплав;

▩ – 3 переплав; ▪ – 4 переплав

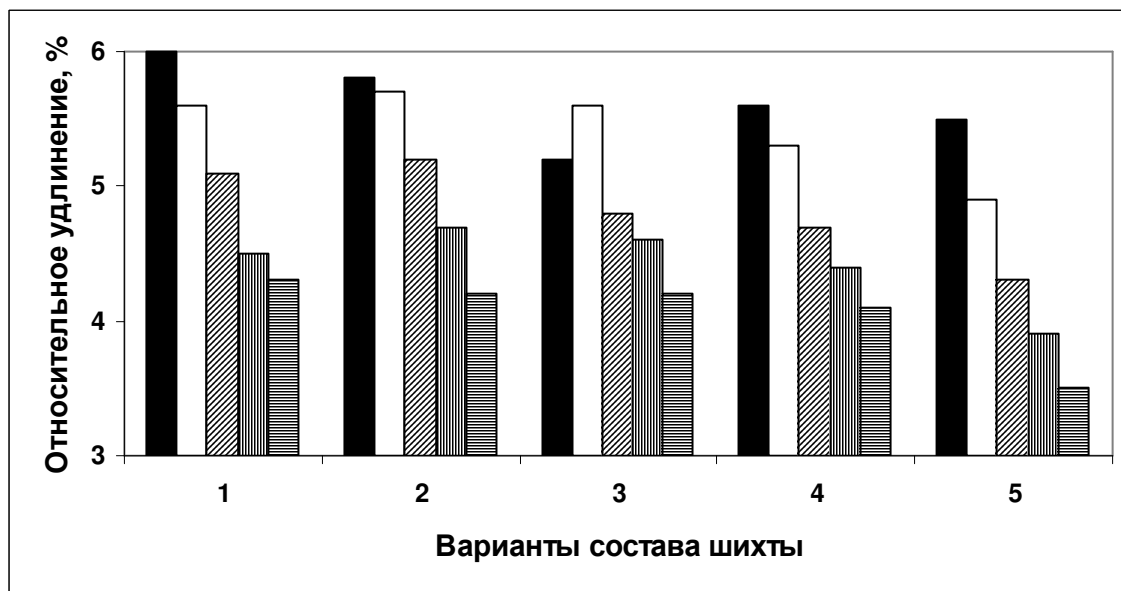
Рисунок 1 – Механические свойства сплава АК7ч (Т5) после ТВО и переплавов в зависимости от состава шихты:

a – временное сопротивление разрыву, МПа;

б – относительное удлинение, %



a



b

Варианты состава шихты (масс. %):

1 – 100 П; 2 – 40 Н + 60 П; 3 – 60 Н + 40 П; 4 – 80 Н + 20 П; 5 – 100 Н

П – первичные (чушковые) материалы;

Н – низкосортные шихтовые материалы (лом, отходы)

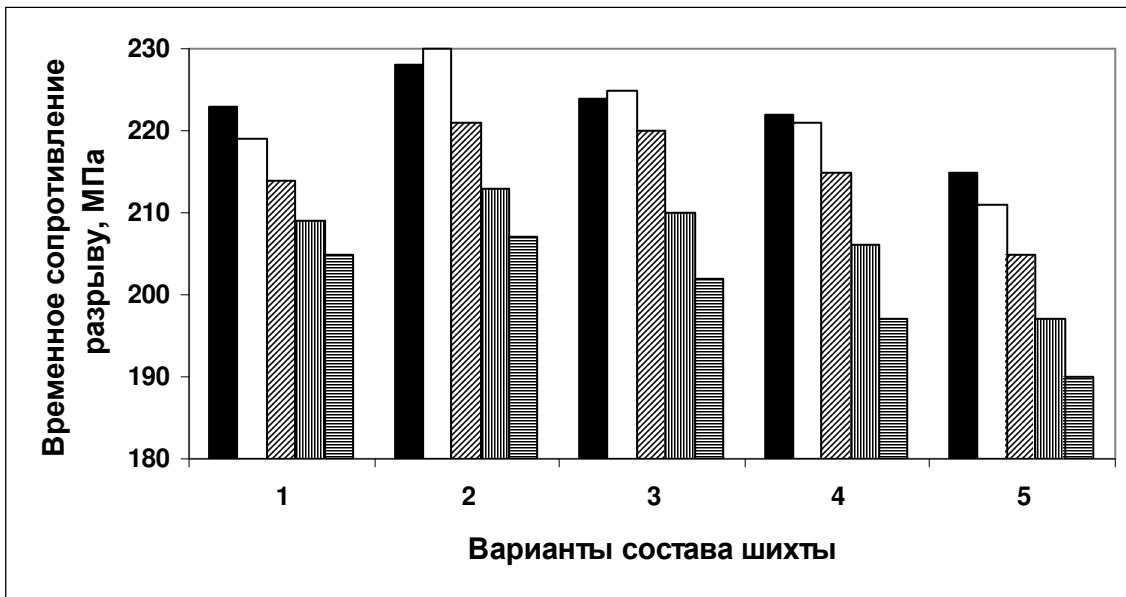
■ – исходное состояние; □ – 1 переplав; ▨ – 2 переplав;

▩ – 3 переplав; ▪ – 4 переplав

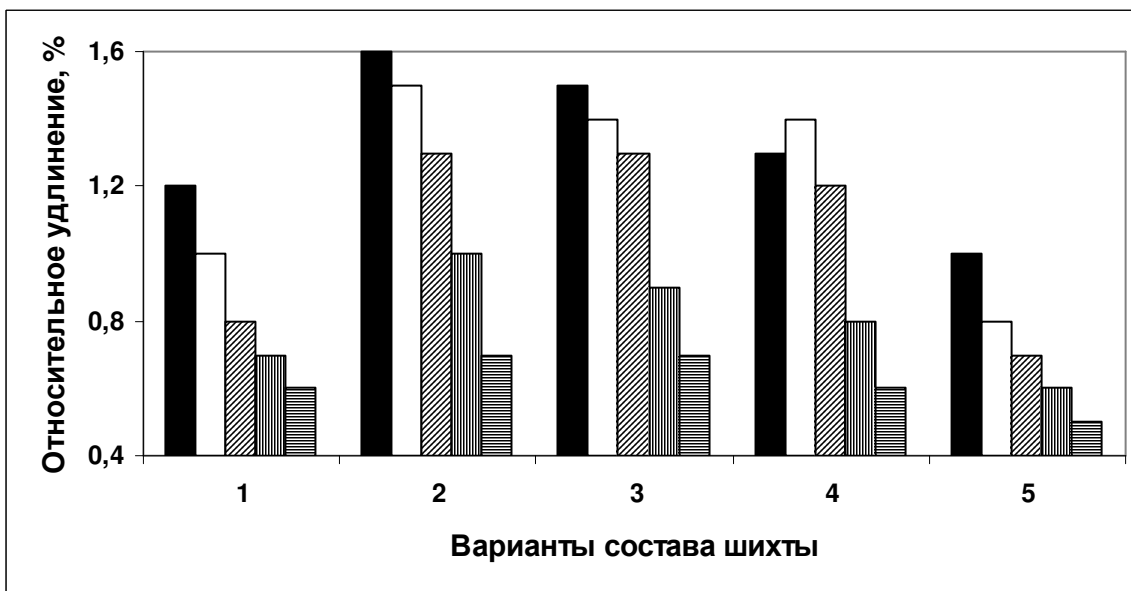
Рисунок 2 – Механические свойства сплава АК12 (Т2) после ТВО и переplавов в зависимости от состава шихты:

a – временное сопротивление разрыву, МПа;

b – относительное удлинение, %



a



б

Варианты состава шихты (масс. %):

1 – 100 П; 2 – 40 Н + 60 П; 3 – 60 Н + 40 П; 4 – 80 Н + 20 П; 5 – 100 Н
 П – первичные (чушковые) материалы;

Н – низкосортные шихтовые материалы (лом, отходы)

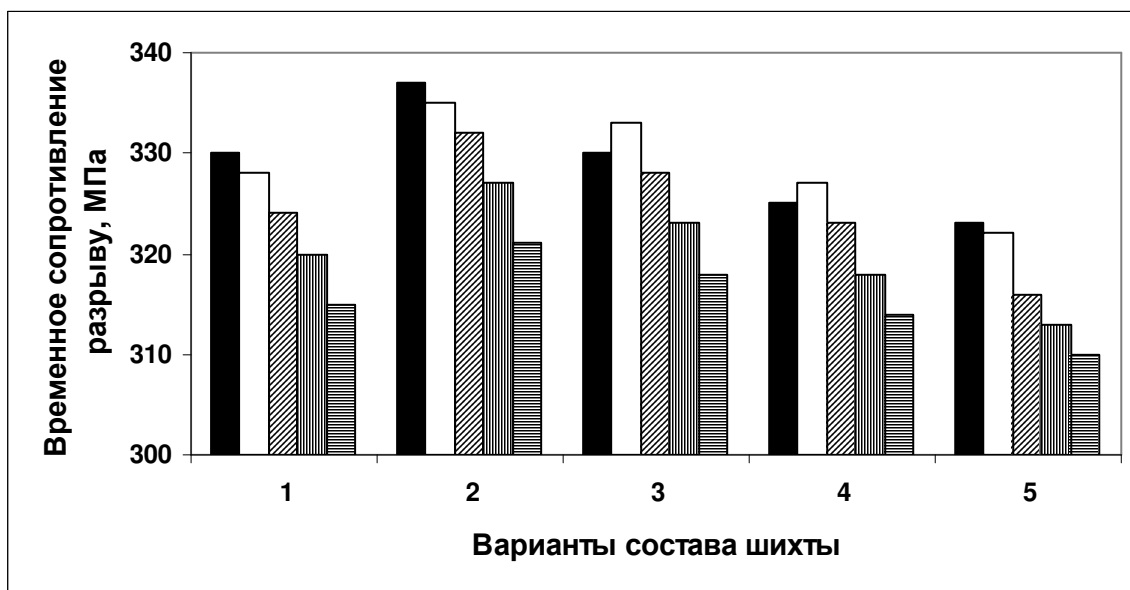
■ – исходное состояние; □ – 1 переплав; ▨ – 2 переплав;

▩ – 3 переплав; ▪ – 4 переплав

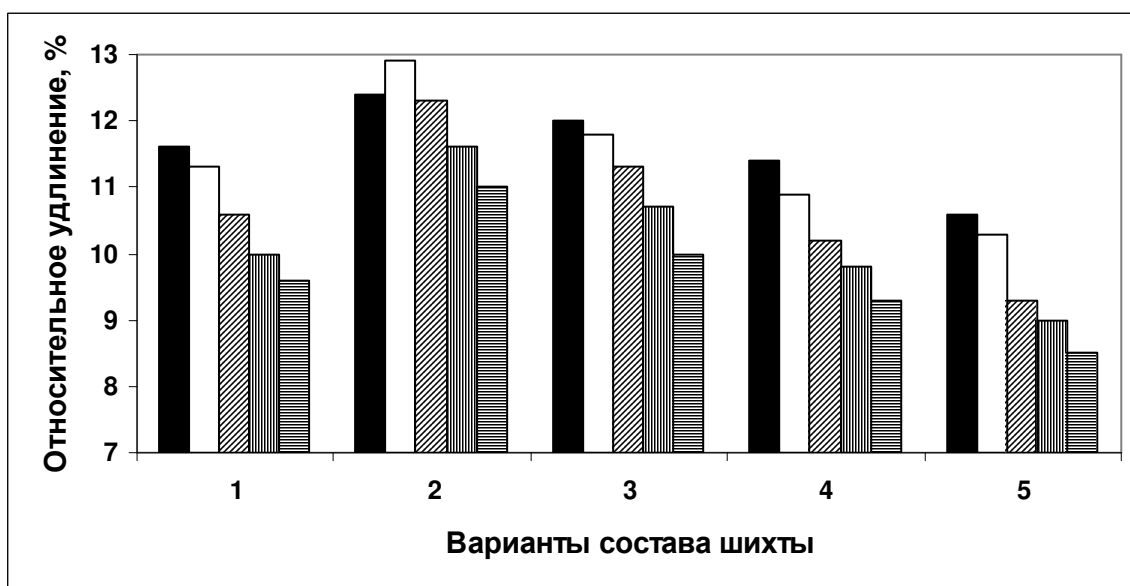
Рисунок 3 – Механические свойства сплава АК5М2 (Т5) после ТВО и переплавов в зависимости от состава шихты:

a – временное сопротивление разрыву, МПа;

б – относительное удлинение, %



a



б

Варианты состава шихты (масс. %):

1 – 100 П; 2 – 40 Н + 60 П; 3 – 60 Н + 40 П; 4 – 80 Н + 20 П; 5 – 100 Н

П – первичные (чушковые) материалы;

Н – низкосортные шихтовые материалы (лом, отходы)

■ – исходное состояние; □ – 1 переплав; ▨ – 2 переплав;

▩ – 3 переплав; ▪ – 4 переплав

Рисунок 4 – Механические свойства сплава АМ5 (Т4) после ТВО и переплавов в зависимости от состава шихты:

a – временное сопротивление разрыву, МПа;

б – относительное удлинение, %

Таким образом, показано, что воздействие ТВО по оптимальным режимам на низкосортные шихтовые материалы позволяет заложить технологические основы создания шихтовых заготовок с заданной наследственностью, что, в свою очередь, создает предпосылки по разработке ресурсосберегающих технологий получения литейных сплавов с требуемыми свойствами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 1995. – 249 с.
2. Модифицирование силуминов с учетом наследственного влияния структуры шихты / В.И. Никитин, Е.М. Закаречкин, В.Г. Волков [и др.] // Литейное производство. – 1981. – № 8. – С. 14, 15.
3. Измельчение структуры алюминиевых сплавов за счет обработки шихты / В.И. Никитин, А.М. Парамонов, А.В. Павлов, В.В. Переведенцев // Литейное производство. – 1984. – № 5. – С. 13-15.
4. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Metallurgia, 1979. – 192 с.
5. Тягунов Г.В. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла / Г.В. Тягунов, Э.В. Колотухин, С.П. Авдюхин // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 8, 9.
6. Получение отливок с гарантированным уровнем качества / В.З. Колотухин, В.Н. Ларионов, Е.А. Кулешова, Б.В. Николаев // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 11, 12.
7. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов / В.Б. Деев. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
8. Исследование жидкотекучести и герметичности алюминий-кремниевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, Ю.Ф. Шульгин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2003. – № 3. – С. 8-10.
9. Влияние структурной наследственности шихты на качество отливок из силуминов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, Ю.Ф. Шульгин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2003. – № 2. – С. 4-6.

УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина, Д.Г. Федотов

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

ВЛИЯНИЕ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПОСОБА ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Исследовано влияние режимов температурной обработки расплава и наследственности используемой шихты на механические свойства алюминиевых сплавов. Показано, что при использовании перегрева необходимо учитывать состав шихты, который может усиливать или снижать эффект данной обработки.

The influence of conditions of the alloy thermal treatment and inheritance of used charge on mechanical properties of aluminium alloys was investigated. It was shown, that during use the overheating consideration must be given to charge composition, which can reinforce or lower the effect of present treatment.

Сплав требуемого химического состава можно получить из различных шихтовых материалов. В технологических инструкциях при приготовлении литейных алюминиевых сплавов строго регламентируется содержание низкосортных отходов в шихте и рекомендуется использовать рациональное их сочетание с высококачественными отходами. Однако зачастую в реальных производственных условиях это осуществить достаточно проблематично, что связано с отсутствием регламентированного учета структуры применяемых шихтовых материалов. В результате использование в шихтовке отходов и лома с различной наследственностью структуры без контроля их конкретного количества может в некоторых случаях значительно снижать свойства получаемых сплавов.

Широкие исследования влияния состава шихты на свойства алюминиевых сплавов проведены в работах В.И. Никитина [1, 2]. Показано, что зависимость между составом используемой шихты и комплексом свойств сплавов носит сложный характер. Существенное влияние на уровень свойств оказывают структурные параметры различных видов шихтовых материалов. Также отмечается, что варьирование составами шихты является важнейшей технологической опера-

цией, основанной на закономерностях структурной наследственности. Следовательно, подбор состава шихты должен учитывать структурные особенности чушковых сплавов и разных видов отходов собственного производства.

В работе [3] отмечается, что использование в шихте возврата с мелкозернистой структурой в количестве 50 % позволило повысить механические свойства сплава ВЛ8: временное сопротивление разрыву σ_B на 9...11 %, относительное удлинение δ на 90 %.

При использовании в шихте повышенного количества низкосортных шихтовых материалов применение температурной обработки по оптимальным режимам в жидком состоянии позволяет снизить или устранить их наследственное влияние, но вместе с тем может быть снижено и положительное действие на структуру и свойства получаемых сплавов как первичных материалов, так и высококачественных отходов с мелкозернистой структурой. Это связано с тем, что для перевода расплава из первичных материалов или мелкозернистой шихты в более однородное состояние (переход на следующий уровень гомогенности) требуется гораздо большая степень перегрева, чем для расплава из низкосортной шихты. Использование же аналогичных режимов ТВО (как для расплавов из низкосортной шихты) приводит к тому, что только часть кластеров и других дисперсных частиц разрушается, причем обратимо, затем при уменьшении температуры образуются конгломераты микронеоднородных включений, которые по размерам даже могут превышать те, которые были до перегрева расплава.

В данной работе было исследовано влияние различного количества лома и отходов в шихте на химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов, подвергнутых ТВО в жидком состоянии.

Плавки проводили в печи ИСТ-0,06. Перед заливкой расплавы рафинировали флюсом «МХЗ». Температура заливки готовых сплавов соответствовали общепринятой практике ($T_L + 100...120$ °С). Состав используемой шихты, температурно-временные параметры плавки для сплавов АК7ч, АК12, АК5М2 и АМ5, полученный химический состав и механические свойства залитых в кокиль образцов приведены в таблице.

Данные таблицы показывают, что свойства литейных сплавов определяются как температурными режимами плавки, так и используемыми шихтовыми материалами.

Таблица – Влияние состава шихты и параметров ТВО на химический состав и механические свойства алюминевых сплавов

Сплав (режим терми- ческой обра- ботки)	Состав шихты	Параметры ТВО		Химический состав, % (по массе)						Механи- ческие свойства	
		T, °C	τ, мин	Si	Mg	Cu	Mn	Ti	Fe	σ _B , МПа	δ, %
АК7С (Т5)	1. Чушковые материалы (100 %)	-	-	7,2	0,34	0,13	0,26	0,02	0,40	219	5,0
	2. Чушковые материалы (100 %)	970...1000	7...10	7,5	0,31	0,13	0,28	0,04	0,42	226	5,5
	3. Чушковые материалы (50 %) + отходы кокильного литья (50 %)	970...1000	7...10	7,2	0,35	0,11	0,36	0,06	0,50	229	5,2
	4. Отходы кокильного литья (30 %) + отходы ПГФ-литья (70 %)	1000...1030	10...12	7,1	0,36	0,10	0,35	0,07	0,56	221	4,9
	5. Отходы ПГФ-литья (100 %)	1000...1030	10...12	7,3	0,32	0,13	0,39	0,09	0,70	217	4,7
АК12 (Т2)	1. Чушковые материалы (100 %)	-	-	11,2	0,02	0,27	0,25	0,01	0,30	164	6,2
	2. Чушковые материалы (100 %)	1060...1080	10...12	11,4	0,03	0,25	0,22	0,02	0,31	171	6,6
	3. Отходы и лом кокильного литья (30 %) + отходы ПГФ-литья (70 %)	1070...1100	10...12	11,1	0,05	0,34	0,37	0,05	0,49	169	6,2
	4. Отходы ПГФ-литья (100 %)	1090...1110	12...14	11,8	0,07	0,42	0,33	0,06	0,72	167	5,6
АК5М 2 (Т5)	1. Чушковые материалы (100 %)	-	-	5,6	0,52	2,3	0,55	0,09	0,56	215	0,8
	2. Чушковые материалы (100 %)	950...970	7...9	5,6	0,54	2,4	0,56	0,13	0,60	220	1,0
	3. Отходы ПГФ-литья (80 %) + чушковые материалы (20 %)	970...990	8...10	5,5	0,50	2,1	0,51	0,11	0,65	217	0,9
АМ5 (Т4)	1. Чушковые материалы (100 %)	-	-	0,13	0,01	4,8	0,65	0,21	0,13	321	11,7
	2. Чушковые материалы (100 %)	930...950	6...8	0,12	0,01	4,9	0,69	0,26	0,12	333	14,1
	3. Отходы и лом кокильного литья (25 %) + отходы ПГФ-литья (75 %)	950...970	7...10	0,17	0,02	5,1	0,79	0,28	0,16	325	12,8
	4. Отходы ПГФ-литья (100 %)	950...970	7...10	0,21	0,03	5,0	0,73	0,32	0,19	321	10,9

Причем следует заметить, что не всегда рационально использовать температурную обработку при применении шихты, состоящей на 100 % из первичных чушковых материалов и повышенного количества мелкозернистых лома и отходов, так как прирост механических и служебных свойств по сравнению с необработанными ТВО сплавами из чушковых материалов не так значителен, а затраты на электроэнергию весьма существенные. Применение температурной обработки при плавке, шихта для которой содержит повышенный процент низкосортных материалов, согласно ряду исследований [4, 5, 6], наиболее целесообразно.

Необходимо учитывать и тот факт, что различные плавильные агрегаты также могут оказывать определенное влияние на свойства получаемых сплавов. Только комплексный анализ технологического процесса с учетом температурных условий плавки и наследственности используемых шихтовых материалов позволит разработать эффективные технологии получения литейных алюминиевых сплавов с заданными свойствами.

Выводы: Исследование влияния режимов ТВО и наследственности используемой шихты на механические свойства алюминиевых сплавов показало, что при использовании перегрева следует уделять внимание составу шихты, который может усиливать или снижать эффект данной обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – М: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. Никитин В.И. Технология генной инженерии в сплавах / В.И. Никитин // Литейное производство. – 1999. – № 1. – С. 5-9.
3. Влияние наследственности структуры шихты на механические свойства сплава ВАЛ8 / Т.П. Прудовский, В.Д. Голяков, Н.А. Симонова [и др.] // Литейное производство. – 1986. – № 11. – С. 7, 8.
3. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
4. Влияние структурной наследственности шихты на качество отливок из силуминов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, Ю.Ф. Шульгин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2003. – № 2. – С. 4-6.
5. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов / В.Б. Деев. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.

УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина

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

ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПРИ ЗАЛИВКЕ

Предложена технология и устройство обработки литейных сплавов магнитным полем в процессе заливки в литейную форму. На примере сплава АК7ч показано, что реализация данной технологии позволяет улучшить механические и технологические свойства. Предварительная температурная обработка расплава по оптимальным режимам усиливает модифицирующее влияние магнитного поля.

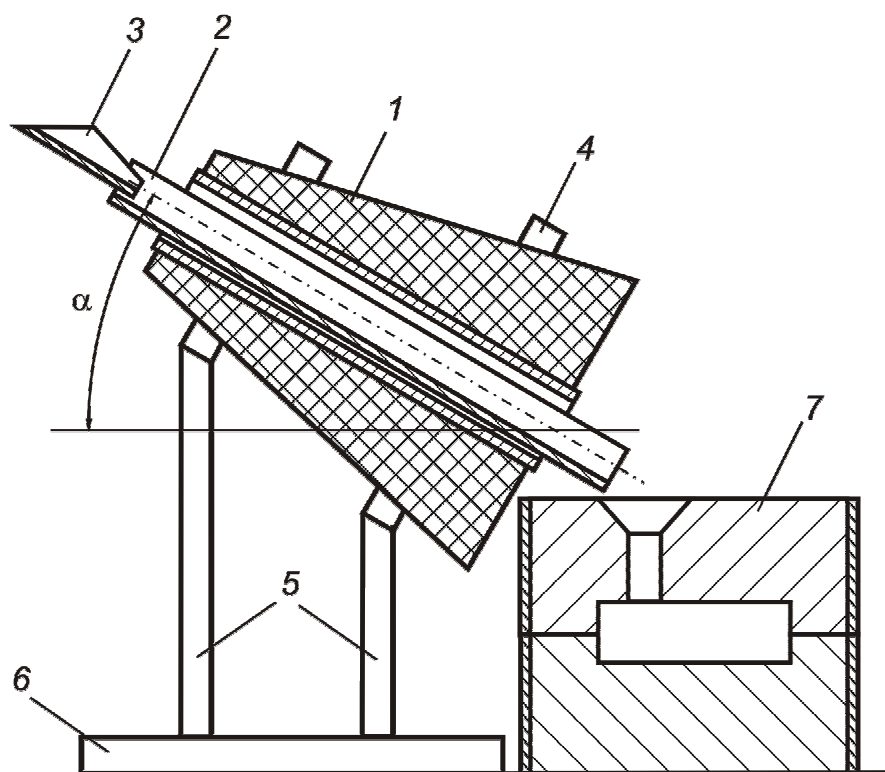
The technology and the arrangement of foundry alloys treatment by the magnetic field during the process of pouring in the cast were proposed. It was demonstrated with an example of alloy АК7ч that the realization of present technology allows to improve the mechanical and technological properties. The preliminary thermal treatment of the alloy on optimal conditions reinforces the modify influence of the magnetic field.

В настоящее время известны следующие способы внешних воздействий на металлические расплавы, приводящая к модифицированию структуры – обработка электрическим током, магнитными полями, ультразвуком, упругими колебаниями посредством низкочастотной вибрацией и т.д. Проблема широкого применения данных технологий состоит в основном в сложности и дороговизне необходимого оборудования, а также в адаптации к существующему в условиях конкретного производства технологическому процессу. Тем не менее, внешние воздействия на расплавы с целью повышения качества получаемых литейных сплавов представляют определенную перспективу и нуждаются в дальнейшем совершенствовании. Все способы воздействия на расплавы в основном подразделены на две группы – воздействие на расплавы в процессе плавки и воздействие на расплавы в процессе заливки и кристаллизации в литейные формы или изложницы. На кафедре литейного производства СибГИУ одним из разрабатываемых научных направлений является разработка и оптимизация внешних воздействий на металлические расплавы для повыше-

ния качества литья. В настоящее время на кафедре разработаны теоретические и технологические основы влияния вибрации [1], продувки инертными газами [2], высокотемпературного перегрева [3], электрического тока [4] на металлические расплавы с целью получения модифицированных и рафинированных черных и цветных литейных сплавов с заданными свойствами и структурой. В данной статье представлены некоторые положения по разработке методики и способа воздействия магнитного поля на расплав при заливке в литейные формы.

Объектом исследований был выбран сплав АК7ч. Плавки проводили в печи сопротивления. В качестве шихтовых материалов использовали низкосортные отходы и лом сплава АК7ч с освежением шихты чушковыми материалами (10...15 %). Механические свойства определяли на стандартных образцах согласно ГОСТ 1583-93, залитых в песчано-глинистую форму. Перед заливкой расплавы обрабатывали флюсом «МХЗ». Температура заливки составляла 720...730 °С. Магнитное поле создавали с помощью специального устройства (рисунк 1), разработанного на кафедре литейного производства СибГИУ. Устройство содержит конусную индуктивную катушку 1, в которую установлен керамический желоб 2 с воронкой 3. Катушка 1 с помощью хомутов 4 закреплена на стойках 5, установленных на станине 6. Стойки 5 выполнены с возможностью изменения их высоты и обеспечивают изменение угла наклона α катушки 1. Конец желоба 2 подведен к литейной форме 7. Сама конусная индуктивная катушка 1 намотана на трубчатый каркас диаметром $d_k = 35$ мм из кварцевого стекла, куда и вставляется керамический желоб 2. Намотка выполнена послойно, медным проводом ($d_n = 2$ мм) с шелковой изоляцией. Число слоев намотки – 18. Число витков катушки равномерно уменьшалось – от 105 до 20. В результате такой намотки катушка имеет форму усеченного конуса. Наибольший наружный диаметр катушки составляет $d_1 = 135$ мм, а наименьший – $d_2 = 40$ мм, высота катушки $H = 310$ мм. В процессе модифицирования расплава величина индукции магнитного поля B по оси катушки может меняться в интервале от 0,1 до 0,7 Тл. Питание катушки осуществляется по схеме, приведенной в [4].

Следует отметить, что метод не ограничивает материал литейной формы, что выгодно его отличает от других эффективных способов модифицирующей обработки расплава (например, электрическим током). Работает устройство следующим образом. Расплав заливается в воронку 3.



1 – конусная индуктивная катушка; 2 – керамический желоб; 3 – воронка; 4 – хомуты; 5 – стойки; 6 – станина; 7 – литейная форма

Рисунок 1 – Схема устройства для обработки расплава магнитным полем

По мере его протекания по керамическому желобу 2 внутри конусной индуктивной катушки 1 происходит модифицирование расплава магнитным полем, затем расплав попадает в литейную форму 7. Угол наклона α катушки позволяет регулировать скорость протекания расплава по желобу и соответственно, время его модифицирования магнитным полем.

По критерию максимальной прочности были установлены (рисунок 2) оптимальные параметры обработки, которые составили: $B = 0,4 \dots 0,5$ Тл, $\alpha = 40 \dots 45^\circ$. Данные режимы применяли при изучении влияния на свойства сплава АК7ч комплексной обработки расплава из низкосортной шихты, включающей термовременную обработку (ТВО) и обработку магнитным полем в процессе разливки. Известно, что ТВО позволяет значительно снизить микронеоднородность расплава, что имеет существенное значение при использовании повышенного количества вторичных материалов при плавке, и способствует формированию при кристаллизации более совершенной структуры и повышенным механическим свойствам получаемого сплава.

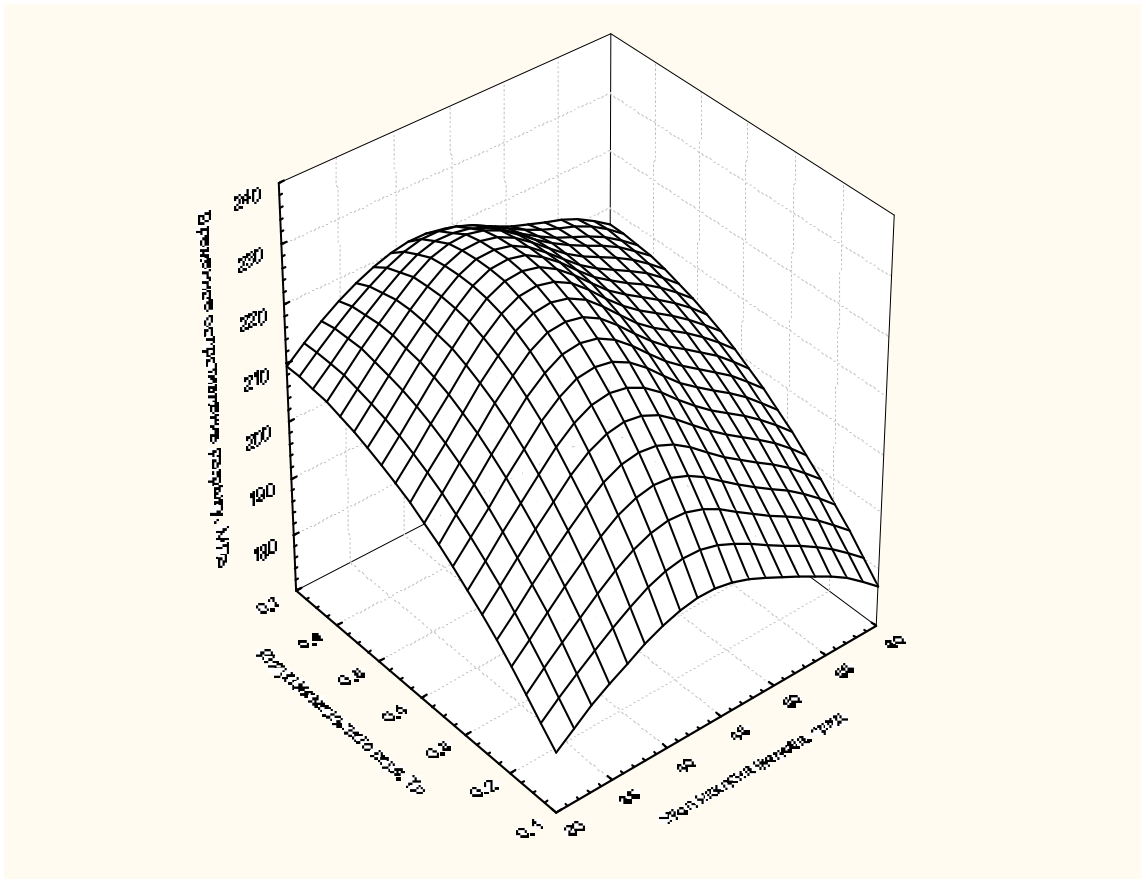


Рисунок 2 – Влияние параметров обработки расплава магнитным полем на временное сопротивление разрыву образцов состава АК7ч

Шихта для сплава состояла преимущественно из отходов производства (около 40...45 % брикетированной стружки состава сплава АК7ч, 35...40 % лома бракованных отливок песчано-глинистого литья из сплава АК7ч, 15...20 % первичного чушкового сплава АК7ч). Режимы ТВО соответствовали рекомендуемым в работе [3] и составляли: температура перегрева – 1000...1020 °С, выдержка – 9...11 мин. Исследовали жидкотекучесть при заливке в прутковую пробу, и механические свойства.

В таблице 1 приведены результаты исследования влияния ТВО и магнитного поля на механические свойства, жидкотекучесть и пористость структуры сплава АК7ч. Полученные данные свидетельствуют, что данная комплексная обработка способствует получению значительного модифицирующего эффекта, способствующего формированию мелкозернистой структуры, снижению пористости, повышению (~ на 32...36 %) по сравнению с необработанным сплавом жидкотекучести и механических свойств (σ_B увеличивается на 20...26 %, δ – на 100...125 %).

Данные результаты можно объяснить тем, что расплав после ТВО из-за своего однородного состояния кристаллизуется под воздействием магнитного поля в наиболее благоприятных условиях с образованием повышенного количества зародышей кристаллизации. Проведенные металлографические исследования и данные, приведенные в таблице, подтверждают это.

Таблица – Влияния магнитного поля на свойства сплава АК7ч

Технология обработки расплава магнитным полем	Механические свойства		Жидкотекучесть, мм	Пористость, балл
	σ_B , МПа	δ , %		
Без обработки	165...188	2,3...2,8	90...97	4...5
Магнитное поле с $B = 0,4...0,5$ Тл	195...210	3,4...4,2	114...120	2...3
ТВО+магнитное поле ($B = 0,4...0,5$ Тл)	209...227	4,9...6,3	127...135	1...2

Предлагаемое устройство может быть использовано как основа для создания промышленной установки для обработки магнитными полями расплава при заливке в литейные формы или изложницы для слитков.

Выводы: Предложено устройство для обработки расплава магнитным полем в процессе заливки. Данный способ обработки позволяет получить сплавы с мелкозернистой структурой и требуемыми механическими свойствами. Проведение ТВО расплава перед обработкой магнитным полем позволяет увеличить при плавке количество низкосортных шихтовых материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Морин С.В. Комплексное исследование вибрационного воздействия на кристаллизацию и свойства отливок из алюминиевых сплавов. Диссертация на соиск. ученой степени канд. техн. наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. – 144 с.
2. Математическая модель продувки жидкого металла инертными газами / Селянин И.Ф., Дробышев А.Н., Деев В.Б. [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 31-34.
3. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов / В.Б. Деев. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
4. Влияние электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов, содержащих железо / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Н.В. Башмакова [и др.] // Литейщик России. – 2007. – № 8. – С. 12-15.

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.357.62:661.665.1

В.В. Руднева, Г.В. Галевский

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

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКАРБИДА КРЕМНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Исследовано применение нанокарбида кремния в технологии композиционных электрохимических покрытий.

The use of nano silicon carbide in the technology of composite electrochemical coverings is analyzed.

В технологии композиционных электрохимических покрытий (КЭП) кристаллизация металла (никеля, хрома, железа, меди и др.) осуществляется из электролитов – суспензий, содержащих в качестве добавки так называемую упрочняющую фазу (наполнитель или модификатор), представляющую собой, как правило, вещество в порошкообразном состоянии, частицы которого включаются в формирующуюся на поверхности изделия металлическую матрицу. Благодаря включению частиц в покрытие его эксплуатационные свойства повышаются, что позволяет с помощью КЭП успешно решать многие практические задачи по поверхностному упрочнению конструкционных деталей и инструментальной оснастки и восстановлению их быстроизнашивающихся частей. Для улучшения характеристик КЭП необходимо повышать уровень дисперсности упрочняющей фазы и в пределах использовать ее с такими частицами, размер которых существенно меньше размера зерна матрицы. Это позволяет, во-первых, улучшить качество электрохимических покрытий за счет снижения пористости и микрошероховатости; во-вторых, способствует формированию матрицы с равновесной субзеренной структурой, равномерным содержанием частиц; в-третьих, позволяет повысить уровень физико-механических свойств покрытий в результате реализации эффекта дисперсионного твердения и снижения внутренних напряжений; в-четвертых, расширяет технологические возможности процесса получения КЭП из-за незначительной седиментации наноразмерных частиц в электролитах – суспензиях и повышенной адсорбции ионов и других добавок. Эти обстоятельства предопределяют постоянное

стремление специалистов, работающих в области технологии КЭП, к использованию в качестве упрочняющей фазы материалов высокой дисперсности, в том числе и наноматериалов [1-4].

При выборе упрочняющей фазы в большинстве случаев предпочтение отдается алмазу и кубическому нитриду бора, карбиду кремния, тугоплавким, твердым, износо- и окалиностойким оксидам, металлоподобным карбидам, боридам, нитридам, силицидам и их композициям. Однако потребность в подобных материалах удовлетворяется в основном за счет использования микропорошков абразивного назначения, обычно зернистостью M1...10, или высокодисперсных материалов керамической технологии, характеризующихся низким содержанием основных фаз, осколочной, присущей механически измельченным материалам, формой частиц и значительным количеством примесей. Такая упрочняющая фаза, средний размер частиц которой соизмерим с размером зерна металлической матрицы покрытия, составляющим обычно 5-20 мкм, заметно повышает твердость и износостойкость КЭП на основе металлов группы железа, меди и некоторых легкоплавких сплавов. Однако она не улучшает прочностные характеристики покрытия, снижает их сопротивление коррозионному разрушению, ухудшает жаростойкость и высокотемпературную прочность. Это обусловлено неоднородными характеристиками КЭП в результате неравномерного распределения частиц размером более 1 мкм, а также повышенной пористостью покрытий и водородной хрупкостью.

Эти факторы уже в течение длительного времени предопределяют настоятельную необходимость в разработке и реализации специальных технологий производства материалов эффективных упрочняющих фаз для решения современных задач гальваники с помощью композиционного электроосаждения. Высокий рейтинг алмазов в технологии КЭП привлек внимание исследователей и отраслевых специалистов и способствовал разработке и освоению промышленной технологии детонационного синтеза наноалмазов многофункционального назначения, в том числе и для гальваники [5-9]. Результатом исследований явилась промышленная технология синтеза наноматериалов, представленная авторами, в частности, в [9]. Производство включает в себя детонационный синтез, химическую очистку и кондиционирование продукта. Наноалмазы представляют собой сложный объект с трехслойной структурой, включающей алмазное ядро размером 4-6 нм, переходную углеродную оболочку вокруг ядра из рентгеноаморфных структур углерода толщиной 0,4-1,0 нм, поверхностный

слой, состоящий из атомов углерода, азота, кислорода, водорода. Приемлемое содержание основной примеси – окисляемого углерода – до 0,5-1,0 % масс. При введении в материалы нанодиамазы всегда играют роль мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композиции. Получению оптимального соотношения цена – качество для изделий с нанодиамазами, по мнению разработчиков, способствуют относительно низкая себестоимость нанодиамазов по сравнению с алмазами статического синтеза и достижение положительного эффекта при введении в материал добавки нанодиамазов, как правило, в пределах до 1,0 % масс. Несмотря на большое число разрабатываемых сфер применения нанодиамазов, в настоящий момент лидируют три основные направления: примерно 70 % используемых нанодиамазов приходится на финишное полирование, 25 % используется в гальванике и около 5 % – в масляных композициях. С применением нанодиамазов разработаны композиционные электрохимические покрытия на основе хрома, никеля, олова, цинка, меди, золота, серебра, алюминия, железа, различных сплавов. При введении наноматериалов в электрохимические покрытия существенно повышаются их микротвердость, износостойкость, антикоррозионная стойкость, улучшается внешний вид, уменьшается пористость. Основной причиной этого является уменьшение размеров доменов металла покрытия. Наряду с достоинствами нанодиамазов и преимуществами применения их в технологии КЭП специалисты-гальваники отмечают целый ряд проблемных вопросов их применения: чрезвычайно высокий уровень дисперсности, скорее определяемый способом получения, чем востребованный сферой применения; связанная с этим поставка нанодиамазов потребителю в виде водной суспензии, значительная склонность к коагуляции, быстрая потеря седиментационной устойчивости, необходимость реализации сложной многооперационной технологии приготовления и эксплуатации электролита, ограниченный ресурс работы хром-алмазных покрытий в условиях повышенных температур (более 200-300 °С) вследствие разрушения из-за окисления частиц нанодиамазов, импрегнированных в поверхностные слои хромовой матрицы, при нагреве обрабатываемого инструмента в процессе эксплуатации [2, 9, 10].

Выявленные недостатки технологических свойств нанодиамазов, проявляющиеся в технологии КЭП, обусловили необходимость постановки и проведения исследований в направлении разработки и освоения технологии производства нанодиамаза кремния для композиционного упрочнения, удовлетворяющего следующим требованиям:

- уровень дисперсности 30-70 нм, предопределяющий создание микроравномерного распределения частиц в матрице, устойчивость суспензий, из которых происходит осаждение покрытий, и наиболее полное проявление частицами активности (химического взаимодействия с матрицей, развития диффузионных процессов, упрочнения материала и повышения его коррозионной стойкости);
- форма частиц, близкая к сферической, способствующая формированию покрытий с минимальными внутренними напряжениями;
- однородность по фазовому составу, определяющая идентичность поведения частиц в электролите и покрытии, локальную воспроизводимость эксплуатационных свойств покрытия;
- однородность по химическому составу, предполагающая минимальное содержание примесей, в первую очередь свободного углерода;
- состояние поверхности частиц (газонасыщенность, наличие оксидных пленок и т.д.), оказывающее существенное влияние на развитие в электролите – суспензии таких негативных процессов, как жидкостная коалесценция;
- высокая коррозионная устойчивость, обеспечивающая постоянство состава суспензий и технологических параметров электроосаждения;
- высокая термоокислительная устойчивость;
- экологическая чистота, предполагающая минимальное при использовании газовыделение вредных соединений (хлора, цианистых соединений и других), образующихся при синтезе и активно сорбируемых наночастицами.

Особенности электроосаждения КЭП исследовались на электролитах хромирования, содержащих в качестве упрочняющей фазы наноразмерный порошок (НП) карбида кремния, обладающий следующими характеристиками: содержание основной фазы не менее 96 %; свободного (не связанного в карбид) углерода – не более 1 %; термоокислительная устойчивость на воздухе до 913 К; коррозионная стойкость в кислых электролитах до 353 К; стойкость к коагуляции в растворах электролитов после вакуумтермической обработки при 900-1000 К в течение не менее 0,5 часа при остаточном давлении не более 75 Па.

Для оценки возможности замены нанокарбидом кремния нанопорошков детонационного синтеза, проведено сопоставление характеристик хром-карбидных и хром-алмазных покрытий (таблица 1).

Таблица 1 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с нанопорошками карбида кремния SiC и алмаза

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Технологические варианты					
		1	2	3	4	5	6
Состав электролита, кг/м ³	Хромовый ангидрид	250	250	250	250	250	260
	Кислота серная	3	3	3	3	3	0,34
	Хром трехвалентный	8	8	8	8	8	–
	Калий кремнефтористый	–	–	–	–	–	19
	Барий серноокислый	–	–	–	–	–	7
	НП карбида кремния	4	6	7	8	10	–
	НП алмаза	–	–	–	–	–	20
Режим осаждения	Температура, К	328	328	328	328	328	331
	Плотность тока, А/дм ²	55	55	55	55	55	55
Результаты	Износостойкость*	0,96	1,0	1,05	1,07	1,08	1,0
	Микротвердость, ГПа	8,9	9,0	9,1	9,15	9,15	9,0
	Коррозионная стойкость*	0,96	1,05	1,07	1,10	1,10	1,0
	Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К*	1,1	1,50	1,70	2,00	2,06	1,0
	Стоимость 1 м ³ электролитной суспензии*	0,13	0,16	0,18	0,20	0,23	1,0
Примечание: *Износостойкость, коррозионная стойкость, срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К, стоимость 1 м ³ электролитной суспензии приведены по отношению к варианту 6, для которого значения этих показателей приняты за 1,0.							

Можно видеть, что хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий срок службы при эксплуатации в условиях температур выше 473-573 К, достигаемые при более низких концентрациях нанопорошка карбида в электролите и существенном снижении стоимости 1 м³ электролита – суспензии.

Результаты исследований свидетельствуют о технологической целесообразности применения нанопорошков с удельной поверхностью не более 40000 м²/кг (таблица 2) с ограниченным (менее 1,0 % масс.) свободного (не связанного в карбид) углерода (таблица 3). Использование более дисперсных наноматериалов усложняет технологию приготовления и эксплуатации электролита – суспензии. Так, использование при композиционном хромировании алмазных нанопорошков с удельной поверхностью 400000-500000 м²/кг (средний размер частиц 4-5 нм), вводимых в электролит с большим трудом, при реализации обычных

приемов приготовления электролита – суспензии требует весьма большой длительности перемешивания (50-80 часов). Отмеченные особенности подтверждают значительное развитие в объеме электролита процессов коагуляции наночастиц, приводящих к их укрупнению, и усиливающихся при применении нанопорошков с удельной поверхностью 50000-500000 м²/кг. Развитие процессов коагуляции обусловлено такими причинами, как неустойчивость наносистем, обладающих избыточной поверхностной энергией, и неудовлетворительная смачиваемость нанопорошков, связанная с состоянием поверхности их частиц и наличием или отсутствием на них поверхностного заряда.

Таблица 2 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с НП карбида кремния с различной удельной поверхностью (для условий технологического варианта 4, таблица 1)

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

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

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

В результате возникает технологическая необходимость реализации процессов электроосаждения покрытий из электролитов – суспензий с повышенной концентрацией в них нанопорошков.

Анализ результатов комплексных исследований процессов электроосаждения КЭП с нанокарбидом кремния и свойств покрытий показал целесообразность замены наноалмазов в технологии композиционного хромирования штампового инструмента нанокарбидом кремния с направленно сформированными специальными свойствами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Долматов В.Ю. Теоретические и прикладные аспекты современного промышленного производства детонационных наноалмазов / В.Ю. Долматов // Сверхтвердые материалы. – 2003. – № 4. – С. 38-45.
2. Пат. 2156838 РФ. МПК C25D15/00. Способ получения композиционных металлоалмазных покрытий / Е.В. Никитин, Л.А. Поляков, Н.А. Калугин. Комбинат «Электрохимприбор». – № 99108896/02; заявл. 21.04.99; опубл. 27.09.2000.
3. Пат. 2148109 РФ МПК C25D3/04. Способ получения термостойких хромовых покрытий / И.Г. Идрисов, В.В. Ковалев. БТИАГТУ. – № 99102009/02; заявл. 01.02.99; опубл. 27.04.2000.
4. Верещагин А.Л. Влияние алмазоподобной фазы углерода на микроструктуру электроосажденного хромового покрытия / А.Л. Верещагин, И.И. Золотухина // Сверхтвердые материалы. – 1991. – № 1. – С. 46-49.
5. Ставер А.М. Получение ультрадисперсных алмазов из взрывных веществ / А.М. Ставер, А.И. Лямкин // Ультрадисперсные материалы. Получение и свойства: Тр. всерос. науч.-практ. конф / КПИ. – Красноярск, 1990. – С. 3-22.
6. Долматов В.Ю. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза / В.Ю. Долматов. – Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2003. – 344 с.
7. Долматов В.Ю. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза как основа нового класса композиционных металл-алмазных гальванических покрытий / В.Ю. Долматов, Г.К. Буркат // Сверхтвердые материалы. – 2000. – № 1. – С. 84-95.
8. Получение и свойства электрохимических композиционных покрытий благородными и цветными металлами с ультрадисперсными алмазами детонационного синтеза / В.Ю. Долматов [и др.] // Сверхтвердые материалы. – 2001. – № 2. – С. 52-57.
9. Долматов В.Ю. Современная промышленная технология получения детонационных наноалмазов (НА) и основные области их использования / В.Ю. Долматов // Нанотехнологии – производству – 2006: Тр. междунар. науч.-практ. конф. – М.: Янус-К, 2006. – С. 113-151.
10. Ушаков В.М. Упрочнение деталей и инструмента композиционными покрытиями на основе хрома и сверхтвердых материалов / В.М. Ушаков, А.П. Кузнецов // Методы упрочнения деталей машин и оборудования в отрасли химического и нефтяного машиностроения: Материалы рег. совещания / НФ НИИ Химмаша. – Новосибирск, 1988. – С. 4-5.

УДК [661.55 : 621.762.21] : 669.02/.09

В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ МИКРОПОРОШКА НИТРИДА КРЕМНИЯ

В статье представлены результаты исследования процесса обработки микропорошка нитрида кремния в плазменном потоке азота.

The results of research connected with the process of micropowder nitride silicon treatment in plasma flow of azote is presented in the article.

Значительный и устойчивый научный и практический интерес к процессу плазменного модифицирования нитрида кремния вызван острой потребностью в нитридокарбидных наноконпозициях для производства методом горячего изостатического прессования нитридокарбидных керамических изделий с высоким уровнем вязкости разрушения [1, 2].

Для получения тонкодисперсных порошков нитрида кремния характерны обычные для металлургической технологии методы прямого синтеза в различных вариантах, карботермическое восстановление, газофазные реакции синтеза и разложения, а также механическое измельчение как дополнительный вид обработки. В таблице 1 перечислены эти методы и некоторые их разновидности [3]. Следует отметить, что значительное внимание уделяется совершенствованию самого традиционного способа – размола. Использование размолотых порошков способствует повышению плотности спеченных и горячепрессованных образцов. Последние исследования закономерностей размола нитрида кремния показывают, что загрязнение получаемых продуктов материалом шаров и футеровки удается преодолеть, применяя детали, изготовленные из нитрида кремния. Однако загрязнение кислородом неизбежно сопутствует размолу. Это можно проиллюстрировать на примере размола порошка марки Н1 фирмы «Н.С. Starck» в специально футерованном аттриторе (таблица 2) [3].

Таблица 1 – Основные методы синтеза порошков нитрида кремния и их разновидности

Метод	Основные реакции	Основные разновидности метода
Прямой синтез	$3\text{Si}+2\text{N}_2\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4$ $3\text{Si}+4\text{NH}_3\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+6\text{H}_2$	Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Плазмометаллургический синтез. Механо-синтез.
Карботермическое восстановление	$3\text{SiO}_2+6\text{C}+2\text{N}_2\rightarrow$ $\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+6\text{CO}$	–
Газофазный синтез	$3\text{SiCl}_4+16\text{NH}_3\rightarrow$ $\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+12\text{NH}_4\text{Cl}$ $3\text{SiH}_4+4\text{NH}_3\rightarrow$ $\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+12\text{H}_2$	Плазмометаллургический синтез. Лазерный синтез.
Диссоциация (пиролиз)	$3\text{Si}(\text{NH})_2\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+2\text{NH}_3$ $(1/n)[\text{SiR}_2-\text{NR}]_n\rightarrow$ $\rightarrow\text{Si}_3\text{N}_4+\text{RH}+\text{H}_2$	Лазерное индуцирование
Размол	–	–

Таблица 2 – Некоторые характеристики порошка марки Н1 фирмы «Н.С. Stark» после 4- и 12-часового размола

Время размола, ч	$S_{\text{уд.}}, \text{ м}^2/\text{кг}$	$\bar{d}_{\text{сред.}}, \text{ нм}$	О, % масс.
0	8400	220	0,9
4	20000	95	2,1
12	30000	60	3,0

Составы и размеры частиц большинства промышленных и некоторых опытно-промышленных партий порошков нитрида кремния приведены в таблице 3 [3].

Более 80 % всего представленного на рынке нитрида кремния производится методом прямого синтеза. В связи с этим для исследования процессов плазменного модифицирования использовался нитрид кремния, поставляемый в соответствии с техническими условиями [4] в виде порошка с удельной поверхностью $2100 \text{ м}^2/\text{кг}$. Дифрактограмма нитрида кремния приведена на рисунке 1. Можно видеть, что нитрид кремния представлен β -модификацией.

Таблица 3 – Состав и размер порошков нитрида кремния

Изготовитель	Марка порошка	Метод синтеза	Состав, % масс.				α -Si ₃ N ₄ , % масс.	S _{уд.} , м ² /кг	\bar{d} сред., мкм
			N	O	C	Fe+Al+Ca			
«Н.С. Starck», Германия	LC12	ПС	38,2	1,8-2,1	<0,2	<0,015	>92	19000-22000	0,6
	LC10	ПС	38,2	1,7-2,0	<0,2	<0,1	>94	13000-16000	0,8
	H1	ПС	38,2	1,3-1,8	<0,5	<0,16	>90	7000-10000	0,9
	GP	ГС	38,5	1,1-1,6	<0,05	<0,016	>90	10000-13000	0,5
«Ube Ind.», Япония	SN-E10	ДИ	38,6	1,3	0,1	0,008	97	11000	0,55
	SN-A	ДИ	39,0	0,9	0,2	0,043	88	7000	0,65
«Toshiba Cer.», Япония	A-200	КС	37,5	2,0	0,9	0,217	98	10200	0,9
	SN-D	ПС	38,2	1,1	0,48	0,16	96	8500	1,0
«Denka», Япония	SN-P21B	ПС	38,6	0,3		0,02	92	9000	0,7
	–	ПМС	38	3,1	0,18	0,19	91	30000	0,08
Институт неорганической химии, Латвия	–	Si							
		ПМС	38,5	1,6	0,07	0,08	92	45000	0,06
		SiCl ₄							
Институт структурной макрокинетики, Россия	–	СВС	38,8	1,5-2,2		0,14Fe	75	3000-6000	1-2
		СВС	39-39,3	0,4-0,6	<0,05	<0,08Fe	80	1000-4000	2-3

Примечание: * приняты следующие обозначения: ПС – прямой синтез; ГС – газофазный синтез; ДИ – диссоциация имида; КС – карботермический синтез; ПМС – плазмометаллургический синтез с использованием кремния в качестве исходных продуктов.

Порошок нитрида кремния представлен спеченными конгломератами размером до 100 мкм, состоящими из коротко-призматических кристаллов длиной 1÷5 мкм и шириной 0,5÷1,5 мкм. По заявке заказчика порошок нитрида кремния может быть подвергнут дополнитель-

но размолу и поставлен в виде особо тонкого микропорошка с удельной поверхностью 8000-15000 м²/кг.

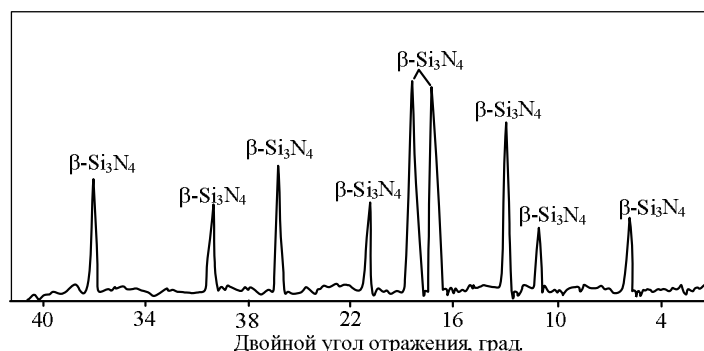


Рисунок 1 – Дифрактограмма нитрида кремния

Плазменной обработке подвергался особо тонкий микропорошок нитрида кремния М2, химический состав и характеристики дисперсности которого приведены в таблице 4, а микрофотография представлена на рисунке 2. В качестве плазмообразующего газа использовался азот технической чистоты (ГОСТ 9293-74), содержащий обычно 0,4-0,7 об. % кислорода, а также технический азот, осушенный от влаги и очищенный от кислорода на хромо-никелевом катализаторе и содержащий кислорода не более 0,007 об. %. При проведении экспериментов массовый расход порошка нитрида кремния составлял 0,12 кг/нм³ N₂, начальная температура потока 5600 К. Исследовалось влияние температуры закалки, которая изменялась в пределах от 5600 до 1600 К, и вида закалывающего газа, для чего использовались технический азот (ГОСТ 9293-74) и аммиак (ГОСТ 6221-75).

Таблица 4 – Химический состав и характеристики дисперсности особо тонкого микропорошка нитрида кремния М2

Химический состав, % масс.								S _{уд} , м ² /кг	d, мкм
SiO ₂	Si ₃ N ₄	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	CaO	C _{свобод.}	Si _{свобод.}	ППП		
5,00	92,0	0,45	0,17	0,11	0,20	1,60	0,42	8500	1-2

Установлено, что при использовании азота температура закалки практически не влияет на состав получаемого материала. Наблюдающееся с понижением температуры закалки незначительное повышение содержания в продуктах модифицирования нитрида кремния связано, очевидно, с неизбежным при этом возрастанием времени азотирования. Применение аммиака при закалке способствует более полному азотированию кремния. При изменении температуры закалки от 5600 до 1600 К наблюдается закономерное снижение удельной поверхности продуктов обработки, обусловленное, по-видимому,

уменьшением содержания в них свободного кремния и кислородсодержащих фаз.

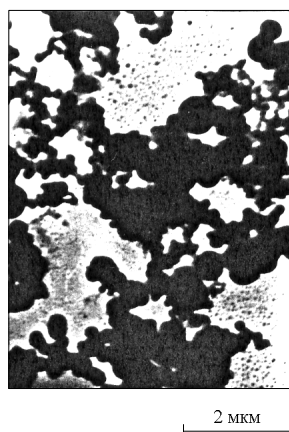


Рисунок 2 – Микрофотография особо тонкого микропорошка нитрида кремния M2

Во всех опытах кислородсодержащие фазы, SiO_2 и SiO , получены в аморфном состоянии, о чем свидетельствует отсутствие их на дифрактограммах (рисунок 3), что позволяет предположить формирование их на поверхности частиц кремния и его нитрида в виде нанопленок. Не вызывает сомнения, что одним из источников кислорода являются используемые в процессе газы (газ – теплоноситель, закаливающие газы), на что указывают незначительные на уровне «следовых» количества кислорода в отходящих газах. Однако наряду с этим не исключается возможность интенсивного поверхностного окисления наноразмерного продукта при хемосорбции им кислорода воздуха и паров содержащейся в нем влаги при разгерметизации осадительной камеры и рукавного фильтра, производимой для удаления полученных материалов.

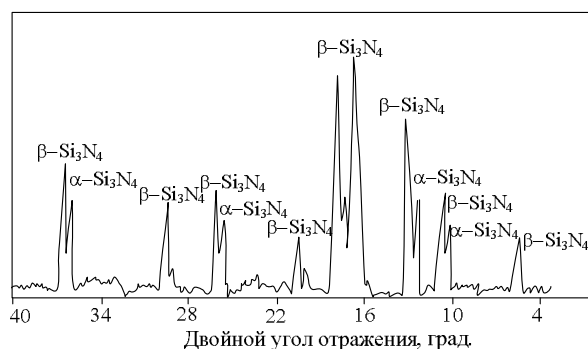


Рисунок 3 – Дифрактограмма модифицированного нитрида кремния

Анализируя экспериментальные данные, можно предположить, что в зависимости от температуры в плазменном потоке получают

развитие следующие процессы: нагрев и термическое растрескивание частиц нитрида кремния, его диспропорционирование с образованием паров кремния, азотирование кремния, наиболее эффективно протекающее при закалке аммиаком. Подобная стадийность процесса в значительной степени подтверждается морфологическими исследованиями полученного материала. Продукт плазменного модифицирования нитрида кремния представлен сообществом монокристаллов, значительно различающихся по форме и размерам, что указывает на их различное происхождение (рисунок 4).

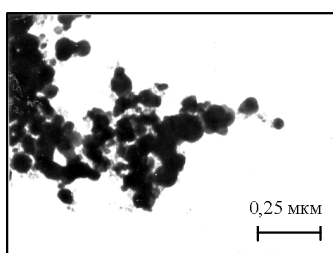


Рисунок 4 – Микрофотография модифицированного нитрида кремния

Примерно 10 % кристаллов характеризуются наличием следов термического растрескивания с локальными участками новой фазы (возможно, кремния). Появление кристаллов такого типа обусловлено, вероятнее всего, незавершенностью процессов испарения и диссоциации исходных частиц нитрида кремния в более "холодной" пристеночной зоне реактора. Около 90 % кристаллов образованы при кристаллизации через газовую фазу, объединяются в нанодисперсную фракцию и характеризуются значительной склонностью к агрегированию, обусловленной действием когезионных сил. Появление этих кристаллов связано, по-видимому, с объемной конденсацией паров кремния и его азотированием.

Для выяснения вопроса о возможности ограничения содержания в продуктах плазменного модифицирования кислорода проведено плазменное модифицирование нитрида кремния в газах, подготовленных по схеме, позволяющей полностью удалить из них влагу и снизить содержание кислорода до 0,007 об. %. Установлено, что специальная подготовка технологических газов не оказывает существенного влияния на содержание кислорода в продуктах плазменного модифицирования нитрида кремния. Следовательно, частицы кремния и его нитрида весьма малых размеров являются не только центрами интенсивного поглощения кислорода, содержащегося в исходных реагентах, но и активными адсорбентами влаги и кислорода при контакте с атмосферой воздуха и поверхностью аппаратуры. Эти результаты

достаточно хорошо согласуются с известными данными о том, что при плазмометаллургическом восстановительном синтезе из хлоридов металлоподобных нитридов с использованием баллонных газов наивысшей промышленной чистоты содержание кислорода в порошках, не контактировавших с воздушной атмосферой, в зависимости от дисперсности составляет от 0,5÷0,8 до 3-5 % масс. и может значительно возрастать при контакте с воздухом. По-видимому, единственным способом снижения содержания в нитриде кремния кислорода может быть разработка эффективных методов его пассивации на стадии плазменного модифицирования в реакторе, либо на стадии эвакуации полученного материала из улавливающих устройств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: Монография. В 3-х т. / Науч. ред. Г.В. Галевский. Т. 3. Плазмометаллургическое производство карбида кремния для конструкционной керамики / В.В. Руднева. – М.: Флинта: Наука, 2007. – 210 с.

2. Попов В.Ф. Разработка технологического процесса ГИП с целью повышения уровня физико-химических свойств керамических изделий из нитрида кремния конструкционного и инструментального назначений: автореф. дисс.... канд. техн. наук / В.Ф. Попов: МАТИ им. К.Э. Циолковского. – М., 1989. – 21 с.: граф. – Библиогр.: С. 20-21 (8 назв.).

3. Андриевский Р.А. Нитрид кремния – синтез и свойства / Р.А. Андриевский // Успехи химии. – 1995. – Т. 64. – № 4. – С. 311-329.

4. ТУ 3722-048-01473322-02. Нитрид кремния. Введ. 02.07.2002. – Москва.

УДК 669.02/.09.001.76

В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский

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

ОПТИМИЗАЦИЯ УСЛОВИЙ ВВОДА ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО СЫРЬЯ В ПЛАЗМЕННЫЙ ПОТОК

Улучшены условия ввода сырья в плазмометаллургический реактор.

The conditions of bringing raw material in plasma metallurgical reactor are improved.

Обзор сведений об аппаратурном оформлении плазменных процессов свидетельствует о многообразии конструкций реакторов, что обусловлено неоднотипностью задач нанотехнологии, решаемых с использованием плазменного нагрева. При этом тип реактора определяется не только физико-химическими характеристиками сырья, но также и необходимым уровнем мощности. По потребляемой мощности и, следовательно, по производительности при переработке дисперсного сырья одно из ведущих мест занимают многоструйные прямоточные реакторы, вышедшие на промышленный уровень.

Анализ данных о работе реакторов подобного типа, особенностях их эксплуатации, гидродинамических и теплотехнических характеристиках позволяет сделать вывод о том, что оптимальным следует считать трехструйный реактор с равномерным расположением плазмотронов по окружности с углом наклона плазменных струй к оси реактора $30-45^\circ$ и тепловой защитой интенсивно охлаждаемых стенок, обеспечивающий максимальный ресурс работы камеры смешения, высокую равномерность радиального распределения температуры и скорости при минимальных потерях тепловой энергии. Действительно, исследование методом секционного калориметрирования энергетических балансов реакторов с внутренним диаметром 0,046 м и камерами смешения с углом наклона плазменных струй к оси реактора 30 и 90° показывает, что с уменьшением угла наклона плазменных струй к оси реактора с 90 до 30° плотность теплового потока в камере смешения снижается почти в три раза, что в целом положительно сказывается на ресурсе ее работы. Однако наряду с этим в обоих случаях на начальном участке длиной 4-5 калибров тепловой поток к стенкам характеризует-

ся высокой плотностью, что в значительной мере снижает возможности реактора по нагреву и испарению дисперсного сырья.

Снижение тепловых потерь в реакторе достигается при футеровке его канала теплоизоляционным материалом. Применение гарнисажной футеровки из диоксида кремния обеспечивает повышение температуры стенки, величина которой зависит от мощности дугового разряда. Так, при мощности дугового разряда 80 кВт температура стенки на длине 8 калибров изменяется от 1600 до 900 К, при отсутствии тепловой изоляции – от 970 до 400 К (рисунок 1). Создание «горячей» стенки способствует снижению в наиболее теплонапряженной зоне реактора плотности теплового потока в среднем на 15-20 %, температурного фактора на 100 % и повышению среднетемпературы газа – теплоносителя на 13 % (рисунок 2).

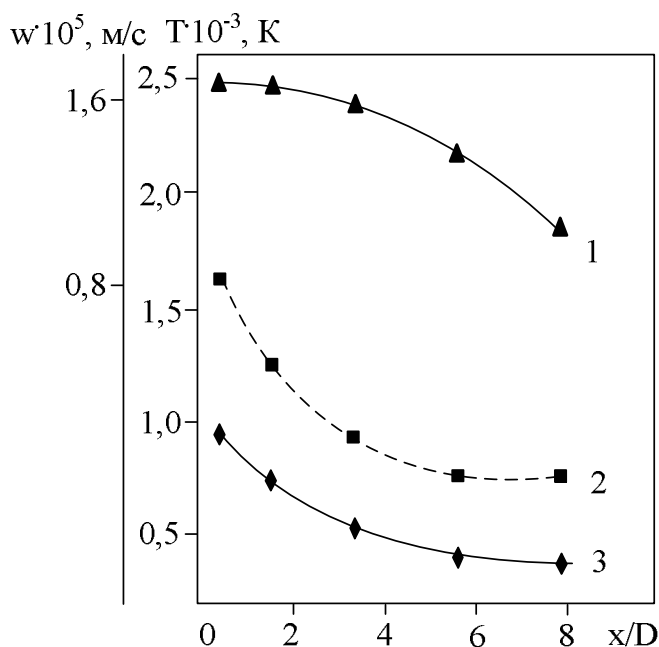


Рисунок 1 – Продольное распределение скорости нарастания гарнисажа (1), температуры внутренней поверхности гарнисажной футеровки (2), температуры нефутерованной стенки реактора (3) при мощности дугового разряда 80 кВт

Однако опыт эксплуатации трехструйного прямоточного реактора показывает, что задание угла наклона плазменных струй 30-45° является обязательным, но не единственным условием обеспечения эффективной переработки высокодисперсного сырья в плазменном потоке, которая также зависит от диаметра фурмы и её положения. Необходимо дальнейшее совершенствование камеры смешения реактора, направленное на улучшение условий ввода сырья в плазменный

поток за счет ограничения процесса гарнисажеобразования и повышения эффективности переработки сырья за счет предотвращения укрупнения дисперсных частиц. Результаты исследования переработки высокодисперсного сырья при различных значениях угла наклона плазменных струй, внутреннего диаметра фурмы и её положения представлены в таблицах 1-3.

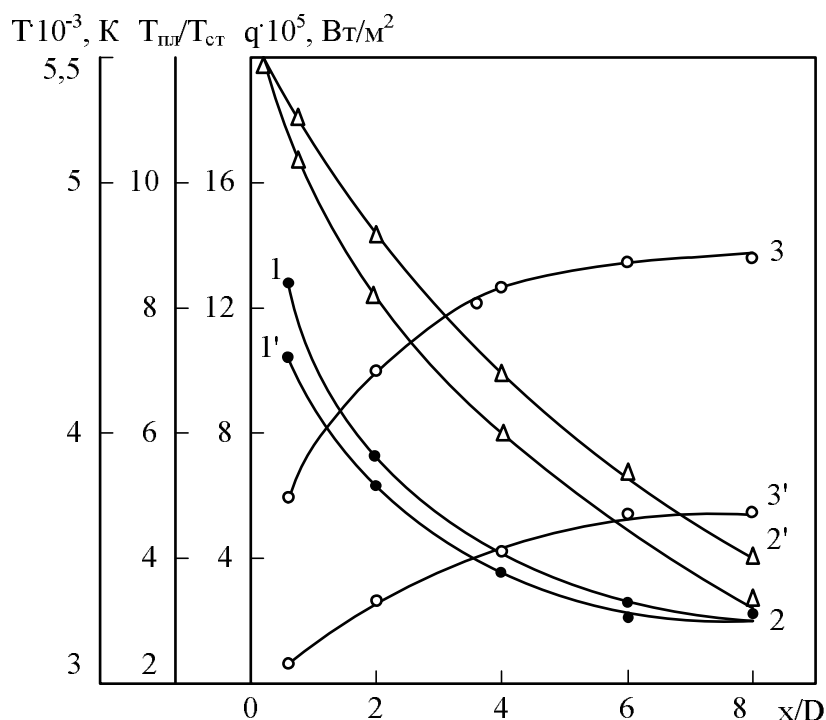


Рисунок 2 – Продольное распределение теплового потока 1, 1', среднемассовой температуры 2, 2' и температурного фактора 3, 3' для нефутерованного реактора и реактора с гарнисажной футеровкой при мощности дугового разряда 80,0 кВт

Результаты приведены для процесса плазмометаллургического производства карбида кремния из микрокремнезема МК-Кр со средним размером частиц 0,2 мкм. В таблице 1 представлены технологические условия осуществления процесса плазмометаллургического производства карбида кремния в реакторах, оборудованных камерами смешения с углом наклона плазменных струй 30°, 45° и 90°. В таблицах 2 и 3 приведены результаты, описывающие влияние внутреннего диаметра фурмы и положения её в камере смешения на величину потерь сырья и эффективность переработки. Потери сырья определялись экспериментально балансовым методом. Эффективность переработки сырья, зависящая от степени его испарения, оценивалась по содержанию в карбиде кремния основной фазы – SiC.

Таблица 1 – Технологические условия осуществления процесса плазмометаллургического производства карбида кремния

Характеристики оборудования и параметры процесса	Значения
Тип плазмотрона	ЭДП – 104А
Угол наклона плазменных струй к оси камеры смещения, град.	30 45 90
Мощность трехструйного прямоточного плазменного реактора, кВт	80,0
Расход плазмообразующего газа – азота, $\text{нм}^3/\text{ч}$	13,5
Среднемассовая температура потока азота на входе в реактор, К	5600
Расход микрокремнезема МК-Кр, кг/ч	2,4
Расход углеводорода (природный газ), кг/ч	1,9
Расход аммиака, кг/ч	2,0

Можно видеть, что минимальные потери высокодисперсного сырья при максимальной эффективности его переработки достигаются при углах наклона плазменных струй к оси камеры 30° и 45° и подаче в нее сырья через водоохлаждаемую фурму с внутренним диаметром 0,004-0,008 м, выходное отверстие которой удалено на расстоянии 0,50-1,0 калибра от точки соударения плазменных струй. В камере смещения с углом наклона плазменных струй 90° и вводом микрокремнезема через фурму с внутренним диаметром 0,008 м потери сырья максимальны и составляют 33,3 %, а содержание SiC в карбиде кремния – 73,2 %.

Таблица 2 – Влияние внутреннего диаметра фурмы для подачи высокодисперсного сырья в камеру смешения на величину его потерь и эффективность переработки при углах наклона плазменных струй 30°/45° (варианты 1-6) и 90° (вариант 7)

Условия и показатели переработки сырья	Варианты						
	1	2	3	4	5	6	7
Внутренний диаметр фурмы, м	0,004	0,006	0,008	0,010	0,012	0,014	0,008
Расстояние от точки соударения плазменных струй до выходного отверстия, в калибрах	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75
Потери сырья в форме гарнисажа и свода, образующихся выше зоны соударения плазменных струй, кг/ч (% от массы введенного в камеру смешения высокодисперсного сырья)	0,22 <u>(9,2)</u> 0,26 (10,8)	0,25 <u>(10,4)</u> 0,29 (12,1)	0,25 <u>(10,4)</u> 0,30 (12,5)	0,40 <u>(16,6)</u> 0,44 (18,7)	0,46 <u>(19,1)</u> 0,50 (20,8)	0,54 <u>(22,5)</u> 0,58 (24,3)	0,8 (33,3)
Выход карбида кремния, % от теоретического	<u>90,8</u> 89,2	<u>89,5</u> 87,9	<u>89,2</u> 87,5	<u>86,2</u> 83,3	<u>83,3</u> 80,1	<u>79,3</u> 77,1	66,7
Эффективность переработки сырья (содержание SiC в карбиде кремния, %)	<u>85,2</u> 84,0	<u>85,5</u> 83,5	<u>85,2</u> 83,2	<u>80,2</u> 79,1	<u>71,3</u> 68,3	<u>70,6</u> 69,6	73,2

Таблица 3 – Влияние положения фурмы для ввода высокодисперсного сырья в камеру смешения на величину его потерь и эффективность переработки при углах наклона плазменных струй 30°/45° (варианты 1-6), 90° (вариант 7)

Условия и показатели переработки сырья	Варианты						
	1	2	3	4	5	6	7
Внутренний диаметр фурмы, м	0,006	0,006	0,006	0,006	0,006	0,006	0,008
Расстояние от точки соударения плазменных струй до выходного отверстия водоохлаждаемой фурмы, в калибрах	0,25	0,50	0,75	1,0	1,25	1,5	0,75
Потери сырья в форме гарнисажа и свода, образующихся выше зоны соударения плазменных струй, кг/ч (% от массы введенного в камеру смешения высокодисперсного сырья)	отмечаются случаи прожигания фурмы	0,21 (8,8) 0,21 (8,8)	0,25 (10,4) 0,29 (12,1)	0,28 (11,7) 0,32 (13,3)	0,36 (15,8) 0,42 (17,5)	0,52 (21,6) 0,57 (23,8)	0,8 (33,3)
Выход карбида кремния, % от теоретического	–	<u>91,3</u> 89,5	<u>89,5</u> 87,9	<u>88,3</u> 86,6	<u>85,0</u> 82,5	<u>78,3</u> 76,3	66,7
Эффективность переработки сырья (содержание SiC в карбиде кремния, %)	–	<u>87,5</u> 85,5	<u>85,5</u> 83,5	<u>84,1</u> 82,2	<u>61,3</u> 62,2	<u>62,6</u> 61,4	73,2

УДК 669.02/.09.001.76

В.В. Руднева, С.Г. Галевский

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО РЕАКТОРА

Улучшены теплотехнические характеристики плазмометаллургического реактора.

Heating engineering characteristics of plasma metallurgical reactor are improved.

Разнообразие задач, решаемых в металлургии с использованием плазменного нагрева, обусловило разработку целого ряда конструкций плазменных реакторов, прежде всего, многодуговых (многоструйных), обладающих наиболее широкими технологическими возможностями. Известны различные конструктивные варианты многоструйных реакторов, среди которых наибольшее распространение для синтеза высокодисперсных материалов получили трехструйные прямоточные. В настоящее время успешно решены многие вопросы улучшения геометрических и теплотехнических характеристик реакторов рассматриваемого типа, однако вне поля зрения исследователей и производителей остались такие проектно-технологические задачи, как:

1) теплотехническое обследование промышленного реактора мощностью 150 кВт, эксплуатируемого достаточно давно в различных отраслевых организациях при фактически полном отсутствии экспериментальных данных о тепловых характеристиках, и научного обоснования оптимальности реализуемого уровня мощности;

2) выбор и использование более эффективных по сравнению с диоксидом кремния теплоизолирующих канал реактора материалов; современные технологии порошковой металлургии обеспечивают изготовление и поставку футеровочных материалов практически любого фазового состава и геометрической конфигурации с требуемым сочетанием тугоплавкости, химической инертности, термостойкости и термосопротивления;

3) исследование теплообмена плазменного потока в теплоизолированном канале реактора для режима ввода высокодисперсного сырья; исследования теплообмена в подобных условиях немногочислен-

ны, а применительно к плазмометаллургическому синтезу карбида кремния и соответствующему технологическому оборудованию ранее не проводились.

Анализ и обобщение опыта эксплуатации трехструйных реакторов в промышленных условиях, проводимые с целью выявления востребованного реализуемой технологией уровня мощности, позволяют выделить следующие три наиболее значимых фактора: тепловой коэффициент полезного действия (КПД) плазмотронов; достигаемый уровень теплосодержания плазменного потока на входе в реактор; масса генерируемого с требуемым уровнем теплосодержания плазмообразующего газа, в значительной степени определяющая производительность процесса переработки дисперсного сырья.

В электродуговых плазмотронах прирост мощности достигается, как правило, за счет увеличения тока дуги и напряжения на ней в условиях одновременного повышения расхода плазмообразующего газа. При этом отмечается вполне понятное технологическое стремление обеспечить работу реактора при минимально допустимом расходе плазмообразующего газа, обычно не превышающем 50-65 % от максимально возможного. Это обстоятельство в сочетании с повышенными значениями тока предопределяет снижение теплового коэффициента полезного действия плазмотронов с ростом мощности (рисунок 1). Можно видеть, что в области промышленного уровня мощности 150-250 кВт тепловой КПД плазмотронов не превышает 0,50.

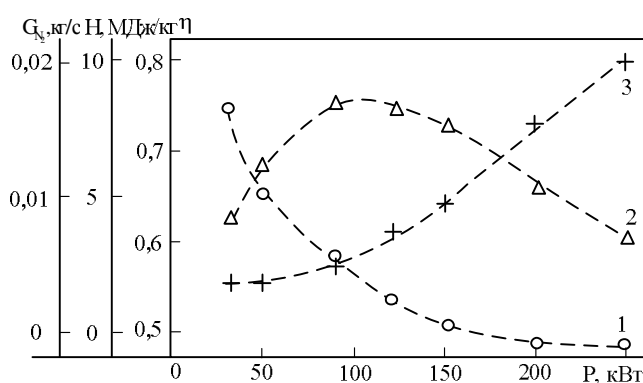


Рисунок 1 – Зависимость теплового КПД (1), теплосодержания плазменного потока на входе в реактор (2), массы плазмообразующего газа (3) от мощности плазмотронов

Достигаемый уровень теплосодержания плазменного потока на входе в реактор зависит от мощности плазмотронов, расхода плазмообразующего газа и определяет эффективность плазменной переработки дисперсного сырья. При переработке кремнийсодержащего сырья

удельная энтальпия плазменного потока должна составлять 7,5-8,5 МДж/кг. Значения удельной энтальпии плазменного потока для реакторов различной мощности приведены на рисунке 1. Требуемые для процессов плазмометаллургического производства карбида кремния значения удельной энтальпии достигаются при мощности плазмотронов 80-150 кВт. На рисунке 1 видно также, что увеличение мощности от 80 до 150 кВт обеспечивает увеличение массы генерируемого газа с требуемым уровнем теплосодержания в 2 раза.

Таким образом, сочетание теплового КПД, требуемого уровня теплосодержания плазмообразующего газа и его массы, близкое к оптимальному, достигается при мощности реактора 150 кВт. Дальнейшее повышение уровня мощности представляется нецелесообразным, поскольку при возможном конструктивном выборе плазмотронов не обеспечивает требуемого теплосодержания плазменного потока.

Выбор диоксида циркония в качестве теплоизолирующего материала определяется такими его свойствами, как тугоплавкость (температура плавления 2963 К), низкая теплопроводность (коэффициент теплопроводности при температуре 2173 К составляет 0,42-2,63 Вт/(м·К)), высокая химическая устойчивость в условиях, реализуемых в плазмометаллургическом реакторе.

С целью экспериментальной оценки эффективности тепловой защиты для вариантов искусственной футеровки из диоксида циркония, гарнисажной футеровки из диоксида кремния и нефутерованного реактора мощностью 150 кВт при массовом расходе азота 0,009 кг/с методом секционного калориметрирования исследовано продольное распределение теплового потока, среднемассовой температуры и температуры внутренней поверхности футерованной и нефутерованной стенки реактора. Толщина гарнисажной футеровки составляла 4-5 мм, что соответствовало внутреннему диаметру реактора 0,054-0,056 м. Диаметр нефутерованного канала реактора составлял 0,054 м. Тепловой поток в каждой секции определялся по тепловому балансу путем измерения нагрева охлаждающей воды. Можно видеть (рисунки 2, 3), что переход от гарнисажной футеровки из диоксида кремния к искусственной из диоксида циркония обеспечивает повышение среднемассовой температуры потока и температуры стенки: на длине реактора 8 калибров среднемассовая температура изменяется с 5500 К до 3700 К в случае (1), 3300 К в случае (2), а температура стенки изменяется соответственно в пределах 1900-900 К и 1500-750 К, т.е. в среднем температура газатеплоносителя повышается на 10 %, а температура стенки – на 20 %.

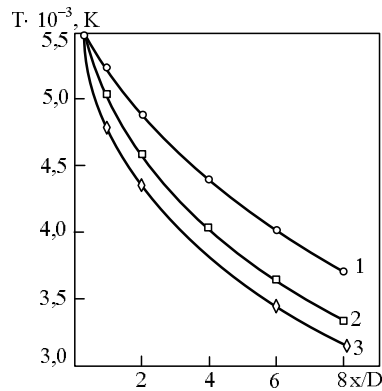


Рисунок 2 – Продольное распределение среднemasсовой температуры для реактора с футеровкой из диоксида циркония (1), гарнисажем из диоксида кремния (2) и нефутерованного реактора (3) при мощности дугового разряда 150 кВт

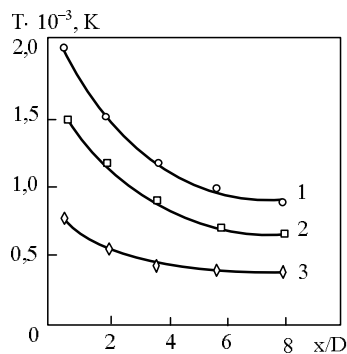


Рисунок 3 – Продольное распределение температуры внутренней поверхности футеровки из диоксида циркония (1), гарнисажа из диоксида кремния (2), температуры нефутерованной стенки реактора (3)

Корректное прогнозирование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном потоке предполагает обязательный учет таких важных факторов, как эффект вынужденной турбулизации плазменного потока, отток тепла от плазмы к дисперсному сырью, гарнисажеобразование на стенках канала реактора или применение футеровки. Для расчета теплообмена в нефутерованном канале реактора для чисел Рейнольдса 600-1200 рекомендовано уравнение

$$St = 0,446 \cdot Re_{f,x}^{-0,53} \cdot Pr_{f,x}^{-0,67}, \quad (1)$$

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

Проведенная оценка показала, что во всех температурных зонах канала значения коэффициента теплоотдачи, рассчитанные для исследуемого реактора по экспериментально определенному тепловому потоку, на 60-300 % превышают рассчитанные по уравнению (1). Подоб-

ное несоответствие объясняется, по-видимому, слабым возмущающим воздействием холодных поперечных газовых струй в исследованном реакторе и, следовательно, неадекватностью условий формирования потока условиям в трехструйном реакторе. Поэтому применение уравнения (1) для моделирования теплообмена дисперсного сырья с плазменным потоком представляется нецелесообразным, так как это приводит к завышению реальных значений степени испарения. Известная поправка, учитывающая влияние расходной массовой концентрации материала на теплообмен плазменного потока со стенками канала и определяемая как отношение теплового потока к стенкам канала в режиме с вводом дисперсного сырья к тепловому потоку в режиме без ввода сырья, не является универсальной, поскольку не учитывает теплофизических характеристик сырья и получена для относительно крупнодисперсного сырья и его больших массовых расходных концентраций, практически не достигаемых в плазмометаллургических технологиях. Действительно, при массовой расходной концентрации 0,15 кг/кг, близкой к максимальной при плазмометаллургическом получении карбида кремния, значение поправки равно 0,97, что фактически исключает влияние введенного сырья на теплообмен плазменного потока со стенками реактора, но представляется маловероятным, требующим обязательной экспериментальной проверки. Следует отметить также, что в уравнении (1) не учитывается влияние на теплообмен осаждения сырья на стенках канала реактора и их теплоизоляции.

С учетом изложенного возникает необходимость исследования случая теплообмена, соответствующего реальным условиям образования карбида кремния в плазмометаллургическом реакторе, не учитываемым известными расчетными зависимостями: трехструйный вариант камеры смещения с углом наклона плазменных струй 30° , обеспечивающий вынужденную турбулизацию плазменного потока; футеровка канала реактора из диоксида циркония; разнообразное по фазовому составу, крупности и теплофизическим свойствам высокодисперсное сырье (техногенный и природный микрокремнезем, микропорошки кремния, карбида и нитрида кремния, пиролитического углерода); расходная массовая концентрация высокодисперсного сырья 0,15 кг/кг, близкая к максимальной. При проведении исследований внутренний диаметр канала реактора составлял 0,054 м, мощность плазмотронов 150 кВт. Тепловые потери в каждой секции определяли по тепловому балансу. Расход газа в экспериментах изменялся от $5,4 \cdot 10^{-3}$ до $9,0 \cdot 10^{-3}$ кг/с. Число Рейнольдса, рассчитанное по диаметру канала, составляло 700-1500.

Относительная мощность η (рисунок 4) рассчитывается как

$$\eta = \frac{N - Q}{N}, \quad (2)$$

где N – мощность, вводимая в реактор с плазменным потоком; Q – тепловые потери в секциях канала реактора.

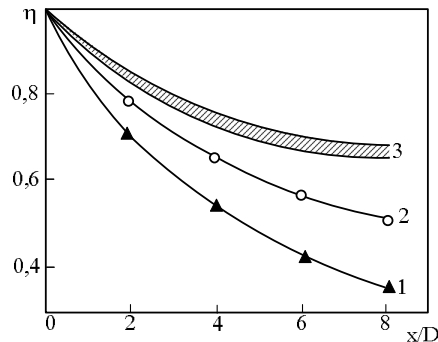


Рисунок 4 – Распределение относительной мощности в плазменном потоке по длине канала реактора, нефутерованного без ввода сырья (1) и футерованного диоксидом циркония без ввода (2) и с вводом (3) высокодисперсного сырья при расходной массовой концентрации 0,15 кг/кг

Можно видеть, что на длине в 8 калибров без ввода сырья потери в стенки нефутерованного канала реактора составляют 65 %, а футерованного диоксидом циркония – 50 %. Введение в поток высокодисперсных сырьевых материалов уменьшает эти потери до 34-33 %, причем химическая и теплофизическая индивидуальность сырьевых материалов не проявляются. Следовательно, синергетический эффект от теплоизоляции канала реактора и загрузки плазменного потока сырьем оценивается на уровне 30 % и требует безусловного учета при проведении прогнозных модельно-математических исследований взаимодействия плазменного и сырьевого потоков.

При исследовании теплообмена обработку экспериментальных данных проводили для равновесно диссоциированного азота с представлением результатов в виде зависимости

$$St = A \cdot Re_{f,x}^B \cdot Pr_{f,x}^{-0,05} \quad (3)$$

Числа Рейнольдса, Прандтля и Стантона оценивались по свойствам азота при среднемассовой температуре потока в рассматриваемом сечении:

$$Re_D = \frac{4G_g}{\pi \cdot D \cdot \mu_{f,x}}, \quad (4)$$

где μ – коэффициент динамической вязкости, Па·с;

$$\text{Re}_x = \frac{4G_g \cdot x}{\pi \cdot D \cdot \mu_{f,x}}, \quad (5)$$

$$\text{St} = \frac{q \cdot w}{\rho_{f,x} \cdot w_{f,x} \cdot (H_{f,x} - H_{w,x})}, \quad (6)$$

где q – удельный тепловой поток, Вт/м²; ρ – плотность, кг/м³; w – скорость, м/с; H – теплосодержание кДж/кг;

$$\text{Pr} = \frac{C_{p,f,x} \cdot \mu_{f,x}}{\lambda_{f,x}}, \quad (7)$$

где C_p – удельная теплоемкость при постоянном давлении, Дж/(кг·К); λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К).

Найденные значения коэффициентов в уравнении (3) составили для режима без ввода и с вводом сырья, соответственно, $A = 0,595 \pm 0,134$, $B = -0,424 \pm 0,098$ (значение коэффициента корреляции 0,878) и $A = 0,524 \pm 0,125$, $B = -0,424 \pm 0,098$ (значение коэффициента корреляции 0,891).

На рисунке 5 приведены рассчитанные по полученному уравнению продольные распределения коэффициента теплоотдачи для обоих режимов теплообмена.

Можно видеть, футеровка канала снижает теплоотдачу от плазменного потока на первых секциях реактора на 20 %, а введение в плазменный поток сырья – на 15 %.

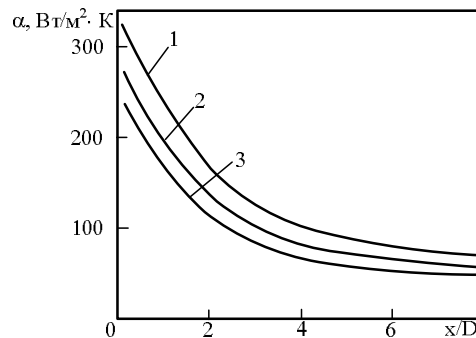


Рисунок 5 – Продольное расчетное распределение коэффициента теплоотдачи для нефутерованного реактора без ввода сырья (1) и реактора с футеровкой из диоксида циркония для режимов без ввода сырья (2) и с вводом сырья (3)

УДК 669.09.001.1

В.В. Руднева

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

МАКРОКИНЕТИКА ПРОЦЕССОВ ПЛАЗМЕННОГО ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ

Исследованы процессы плазменного пиролиза углеводородов.

The processes of plasma pyrolysis hydrocarbon are analyzed.

Состав продуктов пиролиза углеводородов определяется такими факторами, как исходный состав углеводородного сырья, температурные условия, скорость и состав газа – теплоносителя, массовое соотношение газа – теплоносителя и углеводородного сырья и другими. Проведенные ранее исследования пиролиза пропана применительно к условиям карбидообразования в крупнолабораторном реакторе мощностью до 80 кВт с нефутерованным каналом позволили установить следующий характер зависимости состава продуктов пиролиза от температуры (рисунок 1).

На температурной зависимости состава продуктов пиролиза пропана можно выделить области газификации и конденсации углерода, отличающиеся степенью завершенности процесса $C_3H_8 \rightarrow C_k$. В области газификации, наиболее интересной для процессов карбидообразования, при температуре выше 3000 К практически весь углерод сырья связан в цианистый водород HCN и ацетилен C_2H_2 , образующийся, по-видимому, при рекомбинации углеводородных радикалов в процессе закалки. Максимальная концентрация цианистого водорода достигается при разбавлении азота водородом и аммиаком, т.е. при взаимодействии продуктов пиролиза с продуктами аммонолиза – атомарным азотом и водородом (рисунок 1, линия – – Δ – –). Разбавление только одним водородом менее эффективно и приводит лишь к незначительному перераспределению углерода между цианистым водородом и ацетиленом (рисунок 1, кривые – – \bullet – – и – \cdot – \bullet – \cdot –).

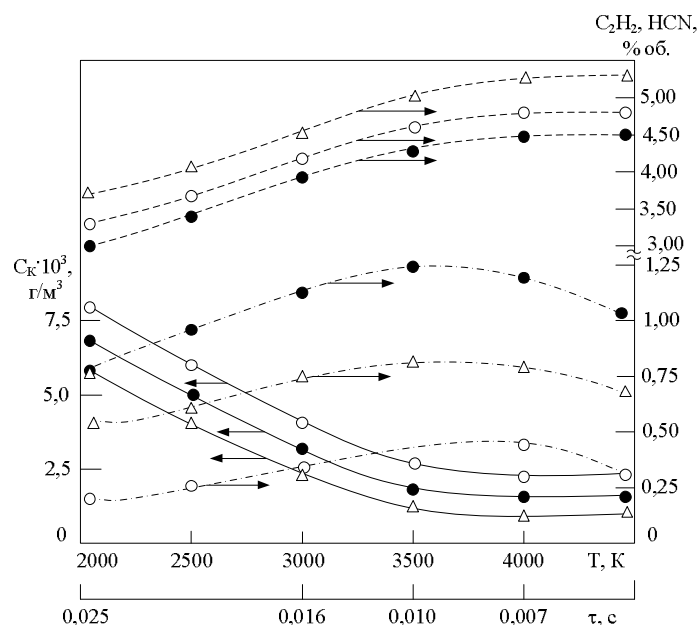


Рисунок 1 – Состав продуктов пиролиза пропана в плазме азотной (○), азотно-водородной с содержанием водорода 20,0 % об. (●), азотно-аммиачно-водородной (Δ) при $P = 80$ кВт, $G_{N_2} = 4,64 \cdot 10^{-3}$ кг/с, $G_{C_3H_8} = 0,16 \cdot 10^{-3}$ кг/с, $G_{NH_3} = 0,18 \cdot 10^{-3}$ кг/с, $G_{H_2} = 0,11 \cdot 10^{-3}$ кг/с: —, --- и — · — — соответственно содержание сажи, цианистого водорода и ацетилена

В области газификации степень превращения углерода сырья в газообразные соединения определяется не только температурой, но и энергетическими характеристиками плазменного потока, массовым расходом углеводородов, т.е. загруженностью реактора, концентрацией аммиака и, следовательно, атомарного азота в плазме. В области конденсации (рисунок 1) при температуре 3000-2000 К наблюдается снижение концентрации в газовой фазе цианистого водорода и ацетилена при одновременном повышении выхода углерода, т.е. наибольшее развитие получают процессы образования пиролитического углерода. При этом максимальное (до $8,5 \cdot 10^{-3}$ кг/м³) содержание пиролитического углерода достигается при проведении пиролиза в плазменном потоке азота (рисунок 1, кривая —○—). Добавка к газотеплоносителю водорода в количестве до 15-30 % (объемн.) или смеси водорода и аммиака снижает выход пиролитического углерода до $(6,0-7,5) \cdot 10^{-3}$ кг/м³ (рисунок 1, кривая —●— и —Δ—), что объясняется неполным разложением углеродсодержащих соединений, остаточная концентрация которых составляет 3,5 % для цианистого водорода и 0,9 % для ацетилена.

Проведенный анализ температурной зависимости состава продуктов пиролиза пропана и степени превращения углерода сырья в газообразные углеродсодержащие соединения показывает:

1) плазменный пиролиз пропана является трудноуправляемым многофакторным процессом, для поддержания оптимальных макрокINETических условий которого требуется сложная по составу и генерации азотно-аммиачно-водородная плазма;

2) плазменный пиролиз пропана в условиях нетеплоизолированного канала реактора характеризуется протеканием процессов образования пиролитического углерода во всем исследуемом интервале температур 2000-4500 К, что объясняется воздействием низкотемпературной зоны, формирующейся вблизи интенсивно охлаждаемых стенок реактора по всей его длине, и обуславливает практически нерегулируемое и близкое для различных условий пиролиза неуправляемое содержание пиролитического углерода в газообразных продуктах, составляющее $(2-3) \cdot 10^{-3}$ кг/м³ и соответствующее минимальному содержанию свободного углерода в карбиде кремния на уровне 1,5-2,0 % масс.;

3) исследования плазменного пиролиза пропана проведены при его массовом расходе, соответствующем соотношению оксид кремния : углеводород, близкому к стехиометрическому для образования карбида, в то время как в промышленных технологиях процессы карбидообразования реализуются, как правило, при избытке восстановителя, часто достигающем 1,5;

4) результаты исследования плазменного пиролиза пропана для условий карбидообразования в реакторе лабораторного и крупнолабораторного уровня мощностью до 80 кВт распространены на промышленный реактор мощностью 150 кВт без экспериментальной проверки и подтверждения работоспособности установленных закономерностей.

В связи с вышеизложенным на современном этапе развития теории и нанотехнологии плазмометаллургического производства карбида кремния возникла необходимость решения следующих задач:

1) выбор метана как альтернативного пропану углеводорода – восстановителя и карбидизатора с более высоким соотношением Н : С и технологически более доступного;

2) исследование закономерностей пиролиза пропана и метана в промышленном реакторе мощностью 150 кВт в условиях, близких к условиям карбидообразования: искусственная футеровка из диоксида циркония и соответствующие продольное распределение среднemas-

совой температуры плазменного потока, теплосодержание плазменного потока на входе в реактор, массовый расход углеводородов.

Исследовались процессы плазменного пиролиза технического пропана, содержащего, % об.: пропана – пропилена 88,20; этана 2,54; изобутана 2,42; изобутилена 6,84 и метана (природного газа), содержащего, % об.: метана 93,6; этана 3,80; пропана 2,18; бутана 1,18. Пиролиз углеводородов осуществлялся в реакторе мощностью 150 кВт, футерованном изнутри цилиндрическими вставками из диоксида циркония с толщиной стенки 0,005 м, формирующими канал реактора диаметром 0,054 м. При массовом расходе азота 0,009 кг/с расход пропана составлял 0,0009, а метана – 0,001 кг/с. Основные результаты исследования представлены графически на рисунках 2 и 3.

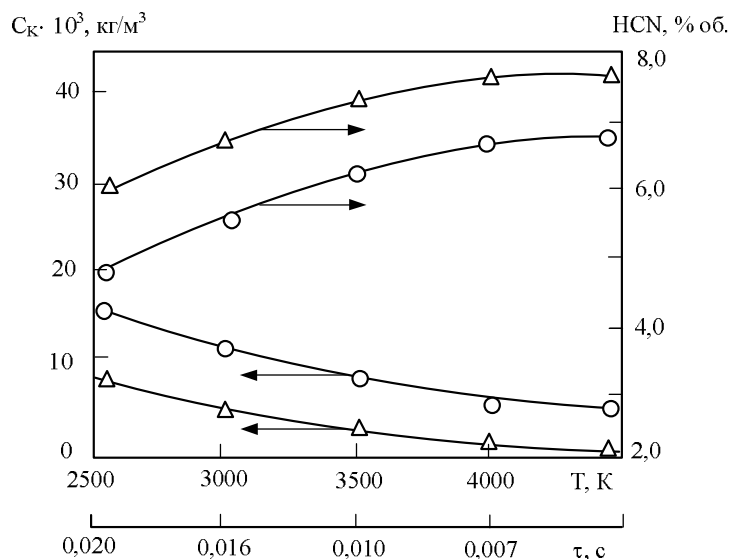


Рисунок 2 – Состав продуктов плазменного пиролиза метана (Δ) и пропана (○)

Анализ состава газообразных и конденсированных продуктов пиролиза в области температур 2500-4500 К свидетельствует о развитии и протекании двух конкурирующих процессов – газификации и конденсации углерода сырья. В температурной области 3000-4500 К, предшествующей карбидообразованию, преимущественное развитие получает газификация углерода сырья и связывание его, главным образом, в циановодород, концентрация которого в исследуемом интервале температур изменяется от 7,8 % об. до 6,0 % об. при пиролизе метана и от 6,8 % об. до 5,0 % об. при пиролизе пропана (рисунок 2).

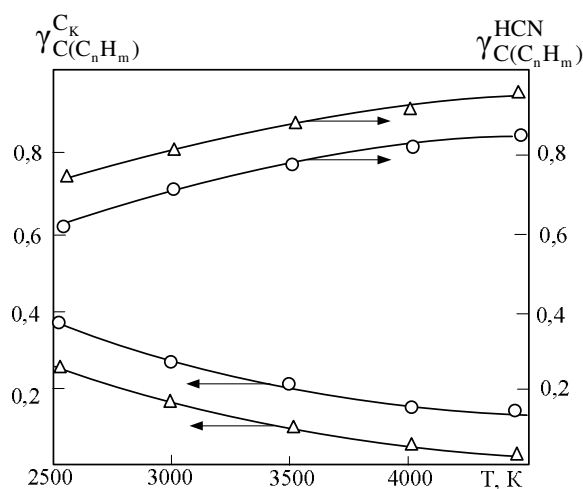


Рисунок 3 – Зависимость степени превращения углерода сырья в газообразные и конденсированные продукты от температуры при пиролизе метана (Δ) и пропана (\circ) в плазменном потоке азота

Содержание других газообразных углеродсодержащих соединений невелико и составляет менее 0,05 % об. для метана и пропана, 0,6-0,9 % об. для ацетилена, присутствие которого может быть объяснено рекомбинацией углеводородных радикалов при отсутствии явно выраженной зависимости от температуры. Степень превращения углерода сырья в циановодород в исследуемом интервале температур изменяется от 0,96 до 0,82 для метана и от 0,84 до 0,70 для пропана (рисунок 3), что свидетельствует о безусловном технологическом преимуществе метана, для пиролиза которого, в отличие от пропана, не требуется сложной по составу и генерации азотно-аммиачно-водородной плазмы. Процессу газификации углерода сопутствует его конденсация, что обусловлено, по-видимому, радиальной неизотермичностью потока. В области температур 3000-4500 К степень превращения углерода сырья в пиролитический углерод изменяется от 0,18 до 0,04 для метана, от 0,30 до 0,16 для пропана (рисунок 3). При этом концентрация пиролитического углерода изменяется в пределах $(5,0 - 1,5) \cdot 10^{-3}$ кг/м³ для метана и $(12,7 - 7,0) \cdot 10^{-3}$ кг/м³ для пропана (рисунок 2). Для метана этот показатель сопоставим с подобным показателем пиролиза пропана, но в азотно-аммиачно-водородной плазме и при массовом расходе пропана, соответствующем стехиометрическому для карбидообразования. Анализ представленной на рисунке 4 зависимости содержания пиролитического углерода в продуктах плазменного пиролиза метана и пропана от температурного фактора, определяемого как отношение среднемассовой температуры плазменного потока к температуре стенки канала реактора, подтверждает, с

одной стороны, негативное влияние неизотермичности плазменного потока, усиливающееся с повышением температурного фактора, а с другой – проявление положительного эффекта теплоизоляции канала реактора, ограничивающей температурный фактор.

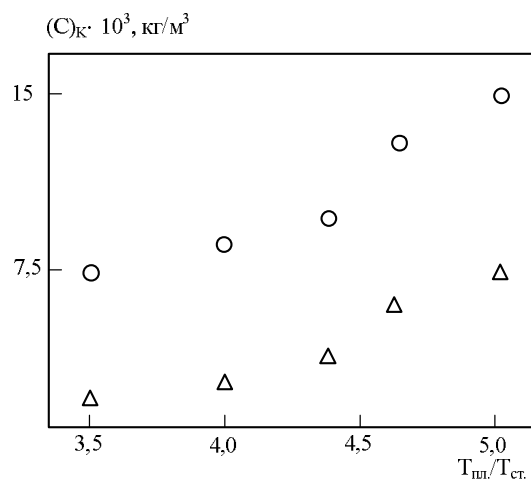


Рисунок 4 – Зависимость содержания пиролитического углерода в продуктах плазменного пиролиза метана (Δ) и пропана (\circ) от температурного фактора

Таким образом, проведенные исследования пиролиза пропана и метана в промышленном реакторе мощностью 150 кВт в температурных и концентрационных условиях, соответствующих карбидообразованию, свидетельствуют о технологической целесообразности применения в качестве восстановителя и карбидизатора метана, степень превращения углерода которого в циановодород в интервале температур 3000-4500 К в плазменном потоке азота составляет 0,82-0,96, в то время как для эффективного применения пропана необходима сложная по составу и генерации азотно-аммиачно-водородная плазма.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

УДК 669.04:539.388

Ю.Ф. Иванов, О.В. Соснин *, С.В. Воробьев*,
В.А. Малиновская*, Э.В. Козлов

ГОУ ВПО «Томский архитектурно-строительный университет»,
г. Томск

*ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования поверхности разрушения стали 08X18N10T, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям в условиях воздействия токовыми импульсами на промежуточной стадии. Установлено, что усталостное разрушение стали, независимо от схемы нагружения, развивается в несколько стадий.

The investigations of steel 08Cr18Ni10Ti fracture surface subjected by the multicycle fatigue tests in the conditions of intermediate impulse electric current treatment are carried out by methods of scanning electron microscopy. It is established that fatigue steel fracture are realized through several stages independent on the scheme of loading.

Особенность поведения сталей и сплавов при усталости заключается в том, что в нестационарных условиях в металле, в том числе и стали, легче возникают повреждения и разрушение происходит внезапно при действии нагрузок, значительно меньших по сравнению со стационарными и в условиях практически полного отсутствия макроскопической деформации. Неожиданное, в большинстве случаев, наступление заключительной стадии усталостного разрушения часто приводит к катастрофическим последствиям.

Одним из способов борьбы с усталостью, обеспечивающих увеличение работоспособности изделий, является применение внешних энергетических воздействий [1, 2].

В настоящей работе исследован макромасштабный уровень развития усталости в нержавеющей стали 08X18H10T путем анализа поверхности изломов при импульсной токовой обработке.

Усталостные испытания проводились на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Температура испытаний была комнатной (~300 К). Поведение материала при испытаниях контролировали, используя ультразвуковую диагностику. Зависимость скорости распространения ультразвука от числа циклов нагружения $V(N)$ определяли на приборе ИСП-12 методом автоциркуляции.

Обработку стали импульсным электрическим током (частота тока – 70 Гц, сила тока – 2 кА, длительность токового воздействия – 480 с.) проводили в начале третьей стадии зависимости $V(N)$, которая соответствовала числу циклов до нагружения $N_1 = 10^5$. Электростимулирование привело к увеличению числа циклов до разрушения в ~1,5 раза – в случае испытания по непрерывной схеме нагружения образец разрушался при числе циклов равном $N_2 = 1,7 \cdot 10^5$, а в случае токовой обработки число циклов до разрушения равно $N_3 = 2,5 \cdot 10^5$. Анализ поверхности разрушения стали осуществляли методами растровой электронной микроскопии с использованием прибора «SEM 515 Philips».

Формирование усталостного излома в исследуемой стали начинается вблизи свободных поверхностей (лицевой и тыльной) и облегчается наличием в материале концентраторов напряжений, в качестве которых выступают, в основном, включения второй фазы (рисунок).

Независимо от схемы нагружения (непрерывное нагружение или в условиях промежуточного электростимулирования), усталостное разрушение стали 08X18H10T развивается в несколько стадий. На первой стадии разрушения на разьединенных поверхностях излома, толщина которых составляет 3-4 размера зерна, проявляются 45-градусные трещины. Как правило, при усталостных испытаниях по непрерывной схеме трещина, становящаяся впоследствии причиной разрушения материала, зарождается практически на равном расстоянии от боковых поверхностей образца (рисунок, а). В случае усталостного нагружения в условиях промежуточного электростимулирования, трещина зарождается вблизи одной из боковых поверхностей образца (рисунок, б).

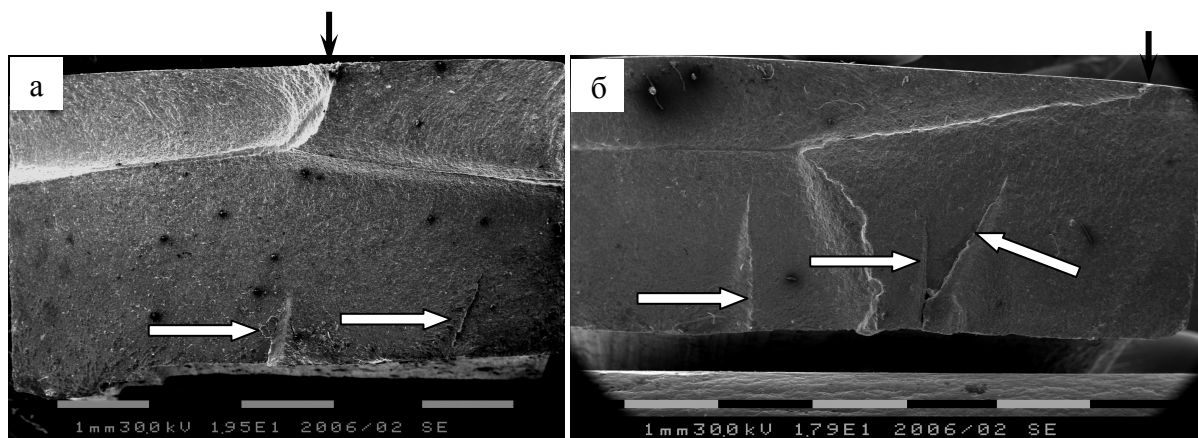


Рисунок – Фрактография поверхности разрушения стали 08X18N10T, подвергнутой усталостным испытаниям. Темной стрелкой указана зона формирования трещины на лицевой поверхности образца, светлыми – на тыльной; а – усталостное нагружение по непрерывной схеме; б – в условиях промежуточного электростимулирования.

Последнее может быть связано с граничными условиями электроимпульсного стимулирования стали, определяющими эффект заживления микротрещин вблизи боковых поверхностей образца.

Образованием трещины заканчивается стадия I усталостного разрушения образца. Стадия II (стадия усталостного роста трещины) характеризуется распространением трещины (излома) перпендикулярно к направлению действующего напряжения. При этом на поверхности разрушения остается ряд последовательных полосок, названных усталостными бороздками и нерегулярно расположенных вторичных микротрещин. Ширина или шаг усталостных бороздок характеризует скорость развития усталостной трещины и, следовательно, живучесть образца или детали. Показано, что в образце, разрушенном по непрерывной схеме усталостного нагружения, средняя ширина усталостных бороздок составляет 0,74 мкм; в случае испытаний в условиях промежуточного электростимулирования – 0,51 мкм. Следовательно, электростимулирование стали на промежуточной стадии нагружения способствует значимому (в 1,48 раза) снижению скорости распространения усталостной трещины на второй стадии развития разрушения (стадия усталостного роста трещины). Разрушение электростимулированного образца наступало при большем числе циклов нагружения до разрушения (в 1,46 раза), по сравнению с обычным. Следовательно, живучесть исследуемой стали существен-

ным образом определяется скоростью распространения усталостной трещины на второй стадии развития разрушения.

Заключительной стадии усталостного разрушения материала соответствует зона долома. Характерной особенностью поверхности разрушения материала на этой стадии является формирование ямок вязкого разрушения, грубого бороздчатого рельефа и большого количества микропор и микротрещин независимо от способа нагружения образца (непрерывная схема или с промежуточным электростимулированием). Вторичные трещины возникают в основании многих усталостных бороздок и вдоль границ зерен. По мере удаления от зоны ускоренного роста трещины увеличивается доля площади поверхности, разрушение на которой произошло по механизму скола. Судя по размерам областей скола, на данной стадии усталостных испытаний разрушение материала носит межзеренный характер.

Таким образом, путем анализа фрактограмм поверхности разрушения, выполненного методами сканирующей электронной микроскопии показано, что электростимулирование усталостно нагруженных образцов способствует значимому (~ в 1,5 раза) снижению скорости распространения усталостной трещины на второй стадии развития разрушения (стадия усталостного роста трещины), т.е. увеличению работоспособности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Усталость сталей при импульсном токовом воздействии / О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов [и др.] – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 464 с.
2. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости / О.В. Соснин. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.

УДК 539.371:669.018

Т.М. Ширинов, А.М. Глезер*, С.В. Коновалов,
В.А. Малиновская, С.И. Климашин

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

*Институт физики металлов и металловедения им. Г.В. Курдю-
мова ЦНИИЧермета им. И.П. Бардина, г. Москва

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Co СПЛАВОВ

Исследованы магнитные свойства Fe-Co сплава, подвергнутого интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением до $\varepsilon=20$ при 293 и 77 К. Показано, что измельчение зерна сопровождается улучшением магнитных свойств магнитомягкого материала.

The magnetic properties of Fe-Co alloy subjected to the severe plastic deformation by high pressure torsion with $\varepsilon=20$ at 293 and 77 K have been investigated. It is shown that the grain refinement leads to the improvement of softmagnetic material magnetic properties.

Fe-Co сплавы обладают исключительными магнитными свойствами. Начиная с 30-х годов прошлого столетия Fe-Co сплавы эквипотомного состава привлекают внимание как исследователей в области физического материаловедения, так и специалистов – производителей. Наиболее распространенными магнитными материалами с высокой магнитной проницаемостью и индукцией насыщения являются пермендюры – сплавы эквипотомного состава Fe-Co с добавками 2 % вес. ванадия [1]. Введение 2 % V обеспечивает возможность холодной прокатки этих сплавов и их использование в качестве листов роторов и статоров двигателей. С научной точки зрения Fe-Co сплавы со структурой B2 ниже 730 °C относятся к категории упорядочивающихся. Упорядочение оказывает существенное влияние на механические и магнитные свойства сплавов [2]. На магнитные свойства сплавов также влияет термическая обработка и интенсивная пластическая деформация [3, 4]. С развитием технологии получения аморфного состояния сплавов и наноразмерных зерен область применения магнитомягких материалов значительно расширилась [4]. В этой связи ис-

следование магнитных свойств Fe-Co после интенсивной пластической деформации представляет научный и практический интерес.

В настоящей работе исследованы магнитные свойства Fe-Co сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением при комнатной и температуре жидкого азота. Сплавы системы Fe-Co получали путем сплавления Fe и Co чистотой не менее 99,9 % в дуговой печи «Бальцерс». Химический состав исследованного сплава (вес %): Fe – 80; Co – 16; Cr, Si Mn – по 1,2; V – 0,4. Диски диаметром 10 мм и толщиной 1мм деформировались на специальной установке сдвигом под давлением со скоростью 0,1 мин⁻¹ до $\varepsilon = 20$ [5]. Методами анализирующей и просвечивающей электронной микроскопии анализировались изменения размера зерна в процессе деформации. Магнитные характеристики определялись на установке, не отличающейся от описанной в [6].

В исходном состоянии средний размер зерна составлял 30 мкм. Интенсивная пластическая деформация привела к значительному изменению зеренной структуры. При комнатной температуре при $\varepsilon=20$ средний размер составил 150 нм, а при 77 К – 75 нм. Согласно литературным данным [2], повышение температуры деформации до 700К в сплавах эквиатомного состава Fe-Co приводит к трехкратному увеличению размера зерна по сравнению с комнатной температурой.

Для исследования намагничивания сплава использовались образцы размером 1×1×3 мм³, вырезанные из таблетки, причем длинная ось образца совпадала с вектором H. Перед экспериментами приготовленные таким образом образцы подвергались электролитическому травлению.

Из снятых петель гистерезиса, которые были очень узкими для исходного состояния и после деформации до $\varepsilon=20$ при 293 и 77 К определялись коэрцитивная сила H_c , остаточная намагниченность R, магнитная проницаемость μ и намагниченность насыщения M_s . Их значения представлены в таблице. Анализ результатов показывает, что при размере зерна в районе 100-150 нм зависимости H_c , R, M_s проходят через максимумы своих значений, а μ – через минимум.

Таким образом, магнитные свойства Fe-Co сплавов существенно зависят от размера зерна. Формирование наноразмерных зерен при интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением приводит к немонотонному характеру зависимостей коэрцитивной силы, остаточной намагниченности, намагниченности насыщения и магнитной проницаемости от размера зерна.

Таблица – Зависимости магнитных свойств * Fe-Co сплава от размера зерна

Параметр	Размер зерна,	30	0,15	0,075
	мкм			
Коэрцитивная сила H_c		1,5	4,8	1,5
Остаточная намагниченность, R		10^{-3}	$3 \cdot 10^{-3}$	10^{-3}
Магнитная проницаемость μ		$3,75 \cdot 10^5$	$3,87 \cdot 10^5$	$4,12 \cdot 10^5$
Намагниченность насыщения M_s		2,65	2,50	2,25
*Значения параметров приведены в системе единиц СГСМ				

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Глезер А.М. Упорядочение и деформация сплавов железа / А.М. Глезер, Б.В. Молотилов. – М.: Металлургия, 1984. – 167 с.
2. Sourmail T. Eguaatomic FeCo alloys constitution, mechanical and magnetic properties / T. Sourmail // Progress in materials science. – 2005. – V. 50. – P. 816-880.
3. Белоусов О.К. Упругие свойства и пластичность сплавов системы Fe Co / О.К. Белоусов, Ю.К. Ковнеристый // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 8. – С. 17-28.
4. Microstructure and magnetic properties of nanosized FeCo alloy powders synthesized by mechanochemical and mechanical alloying process / Baek-HeeLee, Bong Su Ahn, Dae- Gu Kim et [al.] // Mater. Letters. – 2003. – V. 57. – P. 1103-1107.
5. Неверов В.В. Теория пластических сдвигов. Перенос массы / В.В. Неверов, А.И. Антоненко. – Новокузнецк: Издательство НПК, 2005. – 194 с.
6. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Линецкий. – М.: Металлургия, 1980, – 320 с.

УДК 669.018.25:622.24.051

Т.Н. Осколкова

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

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА (ОБЗОР)

В статье описаны пути повышения работоспособности твёрдых WC-Co сплавов, которые заключаются в дополнительном легировании этих сплавов, в высокоэнергетическом воздействии на них, а также нанесении износостойких покрытий.

The methods of efficiency increase of hard WC-Co alloys which involve their additional alloying high-energy influence on alloys and also putting durable coatings are described in this article.

Эксплуатационные свойства спечённых твёрдых сплавов в основном определяются их износостойкостью и прочностью. Определяющим свойством является прочность. Недостаточная прочность твёрдых сплавов ограничивает режим при резании металлов или силу удара при бурении и заставляет подбирать для каждой данной операции марку твёрдого сплава, обладающую, прежде всего, минимально необходимой прочностью.

С целью повышения жаропрочности инструмента используются твёрдые сплавы со связкой, имеющей более высокую температуру разупрочнения. Небольшие добавки в кобальтовую связующую хрома, молибдена, тантала и ниобия, несколько повышают прочностные свойства сплава при повышенных температурах [1].

Чапорова И.Н. и Кудрявцева В.И. (ФГУП ВНИИТС) в своих исследованиях сплава WC-Co (BK15) с 10...60 % Re, с целью подтверждения мнения о более высокой температуре разупрочнения этой связки, показали, что при оптимальном содержании Re 50...60 % получают необходимые для инструментального материала свойства, в частности, износостойкость в 2 раза выше у сплава с 85 % WC, 15 % Re, Co по сравнению с BK 8 [1].

В ФГУП ВНИИТС было проведено исследование особомелкозернистых твёрдых сплавов группы BK, легированных карбидами тугоплавких металлов (хром и ванадий) [1]. Из полученных результатов

следует, что у сплава, легированного добавками Cr_3C_2 и карбидом ванадия наблюдаются существенные преимущества по величине коэрцитивной силы, твёрдости и прочности при изгибе.

Как известно, при нагреве твёрдых сплавов выше $1000\text{ }^\circ\text{C}$ происходит частичное растворение монокарбида вольфрама WC в кобальтовой связующей [2], при этом происходит её упрочнение. Работой [3] предлагается способ приготовления порошкообразной смеси, в состав которой входят карбидосодержащие компоненты с регламентированным размером зерна и кобальтовую компоненту, насыщенную вольфрамом и углеродом. Количество вольфрама в твёрдом растворе «кобальт-вольфрам-углерод» составляет 15-18 %. Обеспечивается получение инструмента с повышенной трещиностойкостью и работоспособностью.

Среди отечественных работ следует отметить исследования В.С. Панова, А.В. Карпова и И.А. Карповой [1] по созданию улучшенной марки твёрдого сплава для режущих инструментов. В результате проделанной работы на основе термодинамического анализа установлены общие закономерности изменения свойств твёрдых сплавов WC-MeC-Co в зависимости от величины и характера сил связи, позволившие теоретически обосновать выбор легирующего карбида к сплавам WC-Co для повышения эксплуатационных свойств. Были исследованы физические, механические свойства ВК6 с различным содержанием карбида тантала. Установлено, что при введении 3 % карбида тантала коэффициент стойкости при точении увеличивается на 20-60 % по сравнению со сплавом без добавок. Работой [4] предложены способы усовершенствования твёрдого сплава, применяющегося для оснащения горно-бурового инструмента. Показано, что замена традиционного водородного спекания на вакуумное спекание в сочетании с легированием карбида тантала позволяет повысить предел прочности на изгиб и твёрдость сплавов.

В последние годы появились ссылки на работы по созданию «армированных» твёрдых сплавов. Это сплавы с заданным в основной пластичной матрице распределением включений в форме волокон или усов тугоплавких соединений. В этом случае основа сплава воспринимает ударные нагрузки, а включения выполняют роль высокоизносостойких режущих элементов, что очень важно при резании и для горнобурового инструмента. Хороших результатов в этом отношении можно достичь при использовании в качестве армирующих «элементов» монокристаллов тугоплавких соединений, которые наряду с высокой твёрдостью обладают повышенной пластичностью. Так, рабо-

той [5] предложен твёрдый сплав со сверхтвёрдым наполнителем, состоящий из связующего металла или матрицы (Co, Ni, Fe или их сплавы) и сверхтвёрдого армирующего материала. Примерами сверхтвёрдых материалов, применяемых в качестве армирующего наполнителя, являются алмаз и нитрид бора. Частицы наполнителя могут иметь покрытия, предотвращающие их от деградации в процессе уплотнения и использования.

Использование в настоящее время многообразных методов обработок материалов привело к решению одной из главных проблем в машиностроении – повышению работоспособности режущих инструментов. Одним из эффективных путей решения этой задачи является появление и быстрое развитие новых видов покрытий на твёрдых сплавах. Стоимость пластин из твёрдого сплава с покрытием возрастает по сравнению с обычными на 15-20 %, в то время как стойкость инструмента повышается в 2-9 раз. В нашей стране, а также за рубежом в настоящее время ведутся исследования по созданию таких износостойких покрытий, в частности, в США около 35 % твёрдосплавного инструмента выпускается с покрытиями [1].

Проблема создания любых надёжных защитных покрытий может быть разделена на две основных части. С одной стороны, задача заключается в разработке состава покрытий, которые в комплексе с основным материалом должны давать совместимые и полезные системы. С другой стороны, необходимо разработать такую технологию нанесения покрытий, которая обеспечила бы максимальную надёжность в работе. При решении этих проблем необходимо рассматривать покрытие и защищаемый материал как единый композиционный материал, который должен соответствовать определённым требованиям.

К твёрдосплавному инструменту применяют следующие методы нанесения покрытий: газофазный, термодиффузионный, детонационный, электронно-лучевой, способ конденсации вещества в вакууме из плазменного потока с ионной бомбардировкой, электронно-плазменное осаждение, ионное азотирование [6-10]. Промышленное применение у нас и за рубежом чаще находят газофазный и термодиффузионный методы.

В работе [6] показана возможность нанесения на поверхность твёрдых сплавов карбидных, боридных, интерметаллидных покрытий с участием титана, ванадия, хрома и бора. Установлена зависимость фазового состава, структуры, микротвёрдости, временного сопротивления при поперечном изгибе, износостойкости твёрдосплавных пла-

стин в зависимости от условий их насыщения. Выявлено, что стойкость твёрдосплавных пластин с защитными покрытиями повышается при резании сталей 20, У8А, ШХ 15, 40Х в 1,2 – 12,7 раза в сравнении с исходными. Максимальную стойкость показали твёрдые сплавы с покрытиями на основе карбидов титана, хотя английской фирмой Cutanit указано на недостаток покрытий из чистого карбида титана в связи с неизбежным появлением подслоя из η_1 -фазы [1].

На основании исследований, проведённых в работах [7-9] на твёрдом сплаве WC-20 % Co, авторами предложен механизм борирования твёрдого сплава двухфазным покрытием $B_4C + Y_2O_3$. Показано, что большое количество активных атомов бора, выделяющихся из содержащего бор агента (B_4C), размещённого на поверхности чистой заготовки, диффундирует в Co-фазу заготовки и приводит к образованию содержащего бор соединения $W_2Co_{21}B_6$, в дополнение к образованию содержащих бор соединений на поверхности заготовки. В отличие от процесса борирования без РЗМ, иттрий в борированном слое расширяет интервал температур борирования при вакуумном спекании, а также ускоряет распад B_4C и диффузию активных атомов бора в заготовку WC-20 % Co.

В работе [10] изучена коррозионная стойкость твёрдых сплавов с покрытием нитрид титана и оценена возможность увеличения срока работы изделий из упрочнённых твёрдых сплавов марки ВК. Твёрдые сплавы получают из высших карбидов тугоплавких металлов, которые при повышенных температурах подвержены катастрофическому окислению. Деформирующие шайбы, работающие при температурах 650-750 °С в условиях циклического нагрева и подвергающиеся воздействию газовой коррозии, изготавливают из сплава марки ВК6. Покрытие TiN, обладающее более высоким комплексом физико-механических свойств, может уменьшить склонность к коррозионному разрушению, упрочнить поверхность и, тем самым, продлить срок службы изделия.

В настоящее время широкое распространение нашли многослойные покрытия. Лучшие покрытия имеют состав: TiN + TiC и $Al_2O_3 + TiC$, при этом износ прямопропорционален толщине покрытия и существенно зависит от состава. Покрытия из TiN + TiC применяют при меньших скоростях резания. Стойкость покрытий с $Al_2O_3 + TiC$ в два раза больше, чем для покрытий TiN + TiC [1, 11]. По рекомендации [11] пластина на основе спечённого твёрдого сплава должна иметь покрытие, состоящее из слоя карбида титана или нитрида титана, или карбонитрида титана, прилегающего к основе, и расположен-

ного на нём слоя оксида алюминия, выполненного двухслойным, причём слой, прилегающий к карбиду титана или нитриду титана или карбонитриду титана содержит эпитаксиальный каппа-оксид алюминия или тета-оксид алюминия, а поверхностный слой содержит не менее 90 % α -оксида алюминия с размером зёрен менее 1 мкм, остальное каппа- или тета-оксид алюминия.

Износостойкие слои из нитридов и карбидов титана применяют в виде комбинированных покрытий. В фирме Vetallwerk-Pieanse (Австрия) используют покрытия, состоящие из нескольких слоёв карбонитридов титана различных составов. Толщина многослойных покрытий составляет 7-10 мкм, против карбидных или нитридных покрытий в 3-6 мкм. Английская фирма Cutanit выпускают пластины из твёрдого сплава, на поверхности которой находится очень тонкий (0,5 мкм) слой карбида титана, а затем слой из карбонитрида, переходящий в чистый нитрид. При комбинированном покрытии $\eta_1(\text{Co}_3\text{W}_3\text{C})$ -фаза отсутствует в подслое [1].

В патенте [12] авторы предлагают использовать многослойные твёрдые сплавы, обладающие повышенной стойкостью против износа, сколов и оплавления, которые состоят из внутреннего, промежуточного и поверхностных слоёв. Внутренний слой содержит отдельно или совместно карбиды, нитриды, бориды и оксиды элементов IVa, Va и VIa групп и их твёрдые растворы, промежуточный – отдельно или совместно оксиды Al и Zr и их твёрдые растворы, наружный – столбчатую структуру карбонитридов Ti.

Описанные выше комбинированные многослойные покрытия не являются окончательным решением повышения износостойкости твёрдых сплавов. Известны работы по использованию в качестве покрытий оксида алюминия. Так, шведская фирма Sandvik Coromant начала выпускать пластины с покрытием из оксида алюминия на слое из карбида титана.

В Институте сверхтвёрдых материалов НАН Украины [1] разработан способ получения сплавов с переменным содержанием кобальта по высоте пластин для горнобурового инструмента методом пропитки спечённого твёрдого сплава. Благодаря этому представляется возможным по высоте образца 8 см изменять состав сплавов от ВК 20 до ВК 2, вследствие чего рабочая часть пластин имеет износостойкость, равноценную сплаву ВК 2, а основа способна выдерживать значительные напряжения изгиба. В этом случае менее прочная сердцевина выдерживает ударные нагрузки, а более твёрдая режущая кромка обладает повышенной износостойкостью. Аналогичные рабо-

ты проводились в ФГУП ВНИИТС, которые основывались на теоретических возможностях получения градиентной прочности твёрдого сплава от вязкой и высокопрочной сердцевины до износостойкой поверхности [1]. Известен способ получения твёрдого сплава с переменным содержанием связки, когда при прессовании заготовки пластины изменяется состав от поверхности к сердцевине: ВК3-ВК6-ВК10-ВК15.

В работе [13] описывается износостойкое ионно-плазменное многослойное покрытие на твёрдом сплаве, состоящее из нижнего, промежуточного и верхнего слоёв. Нижний слой нитрида титана и циркония содержит титан 47-53 мас. % и цирконий 53-47 мас. %, промежуточный слой нитрида титана содержит 100 мас.% титана, а верхний слой нитрида титана и циркония содержит титан 47-53 мас. % и цирконий 53-47 мас. %, причём общая толщина покрытия составляет 6 мкм.

В настоящее время у нас в стране и за рубежом стали применять всевозможный режущий инструмент с алмазным покрытием [14-19]. Так, учёные США [14] предлагают режущий инструмент, состоящий из алмазной прессовки, спечённой под сверхвысоким давлением и высоких температурах, и из твёрдосплавной подложки WC+Co, непосредственно связанной со спечённой алмазной прессовкой посредством спекания и твёрдой пайки с основой инструмента через твёрдосплавную подложку. Твёрдая пайка проводится с использованием припоя на основе Ag (30-70 % Ag + Cu, Zn, Ni) при температуре 700-800 °С. Отношение толщины твёрдосплавной подложки к толщине слоя спечённой алмазной прессовки должно находиться в пределах 0,8-3,0. Толщина алмазного слоя должна составлять 0,05-0,5 мм (предпочтительно 0,12-0,36 мм), а толщина твёрдосплавной подложки 0,1-0,9 мм. Размер зерна алмаза в прессовке должен находиться в пределах 1-10 мкм. Термические напряжения на поверхности режущей кромки инструмента во время или после твёрдой пайки алмазной прессовки к телу инструмента через твёрдосплавную подложку должны быть сжимающими и находиться в пределах 0,3-0,4 ГПа.

Большой резерв повышения долговечности твёрдосплавных изделий заключается в применении поверхностных методов упрочнения, используя различные источники внешних высокоэнергетических воздействий. Данные методы в настоящее время находят широкое применение при изготовлении бурового и режущего инструмента, зубков угольных и проходческих комбайнов и др., обеспечивая по-

следним повышение эксплуатационной стойкости в несколько раз [20,21].

Лазерная обработка твёрдосплавного инструмента является одним из эффективных способов повышения его стойкости. В этом случае изменения претерпевают как карбидная, так и Со-фаза сплавов. Исследования структурных превращений в зоне лазерного воздействия (ЗЛВ) твёрдых сплавов ВК6, ВК8, ВК20 выявили определяющую роль тонкой структуры в повышении стойкости к износу карбидной системы [22-24]. В экспериментах использовалась модернизированная лазерная установка «Квант-16» с длиной волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм. Обработку проводили при плотности энергии $\varepsilon = 0,8 \dots 2,0$ Дж/мм² и длительности импульса $\tau = 8 \dots 11$ мс при однократном ($N = 1$) и многократном ($N = 10$) облучении.

В исследованном диапазоне плотностей энергии по данным рентгеноструктурного анализа фазы W_2C и $WC_{\text{куб.}}$ устойчиво наблюдаются в зоне облучения при $\varepsilon = 2,0$ Дж/мм² ($N = 1$) и $\varepsilon \geq 1,6$ Дж/мм² ($N = 10$) для сплава ВК6, а для сплава ВК 20 изменение фазового состава зафиксировано только при многократном облучении с $\varepsilon \geq 1,6$ Дж/мм². Лазерная обработка приводит к наклёпу зёрен $\alpha-WC$ [23-26].

Работами [27-28] было изучено влияние микроволнового электромагнитного облучения на служебные свойства вставок из твёрдого сплава на основе WC . Так, в [10] твёрдосплавный режущий инструмент на основе карбида WC подвергали микроволновому электромагнитному облучению на частоте 2,45 ГГц. Методами рентгенографии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и измерения твёрдости изучали влияние микроволнового облучения на структурные изменения, состояние Со-связки и прочность инструмента со вставками WC . Авторами установлено, что активация зёрен, избирательный нагрев зёрен WC и образование смешанной фазы W_2C-Co улучшают служебные свойства вставок из твёрдого сплава на основе WC .

При исследовании влияния комплексной модификации, включающей в себя ионно-плазменное нанесение покрытий TiN и TiC с последующим облучением мощным ионным пучком [29] было установлено существенное повышение износостойкости твёрдого сплава системы $WC-TiC-Co$. Автором работы [30] для повышения срока службы режущему инструменту рекомендуется на поверхность твёрдого сплава наносить износостойкое ионно-плазменное покрытие, после чего модифицировать его воздействием лазерного излучения.

Работы [31-34] посвящены изучению воздействия мощного ионного пучка на изменения структуры и свойств поверхностных слоёв твёрдых сплавов. Так, в работе [31] рассмотрено изменение структуры твёрдого сплава на основе карбидов вольфрама и титана после импульсного облучения мощным ионным пучком наносекундной длительности. Облучение при фиксированных параметрах пучка и последующая термическая обработка приводит к изменению фазового состава материала и тонкой кристаллической структуры, что вызывает значительное улучшение его физико-механических свойств и повышает износостойкость изготовленного из него инструмента. Работой [34] установлено, что импульсное облучение приводит к формированию квазипериодической мезоструктуры во всём объёме твёрдого сплава. Импульсное облучение позволяет получить на твёрдом сплаве одновременно высокие и регулируемые значения твёрдости, прочности и пластичности.

Сотрудниками Томского политехнического университета предложена новая технология упрочнения твёрдосплавного породоразрушающего инструмента и последующее облучение его малыми дозами гамма-квантов [1]. Криогенная обработка проводится путём погружения породоразрушающего инструмента в жидкий азот на 15...20 минут, после чего производится его облучение гамма-квантами источника «Кобальт-60» на облучательной установке «Исследователь» при мощности дозы 20 Р/с. Экспозиционная доза составляла $\approx 10^6$ Р. Результаты свидетельствуют о том, что комплексная криогенно-радиационная обработка породоразрушающего инструмента приводит к увеличению его ресурса.

Работами [35-37] установлено упрочнение твёрдого сплава при его облучении гамма-квантами, вследствие чего повышается ресурс его работы из-за повышения износостойкости. Авторы работ [38-40] для увеличения износостойкости изделий из твёрдых сплавов предлагают обрабатывать их путём воздействия α -частицами высоких энергий в интервале от $2 \cdot 10^{11}$ до $2,4 \cdot 10^{13}$ см⁻² [39].

Вывод. Спечённые твёрдые сплавы имеют в современной технике очень большое значение. Наиболее распространённое применение этих материалов в качестве режущих, буровых, штамповых сейчас получает всё более широкое использование. Основные работы за рубежом и у нас в стране по вопросу повышения срока службы твёрдых сплавов направлены на изменение их состава и структуры как во всём объёме, так и поверхностного слоя. Всё это возможно при помощи легирования твёрдых сплавов, высокоэнергетическом воздействии, а также нанесения различных покрытий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панов В.С. Технология и свойства спечённых твёрдых сплавов и изделий из них / В.С. Панов, А.М. Чувилин, В.А. Фальковский. – М.: МИ-СиС, 2004. – 464 с.
2. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твёрдых сплавов / М.Г. Лошак. – К.: Наукова Думка, 1984. – 328 с.
3. Патент РФ 2264278, МПК. В 22 F 3/12/C 22 С 1/04. Способ изготовления твёрдосплавных изделий / В.Н. Аникин, В.С. Фадеев, Г.В. Аникин, В.К. Сенчихин, Б.Я. Мокрицкий // № 2004132361/02; Заявл.09.11.2004; Оpubл. 20.11.2005.
4. Крючков П.М. Совершенствование твёрдого сплава для буровых работ за счёт применения вакуумного спекания в сочетании с легированием карбидом тантала / П.М. Крючков // Физ. мезомех.: Международный журнал. – 2002. – 5, № 4. – С. 117-121.
5. Патент США 6372012, МПК. С 22 С 26/00. Твёрдый сплав со сверхтвёрдым наполнителем и способ его получения. Superhard filler hardmetal including a method of making / M. Shivanand, J.W. Eason, R.W. Britzke Kennametal Inc. // № 09.616112; Заявл. 13.07.2000; Оpubл. 16.04.2002; НПК 75/236.
6. Строение и некоторые свойства диффузионных покрытий титана, ванадия, хрома и бора на твёрдых сплавах / В.Г. Хижняк [и др.] // Научные вести национ. техн. ун-т Украины «Киевский политехнический институт». – 2002. – № 1. – С. 74-79.
7. Dynamic roentgenophased analysis of hard-facing alloy's WC-Co boronizing with rare-earth metals / L. Shourong, H. Jianmin, C. Liangning, S. Junting // Zhongguo xitu xuebao = J. Chin. Rare Earth Soc. – 2002. – 20, № 1. – P. 26-29.
8. Mechanism of hard-facing alloy's WC-Co boronizing with rare-earth metals / L. Shourong, H. Jianmin, C. Liangning, S. Junting // Xiyou jinshu cailiao ya gongcheng = Rare Metal. Mater. and Eng. – 2003. – 32, № 4. – P. 305-308.
9. Phase analysis of cemented carbide WC-Co boronised with yttrium / L. Shourong, H. Jianmin, C. Liangning, S. Junting // J. Rare Earths. – 2002. – 20, № 4. – P. 287-290.
10. Яценко А.С. Изучение коррозионной стойкости твёрдых сплавов с покрытием нитрид титана / А.С. Яценко, С.И. Марчук // Металловедение чёрных и цветных сплавов: Сб. науч. тр. Вып. 9.: Донецк. нац. техн. ун-т, 2003. – С. 29-33.
11. Патент РФ 2010888, МПК С 23 С 16/32, С 23 С 16/40, В 22 F 7/06. Режущая пластина на основе спечённого твёрдого сплава с покрытием / Кристофер Четфилд, Линдстрем, Мате Съестранд, Марианна Коллинз. Сандвик Актиеболаг // № 4830310/02; Заявл. 15.06.1990; Оpubл. 15.04.1994.
12. Патент США 6756111, МПК, В 32 В 9/00. Покрытый твёрдый сплав / Okada Yoshin, Moriguchi Hideki, Ikegaya Akihiko; Sumitomo Electric Ind. Ltd // № 09/980820; Заявл. 15.06.2000; Оpubл. 29.06.2004; НПК 428/216.

13. Патент РФ 2004116008, МПК С 23 С 14/06, С 23 С 14/48. Режущий инструмент с многослойным покрытием / В.П. Табаков, А.В. Циркин, А.В. Чихранов. ГОУ ВПО «Ульяновский государственный технический университет» // № 2004116008/02; Заявл. 25.05.2004; Оpubл. 27.02.2006.

14. Патент США 6358624, МПК В 22 F 7/00. Инструмент из поликристаллического алмаза / Yoshida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo Sumitomo Electric Ind., Ltd // № 09/571173; Заявл. 16.05.2000; Оpubл. 19.03.2002.

15. Патент РФ 2138396, МПК В 32 В 18/00, С 23 С 14/24, С 23 С 16/22, С 23 С 16/56, В 23 Р 15/28. Подложка с алмазным покрытием / Кулландер Грегор Ингрид, Брэндруп-Уогнсен Хелен. Сандвик АБ // № 96112963/02; Заявл. 08.07.1994; Оpubл. 27.09.1999.

16. Патент РФ 96114978, МПК В 24 D 17/00, В 32 В 9/00, В 23 В 27/00. Инструмент с алмазным покрытием и способ его изготовления / Джордж П. Грэб, Вильям М. Мелэго, Эдвард Дж. Олес [и др.]. Кеннаметал Инк. // № 96114978/02; Заявл. 30.06.1996; Оpubл. 10.09.1998.

17. Патент РФ 2167262, МПК Е 21 В 10/50, В 23 К 35/02, В 22 D 19/06, В 24 D 3/06, В 24 D 3/34. Наплавка твёрдым сплавом с покрытыми алмазными частицами (варианты), присадочный пруток для наплавки твёрдым сплавом, способ наплавки твёрдым сплавом (варианты), коническое шарошечное долото для вращательного бурения (варианты), коническая шарошка / Ленгфорд Джеймс В. Мл., Дельвиче Роберт. Дрессер Индастриз // 98104065/03; Заявл. 29.07.1996; Оpubл. 20.05.2001.

18. Корнеев К.Е. Буровые долота: Справочник / К.Е. Корнеев, П.А. Палий. – М.: Недра, 1965. – 65 с.

19. Породоразрушающий инструмент для геологоразведочных скважин: Справочник / Н.И. Корнилов [и др.] – М.: Недра, 1979. – 322 с.

20. Блиновский В.А. Термическая обработка как дона из проблем порошковой металлургии. Спечённые твёрдые сплавы / В.А. Блиновский // Деп. в ВИНТИ. – 29.01.1999. – № 322-В99.

21. Воронцов П.А. О целесообразности импульсно-лазерного упрочнения металлокерамических твёрдых сплавов / П.А. Воронцов, В.М. Гончаров, М.Н. Шагров // Сб. науч. тр. Серия Естественнонауч.: Сев. Кавк. гос. техн. ун-т. – 2005. – № 1. – С. 77-80.

22. Исследование структурных превращений в твёрдом сплаве ВК8 в зоне импульсной лазерной обработки / Д.М. Гуреев, В.А. Катулин, А.П. Лалетин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1986. – № 5. – С. 46-50.

23. Григорьянц А.Г. Исследование напряжённого состояния карбидной фазы твёрдого сплава ВК6 при импульсной лазерной обработке / А.Г. Григорьянц, С.И. Ярьско // Сверхтвёрдые материалы. – 1991. – № 1. – С. 49-56.

24. Ярьсько С.И. Изменение тонкой структуры карбидной фазы твёрдых сплавов системы WC-Co при лазерной обработке / С.И. Ярьсько, Т.К. Кобелева // Сверхтвёрдые материалы. – 1996. – № 1. – С. 52-57.

25. Исхакова Г.А. Исследование высокоскоростной деформации карбида вольфрама / Г.А. Исхакова, В.И. Синдеев // Сверхтвёрдые материалы. – 1983. – № 5. – С. 49-54.

26. О состоянии тонкой структуры карбидов в твёрдом сплаве BK8 в зоне импульсной лазерной обработки / Д.М. Гуреев, А.П. Лалетин, В.Н. Чулкин, С.И. Ярьсько // Физика и химия обработки материалов. – 1987. – № 6. – С. 36-40.

27. Enhancing the metallurgical properties of WC insert (K-20) cutting tool through microwave treatment / J. Ramkumar, S. Aravindan, S.K. Malhotra, R. Krishnamurthy // Mater. Lett. – 2002. – 53, № 3. – P. 200-204.

28. Иванов А.Н. Влияние скоростной термообработки на тонкую структуру карбида вольфрама в твёрдом сплаве BK8 / А.Н. Иванов, А.Б. Коршунов, М.М. Яковцова // Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий. 6 Межгосударственный семинар: Сб. науч. тр. – Обнинск, 2001. – С. 21.

29. Изменение трибологических свойств металлокерамических твёрдых сплавов ионно-плазменной и ионно-лучевой обработкой / К.Н. Полеценко, С.Н. Поворознюк, А.О. Бобой, Ю.Ф. Иванов // Физика и химия обработки материалов. – 2002. – № 2. – С. 5-8.

30. Патент РФ 2004119467, МПК В 23 В 27/04, С 23 С 14/46, С 23 С 14/58. Режущий инструмент с покрытием / В.П. Табаков, А.В. Циркин, А.В. Чихранов, С.Н. Власов, М.Ю. Смирнов. ГОУ ВПО «Ульяновский государственный технический университет» // № 2004119467/02; Заявл. 25.06.2004; Оpubл. 10.01.2006.

31. Исследование структуры твёрдого сплава на основе карбидов вольфрама и титана, подвергнутого мощному импульсному ионному облучению / Г.Е. Ремнёв [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1998. – № 5. – С. 19-22.

32. Структурные изменения в твёрдом сплаве BK8 при ионном облучении / А.Н. Иванов, В.С. Хмелевская, И.А. Антошина, А.Б. Коршунов // Перспективные материалы. – 2003. – № 1. – С. 89-92.

33. Тарбоков В.А. Модифицирование твёрдосплавных пластин на основе карбида вольфрама мощным импульсным ионным пучком / В.А. Тарбоков, Г.Е. Ремнёв, П.В. Кузнецов // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 3. – С. 11-17.

34. Гнюсов С.Ф. Модификация структуры и механических свойств твёрдого сплава сильноточным электронным пучком / С.Ф. Гнюсов, Ю.Ф. Иванов // Металлы. – 1998. – № 5. – С. 95-99.

35. Патент РФ 2092282, МПК В 22 F 3/24. Способ упрочнения твёрдосплавного инструмента / А.П. Мамонтов, И.П. Чернов, Рябчиков С.Я. ГОУ

ВПО «Томский политехнический университет» // № 96104810/02; Заявл. 12.03.1996; Оpubл.10.10.1997.

36. Патент РФ 93057444, МПК В 22 F 7/08, В 22 3/24, С 23 С 4/18. Способ обработки пластин из твёрдых сплавов / Коршунов А.Б., Шамаев Б.В., Шорин А.М., Шестериков С.А., Пикунов Д.В. [и др.] // № 93057444/02; Заявл. 28.12.1993; Оpubл.27.03.1997.

37. Тимошников Ю.А. Изменение структурно-фазового состояния сплава ВК8 под воздействием потока гамма-квантов / Ю.А. Тимошников, А.А. Клопотов, Ю.Ф. Иванов // Изв. вуз. Чёрная металлургия. – 2001. – № 4. – С. 40-43.

38. Патент РФ 2083330, МПК В 22 F 3/24, С 23 С 14/28. Способ обработки изделий из твёрдых сплавов / А.Б. Коршунов, Б.В. Шамаев А.М., Шорин, С.А. Шестериков, Д.В. Пикунов [и др.]. НИИ механики МГУ им. М.В. Ломоносова // № 93057310/02; Заявл. 28.12.1993; Оpubл.10.07.1997.

39. Патент РФ 2047666, МПК С 23 С 14/28. Способ обработки режущего инструмента из твёрдых сплавов / А.Б. Коршунов, Б.В. Шамаев А.М., Шорин, С.А. Шестериков, Д.В. Пикунов [и др.] // № 93057445/10; Заявл. 28.12.1993; Оpubл. 10.11.1995.

40. Патент РФ 1739642, МПК С 21 D 1/09. Способ поверхностной упрочняющей обработки металлических изделий / Е.А. Памфилов. Брянский технологический институт // № 4694678/02; Заявл. 24.05.1989; Оpubл. 27.01.2000.

УДК 669. 15

В.М. Нагибин

ГОУ ВПО «Кузбасская государственная педагогическая академия», г. Новокузнецк

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ РАСПАДА ОСТАТОЧНОГО ПЕРВОРОДНОГО АУСТЕНИТА ЧУГУНОВ В УСЛОВИЯХ НЕПРЕРЫВНОГО НАГРЕВА

С помощью термомагнитного анализа изучено влияние меди на температурный интервал распада остаточного первородного аустенита чугунов. Установлено, что с ростом концентрации в сплавах медь линейно повышает температуры начала и максимума распада остаточного первородного аустенита. При этом она расширяет температурный интервал распада, снижает скорость распада и, следовательно, повышает устойчивость остаточного первородного аустенита.

With the help of of thermomagnetic analysis the influence Cu on a temperature interval of disintegration residual primary austenite pig-iron is investigated. Is established, that with increase of concentration in alloys Cu linearly increases temperatures of a beginning and maximum of disintegration residual primary austenite. Thus she expands a temperature interval of disintegration, reduces speed of disintegration and, therefore, increases stability residual primary austenite.

Известно [1], что процессы, развивающиеся в чугуне при охлаждении отливок в твердом состоянии, во многом по своей природе аналогичны фазовым превращениям, которые имеют место при термической обработке. Вместе с тем имеются и некоторые отличительные особенности, связанные с различием в природе первородных твердых растворов аустенита или феррита и вторичных твердых растворов, которые образуются при термической обработке. Так, первородный аустенит обладает более высокой склонностью к переохлаждению. Высокие степени переохлаждения первородного аустенита приводят к образованию более сложных структурных состояний – бейнита, мартенсита и остаточного аустенита. При отпуске продуктов распада первородного аустенита для большинства легирующих элементов создаются условия их дальнейшего перераспределения между твердым раствором и карбидной фазой.

Первородный аустенит легированных чугунов также имеет свои особенности, отличающие его от вторичного аустенита, возникающего при термической обработке литых заготовок. Он отличается от вторичного более широким интервалом гомогенности по концентрации в нем как постоянных, так и легирующих примесей. Первородный аустенит обладает повышенной устойчивостью, а продукты его распада, прежде всего вторичные карбидные фазы, не только характеризуются особой формой кристаллитов и их распределением, но и могут, существенно отличаться даже по своей природе [2].

По данным [3] в углеродистых сталях независимо от концентрации углерода распад остаточного аустенита практически происходит в температурном интервале 175-300 °С.

В соответствии с выводами [4] при отпуске углеродистой стали остаточный аустенит распадается в интервале 200-300 °С, а в легированной стали он сохраняется до 500-600 °С. При этом большинство легирующих элементов повышает температурный интервал распада остаточного аустенита.

Согласно выводам авторов [1,2] легирование чугуна Ni, Mn, Cr, Mo, Al, Cu, Mg и др. приводит к увеличению устойчивости аустенита при проведении закалки и, следовательно, перемещению кривых изотермического распада вправо. В чугуне, склонном к отбелу, медь способствует графитизации и уменьшает твердость. В очень мягком по составу чугуне медь способствует стабилизации перлита и увеличивает твердость. Медь является элементом, благоприятно влияющим на выравнивание структуры и свойств в различных сечениях высококачественных чугунных отливок. На каждый процент меди, вводимой в чугун, приходится повышение прочности при растяжении, примерно, на 10-15 %.

Следует признать, что исследований по влиянию различных концентраций легирующих элементов на температурный интервал распада остаточного первородного аустенита быстроохлажденных железоуглеродистых сплавов, относящихся по составу к области чугунов, в условиях непрерывного нагрева в литературных источниках недостаточно.

Влияние меди на скорость распада остаточного первородного аустенита изучали на образцах железоуглеродистых сплавов, содержащих около 3,3 % С. Концентрация меди составляла 0,76 %; 1,57 %; 2,66 %; 3,2 %; 3,8 %. Опытные сплавы выплавляли в печи Таммана на основе армко - железа и электролитической меди. Максимальная скорость охлаждения сплавов обеспечивалась засасыванием жидкого ме-

талла с помощью груши в кварцевые трубки диаметром 4-5 мм с последующим охлаждением в холодной воде.

Термомагнитные кривые сплавов записывали на магнитных весах по методу Фарадея в поле напряженностью 760 кА/м [5]. Погрешность измерений не превышала 0,5 %. Нагрев и охлаждение образцов проводили со скоростью 30-40 °/мин. Градуировку установки производили по намагниченности и точкам Кюри железа Армко и карбонильного железа. Точку Кюри цементита и температурного интервала распада остаточного аустенита определяли по перегибам зависимости намагниченности насыщения от температуры.

По нижней границе этого температурного интервала по мнению [3] составляют представление о начальной устойчивости аустенита, а по ширине интервала – о второй характеристике устойчивости – скорости распада.

Температурная зависимость намагниченности насыщения опытных сплавов имеет вид, характерный для сплава с содержанием 3,37 % С и 0,76 % Си. Из рисунка 1 видно, что в процессе нагрева на термомагнитной кривой сплава наблюдается перегиб при температуре около 185 °С, соответствующий переходу цементита в парамагнитное состояние.

Выше 250 °С виден рост намагниченности, связанный с превращениями, по-видимому, остаточного аустенита с максимумом превращений при температуре 335 °С. Полное снижение намагниченности наблюдается в области температур около 750 °С, вследствие $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода.

При охлаждении на температурной зависимости намагниченности насыщения в области температур 675 °С виден переход сплава в ферромагнитное состояние вследствие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Затем на термомагнитной кривой охлаждения фиксируется перегиб около 200 °С, соответствующий температуре перехода цементита в ферромагнитное состояние.

Резкое повышение намагниченности при нагреве в области температур от 250 °С до 335 °С позволяет утверждать, что в этом интервале образуется ферромагнитная фаза вследствие распада парамагнитного остаточного аустенита. Несомненно, что после закалки из жидкого состояния сплав с медью представлял собой метастабильную систему, состоящую из трех фаз: мартенсита, аустенита и карбида.

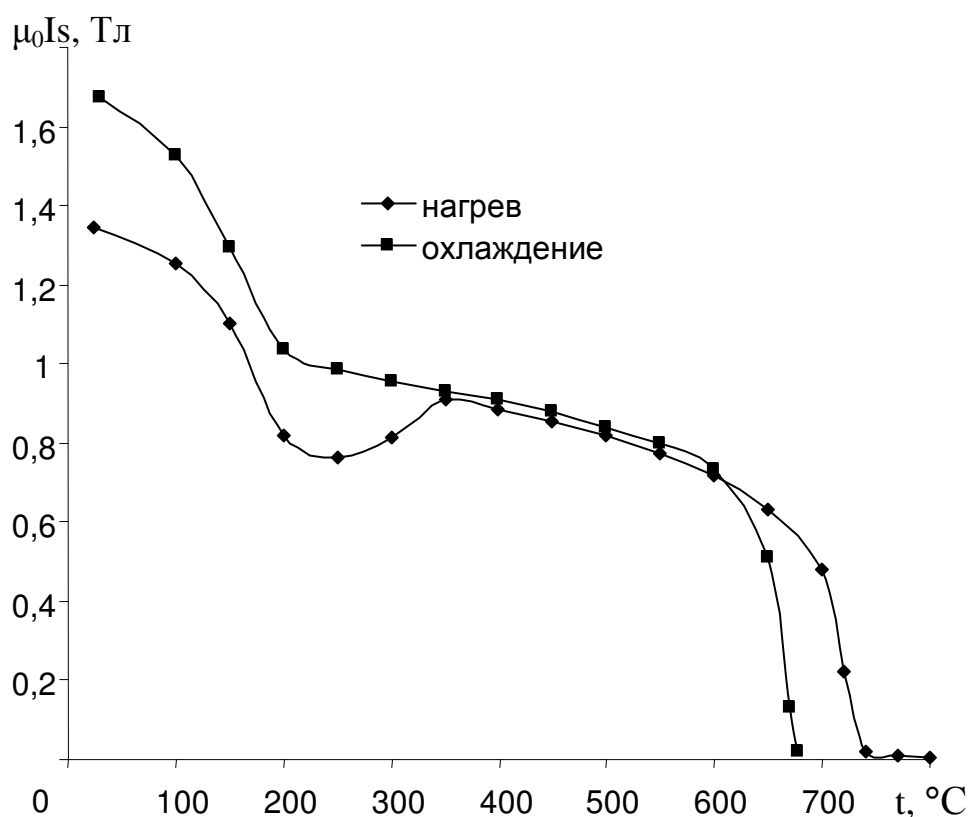


Рисунок 1 – Температурная зависимость намагниченности насыщения сплава с содержанием 3,37 % С и 0,76 % Сu

Обращает на себя внимание то обстоятельство, что термомагнитная кривая при охлаждении сплава проходит несколько выше кривой нагрева, а количество цементита возросло с 32 % до 40 % (рисунок 1). При этом количество цементита в исходном состоянии определяли из соотношения доли намагниченности его после закалки к общей намагниченности после нагрева до 800 °С.

Отсюда можно заключить, что продуктами распада первородного аустенита при закалке из жидкого состояния являются достаточно устойчивые мартенсит и карбид, а также остаточный аустенит, распад которого при последующем нагреве вносит наибольший вклад в прирост количества цементита и повышение намагниченности.

Повышение точки Кюри цементита при охлаждении до 200 °С, несомненно, свидетельствует о перераспределении меди между цементитом и твердым раствором после нагрева сплава в аустенитную область.

Влияние меди на температурный интервал распада остаточного первородного аустенита после закалки из жидкого состояния показано на рисунке 2.

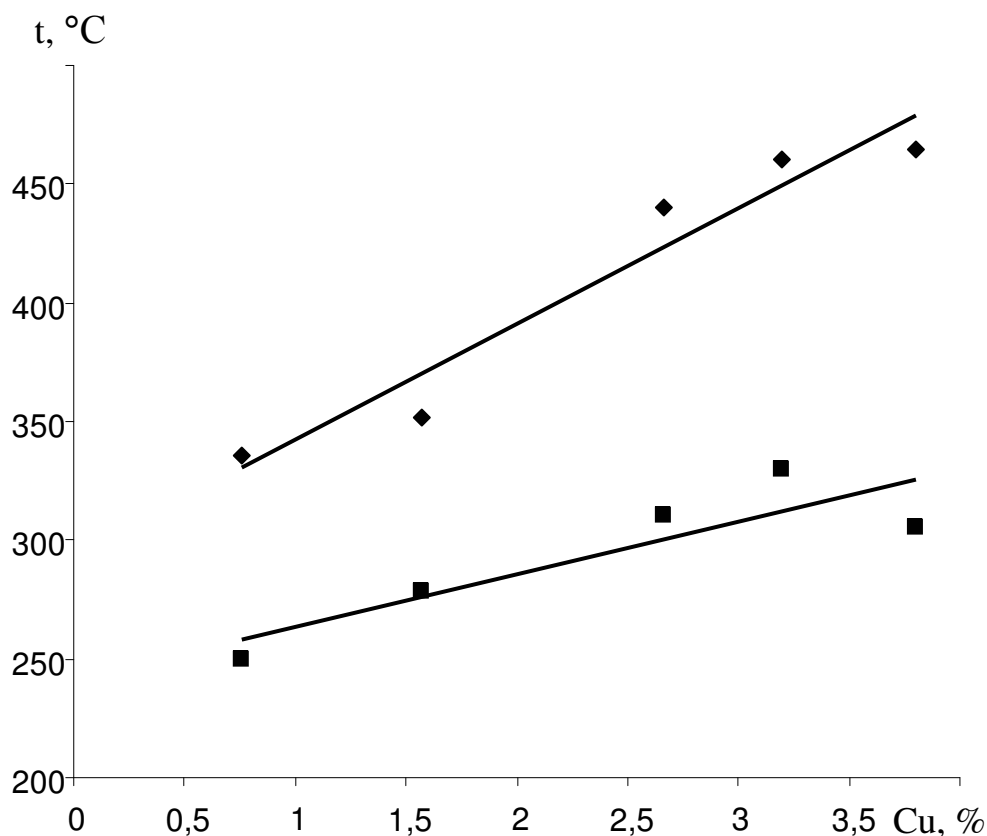


Рисунок 2 – Влияние меди на температуру начала (■) и максимума (♦) распада остаточного первородного аустенита железоуглеродистых сплавов в условиях непрерывного нагрева

Из рисунка 2 видно, что с ростом концентрации меди в сплавах, существенно повышаются температуры начала и максимума распада остаточного аустенита. При этом расширяется температурный интервал его распада с 86 °C при содержании 0,76 % Cu до 160 °C при содержании 3,8 % Cu и, следовательно, снижается скорость распада остаточного первородного аустенита.

Отсюда следует, что медь с ростом ее содержания в сплавах, повышает устойчивость остаточного первородного аустенита.

Из анализа рисунка 2 можно предположить, что выше 3,2 % Cu, стабилизируется температура максимума распада остаточного первородного аустенита и заметно снижается температура начала его распада. Известно [6], что в аустените может раствориться до 2-3 % ме-

ди, а в феррите около 1 %. Практически принимают, что растворимость меди в чугунах достигает 3,5 % [7]. Это дает основание утверждать, что растворимость меди в аустените действительно не превышает 3,5 % и полученные результаты согласуются с данными литературы в этом отношении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Высококачественные чугуны для отливок / В.С. Шумихин [и др.] – М.: Машиностроение, 1982. – 222 с.
2. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро – М.: Металлургия, 1976. – 288 с.
3. Апаев Б.А. Фазовый магнитный анализ / Б.А. Апаев – М.: Металлургия, 1973. – 280 с.
4. Новиков И.И. Теория термической обработки / И.И. Новиков – М.: Металлургия, 1986. – 389 с.
5. Храпов А. Я. Автоматические магнитные весы с механотронным датчиком / А.Я. Храпов, В.М. Нагибин // Заводская лаборатория. – 1975. – № 8. – С. 996-997.
6. Леви Л.И. Литейные сплавы / Л.И. Леви, С.К. Кантеник. – М.: Высшая школа, 1967. – 435 с.
7. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н.Г. Гиршович. – М.-Л.: Машиностроение, 1966. – 562 с.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

УДК 330.133.2 : 336.132.1

С.Г. Галевский

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

МЕТОДИКА ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ДОБАВЛЕННОЙ СТОИМОСТИ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ

В данной статье разработана методика долгосрочного планирования экономической добавленной стоимости (Economic Value Added – EVA), что особенно актуально для крупных металлургических предприятий. Этот показатель является достаточно точным критерием эффективности управления финансами предприятия, а также пригоден для решения многих других задач финансового менеджмента. Методика представлена на примере Западно-Сибирского металлургического комбината.

At this article method of long-term economic value added planning is developed. It is particularly relevant for the large-scale metallurgical companies. This index is sufficiently accurate criterion of corporate finance management effectiveness, and also it is suit to decision other tasks. Method is presented by the example of West-Siberian metallurgical plant.

Возрастающая конкуренция между компаниями, в том числе и в металлургической отрасли, обострившаяся борьба за ограниченные ресурсы, и, прежде всего, капитал, предъявляют все более жесткие требования к качеству управления финансами и эффективности бизнеса в целом. Новые подходы к управлению компанией требуют нового инструментария и качественного изменения всего процесса управления финансами. В подобных условиях особое значение придается определению стратегической цели и показателей, определяющих степень ее достижения и выполнения поставленных задач.

Однако современные рыночные условия хозяйствования характеризуются высокой степенью неопределенности (особенно на рынках сырьевых товаров), поэтому долгосрочное планирование представляет собой трудоемкий и дорогостоящий процесс. В связи с этим, представляется целесообразным использование в системе долгосрочного планирования многофункциональных показателей, каждый из

которых может быть применен для решения целого ряда задач. Это позволит значительно снизить издержки планирования, а также повысить его точность за счет более тщательного выполнения расчетов.

Экономическая добавленная стоимость (Economic Value Added – EVA), как показывает исследование количественной связи интегральных показателей эффективности управления финансами предприятия, является одним из наиболее точных инструментов измерения динамики развития компании [1]. При этом, помимо демонстрации общей тенденции, локальных минимумов и максимумов, экономическая добавленная стоимость может быть использована для оценки стоимости бизнеса и справедливой цены акции, а также для построения системы мотивации персонала, соответствующей интересам собственников предприятия. Кроме того, показатель EVA пригоден для построения многофакторных моделей. Дополнительным преимуществом экономической добавленной стоимости является возможность оценки эффективности не только функционирования всего предприятия в целом, но и отдельных его структурных подразделений и инвестиционных проектов.

В долгосрочном планировании экономической добавленной стоимости заинтересованы стабильно развивающиеся, находящиеся на стадии жизненного цикла «зрелость» предприятия. Во-первых, именно для таких предприятий экономическая добавленная стоимость отражает эффективность управления финансами наиболее достоверно. Во-вторых, EVA является показателем, ориентированным на долгосрочные цели, что в наибольшей степени актуально для уже вышедших на рынок и закрепившихся на нем предприятий. Планирование экономической добавленной стоимости весьма актуально и для организаций, интегрированных в бизнес-группы, поскольку EVA дает менеджерам управляющей компании возможность оценить результат от инвестирования средств бизнес-группы в то или иное предприятие и, как следствие, наиболее эффективно управлять распределением финансовых ресурсов внутри нее. Если номенклатура выпускаемой продукции невелика, то экономическая добавленная стоимость может быть использована также для совершенствования ассортиментной политики предприятия.

Все вышеперечисленное в полной мере относится к большинству крупных российских предприятий черной металлургии, являющихся лидерами отрасли: ОАО «Северсталь», ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат», ОАО «Западно-Сибирский металлургический ком-

бинат», ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат», и т.д. Это обуславливает привлекательность экономической добавленной стоимости как базового инструмента долгосрочного финансового планирования в данной отрасли и указывает на необходимость долгосрочного планирования самого показателя EVA.

Предлагаемая методика планирования экономической добавленной стоимости включает в себя следующие этапы:

- 1) выбор горизонта планирования;
- 2) разработка сценариев развития предприятия;
- 3) прогнозирование баланса предприятия;
- 4) прогнозирование отчета о прибылях и убытках предприятия (в том числе, планирование цены заемного капитала компании);
- 5) планирование цены собственного капитала компании;
- 6) расчет плановых значений экономической добавленной стоимости по каждому из сценариев;
- 7) определение вероятности реализации каждого из сценариев и расчет ожидаемого значения экономической добавленной стоимости.

При определении горизонта планирования большинство как западных, так и российских авторов рекомендуют ограничиваться пятью годами.

При разработке сценариев развития ключевое значение имеет выбор показателей, определяемых спецификой каждого из сценариев. Во-первых, необходимо отобрать несколько базовых показателей, являющихся для рассматриваемого предприятия внешними, независимыми от управленческих решений его руководства, однозначный прогноз которых крайне затруднен. Во-вторых, следует определить возможные варианты развития данных показателей, т.е. создать сценарии развития каждого из базовых параметров. В-третьих, рассмотреть сочетаемость вариантов развития всех базовых параметров, чтобы избежать создания и просчета заведомо нереалистичных сценариев. И, наконец, необходимо определить, на какие внутренние, определяемые на самом предприятии показатели, и каким образом, повлияют специфические условия каждого из сценариев развития.

Прогнозный баланс для определения показателя EVA несколько отличается от общепринятого. Для расчета экономической добавленной стоимости необходимо деление заемных средств не на долгосрочные и краткосрочные (то есть на четвертый и пятый разделы пассива баланса), а на принимаемые к расчету при определении суммарной величины инвестированного капитала (инвестированный заемный капитал) и не принимаемые к расчету (прочая задолженность). Форма

прогнозного баланса для расчета экономической добавленной стоимости представлена в таблице 1.

Таблица 1 – Форма прогнозного баланса для расчета экономической добавленной стоимости

Актив	Пассив
Внеоборотные активы	Собственный капитал
Оборотные активы	Инвестированный заемный капитал
	Прочая задолженность
Валюта баланса	Валюта баланса

При планировании основных финансовых показателей деятельности организации (отчета о прибылях и убытках) необходимо, в первую очередь, определиться с прогнозными значениями цен на основную продукцию и сырье, а также значением объема производства в натуральном выражении. Цена собственного капитала при сохранении дивидендного выхода на относительно стабильном уровне в течение всего планового периода может быть рассчитана на основании фактических выплат собственникам, а при отсутствии выплат дивидендов или при крайне низкой их величине – на основании модели CAPM или путем приравнивания к рентабельности активов.

При определении вероятности реализации каждого из сценариев, ввиду слабой формализации данного процесса, рекомендуется использовать метод экспертных оценок. При этом следует особое внимание обратить на внешнюю среду, в которой предприятие осуществляет финансово-хозяйственную деятельность, а также на факторы, оказывающие непосредственное влияние на базовые параметры каждого из сценариев развития. Итоговое значение экономической добавленной стоимости на плановый период рассчитывается как средневзвешенное из значений каждого сценария развития.

Произведем планирование экономической добавленной стоимости по предложенной методике на примере Западно-Сибирского металлургического комбината. При этом будет использована отчетность 2001-2005 гг. (бухгалтерский баланс и отчет о прибылях и убытках), а планирование будет осуществлено на период 2006-2010 гг.

На основании анализа внешних трудно предсказуемых факторов (динамики цен на готовую продукцию и сырье, принятие или непринятие менеджментом «ЕвразГрупп» решения о дополнительных вложениях средств в комбинат) и их сочетаемости, решено было выделить четыре сценария развития:

1) пессимистичный – темп роста цен на сырье превышает темп роста цен на готовую продукцию, дополнительного вложения средств не предусмотрено;

2) осторожный – темп роста цен на сырье равен темпу роста цен на готовую продукцию, дополнительного вложения средств не предусмотрено;

3) умеренный – темп роста цен на сырье равен темпу роста цен на готовую продукцию, дополнительное вложения средств предусмотрено;

4) оптимистичный – темп роста цен на готовую продукцию превышает темп роста цен на сырье, дополнительное вложения средств предусмотрено.

При определении темпа роста цен в каждом из сценариев развития в качестве базовых значений принимались прогнозы инфляции Министерства экономического развития и торговли (в 2006 г. – фактический темп роста цен по данным Росгосстата), которые затем умножались на специфические для каждого сценария коэффициенты, характеризующие соотношение темпов роста цен на сырье и готовую продукцию. При определении объема инвестиций базой для расчета являлась уже принятая инвестиционная программа 2006-2008 гг. При этом сумма вложений была скорректирована в соответствии с изменениями как конъюнктуры на рынке металлов, так и инвестиционной привлекательности самого предприятия. В качестве показателя для оценки внешних изменений был принят индекс цен на продукцию предприятия, а для оценки инвестиционной привлекательности – темп роста рентабельности инвестиций, ROI. Сопоставление показателей проводилось 2007 г. и 2005 г.

Среди факторов, определяемых управленческими решениями менеджмента Западно-Сибирского металлургического комбината и зависящих при этом от внешних показателей, следует отметить долю чистой прибыли, идущей на выплату дивидендов. При пессимистичном сценарии компания не сможет позволить себе увеличение доли прибыли, идущей на выплату дивидендов, однако руководству предприятия следует удерживать значение дивидендного выхода хотя бы на уровне 2005 г., т.е. 65,9 %, чтобы не допустить падения курсовой стоимости акций. В случае отсутствия новой инвестиционной программы менеджмент Западно-Сибирского металлургического комбината, вероятнее всего, также прибегнет к политике стабильного дивидендного выхода. В случае же финансирования инвестиционной программы 2008-2010 гг. руководство компании может принять решение о небольшом увеличении дивидендного выхода в течение 2006-2008 гг. (на 2 % ежегодно), и доведения значения данного показателя до 70 % в 2008 г.

Для планирования экономической добавленной стоимости Западно-Сибирского металлургического комбината на 2006-2010 гг. необходимо определить вероятность реализации каждого из сценариев. Анализ мирового и российского рынков черных металлов, положения Западно-Сибирского металлургического комбината на них, интегрированности комбината в структуру холдинга «ЕвразГрупп» позволяет сделать вывод, что наиболее вероятным вариантом развития событий будет умеренный сценарий. Наименьшая вероятность – у пессимистичного сценария. Расчет ожидаемого значения экономической добавленной стоимости (в соответствии со значениями показателя EVA по каждому из сценариев развития) представлен в таблице 2.

В соответствии с плановыми значениями экономической добавленной стоимости, в течение всего планового периода Западно-Сибирский металлургический комбинат будет представлять собой стабильно функционирующее, прибыльное предприятие (за исключением пессимистичного сценария развития). При этом, однако, ожидать резкого роста можно лишь в случае благоприятной ценовой конъюнктуры и дополнительных инвестиций в основные фонды (как это было в 2004 г.), что свидетельствует о необходимости совершенствования системы управления финансами.

Таблица 2 – Расчет ожидаемого значения экономической добавленной стоимости Западно-Сибирского металлургического комбината

В тысячах рублей

Прогнозный сценарий	2006 г.	2007 г.	2008 г.	2009 г.	2010 г.	Весовой коэффициент
Пессимистичный	1 164 007	1 921 366	448 675	1 085 432	-4628 494	0,10
Осторожный	2 483 125	2 910 414	3 333 356	3 472 148	3 833 206	0,25
Умеренный	2 532 812	3 037 409	3 970 301	4 819 044	5 858 218	0,40
Оптимистичный	3 942 904	4 009 499	7 314 052	8 033 183	12732 882	0,25
Ожидаемое значение	2 736 033	3 137 079	4 294 840	4 912 493	6 021 960	1,0

Таким образом, разработанная методика представляет собой достаточно простой и алгоритмизируемый способ планирования экономической добавленной стоимости, которая, в свою очередь, является одним из наиболее точных индикаторов эффективности управле-

ния финансами металлургического предприятия, а также инструментом решения многих других задач финансового менеджмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский С.Г. Экономическая добавленная стоимость как инструмент эффективного управления компанией / С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. науч. тр. Вып. 18 / СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 132-142.

УДК 658.567.1

В.А. Долинский, Л.Д. Никитин*, С.А. Кудашкина, С.Ф. Бугаев*,
И.В. Хаитова, К.И. Домнин

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

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

ТЕХНОЛОГИЯ УТИЛИЗАЦИИ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ В ДОМЕННОЙ ПЛАВКЕ

Металлургическое производство характеризуется образованием большого количества техногенных отходов, большинство из которых по своему составу конкурентоспособны с первичным сырьем и могут быть использованы в металлургических процессах. Предложенная технология использования техногенных отходов может быть использована на доменных печах металлургических предприятий России, не требует капитальных затрат, обеспечивает улучшение технико-экономических показателей доменной плавки перепельного чугуна.

Metallurgical manufacture is characterized by formation of a plenty of tech-nogenic offcuts, the majority from which on the composition are capable with primary raw material and can be used in metallurgical processes. The offered technology of utilization of technogenic wastes can be used on blast – furnaces of the metallurgical enterprises of Russia, does not require capital costs, provides improvement of technical and economic parameters blast – furnaces melting of cast – iron.

Металлургическое производство характеризуется образованием большого количества отходов производства, оказывающих значительное негативное влияние на окружающую среду. Большинство отходов черной металлургии (по содержанию полезных компонентов) конкурентоспособны с первичным сырьем и могут быть использованы в металлургических процессах.

Одним из целевых показателей системы экологического менеджмента, действующего на комбинате, является сокращение количества несортированного мусора, направляемого на захоронение, за счет рециклинга отдельных наименований отходов. Экологи-

экономическая эффективность планируемых мероприятий заключается в сокращении ущерба окружающей среде, в частности, за счет увеличения срока службы полигона ЗСМК и уменьшения расхода природных материалов в технологических процессах.

Целью данной работы явилась разработка и внедрение технологии утилизации техногенных отходов в доменном процессе.

На ОАО «ЗСМК» одним из путей решения проблемы переработки отходов является разработка и внедрение технологий их использования в доменных печах. В настоящее время на комбинате утилизируется более 95 % образующихся отходов, остальные, по ряду причин (малотоннажность, замусоренность посторонними включениями и т.п.), не нашли применения и направляются на захоронение. Такими отходами является, например, кусковая окалина, образующаяся при резке металла на газо – (ГРМ) и плазморезательных (ПРМ) машинах цеха металлоконструкций (ЦМК), а также нагреве и ковке металлоизделий в кузнечнопрессовом цехе (КПЦ). Другим полезным техногенным отходом (направляемым на захоронение) является также шлак, образующийся на сталелитейном участке в литейном цехе комбината.

Наличие в доменной печи высокотемпературной окислительной зоны при восстановительном потенциале в большей части объема делает её весьма приспособленной для утилизации или уничтожения различных отходов, переработка которых другими способами или весьма энергозатратна, или опасна для окружающей среды.

В данной работе проведено комплексное исследование кусковых малотоннажных отходов некоторых подразделений комбината. Были изучены и выбраны техногенные отходы, близкие по гранулометрическому и химическому составу к применяемым в доменной плавке материалам. Отходы отличались повышенным содержанием железа (до 70 %) в виде монооксида железа (до 57 %) и низким (не более 0,1 %) содержанием вредных примесей, хорошей восстановимостью (около 50 %) и основностью по CaO/SiO_2 (0,2-0,4 ед.), крупностью (5-100 мм).

Химический и гранулометрический состав выбранных отходов приведен в таблицах 1,2.

На основании полученных характеристик была предложена технология использования техногенных отходов с повышенным содержанием монооксида железа при выплавке чугуна в доменной печи.

Таблица 1 – Химический состав техногенных отходов

Материал	Химический состав, %								
	Fe _{общ}	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Mn	MgO	CaO	S	P
Окалина ГРМ ЦМК	65,6	56,2	1,76	0,56	0,89	2,12	1,77	0,021	0,011
Окалина ПРМ КПЦ	65,8	53,8	1,58	0,39	0,72	2,98	1,65	0,012	0,013
Окалина КПЦ	60,3	45,7	2,16	2,52	0,86	2,78	2,32	0,04	0,03
Шлак ЛЦ	57,6	45,1	2,98	3,12	2,44	4,12	3,96	0,05	0,05

Таблица 2 – Гранулометрический состав техногенных отходов

Материал	Гранулометрический состав, мм, %						
	0-5	5-10	10-25	25-40	40-60	60-100	>100 мм
Окалина ГРМ ЦМК	7,8	12,1	14,1	9,6	11,2	36,5	8,7
Окалина ПРМ КПЦ	6,5	10,3	30,6	23,9	19,2	9,5	-
Окалина КПЦ	4,2	16,5	32,8	40,1	4,6	1,8	-
Шлак ЛЦ	5,2	10,6	12,1	12,2	46,8	12,1	1,0

Следует отметить, что ухудшение качества кокса приводит к нарушениям ровности хода доменной печи. При работе доменной печи на коксе низкого качества в глубине зоны циркуляции перед фурмами накапливаются коксовая мелочь и тугоплавкий шлак, состоящий главным образом из глинозема и кремнезема (преимущественно компоненты золы кокса), образуя плотную оболочку, препятствующую движению газа в центральную часть печи. Это приводит к снижению температуры в горне и способствует накоплению коксовой мелочи в нем, ухудшению газопроницаемости шихты по высоте печи и становится причиной смещения потока капельножидких продуктов плавки к периферии. В этом случае работа центральной зоны печи ухудшается, объём горна уменьшается и усиливается периферийный газовый поток. При попытках повышения степени подгруженности периферийной зоны происходят обрывы и подстои шихты на ходу и продувы газов в отдельных частях слоя материалов, вследствие чего в район воздушных фурм поступает значительная масса недостаточно подготовленных материалов. Плавление и восстановление их ниже оси воздушных фурм сопровождается охлаждением горна, загустеванием шлака (особенно, шлака повышенной основности), что приводит к прогарам элементов воздушных приборов.

Для улучшения работы горна и повышения газопроницаемости нижней части доменной печи применили подачу кусковых техногенных отходов в количестве 0,3-2,5 % от общего расхода железорудной части шихты.

Перед загрузкой в доменную печь определяли химический состав отходов, отсевали из них фракции менее 5 мм и более 100 мм.

В скип отходы набирали под кокс (в определенном соотношении) и загружали роторным распределителем шихты в центральную зону доменной печи. Выгрузку осуществляли на радиус 4-0 при укладке шихты по девяти кольцевым зонам.

Следует отметить, что практический опыт эксплуатации роторного загрузочного устройства (РЗУ) свидетельствует о возможности получения различных режимов распределения газового потока при перераспределении рудной нагрузки в кольцевых газодинамических зонах колошника. Возможна загрузка шихтовых материалов в любую заданную кольцевую зону колошника, как по общей массе, так и по отдельным компонентам при постоянном максимальном уровне засыпи. Загрузка шихтовых материалов ведется по девяти радиусам в зависимости от скорости вращения ротора, предусмотрена также и подача материалов непосредственно в центральную зону колошника доменной печи. Распределение объемов шихтовых материалов за цикл обеспечивает, с учетом распределения скоростей схода и физико-механических свойств шихты, формирование заданной структуры столба шихты, необходимого газодинамического и шлакового режима доменной плавки

Проведенные промышленные исследования на доменной печи, оборудованной РЗУ, свидетельствует об улучшении основных технико-экономических показателей доменной плавки, именно увеличении производительности за счет повышения ровности хода и снижении удельного расхода кокса.

Загрузка кусковых техногенных отходов крупностью (5-100 мм), повышенной механической прочностью (800-1300 кг/см²) и содержанием монооксида железа (около 45-55 %) в центральную зону печи позволила улучшить газодинамический режим процесса доменной плавки (снизить газодинамическую напряженность низа печи) и работу горна. Об этом свидетельствует снижение нижнего частного перепада давления газа с 1,2-1,1 до 0,95-0,9 ат., улучшение ровности схода шихты и выполнения графика выпусков продуктов плавки, равномерность их отработки.

Лабораторными и промышленными исследованиями установлено, что целостность кусков техногенных отходов, согласно их характеристике, сохраняется вплоть до зоны шлакообразования и исполняет роль разрыхлителя столба шихтовых материалов. Большая степень усвоения отходов объясняется более высокой температурой их плавления (1420-1500 °С). При опускании шихтовых материалов до зоны плавления техногенные отходы еще пребывают в твердом или вязком состоянии. В зоне с температурой 1500 °С и выше отходы расплавляются, и железо из них переходит непосредственно в чугун. Освобождающийся кислород техногенных отходов выжигает несгоревшую коксовую мелочь и тем самым ослабляет способность коксовой насадки к удерживанию здесь шлака и золы. При этом обеспечивается достаточно эффективное сжигание образующегося в процессе плавки «коксового мусора» в центре печи, повышение активности химических и тепловых процессов в горне, уменьшение объема плавящего столба кокса в горне, нарушение его напряженного состояния и структуры.

При использовании техногенных отходов указанного количества, химического и гранулометрического состава фактическая производительность доменной печи увеличивалась на 0,1-1,2 %, а удельный расход кокса уменьшился на 0,03-0,5 %.

Внедрение предложенной технологии позволяет улучшить экологию окружающей среды за счет увеличения срока службы объекта размещения отходов и уменьшения расхода (на 0,2-2,1 %) природных материалов в технологическом процессе.

Предложенная технология использования техногенных отходов применима на доменных печах металлургических предприятий России, не требует капитальных затрат и обеспечивает получение переплавленного чугуна с низкой себестоимостью. Данный способ утилизации соответствует современным, принятым в мировой практике приемам оздоровления окружающей среды, рекомендуется для решения проблем использования техногенных отходов на металлургических предприятиях.

УДК 666.762.1.004.8

И.В. Гладких, Е.П. Волюнкина

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

ПОЛУЧЕНИЕ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЗОЛЬНЫХ МИКРОСФЕР ИЗ ЗОЛОТВАЛА ЗАПАДНО-СИБИРСКОЙ ТЭЦ

Исследованы свойства и механизм образования зольных микросфер Западно-Сибирской ТЭЦ, показано их влияние на физико-механические и теплофизические свойства безобжиговых теплоизоляционных материалов.

The Explored characteristic cindery microspheres West-Siberian TEC, is shown their influence upon physico-mechanical and heat physical characteristic isolating warmly material.

Одним из отходов при сжигании угля на ТЭЦ являются зольные микросферы – легкая фракция из расплавленных алюмосиликатов, наполненная смесью газов. За рубежом зольные микросферы извлекаются из общей массы золошлаковых отходов и используются в разных отраслях промышленности. Они являются экспортно-импортной продукцией, защищенной многочисленными патентами. Микросферы способны заменить такие минералы как глины, тальк, карбонат кальция, кремнезем, а также искусственно получаемые сферы, требующие более дорогостоящего производства [1, 2].

Зольные микросферы (золосферы) могут успешно применяться в теплотехнике, строительстве, производстве пластмасс, металлургии и других отраслях промышленности. Золосферы представляют собой спекшиеся стекловидные алюмосиликатные правильные сферические образования, заполненные смесью газообразных продуктов горения углей (CO_2 , SO_2 , и H_2O) [3]. Благодаря своей структуре и составу, они обладают всеми качествами идеального заполнителя различных композиционных материалов. Введение зольных микросфер в подобные материалы снижает их плотность, увеличивает прочность при всестороннем сжатии и устойчивость к различным деформациям, улучшает электро-, тепло- и звукоизоляционные свойства. Кроме того, золосферы являются отличным средством при тушении горящих нефтепродуктов, поскольку создают бескислородную среду, останавливая тем

самым процесс горения. Таким образом, сфера применения этого малоизученного материала разнообразна и, несомненно, в дальнейшем будет расширяться.

В рециклинг-лаборатории Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ, г. Новокузнецк) проведено исследование по получению безобжиговых теплоизоляционных материалов на основе зольных микросфер, выделенных из шламонакопителя ОАО «ЗСМК», на котором размещаются золошлаковые отходы Западно-Сибирской ТЭЦ. Их содержание в продуктах гидрозолоудаления составляет от 0,2 до 20 %. Подверженные естественной флотации золосферы накапливаются и уплотняются на водной поверхности золоотвала, образуя плавающий слой – пену, который приводит к затруднению обслуживания гидротехнического сооружения, снижению его полезной площади, повышению содержания взвеси в осветленной воде. Кроме того, слой пены способствует образованию участков с развивающейся растительностью, что может привести к зарастанию и дальнейшему уменьшению полезной площади и объема пруда.

Образование золосфер происходит следующим образом: при высокотемпературном нагреве и плавлении топлива газообразные продукты разложения карбонатов и сульфидов образуют в расплаве субмикронные пузырьки газа. В газовом потоке расплав дробится на мельчайшие капли, которые увеличиваются в размерах вследствие увеличения объема газовых включений. Условием образования полых микросфер является равенство сил поверхностного натяжения капель расплава и внутреннего давления газа [4].

Механизм образования зольных микросфер предполагает значительное увеличение (в 15 раз) их размеров по сравнению с другими продуктами сгорания пылевидных углей. Диаметр их колеблется от нескольких микрон до 1 мм и зависит не только от условий сжигания угля, распределения частиц, поданных на сжигание, но и от большого числа других случайных факторов [5]:

- распределения примесей (карбонатов, сульфидов, воды), генерирующих газовую среду;
- температуры плавления частиц;
- поверхностного натяжения капель;
- условий диспергирования расплавленных частиц в газовом потоке и др.

На рисунке 1 представлена микрофотография зольных микросфер, отобранных с поверхности пруда вторичного отстаивания шламонакопителя ОАО «ЗСМК». Исходные золосферы – сферические

образования с коэффициентом формы 1, с гладкой блестящей поверхностью. В некоторых случаях на их поверхности присутствуют неровности различной формы.

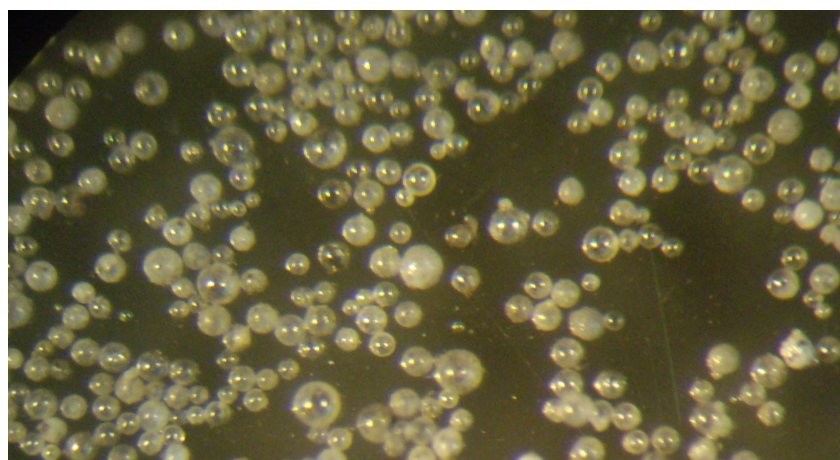


Рисунок 1 – Микрофотография зольных микросфер гидроотвала Западно-Сибирской ТЭЦ, выполненная на микроскопе МБС-2 (увеличение $\times 50$)

Исследования гранулометрического состава зольных микросфер, представленного в таблице 1, показали, что основная масса частиц (87,2 %) имеет крупность менее 0,2 мм, при этом 58,4% частиц имеет крупность 0,2-0,08 мм.

Таблица 1 – Гранулометрический состав золосфер Западно-Сибирской ТЭЦ

Фракция частиц, мм	> 0,2	0,2 – 0,08	< 0,08
Содержание, мас. %	12,8	58,4	28,8

Исследованы химический состав и физико-механические свойства отобранных проб золосфер в сравнении с золой Западно-Сибирской ТЭЦ. Полученные данные представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав полых микросфер и золы Западно-Сибирской ТЭЦ

Наименование материала	Содержание, %						
	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	NaO ₂	K ₂ O
Зола	25,48	58,72	5,62	6,04	1,88	2,09	0,10
Микросферы золы	17,0	68,9	5,7	2,8	1,5	1,9	1,1

При анализе химического состава микросфер в сравнении с золой установлено, что микросферы более легкоплавки. Так, температура размягчения у зольных микросфер составляет 1459°C , у золы – 1541°C ; температура жидкоплавкого состояния микросфер 1557°C , золы – 1650°C . На основании вышеприведенных термических характеристик можно классифицировать микросферы золы шламохранилища ЗСМК как тугоплавкую золу. Насыпная плотность сухого материала составляет $0,20-0,40\text{ г/см}^3$, теплопроводность $0,08 - 0,11\text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, прочность на всестороннее сжатие $5-10\text{ МПа}$.

Сочетание низкой теплопроводности, достаточно высокой температуры плавления со сферической структурой делает золосферы прекрасным наполнителем для композиционных материалов. Проведены исследования влияния различных связующих, а также способов изготовления теплоизоляционных изделий на их физико-технические характеристики. Образцы из зольных микросфер получали ручным трамбованием и прессованием из полусухих масс на следующих связках: водной керамической вяжущей суспензии (ВКВС) и жидком стекле натриевом. ВКВС – гидрозоль кремнезема (коллоидный кремнезем), представляет собой легко подвижную жидкость, состоящую из воды и частиц аморфного кремнезема в качестве дисперсионной среды [6, 7]. Размеры частиц золя колеблются в пределах $5-100\text{ нм}$ и более, а концентрация их достигает 50% и выше, они устойчивы к седиментации и гелеобразованию.

В качестве отвердителя жидкого стекла использовали саморассыпающуюся шлак ЭСПЦ-2 ОАО «НКМК» в количестве 10% . Опытным путем установлено [8], что это оптимальное содержание шлака в смеси, поскольку дальнейшее увеличение приводит к снижению механической прочности изделий. Выдержку изделий проводили в течение суток на воздухе при 20°C . Термообработку осуществляли при температурах 130 и 600°C в течение 12 ч .

Образцы, упрочненные трамбованием, не оправдали надежд на получение достаточно прочного сырца после выдержки на воздухе и последующей низкотемпературной сушки. Прочный сырец, который затем подвергался дальнейшей термообработке, был получен методом полусухого прессования. Давление прессования варьировалось в пределах $5-10\text{ МПа}$ во избежание разрушения сферической формы золосфер. В результате исследований установили, что образцы, отпрессованные при давлении 10 МПа , имели трещины в плоскостях (ближе к штампам) параллельных плоскости прессования, являющиеся причиной запрессовки воздуха в сырец, что характерно для тонкозернистых

масс [9]. Учитывая эти обстоятельства, оптимальное давление прессования составляет 5 МПа.

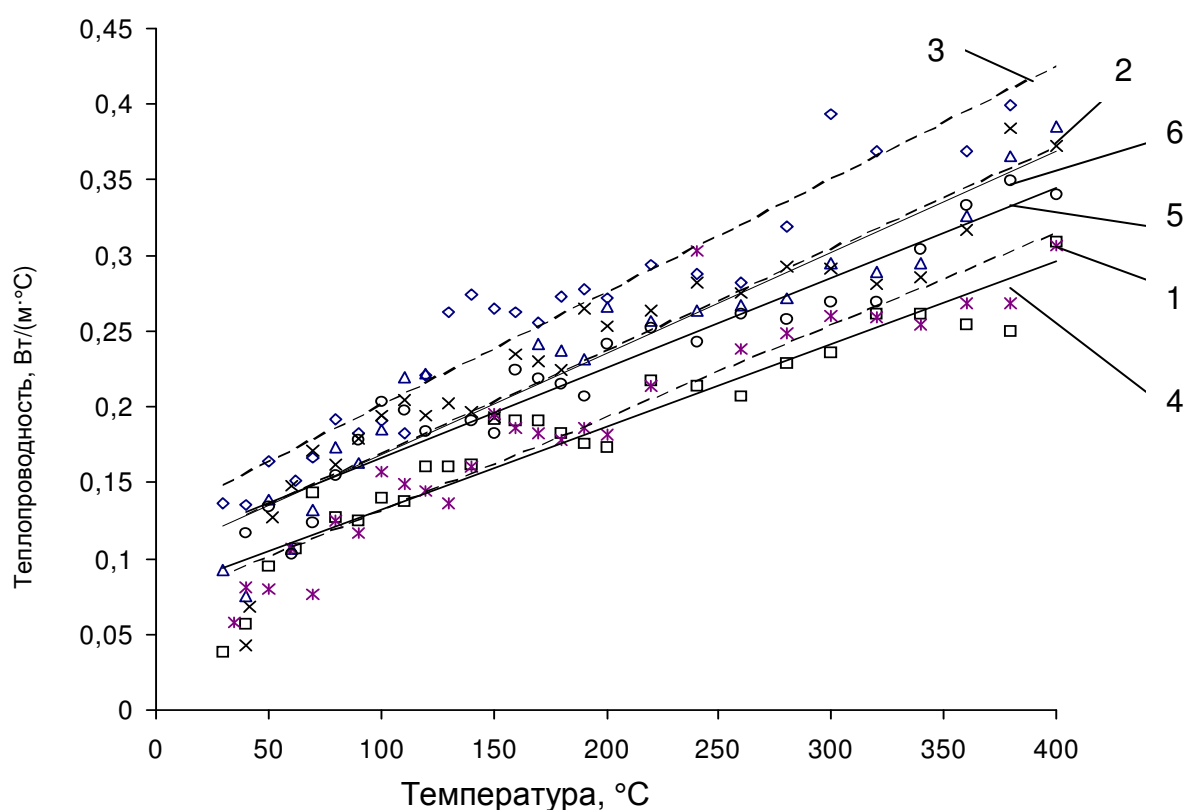
Для определения условий получения безобжигового теплоизоляционного материала на основе золосфер с заданными свойствами был выполнен ряд экспериментов, позволяющий установить оптимальное соотношение компонентов в смеси. Исследовались составы с содержанием вяжущего 10, 20 и 30 %. Как показали эксперименты, на плотность, пористость и теплопроводность влияет в основном не вид вяжущего, а его содержание, причем некоторое различие в показателях вызвано содержанием шлака в составах на жидком стекле. Так, кажущаяся плотность образцов на жидком стекле при увеличении содержания последнего возрастала от 1,26 до 1,38 г/см³, на основе ВКВС – от 1,10 до 1,34 г/см³. Пористость изделий менялась в незначительных пределах: для образцов на жидком стекле от 45 до 47 %, на ВКВС 43-48 %. Коэффициент теплопроводности при 25 °С варьировался от 0,09 до 0,13 Вт/(м·°С) для всех образцов независимо от вида связующего.

Выявлено существенное влияние вяжущего на прочностные свойства теплоизоляционного материала из зольных микросфер. Образцы на основе ВКВС имели уже достаточную прочность при сжатии после сушки при температуре 130 °С – 1,3-1,5 МПа, тогда как образцы на основе жидкого стекла – 0,5-0,8 МПа. После термической обработки при температуре 600 °С для образцов на жидком стекле была получена прочность 9,55 МПа, на ВКВС – 14,9 МПа. Более высокие значения прочности изделий на основе ВКВС объясняются механизмом конденсационного структурообразования, а также отсутствием саморассыпающегося шлака в составе, который отрицательно влияет на прочностные характеристики.

Интересным оказался тот факт, что при 30-ти % содержании связующего прочность изделий на обеих связках снижалась как после низкотемпературной сушки, так и после термической обработки. Это объясняется, по-видимому, тем, что массы с излишней влажностью ведут себя при прессовании как упругое тело, т. е. после прекращения сжатия они расширяются, снижая тем самым прочностные свойства сырца уже на стадии формования. Кроме того, вода при прессовании участвует в передаче давления. Поскольку вода, как и частицы твердого тела при прессовании не сжимается, то максимальное уплотнение массы достигается тогда, когда объем массы равен сумме объемов твердых частиц и воды. Давление, при котором устанавливается такая плотность, называют критическим. Если давление, развиваемое в мас-

се, больше критического, то наступает перепрессовка, в результате чего образуются трещины в сырце и резко снижается его прочность [9].

Важным свойством теплоизоляционных изделий является теплопроводность. Значение коэффициента теплопроводности определяли в пределах 25-400 °С с использованием измерителя теплопроводности ИТ-л-400. На рисунке 2 представлена зависимость коэффициента теплопроводности от компонентного состава теплоизоляционного материала из зольных микросфер.



Линии соответствуют содержанию вяжущего в смеси:

1, 4 – 10 %; 2, 5 – 20 %; 3, 6 – 30 %

————— – жидкое стекло, - - - - - ВКВС

Рисунок 2 – Зависимость коэффициента теплопроводности от температуры и компонентного состава теплоизоляционного материала из зольных микросфер

Установлено, что на теплопроводность в большей степени влияет не вид связующего, а его содержание. Так, при минимальном содержании связки коэффициент теплопроводности при температуре 25 °С составлял 0,0913-0,0946 Вт/(м·°С), при максимальном – 0,1294-0,1333 Вт/(м·°С). Такие низкие значения коэффициентов теплопроводности были получены, несмотря на относительно невысокие показатели пористости и сравнительно высокую плотность, в результате того, что в процессе формообразования не была нарушена целостность сферических частиц, и они сохранили свою структуру в первоначальном виде. Об этом свидетельствуют фотографии, полученные при помощи микроскопического агрегата ПОЛАМ Р-112 методом просвечивающей микроскопии (рисунок 3, а, б), а также изображения, полученные в отраженном свете с помощью микроскопа МБС-2 (рисунок 3, в, г).

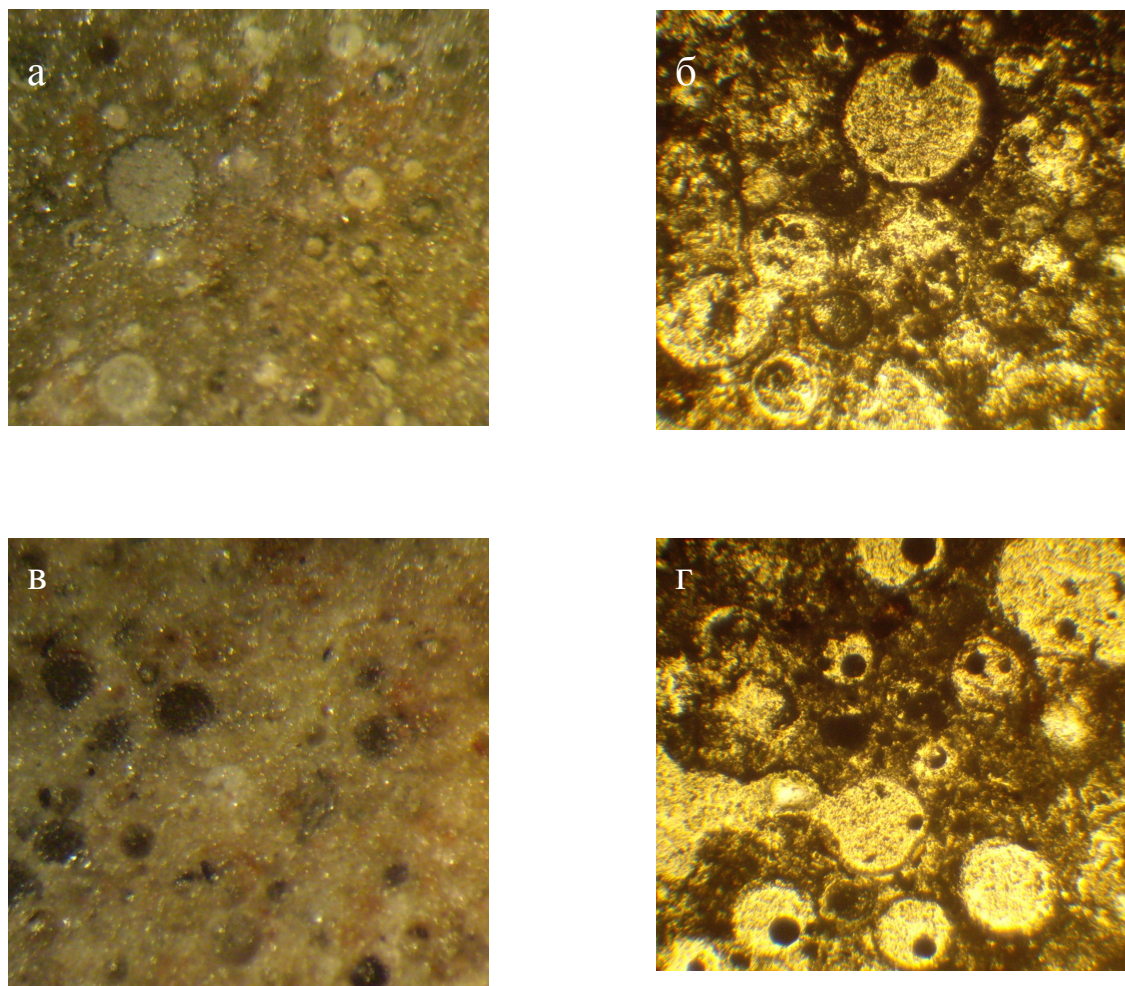


Рисунок 3 – Изображения шлифов образцов на жидком стекле и ВКВС в отраженном и проходящем свете
а, б – связка жидкое стекло; в, г – связка ВКВС

Проведенные эксперименты показали, что оптимальными составами, способствующими получению теплоизоляционных материалов из зольных микросфер с низкими показателями теплопроводности, достаточной механической прочности, плотности и пористости, являются составы с содержанием вяжущего: жидкое стекло – 20; ВКВС – 10 и 20. Из вяжущих, используемых в работе, предпочтительным является ВКВС, поскольку изделия на его основе обладают более высокими прочностными характеристиками, чем на жидком стекле, при этом исключается их высокотемпературный обжиг.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rohatgi P.K. Opportunities of using fly-ash particles for synthesis of composites / P.K. Rohatgi, R.Q. Guo // Material Dept., University of Wisconsin-Milwaukee, Milwaukee. WI 53211, USA: Proc. Amer. Power Conf. – 1997. – V. 59(2). – P. 828-833.

2. Rose N.L. Inorganic fly-ash spheres as pollution tracers / N.L. Rose // Environ. Pollut. – 1996. – V. 91(2). – P. 245-252.

3. Компоненты зол и шлаков ТЭС / Л.Я. Кизиль-штейн, И.В. Дубов, А.П. Шпицглюз [и др.] – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 176 с.

4. Высокотемпературные теплоизоляционные материалы на основе алюмосиликатных полых микросфер из золоотвала Апатитской ТЭЦ / Н.Н. Гришин, О.А. Белогурова, А.Т. Беляевский, Ю.П. Осипов, В.Т. Калинин // Огнеупоры и техническая керамика. – 2000. – № 2. – С. 20-25.

5. Shibaoka M. Genesis of chair and ash plerospheres / M. Shibaoka, C.A.J. Puulson // Fuel. – 1986. – V. 65(7). – P. 1020-1022.

6. Пивинский Ю.Е. Керамические вяжущие и керамобетоны / Ю.Е. Пивинский. – М.: Metallurgia, 1990. – 262 с.

7. Патент №2144552 России, МКИ 7 С 02 J 1/02, Способ получения силикатного клея – связки / К.А. Черепанов, В.А. Полубояров, Е.П. Ушакова [и др.] // № 98106273/04; Заявл. 08.04.98; Опубл. 20.01.2000, Б.И. № 2.

8. Гладких И.В. Использование техногенного сырья для получения огнеупорных блоков / И.В. Гладких, Д.С. Куимов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2006. – № 2. – С. 63-66.

9. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К.К. Стрелов. – М.: Metallurgia, 1985. – 480 с.

УДК 658.567:669.71

Л.П. Скуратович

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

К ВОПРОСУ ПЕРЕРАБОТКИ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ

В статье рассматривается проблема переработки фторуглеродсодержащих отходов производства алюминия, в частности хвостов флотации угольной пены, шламов и пыли газоочистки. Предлагается безотходная технология получения фторглиноземного концентрата, который может быть использован при производстве алюминия.

In the article the problem of processing fluorine-carbon-containing scraps of production of aluminium. The technology of obtaining fluorine – oxide of aluminium of a concentrate is offered nonscraps which can be used by production of aluminium.

В производственном цикле большинства промышленных предприятий образуется значительное количество твердых, жидких и газообразных отходов. Промышленные отходы представляют серьезную экологическую опасность для регионов, расположенных в непосредственной близости от источников выбросов. Около 20 % от всех отходов, образующихся при производстве цветных металлов в стране, приходится на алюминиевую промышленность.

Специфика производства алюминия в России обусловлена эксплуатацией трех типов электролизеров: с самообжигающимися анодами и верхним токоподводом, самообжигающимися анодами и боковым токоподводом и обожженными анодами. Причем доминирующим является производство алюминия в электролизерах с самообжигающимися анодами, на их долю приходится около 65 % выпуска отечественного металла. Более прогрессивным способом является получение алюминия в электролизерах с предварительно обожженными анодами. Среди прочих преимуществ данная технология обеспечивает лучшие показатели по экологической безопасности производства.

Применение технологических процессов, в которых образуется мало или совсем не образуется отходов, – высокоэффективное, но трудновыполнимое условие. Чаще на предприятиях реализуется дру-

гой подход к решению проблемы безотходности производства – утилизация отходов, их переработка с целью получения продукции, имеющей характеристики не хуже, чем у той, которая получена из первичного сырья.

В суммарном объеме отходов, образующихся в ходе производства алюминия, примерно 35 % составляют сырьевые отходы – это отходы, имеющие в своем составе такие компоненты, которые могут быть выделены в процессе переработки в виде вторичного сырья для использования на других предприятиях или в собственном производстве. К основным отходам электролизного производства алюминия относятся: хвосты флотации угольной пены, углеродистые шламы и пыль газоочистки, отработанная футеровка электролизеров.

Отработанная футеровка электролизеров по объемам образования занимает первое место из всех сырьевых отходов алюминиевого производства. Известно несколько десятков технических предложений различной степени проработки по использованию отработанной футеровки с получением фторида натрия, который в связи с переходом на электролиз при низком криолитовом отношении, не представляет промышленного интереса. Однако перевод ее во вторичное сырье, пригодное к использованию, требует значительных капитальных затрат и каждый алюминиевый завод решает эту проблему самостоятельно.

Электролитная угольная пена является одним из первых отходов алюминиевого производства, переработка которого была освоена в промышленном масштабе на большинстве отечественных алюминиевых заводов, оборудованных электролизерами с самообжигающимися анодами. Экономическая целесообразность переработки пены обусловлена тем, что в ее состав входит до 70 % ценных для производства алюминия компонентов. Переработка угольной пены направлена на разделение углеродистой и электролитной составляющей с целью возврата последней в процесс электролиза алюминия. Угольные частицы, содержащиеся в пене, являются продуктом эрозии и неполного сгорания самообжигающегося анода. Электролитная часть пены представлена, в основном, натриевыми фторалюминатами (криолитом и хиолитом) с примесью оксида алюминия.

В настоящее время процесс разделения углеродистой и электролитной составляющих чаще всего осуществляется методом флотационного обогащения в механических флотационных машинах импеллерного типа, в которых аэрация пульпы осуществляется эжекторами или пневмогидравлическими аэраторами. В результате обогащения

получают целевой продукт – флотационный криолит и отход производства – хвосты флотации угольной пены. Флотационный криолит возвращают в процесс электролиза для компенсации потерь фтора, а отвальные углеродсодержащие хвосты сбрасывают на шламовые поля. Перспективным направлением в утилизации таких отходов может стать использование их в качестве топлива или восстановителя в различных пирометаллургических процессах. Однако по содержанию фтора хвосты флотационного обогащения не соответствуют требованиям, предъявляемым к твердому топливу. Дофлотация хвостов в механических флотомашинах не позволяет понизить содержание фтора до необходимого уровня.

На ряде предприятий начато освоение технологии флотации угольной пены в колонных флотомашинах с нисходящим пульпо – воздушным потоком с последующей дофлотацией хвостов в агрегатах такого же типа. Это позволяет снизить себестоимость алюминия за счет повышения доли вторичного криолита, дополнительно получить высококачественный углеродистый продукт (содержание углерода до 93 %), снизить содержание фтора в хвостах с 8-12 до 3,5 % [1].

Углеродистые шламы и пыль газоочистки – продукты, улавливаемые в системе газоочистки (в электрофильтрах и скрубберах), а также осаждающиеся в системе газоходов. Они представляют интерес с точки зрения возможности извлечения из них фторглиноземсодержащего продукта, так как содержат до 30 % фтора, до 20 % алюминия, до 20 % натрия. На ОАО «РУСАЛ – Новокузнецк» налажено флотационное обогащение шламов газоочистки с получением фторглиноземного концентрата (ФГК). Однако отсутствие производственных площадей в отделении производства фтористых солей не позволяет расширить фронт флотации и ограничивает возможность вовлечения в переработку шламов газоочистки и увеличение выпуска востребованного ФГК.

Большая часть разработок по утилизации твердых фторуглеродсодержащих отходов электролизного производства алюминия предусматривает либо частичную их переработку, либо использование только части образовавшихся отходов, например:

1. Сернокислотное разложение фторуглеродсодержащих отходов. Натриево-алюминиевые фториды, присутствующие в отходах, разлагают серной кислотой во вращающихся печах с получением фтористого водорода и натриево-алюминиевых квасцов. Фтористый водород направляется в производство фтористых солей по любой из известных технологий. Натриево-алюминиевые квасцы нейтрализу-

ются известковым молоком с образованием гипса, который выводится на шламовое поле, и растворов алюмината натрия, которые могут быть использованы в производстве криолита или глинозема. Вопрос утилизации натриево-алюминиевых квасцов требует дополнительных исследований и технологической проработки [2].

2. Высокотемпературный обжиг фторуглеродсодержащих отходов с термической нейтрализацией углеродистых соединений и пирогидроллизом фторидов. Суть технологии заключается в том, что тонкодисперсные фторуглеродсодержащие отходы в виде водной суспензии сжигаются в циклонной топочной камере при 1400-1500 °С. При этом углеродсодержащие отходы (углерод, смолистые) сгорают, выделяя дополнительное тепло, фториды взаимодействуют с водяным паром с образованием фтористого водорода, а прочие составляющие плавятся совместно с нелетучими продуктами пирогидроллиза фторидов. Вопросы улавливания фторсодержащих газов требуют дополнительных исследований [3].

3. Переработка пыли и шлама газоочистки варкой в плавиковой кислоте, совмещенной с флотацией углеродистых частиц. Сущность процесса заключается в последовательной обработке пыли и шлама газоочистки плавиковой кислотой и кальцинированной содой. При этом плавиковая кислота взаимодействует с оксидами алюминия, входящими в состав отходов, с образованием фторалюминиевой кислоты. Криолит образуется в результате нейтрализации полученной фторалюминиевой кислоты содовым раствором. Образование криолита сопровождается выделением углекислого газа во всем объеме пульпы, это приводит к флотации углерода и выносу его из реактора. Взаимодействие оксидов алюминия с плавиковой кислотой позволяет разрушить спекшиеся частицы углерода, криолита и глинозема, что способствует более качественному разделению частиц криолита и углерода. Данная технология может быть реализована как на алюминиевом, так и на криолитовом заводе [3].

4. Комплексная переработка жидкой и твердой фаз шламовых полей. Задача удаления сульфатов из состава растворов шламовых полей Таджикского алюминиевого завода решена за счет природных возможностей региона (упаривание растворов в летний период и кристаллизация ледообразного осадка сульфатов в осенний период). Спек сульфата натрия с углем и известняком (80 % конверсия сульфатов в карбонаты) может быть использован для приготовления содовых растворов газоочистки. При замене в составе шихты угольной мелочи на хвосты флотации и введении добавок флюорита (до 90 % CaF_2) и не-

фелиновой руды (до 22 % Al_2O_3) получают алюминат натрия, который извлекается из спека по стандартной схеме. Полученный криолит-глиноземный концентрат, содержащий 20-25 % Al_2O_3 ; 70-75 % Na_3AlF_6 , используют в качестве сырья в производстве алюминия [4].

5. Гидрохимический двухстадийный способ переработки тонкодисперсных фторуглеродсодержащих отходов. Обработка отходов на первой стадии раствором NaOH (концентрация 30 г/дм³) при температуре 80 °С. Реагент для второй стадии должен обеспечить максимально низкое содержание фтора в углеродистом остатке. Предположительно это должен быть слабокислотный раствор. В качестве такого реагента выбран раствор щавелевой кислоты, которая позволяет перевести в раствор фтор, содержащийся в виде CaF_2 и NaF . Для осаждения криолита из растворов выщелачивания использован раствор плавиковой кислоты. Для утилизации обесфторенного углеродсодержащего остатка предлагается его прессование [5].

Многие разработки предусматривают передачу отходов на сторону с потерей ценных для производства алюминия компонентов, хотя сложившийся в электролизе алюминия баланс потребности в криолите и фтористом алюминии требует проводить переработку твердых фторуглеродсодержащих отходов с получением фторида алюминия. Предлагаемая автором безотходная технология переработки фторуглеродсодержащих материалов шламовых полей (рисунок), заключающаяся в сжигании отходов, утилизации тепла, улавливании фтора из отходящих газов и получении сырья для производства алюминия позволяет это осуществить.

В качестве основного агрегата применяется печь кипящего слоя (КС), которая отличается простотой конструкции, большой производительностью, высокой степенью механизации и автоматизации процесса, обеспечивает высокую эффективность использования тепла отходящих газов. Рабочее пространство печи представляет собой цилиндрическую шахту, образованную подиной, стенками корпуса и сводом печи. Объем рабочего пространства определяется заданной производительностью агрегата, которая в свою очередь обусловлена величиной площади подины. Большая высота шахты печи способствует более полному обжигу материала и меньшему уносу пыли с отходящими газами. Исходная шихта (влажность до 25 %) непрерывно загружается на ванну кипящего слоя, а продукт обжига – огарок самооттеком удаляется из печи.



Рисунок – Технологическая схема переработки отходов производства алюминия

Пылевывнос при обжиге в кипящем слое составляет 25-40 %, следовательно, необходима эффективная система пылеулавливания – две пылевые камеры (стояки) и два циклона. В стояках помимо осаждения пыли снижается температура газов перед циклонами до 450 – 550 °С. Эффективность такой системы составляет примерно 98 %. Далее газы направляют в систему сухой газоочистки и мокрый скруббер (улавливание оксида серы). При обжиге в печах КС уловленная пыль и огарок близки по химическому составу и представляют собой готовую продукцию – фторглиноземный концентрат.

Производительность печей КС зависит от ряда факторов: гранулометрического состава и физических свойств обжигаемого материала; параметров и качества воздушного дутья (давления, скорости, содержания кислорода); температуры и толщины кипящего слоя; конструкции печи и ее габаритных размеров. Обжигаемые материалы отличаются между собой по содержанию углерода. Чем больше содержание углерода, тем меньше удельная производительность агрегата

по перерабатываемому материалу. Материальный и тепловой балансы процесса обжига, просчитанные для шихты разных составов, позволяют сделать вывод о возможности совместного обжига хвостов флотации, шламов газоочистки и лежалых отходов шламовых полей.

В процессе окислительного обжига углеродная составляющая шихты выгорает с выделением в слое большого количества тепла. Температура в слое обжигаемых материалов поддерживается на уровне 800 °С. Для отвода избыточного тепла используется система испарительного охлаждения с принудительной циркуляцией воды. В эту систему кроме основного агрегата включены и аппараты системы пылеулавливания – пылевые камеры и циклоны. Непосредственно в зоне кипящего слоя установлены змеевики, в которые подается химически очищенная вода. Пароводяная смесь, полученная в результате отвода тепла из всех агрегатов (печи КС, пылевых камер, циклонов), поступает в барабан – сепаратор, где разделяется на воду и пар. Их можно использовать на технические нужды предприятия, например, для приготовления содовых растворов. При расширении отделения обжига отходов алюминиевого производства можно будет ставить вопрос о получении пара высокого давления в котлах – утилизаторах.

Полученный в результате обжига фторглиноземный концентрат может использоваться также успешно, как и флотационный концентрат, при электролизе алюминия. В зависимости от состава исходной шихты содержание основных компонентов в огарке меняется. Среднее содержание Al_2O_3 в огарке равно 35 %, содержание NaF – около 30 %.

Расчет оборудования показал, что одной печи с площадью пода 12 м² и удельной производительностью по перерабатываемым материалам 1,8 т/м² сутки достаточно для переработки образующихся отходов, однако имеется возможность повысить производительность установки с целью переработки лежалых отходов шламовых полей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Переработка твердых отходов алюминиевых производств / А.Н. Баранов, С.Б. Полонский, Г.А. Шишкин, А.В. Никаноров, П.Р. Ершов // Сб. науч. статей: Красноярская гос. акад. цв. мет. и золота. – Красноярск, 2001. – С. 163-166.

2. Истомин С.П. Новые направления в технологии переработки высокодисперсных фторсодержащих отходов производства алюминия / С.П. Истомин, Б.П. Куликов // Цветные металлы. – 1999. – № 3. – С. 45-47.

3. Истомин С.П. Переработка отходов на алюминиевом заводе / С.П. Истомин // Цветные металлы. – 2002. – № 1. – С. 83-85.

4. Комплексная переработка отходов производства алюминия с местным минеральным сырьем / У.М. Мирсаидов, Х.С. Сафиев, Б.С. Азизов, Д.Р. Рузиев // Цветные металлы. – 2003. – № 2. – С. 67-69.

5. Кондратьев В.В. Исследование и разработка комплексной технологии утилизации твердых фторуглеродсодержащих отходов алюминиевого производства: автореф. дис....канд. техн. наук / В.В. Кондратьев; Иркут. гос. техн. ун-т. – Иркутск, 2007. – 19 с.: граф. – Библиогр.: С. 16 (18 назв.).

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

УДК 519.876.5:(159.942:378)

М.В. Ляховец, Ю.А. Соловьева, С.С. Нижельский

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

ОПЫТ МОДЕЛИРОВАНИЯ КОНФЛИКТНЫХ СИТУАЦИЙ С ПОМОЩЬЮ ДЕЛОВЫХ ИГР

Целью исследований было выяснение характера влияния темперамента людей на принятие решений в конфликтных ситуациях при ограниченных временных ресурсах с помощью игрового моделирования.

The purpose of researching was to find-out influence character of people's temperament on decision-making in disputed situations at the limited time resources with the help of game modelling.

Конфликты и конфликтные ситуации всегда сопровождали человечество на пути его развития. Конфликтов избежать сложно, следовательно, необходимо научиться управлять либо самими конфликтными ситуациями, либо своим характером. Задача распознавания и урегулирования конфликтных ситуаций была и остается одной из актуальнейших задач, стоящих перед человечеством. Однако, задача разрешения конфликтных ситуаций – нетривиальная задача, сопровождающаяся наличием множества вариантов способов решений, которые в большинстве случаев не противоположны, а схожи, подобны между собой. Поэтому оптимальным способом нахождения правильного (для каждого конкретного случая) способа решения конфликта является проведение всесторонних исследований (экспериментов). Одним из методов является проведение моделирования конфликтных ситуаций. А для получения правдивых результатов исследований необходимо использовать такой метод моделирования, который бы адекватно описывал конфликтную ситуацию.

Важность модельного представления конфликтных ситуаций была осознана учеными еще в прошлом столетии. Например, исследования Т. Саати [1] посвящены построению математических моделей трудно формализуемых конфликтных ситуаций, не относящихся к стандартной теории статистических решений. В ней определяются цели и задачи урегулирования конфликтов, исследуются пути стабилизации и равновесия в условиях неполной информации, приводятся

некоторые математические модели оценки взаимного контроля конфликтующих сторон, формализуется процедура формирования соглашений в конфликтных ситуациях. В настоящее время также не прекращаются разработки в этом направлении [2 – 5]. Так, в работе [2] предпринята попытка описать динамику конфликта на некоторых модельных примерах, в которых учитываются существенные по значимости, с точки зрения автора, факторы влияния. Введенные в работе [2] элементы динамического подхода к конфликтным ситуациям позволяют исследовать их с новой стороны, а определение конфликта как процесса с обратными связями дает возможность использовать при его анализе ряд представлений и выводов теории динамических систем

Одним из перспективных методов анализа сложных социально-политических проблем, достаточно широко применяющимся в последнее время, является так называемый метод анализа иерархий, разработанный американским специалистом по теории принятия решений Т. Саати. [1] В основе метода анализа иерархий лежит процедура декомпозиции рассматриваемой проблемы на ряд подпроблем, каждая из которых может также детализироваться до необходимого уровня. Решение задачи прогнозирования конфликта представляет собой процесс поэтапного определения степени приоритетности элементов нижнего уровня иерархической структуры по отношению к каждому элементу верхнего уровня. Приоритет какого-либо оппонента по отношению к цели определяет степень его влияния на возможное развитие конфликта. Приоритет того или иного критерия по отношению к какому-либо действующему лицу конфликта означает степень важности данного критерия для него. Наконец, приоритет сценария развития конфликта по отношению к критерию означает степень соответствия этого сценария интересам того или иного оппонента по данному критерию. Получение информации о приоритетах элементов нижестоящего уровня иерархии по отношению к вышестоящим (т.е. оценок влияния действующих лиц на развитие конфликта, их приоритетов, приоритетов альтернативных сценариев развития конфликта) осуществляется путем проведения экспертного опроса.

Модели описания конфликтов в виде матриц и графиков являются необходимым фундаментом для создания варианта модели конфликта в виде игры, схематизированного описания взаимодействия сторон в конфликте. Это позволит пользоваться методами и моделями теории игр для поиска оптимальных решений. [3] Игровую модель

конфликта можно представить как сочетание отображения (рисунок) возможных позитивных и негативных альтернатив (ходов) участников-игроков K и Π и вариантов исходов каждой пары ходов K_i , Π_j в виде платежной матрицы $B = \|b_{ij}\|$.

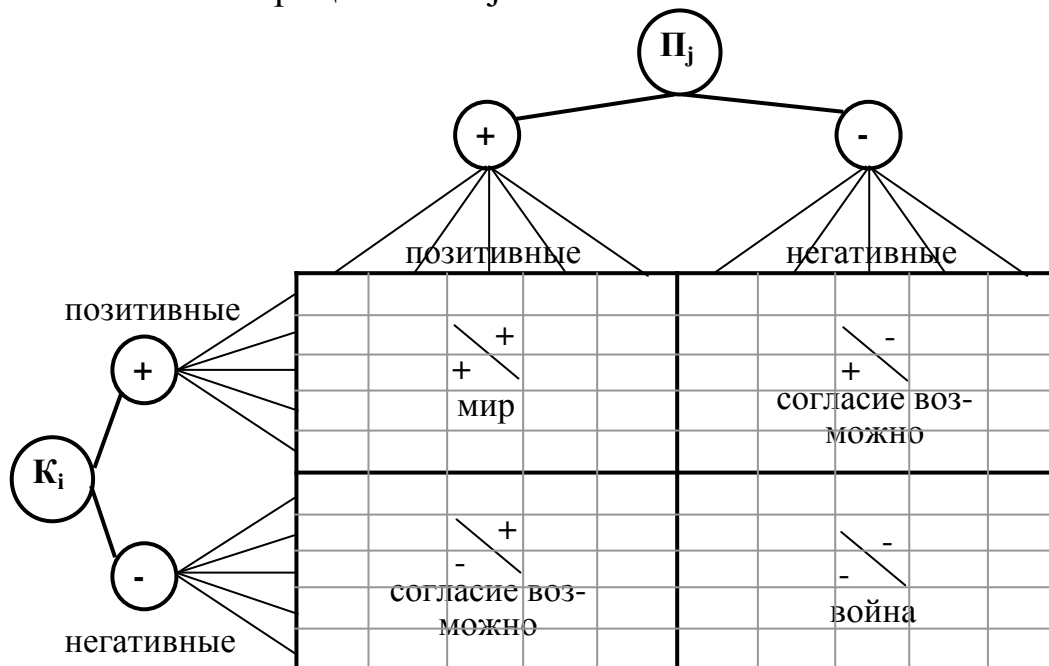


Рисунок – Игровая модель конфликта

На рисунке показано, что действия обеих сторон негативными альтернативами (-/-) свидетельствуют о том, что с помощью «войн» понять друг друга нельзя. Позитивные действия с обеих сторон приводят к мирному исходу. Варианты альтернатив (-/+) или (+/-) могут привести к мирному варианту согласия, что определяется цепочкой причинно-следственных альтернатив в многоходовом взаимодействии.

Одними из эффективных методов моделирования конфликтов, по мнению экспертов [3 – 5], являются игровое моделирование и метод анализа иерархий, основанный на теории графов. Однако, эффективная практическая реализация метода анализа иерархий требует использования специализированных программных средств, основанных на данном методе. В настоящее время существует достаточно широкий выбор комплексных программ, например, «Expert Choice», «Criterium Decision Plus» и др. [5]

Игровое моделирование является в настоящее время достаточно распространенной и разработанной технологией анализа и прогнозирования конфликтов. [1, 4] Лежащая в его основе теория игр, по существу, и была специально разработана для решения подобных задач. Теория игр – раздел прикладной математики, исследующий модели

принятия решений в условиях несовпадения интересов сторон, когда каждая сторона стремится воздействовать на разные ситуации в собственных интересах. [4] Игровое моделирование позволяет в явном виде оценить влияние деятельности всех субъектов анализируемого процесса, проводимой ими в интересах обеспечения своих целей, в отличие от большинства других методов. При этом во многих случаях анализируются и оцениваются не только альтернативные стратегии поведения сторон, участвующих в конфликте, а возникающие в результате применения этих стратегий ситуации, что позволяет формировать варианты возможных сценариев развития конфликтов и кризисов, а также определять наиболее вероятный сценарий развития событий.

Многие осознают значимость выбора правильной стратегии поведения в конфликтной ситуации, но не многие могут это сделать в силу каких-либо причин. Понимание студентом своих стратегий поведения при разрешении конфликта поможет ему проявить себя наиболее успешным руководителем в будущем, способным на выбор оптимальной стратегии своего поведения, как при возникновении конфликта, так и в процессе разрешения кризисной ситуации. Настоящая работа направлена на определение преобладающей стратегии поведения студента в конфликтной ситуации, используя методы игрового имитационного моделирования. Для быстрого разрешения конфликтных ситуаций важно разобраться в характерах людей, участвующих в конфликтах.

К числу наиболее разработанных на данный момент методов игрового моделирования относятся так называемые методы теории игр двух лиц с противоположными интересами. [3, 4] Такого рода игры оказались наиболее адекватным инструментом анализа задач, в которых цели сторон оказываются не просто конфликтными, а прямо противоположными. Для них введены четко определяемые понятия оптимальных решений и разработаны методы нахождения оптимальных стратегий для каждой стороны. Однако во многих случаях использование методов теории игр двух лиц с противоположными интересами оказывается неэффективным по причине того, что конфликты в большинстве случаев характеризуются наличием не двух, а большего числа сторон, участвующих в конфликте, и интересы этих сторон носят не абсолютно противоположный, а лишь частично конфликтный характер. В связи с этим в качестве достаточно эффективного инструмента игрового моделирования конфликтов может использоваться теория игр нескольких лиц с непротивоположными интересами. Как

показал опыт [5], применение такого рода игр позволяет получить довольно важную информацию о характере рассматриваемого конфликта и дать прогноз его возможного развития.

Исследования, проведенные в рамках данной работы, основывались на использовании игрового имитационного моделирования, а именно, проводилась деловая игра «Два начальника» [4], относящаяся к задачам распределенного контроля и иллюстрирующая довольно часто встречающуюся в различного рода организациях ситуацию, когда несколько руководителей функциональных подразделений дают одному, общему, подчиненному разные задания в одно и то же время. По условиям игры каждый из начальников дает подчиненному задание одновременно с другим и должен выбрать одну из трех вариантов стратегии («сотрудничество», «эгоистическое поведение», «договор») своего поведения в отношении к выполнению подчиненным выданного задания. Выигрыши игроков можно представить в виде следующей матрицы:

$$\begin{array}{l} \left[\begin{array}{l} \text{сотр.} \\ \text{эгоист.} \\ \text{договор} \end{array} \right] \begin{array}{l} \left[\text{сотр.} \quad \text{эгоист.} \quad \text{договор} \right] \\ \left(\begin{array}{ccc} 10,10 & -5,15 & 5,15 \\ 15,-5 & 0,0 & 0,0 \\ 15,5 & 0,0 & 10,10 \end{array} \right), \end{array} \end{array}$$

здесь паре чисел в каждой из девяти ячеек матрицы соответствуют выигрыши первого и второго игрока при той или иной стратегии их поведения; строки соответствуют выбору первого игрока, столбцы – второго.

Данная игра является дискретной однократной кооперативной игрой двух лиц с полной информативностью. Также необходимо отметить, что при любых стратегиях игроков сумма их выигрышей в результате не равна нулю, то есть это – игра с непротивоположными интересами, в отличие от антагонистических игр.

В исследованиях приняли участия студенты пятого курса. Такой выбор респондентов predetermined, в основном, тем фактом, что студенты пятого курса являются потенциальными руководителями в организациях, в которые пойдут работать после окончания университета, и им будет полезно определить оптимальную стратегию своего поведения при возникновении подобных конфликтов на производстве.

Перед началом игры проводилось определение типа темперамента каждого из игроков с помощью теста Г. Айзенка [6]. После определения типа темперамента игроков проводилась сама игра. Для

выявления влияния типа характера людей на принятие решений были приняты некоторые допущения и ограничения в игровом процессе, а именно: начальники (игроки) не поддерживают между собой ни каких отношений, кроме служебных; задачи, выдаваемые подчиненному, являются относительно схожими по трудности, важности и времени выполнения; время принятия окончательного решения по выбору стратегии поведения игроков строго ограничено (5 мин.). Партнеры по игре подбирались таким образом, чтобы воссоздать все возможные комбинации типов темперамента игроков. Результаты заносились в таблицу результатов эксперимента, в которой описаны все возможные игровые ситуации, а именно, 16 ситуаций. Анализ результатов проведенных исследований (таблица 1) показывает, что практически во всех случаях выигрышная стратегия у людей с типом темперамента сангвиник.

Таблица 1 – Итоговые результаты исследований

Тип темперамента	Итоговый балл	
	Принимает решение первым	Принимает решение вторым
Сангвиник	30	25
Холерик	30	15
Флегматик	20	10
Меланхолик	20	20

Это определяется, в первую очередь, тем, что они, в основном, выбирают стратегию «сотрудничество» или «договор». У холериков стратегия всегда одна – «эгоистическое поведение», что сказывается на результате: если они выступают инициаторами, то остальные, в основном, их поддерживают сотрудничеством, не пытаясь соперничать. У меланхоликов получились средние результаты в связи с тем, что они принимают решение довольно долго, пытаясь принять «эгоистическое поведение», однако со временем или под давлением меняют свою стратегию на «сотрудничество», что негативно сказывается на результатах работы. Флегматики заняли последнее место, ведя свою «соглашательскую политику».

Полученные результаты исследований показывают адекватность полученных с помощью игрового имитационного моделирования конфликтов результатов описаниям типов темпераментов. Также, для подтверждения адекватности полученных результатов моделирования было проведено дополнительные исследования, а именно, определе-

ние стратегии поведения участвующих в игровом моделировании студентов в конфликтной ситуации с помощью теста, разработанного американским социальным психологом К. Томасом [6], методика которого предназначена для определения типических способов реагирования на конфликтные ситуации и всеобщее признана. С ее помощью можно выявить, насколько человек склонен к соперничеству или сотрудничеству в группе, в команде, стремится к компромиссам и избегает конфликтов или, наоборот, идет на их обострение. Результаты тестирования сгруппированы по типу темперамента респондентов и представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Итоговые результаты тестирования (тест К. Томаса)

Тип темперамента	Стратегия поведения, %				
	соревнование	приспособление	компромисс	избегание	сотрудничество
Сангвиник	5	0	40	5	45
Холерик	90	0	5	0	5
Флегматик	5	20	30	15	30
Меланхолик	70	5	10	5	10

Анализ полученных результатов тестирования показывает адекватность полученных с помощью игрового имитационного моделирования результатов исследования результатам тестирования по К. Томасу.

Также, на практике была доказана правота принципа равновесия Нэша [4] для игры «Два начальника», который гласит, что выигрышной стратегией является стратегия «договора» (в нашем случае такой стратегии придерживались сангвиники).

Проведение со студентами подобных имитационных деловых игр в учебном процессе повышает качество образования и дает возможность преподавателю индивидуально подходить к каждому студенту, а студенту, в свою очередь, осознавать положительные и отрицательные стороны влияния типа темперамента на выбор стратегии поведения в конфликтах. Следует отметить, что без использования методов имитационного моделирования было бы крайне затруднительно организовать проведение такого исследования в связи с невозможностью воссоздания конфликтных ситуаций другими известными способами, а использование механизма тестирования не приводит в полной мере к раскрытию внутренней сути респондента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Саати Томас Л. Математические модели конфликтных ситуаций / Томас Л. Саати. – М.: Сов. Радио, 1977. – 302 с.
2. Либенсон М.Н. Конфликт как объект теории неустойчивости: Оpubл. в кн. «Синергетика и методы науки» / Под ред. проф. М.А. Басина. – СПб: Наука, 1998. – С. 187-192.
3. Фомин Г.П. Модели конфликтов / Г.П. Фомин // Менеджмент в России и за рубежом – 2001. – № 6.
4. Губко М.В. Теория игр в управлении организационными системами: Учеб. пособие. Серия «Управление организационными системами» / М.В. Губко, Д.А. Новиков. – М.: СИНТЕГ, 2002. – 148 с.
5. Абаев Л.Ч. Методы моделирования социально-политических процессов / Л.Ч. Абаев.
6. Вачугов Д.Д. Практикум по менеджменту: деловые игры: Учеб. пособие. – 2-е изд., перераб. и доп. / Д.Д. Вачугов, В.Р. Веснин, Н.А. Кислякова. – М.: Высш. шк., 2001. – 192 с.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

УДК 661.55 : 621.762.21

Л.М. Полторацкий

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

РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ В ТРЕХ ТОМАХ
«НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ В
ПРОИЗВОДСТВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ» (АВТОРЫ:
О.А. ПОЛЯХ, В.В. РУДНЕВА, НАУЧНЫЙ РЕДАКТОР
Г.В. ГАЛЕВСКИЙ)

Целью работы является теоретические исследования и технологическое освоение плазмометаллургического производства нанодисперсного карбида кремния; направленное формирование на стадии синтеза или путем вне реакторной обработки комплекса свойств, определяющих эффективное его использование в процессах композиционного упрочнения и для получения конструкционной керамики. Технологическая реализация предлагаемого процесса возможна при выполнении целого ряда условий: использовании сырья высокой дисперсности, обеспечивающей испарение частиц в условиях малого времени пребывания в реакторе, разработке способов пассивации нанодисперсного продукта, экологически чистом аппаратурно-технологическом оформлении процесса, – каждое из которых представляет собой самостоятельную задачу, решаемую в рамках данной работы.

Первый том посвящен исследованию возможности и перспектив применения выбранного сырья: микрокремнезема: природного, техногенного (образующегося при выплавке кремния и высококремнистых ферросплавов) и искусственно синтезированного. Авторами предложена балансовая схема образования монооксида кремния, разработанная на основе исследования физико-химических взаимодействий в рудно-термических печах; проанализированы процессы, способствующие образованию микрокремнезема; проведена комплексная физико-химическая аттестация микрокремнезема. Таким образом, на основе существующих литературных публикаций и исследований авторов монографии, собрана полная информация о применении нанодисперсного микрокремнезема для производства нанокарбида кремния.

Второй том монографии включает исследование свойств и оценку эффективности применения нанодисперсного карбида кремния в процессах композиционного электроосаждения. Разработаны способы пассивации карбида кремния для обеспечения стабильности его фазового и химического составов при хранении, подавления склонности частиц к коалесценции и коагуляции в растворах электролитов, минимальной газонасыщенности. С целью оценки эффективности использования полученного нанокарбида кремния исследованы особенности формирования и основные свойства композиционных материалов, образующихся в системах: никель (хром) – нанодисперсный карбид кремния и никель (хром) – микропорошок карбида кремния КЗМ5.

В третьем томе проведен анализ основных направлений развития материаловедения керамических материалов; рассмотрены современные керамические материалы; обоснована необходимость нанотехнологического подхода к созданию подобных материалов. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований плазмометаллургического производства нанокарбида кремния для конструкционной керамики.

Монография включает в себя исследования и оптимизацию гидродинамических и теплотехнических характеристик плазменного реактора для производства нанокарбида кремния; теоретические и экспериментальные исследования процесса получения карбида кремния, анализ и обсуждение результатов экспериментальных исследований. Проведены термодинамические и кинетические исследования, выполнено компьютерное моделирование условий плазмометаллургического процесса. Реализация разработанной модели позволяет определять эффективные режимы работы реактора и получения нанокарбида кремния. Разработана методика аттестации свойств карбида кремния с учетом его нанодисперсного состояния, определяющего необходимость применения разнообразных методов исследования, а также их корректировки. Предложен механизм плазмометаллургического процесса получения нанокарбида кремния, отличающийся от механизма традиционных твердофазных взаимодействий.

Монография содержит разработки, направленные на практическое внедрение в производство результатов экспериментальных и теоретических исследований. Особого внимания заслуживает тот положительный факт, что предложенная нанотехнология предполагает экологически чистый вариант производства: авторами разработана аппаратно-технологическая схема, обеспечивающая рецикл газа-

теплоносителя и снижение до минимума вредных выбросов (монооксида углерода и циановодорода).

Работа построена логически грамотно, оформление выполнено на высоком уровне и полностью соответствует требованиям, предъявляемым к литературе для высших учебных заведений. Текстовый, библиографический и иллюстрационный материал представлен достаточно полно, терминологический аппарат соответствует действующей нормативно-технической документации.

С учетом вышеизложенного следует отметить, что рецензируемая работа «Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния» отвечает всем установленным требованиям, предъявляемым к монографиям.

УДК 669.71.02

К.А. Черепанов

Новокузнецкий филиал-институт ГОУ ВПО «Кемеровский государственный университет», г. Новокузнецк

**РЕЦЕНЗИЯ НА КОМПЛЕКТ УЧЕБНЫХ ПОСОБИЙ ДЛЯ
СТУДЕНТОВ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ПО
ДИСЦИПЛИНЕ «МЕТАЛЛУРГИЯ АЛЮМИНИЯ»
(АВТОРСКИЙ КОЛЛЕКТИВ: Г.В. ГАЛЕВСКИЙ,
Н.М. КУЛАГИН, М.Я. МИНЦИС, В.Б. ДЕЕВ,
А.В. ФЕОКТИСТОВ, Н.А. НАЙДЕНОВ, С.Е. ПЕТРАШКЕВИЧ,
В.В. РУДНЕВА, М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ)**

Алюминий и его сплавы являются одними из наиболее распространенных конструкционных материалов, область применения которых непрерывно расширяется. Широко используемый в настоящее время, как в России, так и за рубежом электролитический способ производства алюминия включает целый комплекс вспомогательных производств и требует применения достаточно сложного технологического оборудования, а, значит, и соответствующего уровня знаний и навыков инженерно-технического персонала алюминийпроизводящих предприятий. Принимая во внимание определенный дефицит современной учебной литературы, посвященной металлургическому производству алюминия и его сплавов, выход в свет рецензируемого комплекта учебных пособий, как никогда актуален, а издания востребованы вузами, ведущими подготовку студентов по направлению 150100 – «Металлургия».

Комплект учебных пособий состоит из пяти книг:

1. Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции, прогнозы (авторы: Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис);

2. Производство алюминиевых сплавов (авторы: Г.В. Галевский, В.Б. Деев, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, А.В. Феокистов);

3. Современные методы анализа и контроля в металлургии алюминия (авторы: Г.В. Галевский, М.Я. Минцис, Н.М. Кулагин, Н.А. Найденнов, С.Е. Петрашкевич, В.В. Руднева, М.В. Темлянецв) в трех томах:

Том 1 Электролитическое производство алюминия

Том 2 Производство электродных материалов

Том 3 Аналитические основы экологического мониторинга

Комплект учебных пособий подготовлен авторским коллективом под руководством проректора по учебной работе ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», профессора Геннадия Владиславовича Галевского. Выход в свет этого комплекта стал возможен благодаря объединенным усилиям ученых и преподавателей кафедр физической химии и теории металлургических процессов, металлургии цветных металлов и химической технологии, теплофизики и промышленной экологии ГОУ ВПО «СибГИУ».

Комплект учебных пособий неоднократно представлялся на выставках различного уровня: XIV Международной образовательной выставке «УЧСИБ» (г. Новосибирск) и был удостоен диплома и золотой медали, VII специализированной выставке-ярмарке «Образование. Карьера. Занятость» – диплома 1 степени и медали, специализированной выставке «Металлургия. Сварка. Росмаш. Автоматизация» – диплома и бронзовой медали, VIII специализированной выставке-ярмарке «Образование. Карьера. Занятость» – серебряной медали, IV Сибирского промышленного форума «Металлургия. Человек. Энергоэффективность» – диплома и серебряной медали (г. Новокузнецк).

Учебное пособие «Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции, прогнозы» рекомендовано учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению 150100 – «Металлургия» и состоит из трех разделов, включающих 14 глав:

Раздел I Производство алюминия

1. Свойства и применение алюминия
2. Основные минералы и руды алюминия
3. Свойства и способы производства глинозема
4. Производство первичного алюминия
5. Применение вторичного алюминия

Раздел II Конструкции электролизеров и показатели их работы

6. Основные конструкционные материалы
7. Конструкции электролизеров
8. Магнитное поле электролизера
9. Срок службы электролизеров
10. Анализ выхода по току и электропотребления
11. Способы улучшения работы электролизеров
12. Электроснабжение производства алюминия
13. Основы экологии производства алюминия

Раздел III Мировой рынок алюминия

14. Производство, потребление и внешняя торговля

В нем рассмотрено состояние мирового производства первичного и вторичного алюминия. Приведены анализ развития электролизеров и современные тенденции их совершенствования. Освещены вопросы экологии, электроснабжения алюминиевого производства, обеспечения углеродистыми и теплоизоляционными материалами.

Учебное пособие «Производство алюминиевых сплавов» допущено Министерством образования и науки Российской Федерации в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению 150100 – «Металлургия» и состоит из 11 глав:

1. Строение и свойства алюминия
2. Свойства и строение расплавов алюминия. Структурная наследственность сплавов
3. Кристаллизация алюминия и его сплавов
4. Виды и свойства литейных и деформируемых алюминиевых сплавов
5. Плавка алюминия и его сплавов
6. Печи для плавки алюминия и его сплавов
7. Рафинирование сплавов
8. Модифицирование сплавов
9. Разливка и обработка сплавов
10. Маркировка и упаковка готовой продукции
11. Технический контроль, экономика и экология в производстве алюминиевых сплавов

В нем освещены современные тенденции производства сплавов на основе алюминия. Рассмотрены строение и свойства алюминиевых сплавов в твердом и жидком состояниях, наследственность используемых шихтовых материалов, общие вопросы кристаллизации, плавки, разливки, обработки алюминиевых сплавов. Приведены основы технического контроля, экономики и экологии в производстве алюминиевых сплавов.

Учебное пособие «Современные методы анализа и контроля в металлургии алюминия» рекомендовано учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению 150100 – «Металлургия» и состоит из трех томов, включающих 15 глав:

Том 1 Электролитическое производство алюминия

1. Свойства алюминия и основы его электролитического производства

2. Методы анализа качества сырья

3. Контроль качества глинозема

4. Контроль качества фторидов

5. Контроль качества электролита

6. Контроль качества алюминия и его сплавов

Том 2 Производство электродных материалов

1. Электродная продукция и способы ее производства

2. Контроль качества электродного кокса

3. Контроль качества электродного пека

4. Контроль качества анодной массы и обожженных анодов

5. Контроль качества углеродных материалов катода электролизера

Том 3 Аналитические основы экологического мониторинга

1. Экологическая оценка сырья, продукции и выбросов в окружающую среду

2. Методы анализа выбросов вредных газов и аэрозолей

3. Методы анализа пылевидных выбросов

4. Методы анализа вредных выбросов в сточные воды

В учебном пособии рассмотрены методы анализа и контроля, применяющиеся в электролитическом производстве алюминия при оценке качества глинозема, фторидов, электролита, алюминия, его сплавов, электродных материалов для электролитического получения алюминия, мониторинге экологических аспектов производства алюминия. Приведены подробные сведения по практическому применению методов. Изложены устройство, характеристики и принцип работы современного аналитического оборудования российских и зарубежных фирм-производителей.

Учебные пособия хорошо иллюстрированы, содержат большое количество рисунков металлургических агрегатов, фотографий макро- и микроструктур алюминия и его сплавов, наглядно, в доступной для понимания форме поясняющие принцип работы приборов и устройств.

Пособия изданы в издательстве «Флинта: Наука» г. Москва, оформлены в едином стиле, имеют современный дизайн и удобный формат 60×88 1/16. Издания предназначены для студентов вузов, обучающихся по направлению «Металлургия», аспирантов и преподавателей, а также инженерно-технического персонала металлургических предприятий и научно-исследовательских лабораторий.

УДК 378.046

С.М. Редлих

ГОУ ВПО «Кузбасская государственная педагогическая академия», г. Новокузнецк

РЕЦЕНЗИЯ НА КОМПЛЕКТ УЧЕБНЫХ ПОСОБИЙ ДЛЯ ПРЕПОДАВАТЕЛЕЙ И СТУДЕНТОВ ВСЕХ УРОВНЕЙ ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ ПО ДИСЦИПЛИНЕ «ОСНОВЫ ПЛАНИРОВАНИЯ ПРОФЕССИОНАЛЬНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ» (АВТОРСКИЙ КОЛЛЕКТИВ: Л.Г. РЫБАЛКИНА, В.И. СЕМЁНОВА, Т.Н. ГРЕВНЁВА, Н.В. ПЛАТОНОВА, Е.Г. СИДОРОВА, ПОД ОБЩЕЙ РЕДАКЦИЕЙ Г.В. ГАЛЕВСКОГО)

Занятость населения – одна из острейших проблем современного общества. С начала «эпохи перестройки» и до сегодняшних дней безработица остаётся третьей по значимости бедой российской молодёжи. Вопросы трудоустройства молодых граждан неоднократно поднимались на федеральном уровне: они рассматривались регулярно на заседаниях Государственной Думы, в 2000 году введена в действие «Межведомственная программа содействия трудоустройству и адаптации к рынку труда выпускников учреждений профессионального образования», в 2001 году создан Межрегиональный координационно-аналитический центр по проблемам трудоустройства и адаптации к рынку труда выпускников учреждений профессионального образования, в 2004 году принято решение коллегии Федерального агентства по образованию «О содействии занятости, трудоустройству и поддержке экономической самостоятельности молодых граждан», в 2006 году издан приказ Минобрнауки №1467 «Об итогах приема в учреждения профессионального образования, выпуска специалистов в 2006 году и задачах по совершенствованию трудоустройства выпускников». В соответствии с приказом, в каждом учреждении профессионального образования должна быть создана служба содействия трудоустройству выпускников. Правительством РФ в декабре 2006 года принят важнейший документ – «Стратегия государственной молодёжной политики», целью которой является развитие потенциала молодёжи в интересах России.

Решение насущных проблем молодёжной занятости имеет отражение и на региональном уровне. В Кемеровской области, регионе, известном положительным опытом социальных практик, разработана и успешно реализуется региональная целевая программа «Содействие профессиональному становлению выпускников учреждений профессионального образования Кемеровской области на 2005-2010 годы». Одно из направлений программы – «Комплексное многоуровневое профориентационное содействие трудоустройству выпускников учреждений профессионального образования». Ведущую позицию в организации деятельности данного направления на территории области занимает коллектив Регионального учебного консультационно-методического центра профориентации и содействия трудоустройству выпускников (РУКМЦПСТВ) «Карьера» при Сибирском государственном индустриальном университете.

Его специалисты обучают студентов планированию профессиональной деятельности и карьеры, технологии трудоустройства, а с 2005 года в рамках названной выше региональной целевой программы ведут подготовку и переподготовку преподавателей всех уровней профессионального образования для передачи опыта создания специализированной службы содействия профессиональному становлению и трудоустройству выпускников.

Сотрудники центра разработали и издали комплект пособий по учебной дисциплине «Основы планирования профессиональной деятельности» для студентов и преподавателей с целью обучения проектирования трудовой деятельности и карьеры, технологии трудоустройства и адаптации на рынке труда выпускников учреждений профессионального образования.

Комплект учебных пособий состоит из двух книг:

1. «Основы планирования профессиональной деятельности. Методы обучения».

(авторы: Л.Г. Рыбалкина, Е.Г. Сидорова, В.И. Семёнова, Т.Н. Гревнёва, Н.В. Платонова)

2. «Основы планирования профессиональной деятельности и карьеры» – лекционный курс и практикум по учебной дисциплине «Основы планирования профессиональной деятельности»

(автор – Л.Г. Рыбалкина)

Комплект учебных пособий под общей редакцией профессора, доктора технических наук Геннадия Владиславовича Галевского подготовлен авторским коллективом под руководством директора

РУКМЦПСТВ «Карьера», доцента Людмилы Григорьевны Рыбалкиной.

Издание пособий вызвано актуальной необходимостью распространения социально-значимого педагогического опыта коллектива РУКМЦПСТВ «Карьера». Этот опыт является результатом исследований сотрудников центра в области теории и практики профессионально самоопределения молодёжи, разработки и внедрения комплексной технологии содействия трудоустройству и профессиональному становлению выпускников учреждений профессионального образования.

Пособие «Основы планирования профессиональной деятельности. Методы обучения» предназначено для самостоятельной работы преподавателей, сотрудников специализированных структур содействия трудоустройству выпускников. Это учебно-методический ресурс для тиражирования опыта Регионального учебного консультационно-методического центра профориентации и содействия трудоустройству выпускников «Карьера». В нём представлена образовательная программа по обучению молодёжи планированию профессиональной деятельности, поиску работы, технологии трудоустройства, успешной адаптации на рынке труда и развитию служебной карьеры. Данное издание рекомендовано Сибирским региональным учебно-методическим центром высшего профессионального образования для межвузовского использования в качестве учебного пособия для преподавателей образовательных учреждений и профконсультантов структур занятости молодёжи.

Пособие выполняет такие функции, как информационно-познавательную, справочную, мотивационную, самообразования. В пособии впервые приведен дидактически и методически отработанный материал по данной тематике.

Эта работа коллектива сотрудников РУКМЦПСТВ «Карьера» заняла 1-е место во внутривузовском конкурсе учебников Сибирского государственного индустриального университета. Кроме того, Рыбалкина Людмила Григорьевна, Сидорова Елена Геннадьевна, Семёнова Вера Ивановна, Гревнёва Татьяна Николаевна, Платонова Нина Вениаминовна, Галевский Геннадий Владиславович стали лауреатами федерального конкурса на лучшую научную книгу 2006 года среди преподавателей высших учебных заведений Российской Федерации в номинации «Психология и педагогика». Пособие рекомендовано Фондом развития отечественного образования для использования в

учебном процессе и переиздания для широкой научной общественности в России и за рубежом.

В такой же мере востребовано и второе пособие «Планирование профессиональной деятельности и карьеры» (автор: Л.Г. Рыбалкина). В последнее время появилось достаточно много разрозненных материалов по данной теме, но полного лекционного курса не было. В соответствии с поставленной Минобрнауки задачей создания в каждом учреждении профессионального образования службы содействия трудоустройству, разработка и издание систематизированного полного лекционного курса и практикума по планированию профессиональной деятельности и карьеры, технологии трудоустройства выпускников учреждений профессионального образования чрезвычайно актуально.

В пособии впервые систематизирован материал по тематике планирования профессиональной деятельности, представлены результаты инновационных начинаний коллектива Регионального учебного консультационно-методического центра профориентации и содействия трудоустройству выпускников «Карьера», отмеченные Дипломами и медалями, в том числе Всероссийского Выставочного Центра «за разработку современных образовательных информационных и социальных технологий в содействии трудоустройству выпускников вузов Кузбасса» (Международный Форум «Современная образовательная среда» 2003г.), Г.В. Галевский награждён золотым нагрудным знаком «Участник ВВЦ», Л.Г. Рыбалкина – серебряным нагрудным знаком «Участник ВВЦ» (на Международном Форуме «Современная образовательная среда» – в 2005год, авторский коллектив награждён Дипломом 1 степени и медалью Кузбасской специализированной выставки «Образование. Карьера. Занятость» за создание учебных и рекламно-информационных ресурсов содействия трудоустройству выпускников учреждений профессионального образования Кемеровской области и др.

В издании нашли отражение варианты решения проблем молодёжной занятости и содействия трудоустройству выпускников в результате социального партнёрства РУКМЦПСТВ «Карьера» и центра занятости населения, Комитета по делам молодёжи, Комитета по социальной политике, Совета народных депутатов города Новокузнецка Одновременно представлена проработка комплекса вопросов, связанных с системой прав и интересов молодежи (глава «Правовые аспекты взаимодействия с работодателем»).

Особое внимание уделяется формированию активной жизненной позиции личности. В пособии представлены наиболее важные темы для формирования успешной, конкурентоспособной личности на рынке труда: «Место профессиональной деятельности в системе жизненных ценностей личности», «Профессиональное самоопределение», «Профессиональная пригодность», «Рынок труда», «Особенности подготовки документов для трудоустройства», «Успешная самопрезентация – необходимое условие эффективного позиционирования на рынке труда», «Собеседование с работодателем» и другие.

Следует отметить продуманную структуру пособия, в котором использован не только принцип логической последовательности, но и удобства: в каждой главе дана необходимая информация с основными понятиями, задачами решения данной проблемы, приводятся практические примеры, вопросы для закрепления материала, контрольные вопросы, практикум, рекомендации. Здесь же, в главе, для удобства приводится словарь и библиографические источники. Текстовый материал дополнен таблицами, иллюстрациями, фотографиями. Решение ситуационных задач, самостоятельные работы – своеобразная предварительная проработка реальных проблем, возникающих зачастую в процессе настоящего трудоустройства. Пособие соответствует содержанию программы учебной дисциплины «Основы планирования профессиональной деятельности» и выполняет основную задачу обучения эффективной технологии трудоустройства и адаптации на рынке труда выпускников учреждений профессионального образования.

Оба пособия оформлены в едином стиле, имеют современный дизайн, изданы в московском издательстве «Флинта: Наука» 2006 и 2007 годах, отвечают всем установленным требованиям учебной литературы.

УДК 669.046:539.3:548.376

С.В. Коновалов

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

РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ «ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ АРМАТУРНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ» (АВТОРЫ: В.Р. МИКРЮКОВ, Ю.Ф. ИВАНОВ, В.Е. ГРОМОВ)

Сложности экономического, научного и производственного характера, связанные с необходимостью продления ресурса безопасности эксплуатации действующих высокорисковых объектов, а также вновь проектируемых, поставили на повестку дня необходимость комплексных исследований деградации материалов и конструкций. Неприемлемым условием структурно-фазовых состояний, формируемых при производстве арматурного проката, который представляет собой основной элемент конструкций, является длительная стабильность нормируемых стандартами характеристик прочности, пластичности, коррозионной стойкости. Однако в процессе длительной эксплуатации в материале могут накапливаться и развиваться дефекты, приводящие к деградации свойств и разрушению с катастрофическими последствиями. Установление механизмов изменения структурно-фазовых состояний арматуры при длительной эксплуатации, несомненно, актуально, так как позволяет управлять этими процессами, предотвращать разрушение конструкций, более обоснованно подходить к проблеме прогнозирования долговечности в процессе проектирования, строительства и эксплуатации конструкций и сооружений.

Вышеизложенное говорит об актуальности рецензируемой монографии, в которой методами современного физического материаловедения выполнен комплекс исследований физической природы и закономерностей деградации механических свойств и структурно-фазовых состояний арматуры при длительной эксплуатации в каркасе фундаментов промышленных зданий и сооружений.

Для достижения цели решены следующие задачи:

- Выполнены исследования деградации механических свойств и микроструктуры арматуры из стали 35ГС после различных сроков эксплуатации;

- Проведен электронно-микроскопический анализ структуры и фазового состава горячекатаной арматуры в исходном состоянии и их эволюция при длительной до 50 лет эксплуатации;
- Установлены типы и закономерности изменения параметров дислокационных субструктур в стали 35ГС при длительной эксплуатации;
- Выполнен фрактографический анализ поверхности разрушения арматуры методами сканирующей электронной микроскопии;
- Выявлены основные механизмы деградации свойств и структуры низкоуглеродистой стали после длительной эксплуатации.

Совокупность экспериментальных результатов и их анализ позволила авторам:

1. Установить гарантированные сроки безопасного использования горячекатаной арматуры из стали 35ГС в фундаментных блоках промышленных зданий и сооружений на основе достигнутого понимания физической природы деградации структурно-фазовых состояний и механических свойств.

2. Сформировать банк экспериментальных данных о закономерностях изменения свойств и структурно-фазовых состояний низколегированной стали при длительной эксплуатации.

3. Целенаправленно оценивать вклад эволюции дислокационной субструктуры в изменении свойств стали при длительной эксплуатации.

Все это свидетельствует о высокой практической значимости результатов монографии.

Появление рецензируемой монографии является своевременным, поскольку в отечественной и зарубежной литературе со времен классических работ академика С.Н. Журкова отсутствует анализ процессов длительной прочности стали и сплавов.

Несмотря на то, что авторы более детально описывают наиболее важные физические явления в стали при длительной эксплуатации, что отражает идеологию представленного большого объема экспериментального материала, свой взгляд на проблему они сочетают со ссылками на воззрение других ученых. Монография написана грамотным языком, имеет внутреннюю логическую структуру.

Результаты работы и их анализ, полезны и интересны, как для специалистов по теории надежности строительного производства, так и для материаловедов и металлофизиков. Первые могут найти в ней основу для разработки гарантируемых сроков безопасной эксплуатации железобетонных конструкций, а вторые – современные представления о физике явлений. Несомненно, книга будет полезна аспирантам и студентам старших курсов соответствующих специальностей.

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 250x170 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».

Перечень литературных источников должен быть минимальным. 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 транскрипции, 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 подрисовочные 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.

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 1 марта 2008 г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк, Кемеровской обл., ул. Кирова, 42.

Вестник горно-металлургической секции РАЕН.

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Ответственный редактор Галевский Геннадий Владиславович

Компьютерный набор Темлянцева Е.Н.

Изд.лиц. № 01439 от 05.04.2000 г. Подписано в печать 12.09.2007 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.

Усл.печ.л. 12,2 Уч.-изд.л. 13,0 Тираж 300 экз. Заказ 827

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.

Издательство СибГИУ