

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 21

Под редакцией профессора Г.В. Галевского

Москва  
Новокузнецк  
2008

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. 21 / Редкол.: Г.В. Галевский (главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2008. – 321 с., ил.  
ISBN 5–7806–0250–6

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.

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.  
Ил. 83, табл. 59, библиогр. назв. 230.

*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., проф., 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, 2008  
ISBN 5–7806–0250–6

## СВЕДЕНИЯ О РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

Айзатулов Р.С.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Анохина Н.К.	д-р культурологии, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Бородулин А.В.	д-р техн. наук, в.н.с., Институт черной металлургии Национальной Академии наук Украины, г. Днепропетровск
Галевский Г.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Громов В.Е.	д-р физ.-мат. наук, проф., д.ч. Международной академии энерго-информационных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
Данилов В.И.	д-р физ.-мат. наук, проф., Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
Дегтярь В.А.	д-р хим. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Павленко С.И.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. Международной Академии инженерных наук, д.ч. Нью-Йоркской АН, д.ч. МАН ВШ, СибГИУ, г. Новокузнецк
Перетяцько В.Н.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. Академии инженерных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
Протопопов Е.В.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. Международной академии энерго-информационных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
Реморов В.Е.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Селянин И.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Софрошенков А.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>М.С. Никишанин, А.В. Сафонов, В.М. Динельт, А.Е. Аникин</i>	9
Кинетика восстановления кремнезема различными углеродистыми восстановителями ...	9
<i>Р.С. Айзатулов, Е.П. Волюнкина, Е.В. Протопопов, Л.А. Ганзер</i>	
Комплексные синтетические флюсы для совершенствования конвертерной плавки .....	12
<i>Н.Ф. Якушевич, К.С. Елкин, Н.С. Докиенко</i>	
Закономерности изменения термодинамических функций тройных оксидных соединений.....	17
<i>Н.Ф. Якушевич, К.С. Елкин, И.В. Чужина</i>	
Выбор оптимального режима твердофазного восстановления Бакчарских железорудных концентратов полукоксом .....	27
<i>И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев, О.Г. Ротенберг</i>	
Основные подходы к определению конструкции лабораторных вагранок.....	33
<i>А.Ф. Софрошенко</i>	
Хромирование быстрорежущих сталей для камер высокого давления.....	36
<i>Е.В. Протопопов, Р.С. Айзатулов, В.В. Соколов, Г.И. Вережкин, И.П. Герасименко</i>	
Разработка и внедрение новой конструкции кислородной фурмы для продувки металла в большегрузных конвертерах .....	42
<i>И.П. Герасименко, Р.С. Айзатулов, Н.А. Чернышева</i>	
Совершенствование конструкции и тепловой работы подовой сталеплавильной печи ...	49
<i>Р.Ф. Нугуманов, Е.В. Протопопов, А.Г. Чернятевич</i>	
Изучение особенностей воспламенения и горения углей в процессе предварительного подогрева лома в конвертере .....	55
<i>В.А. Дорошенко, Б.В. Дорошенко</i>	
Изучение процесса шлакообразования при различных технологических режимах кислородно-конвертерного процесса.....	64
<i>В.П. Комишуков, Е.В. Протопопов, Д.Б. Фойгт, Л.А. Ганзер</i>	
Исследование качества непрерывнолитой заготовки при совершенствовании тепловой работы сортовой МНЛЗ.....	73
<i>В.Н. Перетягко, С.В. Сметанин, В.В. Дорофеев</i>	
Исследование технологии прокатки трамвайных рельсов в рельсобалочном цехе ОАО «НКМК».....	78
<i>М.В. Филиппова</i>	
Удельное усилие затекания металла в компенсатор .....	83
<i>Ю.Е. Михайленко, М.В. Темлянец, А.С. Усачев, С.А. Баскаков</i>	
Исследование влияния режимных параметров на технико-экономические показатели работы методической печи.....	87
<i>М.В. Темлянец, О.Д. Олендаренко</i>	
Практика и перспективы применения покрытий для защиты стали от окисления при высокотемпературном нагреве под обработку давлением.....	94
<i>В.Е. Реморов, Е.А. Бедарев, А.О. Гончаров</i>	
Влияние условий закрепления на напряженно-деформированное состояние стыков симметричного фасонного проката с листовыми элементами .....	100
<i>В.Е. Реморов, И.С. Дырочкин</i>	
Напряженно-деформированное состояние стыков листового проката при гидростатическом давлении и различной ширине соединяемых элементов.....	108

<i>В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков</i> Влияние конструктивных параметров на инжекционную способность вихревой горелки.....	114
<i>В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков</i> Методика обобщения результатов эксперимента, изучающего влияние частных факторов.....	119
<i>В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.А. Цецорина</i> Анализ способов снижения горячеломкости алюминиевых сплавов.....	126
<i>В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Н.В. Башмакова</i> Получение алюминиевых сплавов из низкосортной шихты с применением высокотемпературного перегрева расплава и электрического тока при кристаллизации.....	133
<i>В.Б. Деев</i> Изучение термоэкс сплава АК7Ч после температурной обработки в жидком состоянии .....	140
<i>И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, С.А. Цецорина, А.В. Прохоренко, Е.С. Архипова</i> Кластерная модель кристаллизации металлических расплавов.....	145
<i>В.М. Павловец</i> Разработка структурно-технологической схемы поиска теплотехнических резервов в производстве железорудных окатышей.....	154
<i>В.М. Павловец</i> Анализ структурно-технологической схемы поиска теплотехнических резервов в практике подготовки железорудной шихты к спеканию .....	159
<i>А.П. Коробейников, А.Н. Филин</i> Взаимосвязь физических и физико-химических свойств алюминатов подгруппы бериллия.....	171
<i>А.П. Коробейников, А.Н. Филин</i> Взаимосвязь энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с физическими свойствами	175
<b>ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ .....</b>	<b>181</b>
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский</i> Изменение химического состава нанокарбида кремния композиционного и конструкционного назначения при рафинировании и хранении Сообщение 1. Рафинирование нанокарбида кремния от свободного кремния и оксидов металлов.....	182
<i>В.В. Руднева</i> Изменение химического состава нанокарбида кремния композиционного и конструкционного назначения при рафинировании и хранении Сообщение 2. Рафинирование нанокарбида кремния от свободного углерода .....	186
<i>В.В. Руднева</i> Изменение химического состава нанокарбида кремния композиционного и конструкционного назначения при рафинировании и хранении Сообщение 3. Технология глубокого рафинирования нанокарбида кремния.....	193
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский</i> Изменение химического состава нанокарбида кремния композиционного и конструкционного назначения при рафинировании и хранении Сообщение 4. Подготовка нанокарбида кремния к применению после хранения в воздушной среде.....	200
<i>В.В. Руднева, Г.В. Галевский</i> Укрупнение нанокарбида кремния в растворах электролитов .....	204

<i>К.А. Черепанов, В.К. Черепанова, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева</i> Получение высокопрочного теплоизоляционного материала с использованием агрегированных наночастиц кремнезоля .....	209
<i>М.В. Луханин</i> Механохимический синтез муллитно-кордиеритовой керамики.....	214
<i>Л.И. Астахова, С.И. Павленко, Н.Ф. Чертоляс, Г.М. Чуприянов</i> Контроль однородности прочности бетона конструкций монолитного железобетонного каркаса здания в стадии строительства .....	224
<b>ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ .....</b>	<b>230</b>
<i>А.Ф. Софрошенков</i> Борирование камер высокого давления .....	231
<i>Н.В. Котова, С.В. Коновалов, В.Е. Громов</i> Влияние электрического потенциала на скорость ползучести меди .....	237
<i>Т.Н. Осколкова</i> Процессы, протекающие в WC-Co твердых сплавах при эксплуатации буровых коронок (обзор) .....	240
<i>Д.В. Валуев, В.И. Данилов, Ю.Ф. Иванов, А.М. Анасов</i> Причины образования неоптимальных структур при обработке давлением малоуглеродистой стали.....	251
<b>ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ.....</b>	<b>259</b>
<i>Е.В. Корнеева</i> Бесцементное вяжущее с использованием отходов металлургической и угольной промышленности .....	260
<i>Н.С. Анашкин, С.И. Павленко</i> Разработка технологического регламента на производство заполнителей для мелкозернистых бетонов из отвальных мартеновских шлаков .....	267
<b>ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ.....</b>	<b>277</b>
<i>Галевский Г.В., Кольчурина И.Ю., Дегтярь В.А.</i> Дополнительная квалификация – фактор гуманизации образования в техническом вузе .....	278
<i>Н.К. Анохина</i> Вопросы научно-культурной демаркации и инновации в системе инженерного образования.....	286
<i>Т.В. Киселева</i> Формирование навыков безопасной работы на компьютере при изучении дисциплины «Безопасность жизнедеятельности» .....	294
<b>ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ.....</b>	<b>299</b>
<i>В.А. Крюковский</i> Рецензия на учебное пособие для вузов «Металлургия алюминия. Технология. Электроснабжение. Автоматизация» (Авторы: Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов).....	300
<i>А.В. Бородулин</i> Учение И.Д. Семикина в свете теории познания .....	303
<b>К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ.....</b>	<b>319</b>

## **ПРЕДИСЛОВИЕ**

В 21-м выпуске «Вестника горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии» представлены труды российских ученых в области металлургии, физики металлов, металловедения, экономики, экологии и управления на предприятиях, высшего профессионального образования.

Сборник научных трудов содержит результаты перспективных разработок авторских коллективов высших учебных заведений, промышленных предприятий, научно-исследовательских институтов в области совершенствования конструкций и тепловой работы металлургических агрегатов, теории и технологии металлургических процессов, металловедения, обработки давлением стали и сплавов, порошковой металлургии и композиционных материалов, утилизации и вторичного использования отходов производства, традиционно включает раздел, посвященный проблемам высшего профессионального образования. В разделе «Отклики, рецензии и биографии» представлен материал, посвященный известному ученому в области металлургической теплотехники – И.Д. Семикину.

Редакционная коллегия благодарит авторов, представивших статьи, и приглашает принять участие в очередном 22-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**



УДК 669.041

М.С. Никишанин, А.В. Сафонов, В.М. Динельт, А.Е. Аникин  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## КИНЕТИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ КРЕМНЕЗЕМА РАЗЛИЧНЫМИ УГЛЕРОДИСТЫМИ ВОССТАНОВИТЕЛЯМИ

В статье представлены результаты исследования кинетики восстановления кремнезема различными углеродистыми материалами

In the article the outcomes of research of a kinetics of recovery oxide of silicon by various carbon materials are shown.

Несмотря на разнообразие процессов получения ферросплавов, наиболее востребованными в данном случае, несомненно, являются углеродистые восстановители. В первую очередь это связано с крупнотоннажным печным углеродотермическим производством сплавов с марганцем и кремнием. Имевшее место в последние годы существенное увеличение стоимости металлургического кокса заставляет производителей ферросплавов искать альтернативные виды углеродистых восстановителей. К таковым, как показывает опыт, можно отнести тощие угли, антрациты, полукокс, коксовую мелочь, являющуюся отходом коксохимического и доменного производств.

С другой стороны в процессе производства ферросилиция образуется значительное количество микрокремнезема. Последний в настоящее время используется в основном в строительной индустрии. Для возврата же его в металлургическое производство он нуждается в окомковании или брикетировании.

Комплексное брикетирование рудных материалов с восстановителем, помимо всего прочего, по мнению многих исследователей кинетики восстановительных процессов, ускоряет и углубляет процессы восстановления [1]. В связи с этим, целью настоящей работы было не только сравнение восстановительных свойств различных углеродистых материалов, но и оценка степени влияния брикетирования на скорость и степень восстановления кремнезема.

Восстановлению подвергалась как брикетированная (опыты №№ 1-4), так и порошкообразная (опыты №№ 5-9) шихта. Количество восстановителя в шихте рассчитывалось как на получение карбида кремния (SiC), так и на получение кристаллического кремния. Металлическое железо в

шихту не вводилось. В качестве кремнеземсодержащего компонента шихты для брикетирования использовался микрокремнезем ОАО «Кузнецкие ферросплавы», в остальных случаях – кварцит Антоновского месторождения, измельченный до крупности частиц менее 0,63 мм. Восстановитель для порошкообразной шихты измельчался до крупности частиц 0,40 мм. В качестве связующего при брикетировании использовали мелассу (~10 % масс.). Давление прессования составляло 500 кгс/см<sup>2</sup>, температура сушки брикетов – 150 °С, продолжительность сушки – 60 мин.

Восстановление образцов шихт проводилось в печи Таммана в графитовых тиглях дискретным методом в диапазоне от 10 до 60 мин с интервалом 5-10 мин. Температура восстановления во всех случаях составляла 1700±10 °С. Остальные параметры проведения опытов представлены в таблице.

Таблица – Параметры проведения опытов

№ опыта	Вид восстановителя	Содержание восстановителя в шихте, % (масс.)	Внешний вид продуктов восстановления
1	Буроугольный полукок из углей Березовского месторождения (Красноярский край)	31,0	Брикеты частично разрушены. Цвет материала – зеленый.
2	Сухая коксовая мелочь ОАО «Кокс», г. Кемерово	39,50	Брикеты, кроме тигля, выдержанного в печи 60 мин, спечены достаточно прочно и частично разрушены. Цвет материала – зеленый
3	Сухая коксовая мелочь ОАО «Кокс», г. Кемерово	30,30	Брикеты частично разрушены. Цвет материала – зеленый
4	Буроугольный полукок из углей Березовского месторождения (Красноярский край)	40,0	Получены мелкие спеки. Цвет материала – зеленый
5	Металлургический кокс ОАО «НКМК»	33,40	Во всех тиглях материал слабо спечен. Цвет материала – зеленый
6	Металлургический кокс ОАО «НКМК»	42,68	Во всех тиглях материал слабо спечен. Цвет материала – зеленый
7	Дробленые рикеты из коксовой мелочи ОАО Кокс»	33,33	Спеченный материал. Цвет материала – зеленый
8	Буроугольный полукок из углей Березовского месторождения (Красноярский край)	29,66	Спеченный материал. Цвет материала – зеленый
9	Полукокс ОАО «ЛКЗП», г. Ленинск-Кузнецкий	35,72	Спеченный материал. Цвет материала – зеленый

По данным рентгено-фазового анализа, выполненного на дифрактометре ДРОН-2,0 в Fe-K<sub>α</sub>-излучении, основной фазой во всех случаях, независимо от состава и продолжительности восстановления, является β-SiC, кроме того, в незначительных количествах содержится α-SiC. В качестве сопутствующих веществ в зависимости, очевидно, от исходных веществ и их соотношения в шихте идентифицированы кварц, двумерно

упорядоченный углерод, графит,  $\alpha$ -Fe, а также рентгеноаморфное (стекловидное) вещество.

Кинетические кривые, построенные в результате обработки экспериментальных данных, представлены на рисунке (номер кривой соответствует номеру опыта в таблице). Из данных рентгено-фазового анализа следует, что при отсутствии металлического железа или какого-либо другого растворителя восстановление кремния углеродом протекает до образования SiC, что не противоречит данным работы [2], где показано, что процесс образования карбида кремния является термодинамически более вероятным и начинается при более низких температурах, чем восстановление  $\text{SiO}_2$  до кремния.

Из данных, представленных на рисунке, видно, что наиболее высокая скорость и степень восстановления имели место при использовании буроугольного полукокса, полученного из углей Березовского месторождения, в виде брикетированной моношихты с кремнеземсодержащим материалом. Характерно, что брикетирование шихт положительно влияло на параметры процесса восстановления при использовании и других видов углеродистых восстановителей. С другой стороны буроугольный полукокс даже в составе порообразной шихты взаимодействовал с кремнеземом со скоростью, намного более высокой, чем другие порошкообразные углеродистые материалы.

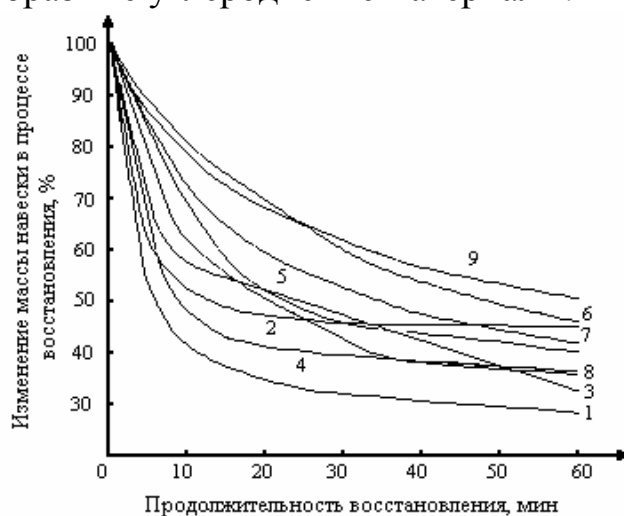


Рисунок – Кинетические кривые восстановления кремнеземсодержащих материалов углеродистыми восстановителями

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гармата В.А. Титан / В.А. Гармата, А.Н. Петрунько, Н.В. Галицкий [и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 559 с.
2. Толстогузов Н.В. К вопросу о диаграмме фазовых равновесий в системе Si-O-C / Н.В. Толстогузов // Производство ферросплавов. Вып.3. – Кемерово, 1976. – С. 70-75.

УДК 669.184.244.66.046.581.2

Р.С. Айзатулов, Е.П. Волынкина, Е.В. Протопопов, Л.А. Ганзер  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## КОМПЛЕКСНЫЕ СИНТЕТИЧЕСКИЕ ФЛЮСЫ ДЛЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ

Рассмотрены особенности использования комплексных синтетических флюсов для разжижения конвертерного шлака. Показано, что синтетические флюсы на основе фторуглеродистых отходов алюминиевой промышленности являются высокоэффективными шлакообразующими материалами и одновременно теплоносителями.

The features of use complex synthetic fluxes for dilution converter's slag are considered. It is shown, that synthetic fluxes on a basis fluor-carbon wastes of an aluminum industry are highly effective slagforming materials and simultaneously by heat-carriers.

В современных условиях повышение эффективности дутьевого и шлакового режима кислородно-конвертерной плавки связывают с использованием комплексных синтетических материалов взамен традиционных флюсов: извести, плавикового шпата, агломерата и т.д. Например, для условий сырьевой базы России плавиковый шпат, широко применяемый для ускорения растворения извести и обеспечения требуемой жидкоподвижности конвертерных шлаков, является дефицитным и дорогостоящим природным материалом, получаемым из флюоритовых руд.

Попытки найти альтернативные решения использования вместо плавикового шпата, присаживаемого в конвертерную ванну по ходу продувки, других материалов (нефелиновая руда, уртит, флюорито-карбонатная или марганцевая руда) не получили широкого практического распространения в отрасли. В тоже время опыт применения при конвертировании металла фторуглеродистых отходов алюминиевого производства оказался более удачным. Использование отработанной углеродистой футеровки электролизеров и пылевидных отходов, улавливаемых в газоочистных устройствах, с высоким содержанием углерода и наличием соединений фтора, обладающих способностью разжижать конвертерные шлаки, позволило значительно улуч-

шить шлакообразование и снизить расход теплоносителей (кокс, уголь, антрацит) на плавку.

При этом широкому применению в конвертерной плавке фторуглеродистых отходов алюминиевого производства препятствует нестабильность гранулометрического и химического составов, основных технологических свойств, а также наличие в их составе реагирующих с водой и атмосферным воздухом компонентов (фториды, карбиды, нитриды) с выделением токсичных соединений (аммиак, фтористый водород, сероводород) в окружающую среду и ухудшение условий труда персонала металлургических предприятий.

В результате проведенных исследований разработана технология получения на основе фторуглеродистых отходов алюминиевой промышленности синтетических легкоплавких флюсов оптимального для конвертирования металла гранулометрического и химического состава. Предлагаемый флюс обладает комплексом свойств, обуславливающих их технологические преимущества по сравнению с традиционными видами металлургического сырья. Химический состав кусковых и брикетированных синтетических флюсов представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав синтетических флюсов

Материал	Крупность, мм	Влажность, $W_t^r$ , %	Выход летучих, $V^r/V^{daf}$ , %	Содержание элементов, % сухой массы									
				C	Ca	F	Na	Al	Fe	Si	Mg	S	K
Кусковой синтетический флюс	(5-10)-(40-50)	1,0	1,7/2,6	30-50	2-6	15-20	15-20	4-6	0,2-0,4	0,2-0,5	0,4-0,5	0,1-0,2	0,2-0,3
Брикетированный синтетический флюс	30*40*70	2,4	2,1-2,5	30-50	10-20	15-20	10-15	3-5	0,5-1,0	0,1-0,2	0,1-0,3	0,2-0,3	0,3-0,5

Приведенные данные показывают, что синтетические флюсы являются комплексными органо-минеральными соединениями. Минеральная часть представлена, главным образом, фтористыми солями натрия и алюминия. Установлено, что основная доля фтора содержится в составе хиолита  $Na_5Al_3F_{14}$  (29,0-29,9 %), малладрита  $NaSiF_6$  (12,8-16,3 %), виллиомита  $NaF$  (5,8-14,4 %), криптогалита  $(NH_4)SiF_6$  (10,5-17,7 %), криолита  $Na_3AlF_6$  (8,7- 10,8 %), веберита  $Na_2MgAlF_7$  (6,7-13,7 %) и флюорита  $CaF_2$  (5,8-8,4 %). Натрий содержится, главным образом, в составе виллиомита  $NaF$  (20,6-39,4 %), хиолита  $Na_5Al_3F_{14}$  (29,1-37,7 %), криолита  $Na_3AlF_6$  (14,8-15,9 %), малладрита  $NaSiF_6$  (6,7-7,8

%) и веберита  $\text{Na}_2\text{MgAlF}_7$  (5,2-14,3 %). Алюминий представлен в составе хиолита  $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$  (31,2-41,4 %),  $\beta$  –глинозема (11,9-19,3 %), криолита  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  (7,3-11,5 %), металлического алюминия (0-32,2 %), майенита  $\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{33}$  (3,4-9,8 %), геленита  $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7$  (2,6-9,8 %), веберита  $\text{Na}_2\text{MgAlF}_7$  (6,2- 10,1 %).

Минеральная часть синтетических флюсов благодаря наличию легкоплавких компонентов с оптимальной температурой плавления (криолит – 1020 °С, хиолит – 850 °С, виллиомит – 995 °С, кароббиит – 856 °С, селлаит – 1263 °С), обеспечивает технологические свойства синтетических флюсов как активного участника процесса в шлакообразовании и разжижителя конвертерных шлаков. Благодаря достаточно высокому содержанию фторидов натрия использование синтетических флюсов позволяет улучшить шлаковый режим конвертерной плавки, создает благоприятные условия для удаления фосфора и серы из металла по ходу продувки.

В таблице 2 представлены сравнительные технологические свойства плавикового шпата и синтетических флюсов.

Таблица 2 – Сравнительные технологические свойства плавикового шпата и синтетических флюсов

Материал	Содержание стабильного углерода, %	Механическая прочность на сжатие, кг/см <sup>2</sup>	Механическая прочность на истирание, %	Механическая прочность на сбрасывание, %	Термическая стойкость, ПТС, %	Температура плавления, °С	Содержание балластных компонентов	Теплота сгорания, ккал/кг	
								$Q_i^r$	$Q_s^{daf}$
Плавиковый шпат	0,1-0,3	153-204	-	-	-	1 400	20	-	-
Кусковой синтетический флюс	30-50	786	-	-	89	1 160	2,34	2 891	4 968
Брикетированный синтетический флюс	30-50	296	89	92	76	1 240	2,54	2 664	4 373

Представленные данные подтверждают, что синтетические флюсы имеют более низкую температуру плавления минеральной части, что позволяет ускорить и оптимизировать параметры шлакообразования, сократить так называемый период открытой бесшлаковой продувки, приводящей к заметалливанью технологического оборудования и снижению выхода жидкой стали. Более высокая механическая прочность синтетических флюсов по сравнению с плавиковым шпа-

том обеспечивает снижение доли материала мелких фракций, подверженных интенсивному выносу из агрегата высокоскоростными потоками отходящих газов. При этом процесс шлакообразования в начале плавки протекает достаточно энергично, как правило, по ходу продувки не требуется дополнительных мероприятий для сохранения жидкоподвижности шлака. Следует отметить улучшение показателей тепловой работы агрегата за счет сокращения продолжительности периода наводки шлака и снижения теплотерь, имеющих место при бесшлаковой продувке, а также благодаря дополнительному введению в расплав углеродсодержащих составляющих материала. Результаты исследования сравнительных физико-химических свойств кокса и плавикового шпата приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Физико-химические свойства кокса и синтетических флюсов

Материал	Плотность, т/м <sup>3</sup>			Пористость, %	Влагоемкость, %	Механическая прочность на сжатие, кг/см <sup>2</sup>
	Истинная	Кажущаяся	Насыпная			
Кокс ОАО «ЗСМК»	1,877	0,849	0,536	45,0	6,8	167
Кусковой синтетический флюс	2,812	2,391	1,167	7,4	3,1	786
Брикетированный синтетический флюс	-	-	-	-	Водопоглощение – 9	73 – после изготовления, 296 – через 30 суток

Как видно (таблица 3), синтетические флюсы характеризуются высокой механической прочностью на сжатие, значительно превышающей прочность кокса. Плотность кусковых синтетических флюсов (истинная, кажущаяся и насыпная) в 1,5-2,8 раза превышает плотность кокса. Синтетические флюсы характеризуются более низкой пористостью по сравнению с коксом, что обуславливает их низкую влажность независимо от условий хранения.

В процессе исследований установлено, что динамика горения углерода синтетических флюсов значительно зависит от их фракции. Горение пылевидных частиц синтетических флюсов крупностью 0-0,08 мм начинается раньше горения частиц коксовой пыли аналогичной крупности и протекает в области более низких температур, при этом скорости горения углерода синтетических флюсов и кокса на

различных стадиях выгорания достаточно близки. При увеличении крупности материалов (кокса и синтетического флюса) происходит сдвиг динамических кривых приведенной скорости убыли массы в образцов в область более высоких температур, при этом для синтетического флюса в более значительной степени (рисунок). Увеличение крупности кокса не сопровождается изменением скорости горения. В то же время, при увеличении крупности синтетического флюса скорость горения существенно снижается, что можно объяснить уменьшением поверхности реагирования материала с окислителем, установлено, что вследствие низкой пористости синтетического флюса, реакция обезуглероживания развивается только на внешней поверхности материала. В области высоких температур (свыше 900 °С) процесс горения интенсифицируется и скорость обезуглероживания синтетического флюса резко возрастает, превышая скорость горения кокса, что можно объяснить расплавлением минеральной части синтетического флюса и раскрытием пор.

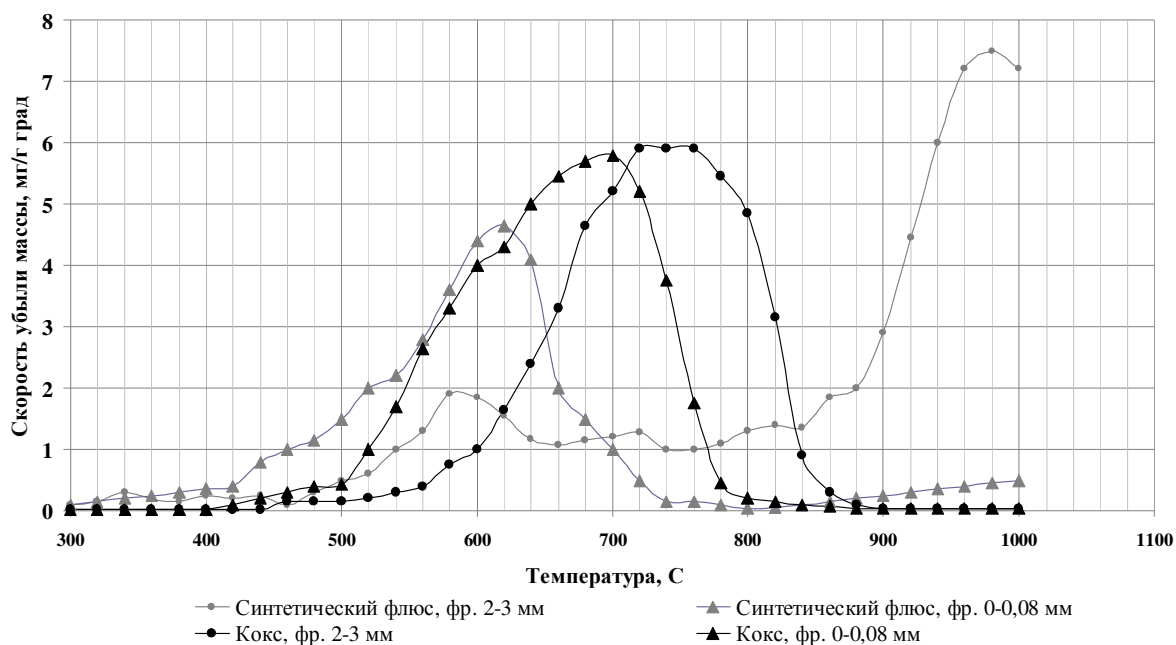


Рисунок – Зависимость приведенной скорости убыли массы от температуры нагрева синтетического флюса и кокса

Таким образом, наличие углерода в синтетическом флюсе благоприятно влияет на динамику окисления углерода по ходу конвертерной плавки, а физико-химические свойства синтетических флюсов позволяют повысить эффективность использования твердого топлива в конвертерной плавке для улучшения теплового баланса и снижения расхода жидкого чугуна.



УДК 669.017:544.43

Н.Ф. Якушевич, К.С. Елкин, Н.С. Докиенко

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

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ ТРОЙНЫХ ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Разработана методика определения термодинамических функций тройных химических соединений оксидных систем от базовых физико-химических параметров состояния. Представлена общая аналитическая зависимость для тройных химических соединений в зависимости от их структурной формулы и исходных значений стандартных энергии Гиббса, энтальпии, энтропии и теплоемкости простых оксидов.

The technique of definition of thermodynamic functions of threefold chemical combinations of oxides's systems from base physico-chemical parameters of a condition is developed. The common analytical dependence for threefold chemical connections is submitted depending on their structural formula and reference values of standard Gibbs energy, enthalpy, entropy and heat capacity of simple oxides.

Наличие корректных исходных термодинамических данных  $(\Delta G^\circ, \Delta H^\circ, \Delta S^\circ, C_p) = f(T)$  часто ограничивает точность оценок возможности и степени протекания тех или иных физико-химических взаимодействий. Подобные оценки осуществляются при помощи термодинамического анализа равновесных состояний системы при заданных параметрах (состава сосуществующих фаз, температуры и др.). При этом особенно трудно, оказывается, интерпретировать процессы с участием сложных химических соединений (двойных, тройных), так как исходные термодинамические данные для ряда соединений порой просто отсутствуют в справочной литературе.

В связи с этим становится необходимым определение зависимости термодинамических функций сложных соединений от базовых физико-химических параметров.

Проанализированы справочные данные для 340 двойных и 37 тройных оксидов [1-5]. Задача поиска аналитических функций зави-

симости термодинамических характеристик сложных химических соединений от базовых физико-химических параметров решалась методом статистической обработки имеющихся справочных данных. При этом все значения приведены к одному молю кислорода.

Найденные ранее функциональные зависимости термодинамических функций двойных оксидных соединений представлены в работах [6, 7]. Эти уравнения имеют следующий вид:

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

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

Суть этих зависимостей состоит в том, что значения термодинамических функций двойных соединений изменяются по некоторой экспоненте от значения для чистого оксида  $Me'_{x_1}O_{y_1}$  до значения для чистого оксида  $Me''_{x_2}O_{y_2}$ . По аналогии с этой зависимостью получены эмпирические уравнения для тройных оксидных соединений. В данной зависимости предполагается, что значение функции тройного оксида плавно изменяется от значения функции одного двойного оксида

до другого, образованных из простых оксидов, входящих в формулу (рисунок 1).

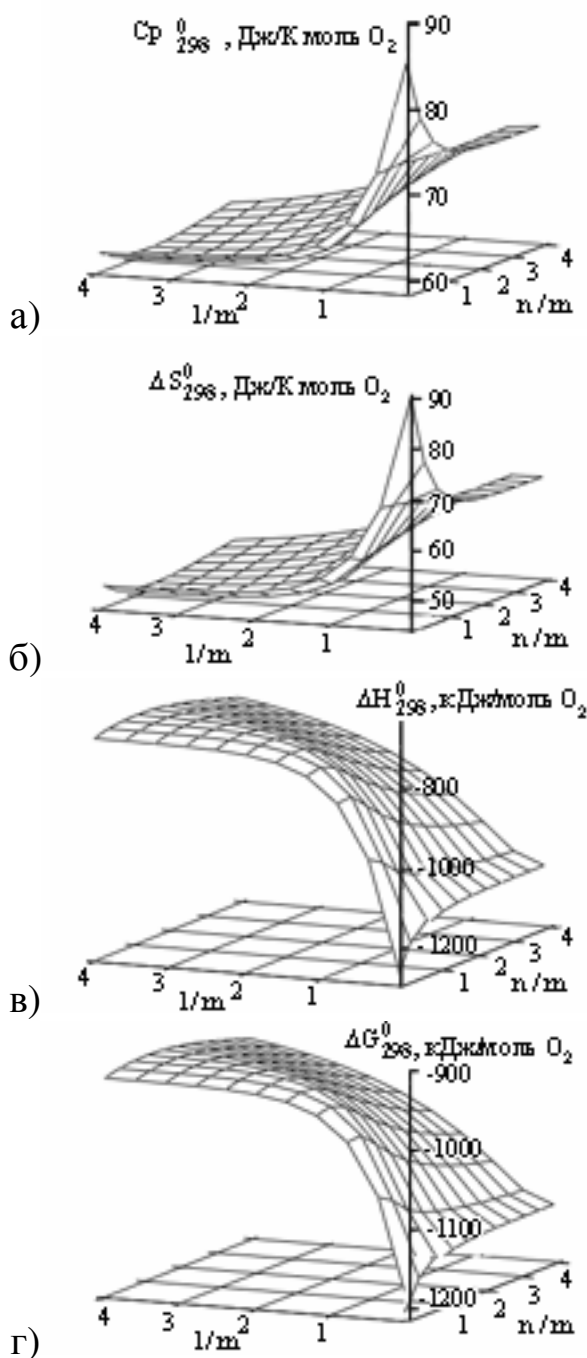


Рисунок 1 – Расчетные зависимости теплоемкости (а), энтропии (б), энтальпии (в) и энергии Гиббса (г), приходящихся на 1 моль кислорода, от соотношения стехиометрических коэффициентов для соединений  $mCaO \cdot nFe_2O_3 \cdot lAl_2O_3$  (а, б) и  $mCaO \cdot nAl_2O_3 \cdot lFe_2O_3$  (в, г)

Теплоемкость тройных оксидов типа  $mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}$ :

$$Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) = Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) + \\ + [Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) - Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})] \times \\ \times (-0,861e^{-1,932/n} + 0,861), \text{ Дж/К} \cdot \text{моль } O_2, \quad (5)$$

где  $Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$  и  $Cp_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3})$  вычисляются по формуле (1).

Для наиболее точного результата при вычислении по данному уравнению следует располагать простые оксиды в формуле  $mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}$  в порядке уменьшения значения их теплоемкостей. Например, соединение  $3MgO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$  ( $Cp_{298}^0(MgO) = 75,67$  Дж/К·моль  $O_2$  [5];  $Cp_{298}^0(Al_2O_3) = 52,77$  Дж/К·моль  $O_2$  [5];  $Cp_{298}^0(SiO_2) = 44,23$  Дж/К·моль  $O_2$  [5]) следует записать как  $3MgO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$ . Изменение энтропии будет определяться по формуле:

$$\Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) = \Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) + \\ + [\Delta S_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) - \Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})] \times \\ \times (-0,861e^{-1,932/n} + 0,861), \text{ Дж/К} \cdot \text{моль } O_2, \quad (6)$$

где  $\Delta S_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$  и  $\Delta S_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3})$  вычисляются по формуле (2).

Изменение энтальпии будет определяться выражением:

$$\Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) = \Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) + \\ + [\Delta H_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) - \Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})] \times \\ \times (-0,861e^{-1,932/n} + 0,861), \text{ кДж/моль } O_2, \quad (7)$$

где  $\Delta H_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$  и  $\Delta H_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3})$  вычисляется по формуле (3).

Расчет изменения энергии Гиббса ведется следующим образом:

$$\Delta G_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) = \Delta G_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2}) + \\ + [\Delta G_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}) - \Delta G_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})] \times \\ \times (-0,861e^{-1,932/n} + 0,861), \text{ кДж/моль } O_2, \quad (8)$$

где  $\Delta G_{298}^0(mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2})$  и  $\Delta G_{298}^0(nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3})$  вычисляется по формуле (4).

Простые оксиды в формуле  $mMe'_{x_1}O_{y_1} \cdot nMe''_{x_2}O_{y_2} \cdot lMe'''_{x_3}O_{y_3}$  следует располагать в порядке увеличения значений для энтальпии и энергии Гиббса и уменьшения для энтропии.

На рисунке 2 графически представлены зависимости изменения теплоемкости и энергии Гиббса (энтропия и энтальпия имеют аналогичный вид) тройных оксидов имеющих в своем составе одинаковые оксиды  $Me'_{x_1}O_{y_1}$  (CaO) и  $Me'''_{x_3}O_{y_3}$  (SiO<sub>2</sub>), но различные оксиды  $Me''_{x_2}O_{y_2}$  (MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>).

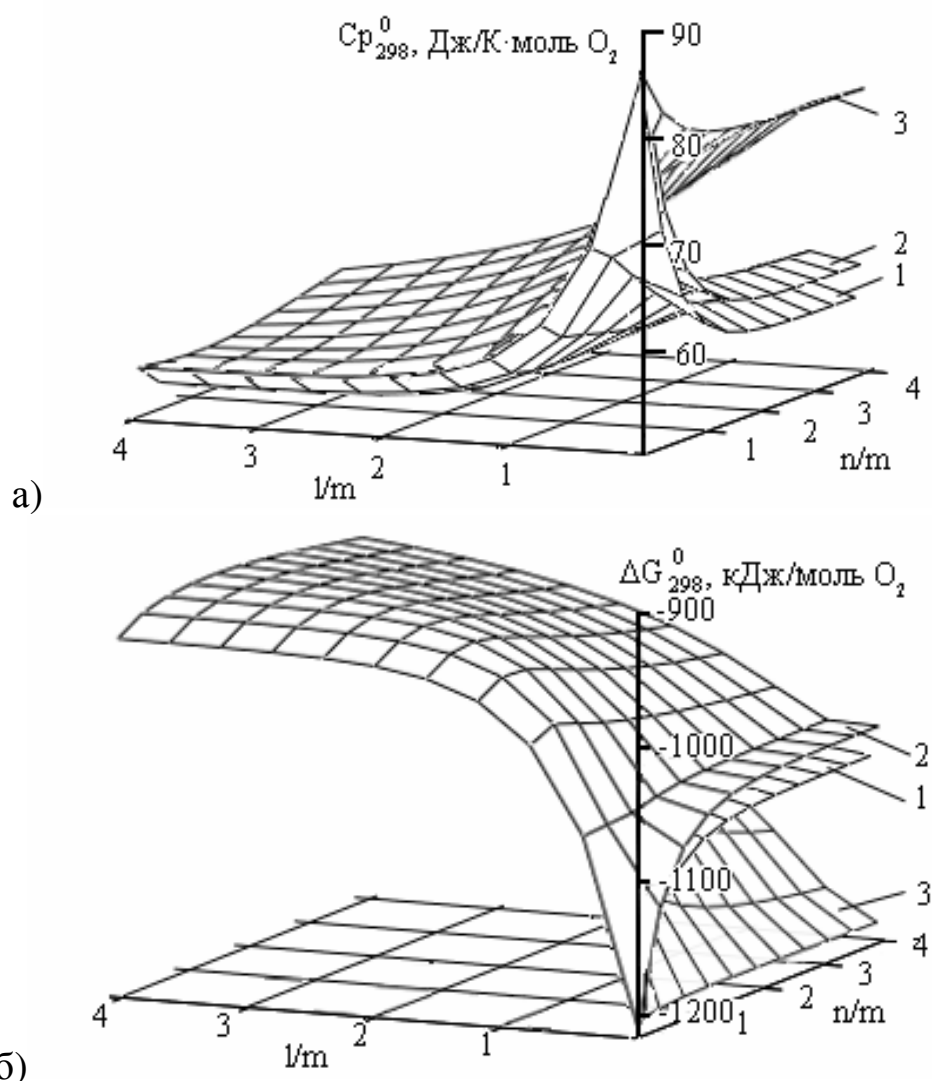


Рисунок 2 – Расчетные зависимости теплоемкости (а) и энергии Гиббса (б), приходящихся на 1 моль кислорода, от соотношения стехиометрических коэффициентов для соединений: 1 –  $mCaO \cdot nAl_2O_3 \cdot lSiO_2$ , 2 –  $mCaO \cdot nZrO_2 \cdot lSiO_2$ , 3 –  $mCaO \cdot nMgO \cdot lSiO_2$

Как видно, все они сходятся по линии, выражающей изменение термодинамических функций, двойных оксидов  $mCaO \cdot nSiO_2$ . Ниже

располагается плоскость имеющая меньшее значение функции оксида  $Me_{x_2}^{''} O_{y_2}$ , выше – большее.

В таблицах 1 и 2 представлены справочные и расчетные значения теплоемкости, энтропии, энтальпии и энергии Гиббса. В таблице 3 приведены исходные данные по простым оксидам, использованные при расчете.

Таблица 1 – Справочные и расчетные значения теплоемкости и энтропии тройных оксидных соединений

Соединение	$Cp_{298}^0$ справ., Дж/мольO <sub>2</sub>	$Cp_{298}^0$ расч. по (5), Дж/мольO <sub>2</sub>	Откло- нение, %	$\Delta S_{298}^0$ справ., Дж/К·мольO <sub>2</sub>	$S_{298}^0$ расч. по (6), Дж/К·мольO <sub>2</sub>	Откло- нение, %
4CaO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	71,49	-	67,8 (4)	59,99	17,4
6CaO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	67,86	-	-	54,89	-
2CaO·FeO·2SiO <sub>2</sub>	-	60,98	-	64,1 (1)	61,73	3,7
CaO·FeO·SiO <sub>2</sub>	-	61,95	-	67,1 (2)	63,67	5
CaO·FeO·2SiO <sub>2</sub>	-	57,32	-	56,7 (3)	58,93	3,8
3CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	63 (1)	57,27	9,1	63,2 (1)	53,61	15,1
2CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	60,5 (1)	55,41	8,4	59,7 (1)	51,65	13,4
CaO·MgO·SiO <sub>2</sub>	-	58,03	-	54,3 (1)	52,04	4,2
CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	53,9 (4)	54,47	1	47,6 (1)	50,28	5,7
CaO·SiO <sub>2</sub> ·TiO <sub>2</sub>	55,5 (1)	54,04	2,6	51,7 (1)	51,4	0,6
CaO·ZrO <sub>2</sub> ·2TiO <sub>2</sub>	-	60,11	-	54,2 (1)	55,03	1,5
3CaO·ZrO <sub>2</sub> ·2SiO <sub>2</sub>	-	56,01	-	55,9 (1)	53,42	4,4
3MgO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·3SiO <sub>2</sub>	53,4 (1)	51,6	3,4	42,1 (1)	44,13	4,6
2MgO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·SiO <sub>2</sub>	-	55,46	-	41,2 (1)	38,8	5,8
2MgO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·5SiO <sub>2</sub>	50,2 (1)	50,09	0,2	45,2 (1)	41,23	8,8
4MgO·5Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·2SiO <sub>2</sub>	54,2 (1)	55,31	2	38,1 (1)	38,49	1
7MgO·9Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·3SiO <sub>2</sub>	-	56,03	-	-	38,5	-

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 2 – Справочные и расчетные значения изменения энтальпии и энергии Гиббса тройных оксидных соединений

Соединение	$-\Delta G_{298}^0$ справ., кДж/моль O <sub>2</sub>	$-\Delta G_{298}^0$ расч. по (8), кДж/моль O <sub>2</sub>	Откло- нение, %	$-\Delta H_{298}^0$ справ., кДж/моль O <sub>2</sub>	$-\Delta H_{298}^0$ расч. по (7), кДж/моль O <sub>2</sub>	Откло- нение, %
4CaO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	986 (3)	915,97	7,1	1017,1 (1)	972,7	4,4
6CaO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	1024,8	-	1067 (1)	1082,4	1,4
2CaO·FeO·2SiO <sub>2</sub>	948 (1)	800,22	15,6	1003 (1)	857,93	14,4
CaO·FeO·SiO <sub>2</sub>	894,4 (1)	685,08	23,4	948,5 (1)	743,59	21,6
CaO·FeO·2SiO <sub>2</sub>	889,9 (1)	740,85	16,7	945,5 (1)	798,26	15,6
3CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	1049,5 (4)	973,3	7,3	1124,1 (1)	1025,79	8,8
2CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	1055,3 (1)	959	9,1	1101,2 (1)	1010,21	8,2
CaO·MgO·SiO <sub>2</sub>	1039,6 (4)	989,35	4,8	1118,3 (2)	1035,11	7,4
CaO·MgO·2SiO <sub>2</sub>	1038,8 (3)	953,38	8,2	1052,5 (2)	1002,78	4,7
CaO·SiO <sub>2</sub> ·TiO <sub>2</sub>	970 (1)	929,3	4,2	1022,5(1)	978,93	4,3
CaO·ZrO <sub>2</sub> ·2TiO <sub>2</sub>	1003,2 (1)	956,49	4,6	1055,2 (1)	992,17	6
3CaO·ZrO <sub>2</sub> ·2SiO <sub>2</sub>	1070,1 (1)	962,54	10	1125,8 (1)	1018,83	9,5
3MgO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·3SiO <sub>2</sub>	988,6(1)	943,91	4,5	1047,7 (1)	987,56	5,7
2MgO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·SiO <sub>2</sub>	1039,9 (1)	1015,79	2,3	1100,6 (1)	1057,9	3,9
2MgO·2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·5SiO <sub>2</sub>	960,6 (1)	932,84	2,9	1017,6 (1)	979,56	3,6
4MgO·5Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·2SiO <sub>2</sub>	1011,5 (1)	1022,31	1,1	1105,7 (1)	1065,83	3,6
7MgO·9Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·3SiO <sub>2</sub>	-	1034,98	-	1109 (1)	1078,09	2,8
Примечание то же, что и для таблицы 1.						

Таблица 3 – Справочные значения  $Cp_{298}^0$ ,  $\Delta S_{298}^0$ ,  $\Delta H_{298}^0$ ,  $\Delta G_{298}^0$  простых оксидов

Оксид	$Cp_{298}^0$ , Дж/К·моль O <sub>2</sub>	$\Delta S_{298}^0$ , Дж/К·моль O <sub>2</sub>	$-\Delta H_{298}^0$ , кДж/моль O <sub>2</sub>	$-\Delta G_{298}^0$ , кДж/моль O <sub>2</sub>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	52,77 [5]	33,97 [5]	1112,16 [5]	1055,88 [5]
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	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 <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	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 <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	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 <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	42,3 [2]	54,34 [2]	618,64 [2]	568 [2]
SiO <sub>2</sub>	44,23 [5]	43,32 [5]	912,16 [5]	858,1 [5]
TiO <sub>2</sub>	55,12 [5]	50,32 [5]	914,83 [5]	889,1 [5]
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	50,8 [2]	55,33 [2]	620,9 [2]	568,5 [2]
ZrO <sub>2</sub>	56,12 [5]	50,78 [5]	1095,68 [5]	1030,74 [5]



Таким образом, предложенные уравнения позволяют рассчитать значения термодинамических функций тройных соединений, используя стехиометрические коэффициенты и значения термодинамических функций простых оксидов, входящих в формулу.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бабушкин В.И. Термодинамика силикатов / В.И. Бабушкин, Г.М. Матвеев. – М.: Издательство литературы по строительству, 1972. – 351с.
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. 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.

7. Якушевич Н.Ф. Общие закономерности изменения термодинамических функций двойных оксидных соединений / Н.Ф. Якушевич, Н.С. Докиенко // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: Сб. науч. труд. Вып. 20: СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 36-44.

УДК 669.041

Н.Ф. Якушевич, К.С. Елкин\*, И.В. Чужинова

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

\*ООО «Братский Завод Ферросплавов», г. Братск

## ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ БАКЧАРСКИХ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ ПОЛУКОКСОМ

Рассчитаны изменения равновесных состояний при восстановлении Бакчарских железорудных концентратов полукоксом, построен график изменения равновесной газовой фазы в зависимости от температуры. Подобран термодинамически оптимальный технологический режим для восстановления железорудных концентратов (температура, соотношение компонентов в исходной шихтовой смеси, сорт углеродистого восстановителя и т.д.). Рассчитан тепловой баланс для этого процесса.

Changes of balanced conditions by reducing Bakcharsk iron ore concentrates by half-coke had been calculated. Graphic of changing balanced gas phase depending on the temperature had been built up. Thermodynamic optimal technological regime for iron ore concentrates (temperature, correlation of components in the initial charge mixture, grade of carbon reducer etc.) had been suggested. Balance thermal for this process had been calculated.

На основе расчетов фазово-химических равновесий системы Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub> выполнен анализ оптимальных параметров процесса твердофазного восстановления окатышей из Бакчарского железорудного концентрата и полукокса бурого угля Канско-Ачинского месторождения на бентонитовой связке (1 %, масс.) с добавкой 12 % известняка.

Бакчарское месторождение Томской области наиболее перспективное для разработки в ближайшие десятилетия (запасы железной руды составляют около 40 млрд. т). В качестве восстановителя можно использовать полукокс бурых углей с большей реакционной способностью и с большим содержанием элементарного водорода, что позволяет обойтись без дополнительного ввода водородсодержащих компонентов для обеспечения оптимального соотношения водорода в

газовой фазе при восстановлении оксидов железа комплексными восстановителями ( $C_{ТВ} + H_2$ ).

Химический состав железной руды по данным работы [1] представлен в таблице 1. Как видно, железные руды Бакчарского месторождения бедные и для увеличения содержания в них железа и, соответственно, дальнейшего использования в металлургической промышленности, необходимо их обогащение.

Таблица 1 – Химический состав Бакчарской руды и концентрата, % [1]

	Fe <sub>общ.</sub>	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	MgO	CaO	MnO	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	п.п.п	Σ
Руда	38,5	21,3	0,2	3,8	43,2	10,7	0,6	0,4	0,35	0,09	0,46	15,4	96,5
Концентрат	58,8	9,6	0,3	5,4	45,7	34,5	0,2	0,4	0,42	0,25	0,52	-	97,29
	-	9,80	0,31	5,51	46,65	35,22	0,21	0,41	0,43	0,26	1,20	-	100

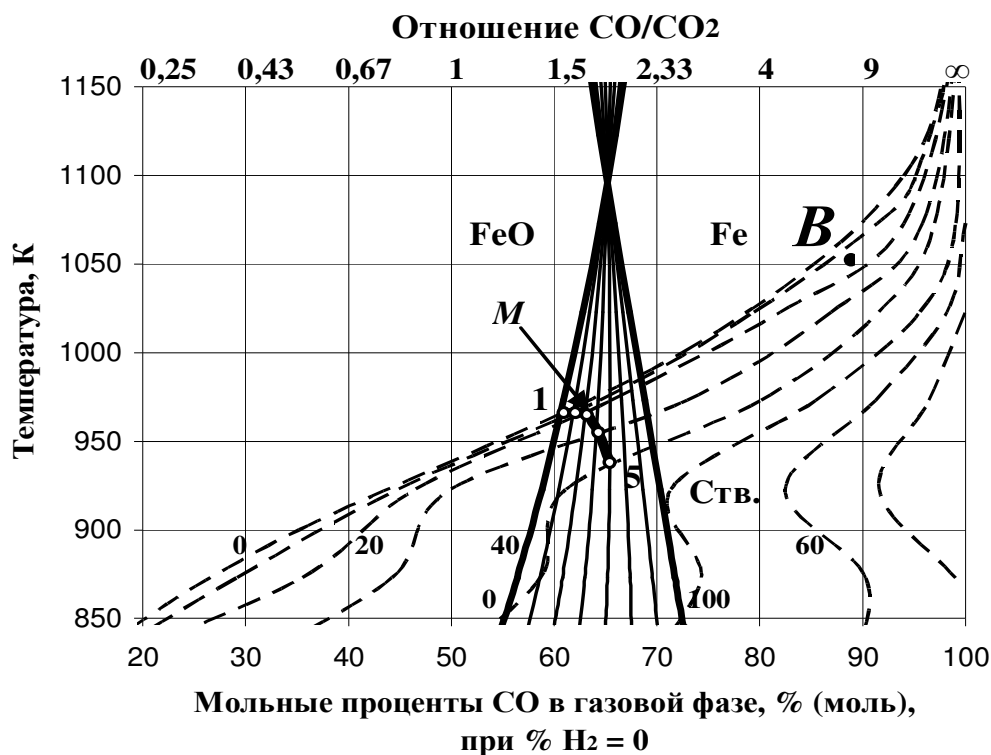
Исходя из расчета материального баланса прямого восстановления железорудного концентрата, расход материалов на 1 т металлизированных окатышей составил: 1,08 т концентрата, 0,25 т полукокса, 0,015 т бентонита и 0,19 т известняка. Полученный состав газовой фазы приведен в таблице 2.

Таблица 2 – Состав газовой фазы при восстановлении Бакчарского железорудного концентрата полукоксом бурого угля Канско-Ачинского месторождения

Компонент	%, масс.	%, об.	%, мол.
H <sub>2</sub>	1,19	15,25	15,202
CO	82,19	74,94	74,987
N <sub>2</sub>	0,40	0,36	0,358
S	0,20	0,16	0,153
CO <sub>2</sub>	16,02	9,29	9,300
Итого:	100	100	100

Таким образом, газовая фаза состоит, в основном, из 15,12 % H<sub>2</sub>, 75,63 % CO и 9,25 % CO<sub>2</sub> (в пересчете на 100 %, мол.).

На рисунке 1 показан фрагмент диаграммы фазово-химических равновесий системы Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub>, представленной в виде кривых смещения равновесных состояний газовой фазы с железом и оксидами железа при добавлении 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 и 90 % водорода в газовую фазу, состоящую из CO и CO<sub>2</sub> [2]. Точка В на диаграмме отражает конечный равновесный состав полученной газовой фазы. Координаты точки В: 15,12 % H<sub>2</sub> и CO/CO<sub>2</sub>=8,2.



— проекции разрезов поверхности, отвечающей равновесию  
 вюстита и  
 железа с газовой фазой системы Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub>;  
 - - - проекции разрезов поверхности углеродоотложения;  
 M – кривая пересечения поверхностей углеродоотложения и перехода  
 FeO в Fe<sub>Me</sub>;  
 цифры у кривых – % H<sub>2</sub> в системе Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub>  
 Рисунок 1 – Фрагмент диаграммы фазово-химических равновесий с  
 газовой фазой в системе Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub>

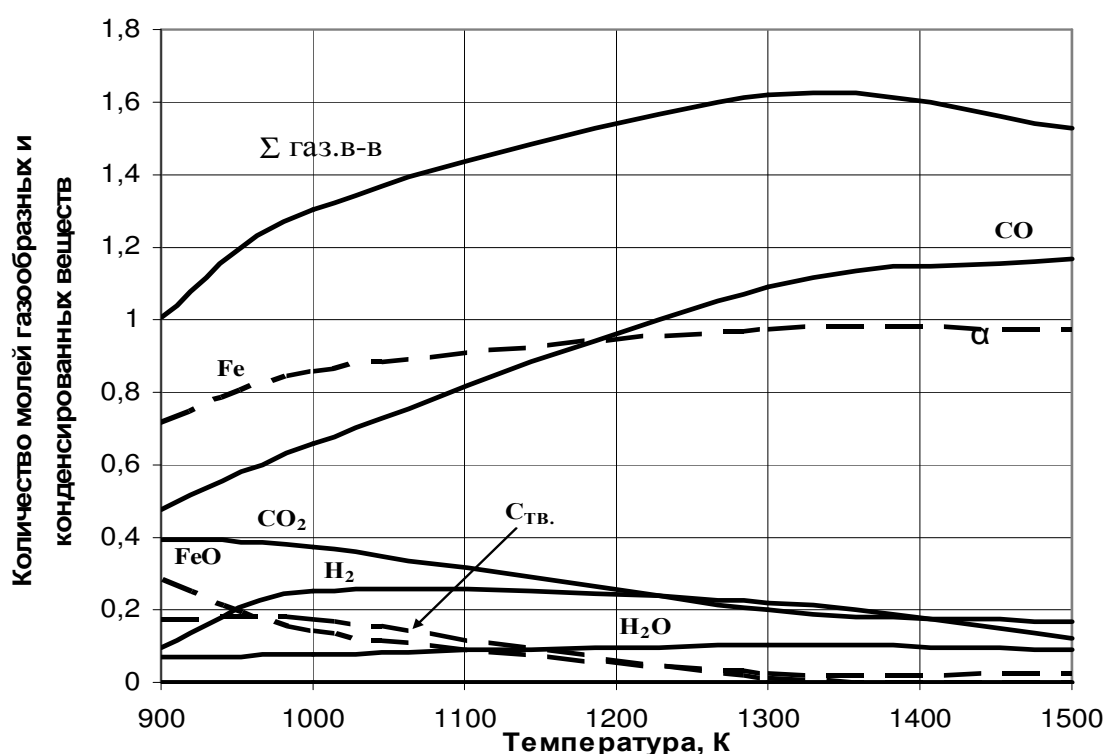
Как видно из диаграммы, необходимая температура восстановления вюстита до железа металлического составляет  $\approx 1050$  К.

Точки кривой M (1-5) пересечения поверхности газификации углерода и поверхности FeO  $\rightarrow$  Fe<sub>Me</sub>, показывают равновесный состав газовой фазы и температуру начала восстановления вюстита до Fe<sub>Me</sub> в системе Fe-O<sub>2</sub>-C-H<sub>2</sub>. Применительно к рассматриваемому варианту ( $T_{\text{кон.}}=1050$  К;  $H_{2\text{кон.}}=15$  %), восстановление FeO начинается при 965 К (692 °С) и соотношения в газовой фазе CO/CO<sub>2</sub>=1,8.

Добавки водорода незначительно смещают равновесие системы в сторону более низких значений кислородных потенциалов и соответственно больших значений отношения CO к CO<sub>2</sub>, тем самым, облегчая восстановительный процесс оксидов железа.

Достаточная концентрация водорода в газовой фазе, при которой наблюдается улучшение термодинамических показателей, а именно, снижение температуры начала восстановления вюстита на  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , составляет порядка 10-20 %, дальнейшее увеличение содержания водорода в системе не влияет на термодинамику восстановительного процесса.

Изменение состава газовой фазы и твердофазных продуктов восстановления при нагреве окатышей при мольном соотношении  $\text{Fe}:\text{O}_2:\text{C}:\text{H}_2=1:0,8:1,47:0,4$ ; соответствующим приведенному расчету материального баланса, представлены на рисунке 2.



— газообразные; — - конденсированные

Рисунок 2 – Содержание газообразных и конденсированных веществ в молях, в зависимости от температуры нагрева железорудных окатышей при исходном соотношении  $\text{Fe}:\text{O}_2:\text{C}:\text{H}_2=1:0,8:1,47:0,4$

Показано, что при условии отсутствия кинетических затруднений, степень металлизации железа  $\alpha$  достигает 90 % при 1100 К, таким образом осуществление твердофазного восстановления окатышей или брикетов с достижением высоких степеней восстановления (> 95 %) возможно при температуре 1200 К; при этом соотношение в газовой фазе  $\text{CO}:\text{H}_2 \approx 5$ .

Результаты теплового баланса процесса обжига окатышей железорудного концентрата Бакчарского месторождения с полукоксом приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Тепловой баланс процесса восстановления 100 кг Бакчарского железорудного концентрата

Статьи прихода	кДж	%	Статьи расхода	кДж	%
Экзотермическая реакция ( $C+1/2O_2=CO$ )	158967,242	33,3	Эндотермические реакции диссоциации	366099,273	76,6
Энергия	319080,84	66,7	Теплосодержание отходящих газов	57532,846	12,0
			Теплосодержание пыли (0,5 %, масс.)	424,674	0,1
			Теплосодержание обожженного концентрата	53991,285	11,3
Итого:	478048,082	100	Итого:	478048,078	100

Осуществить восстановительный обжиг железорудных окатышей с полукоксом бурого угля возможно в щелевой печи. При этом дефицит тепла может быть покрыт за счет сжигания отходящих газов, образующихся в процессе обжига.

Произведен расчет материального (таблица 4) и теплового (таблица 5) балансов сжигания газов, образующихся в результате восстановительного обжига, при условии, что на сжигание отходящего печного газа подается нагретый до 1200 К воздух с избытком 1,05.

Таблица 4 – Материальный баланс сжигания газов, образующихся в результате восстановительного обжига 100 кг железорудного концентрата Бакчарского месторождения

Приход	кг	%	Расход	кг	%
Печной газ	49,0645	26,1	Дымовой газ	187,7125	100
Воздух	138,648	73,9			
Итого:	187,7125	100	Итого:	187,7125	100

Из теплового баланса видно, что тепловой эффект от сжигания отходящих газов покрывает количество энергии, необходимой для осуществления процесса восстановительного обжига.

Температуру отходящих дымовых газов можно регулировать избытком воздуха, предназначенного для сжигания.

Возможно осуществление горячей загрузки, т.е. из щелевой печи выгружаются горячие окатыши и при  $T=800-1000$  К поступают непосредственно в сталеплавильный агрегат, при этом удельный расход электроэнергии при выплавке стали в электропечах может сократиться на 250-300 кВт·ч/т [3].

Таблица 5 – Тепловой баланс процесса сжигания отходящего газа воздухом

Приход	кДж	%	Расход	кДж	%
Теплосодержание сжигаемых газов при $T=1200$ К	57532,846	10,5	Нагрев воздуха до $T=1200$ К	117541,316	63,2
Сжигание отходящего газа при $T=1200$ К	491755,333	89,5	Теплосодержание отходящего дымового газа при 673 К	38609,000	20,7
			Тепловые потери в окружающую среду	30000	16,1
Итого:	549288,179	100	Итого:	186150,316	100

На примере Оскольского электрометаллургического завода, работающего на холодных окатышах [4], расход электроэнергии по предложенной схеме восстановления может быть снижен на 20-25 %.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пермяков А.А. Минеральный состав, структура и свойства офлюсованного агломерата из руд Бакчарского месторождения // Обсуждение проблем и перспектив освоения Бакчарского железорудного, Георгиевского циркон-титанового, Таловского бурогоугольного месторождения Томской области: Материалы конференции. – Томск: Томская Горнодобывающая компания, 2006. – С. 21-32.

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



3. Стомахин А.Я. О работе IX Международного конгресса сталеплавильщиков / А.Я. Стомахин, А.Г. Шалимов // Электротехнология. – 2007. – № 2. – С. 37-39.

4. Смирнов А.Н. Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова. – Донецк: Норд-Пресс, 2005. – 469 с., ил.

УДК 621.746

И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев, О.Г. Ротенберг

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

## ОСНОВНЫЕ ПОДХОДЫ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ КОНСТРУКЦИИ ЛАБОРАТОРНЫХ ВАГРАНОК

В статье показано влияние высоты вагранки на высоту холостой калоши и температуру выпускаемого чугуна для лабораторных вагранок и вагранок участков художественного литья.

In clause influence of height cupola on height of a single galosh and temperature of let out pig-iron for laboratory cupolas and cupolas sites of art moulding is shown.

В настоящее время вагранка нашла широкое применение при производстве чугуна и минираловатных изделий благодаря простоте конструкции и обслуживания, возможности получения чугуна и металлургических расплавов разных видов в необходимых количествах, непрерывности процесса плавки. Вместе с тем современная вагранка – это сложный плавильный агрегат, состоящий из ряда узлов, с механизацией всех трудоемких процессов и автоматическим регулированием основных параметров плавки, обеспечивающий высокую степень очистки отходящих газов. В настоящее время в связи с постоянным повышением требований к технико-экономическим показателям ваграночной плавки и необходимостью разработки ресурсосберегающих технологий назрела необходимость в моделировании физико-химических процессов, в том числе при апробации различных видов топлива [1], на лабораторных вагранках установленных на промышленных предприятиях.

Для производственных печей размер кусков шихты по размерам примерно одинаков. В состав шихты входят компоненты: неразделанный чушковый передельный и литейный чугуны, бой изложниц, собственный возврат, чугуны и стальной лом, а при производстве минираловатных изделий

доменный шлак. Для прогрева такой шихты при плавке требуется высота шахты  $H_{III} = 3,8-4,0$  м при расходах кокса  $K=14-15$  % и дутья  $q=(110-120)$  м<sup>3</sup> / (м<sup>2</sup> · мин), при размерах кусков кокса  $D_k=40-80$  мм и  $\bar{D}_k = 60$  мм.

Лабораторные вагранки и могут иметь высоту шахты для прогрева шихты  $H_{III} \approx 3,8-4,0$  м, т.к. диаметр данных печей всегда меньше 0,85 м. Для таких вагранок необходимо согласовать между собой внутренний диаметр с их высотой и размерами кусков шихты, кокса. Основными геометрическими параметрами конструкции, размеров шихты и кокса лабораторных вагранок являются:  $D_B^l$  – внутренний диаметр вагранки, м;  $H_B^l$  – высота вагранки, м;  $H_{хк}^l$  – высота холостой колоши, м;  $h_{кз}^l$  – глубина кислородной зоны, м;  $D_k^l$  – размер кусков кокса, м;  $D_{ш}^l$  – размер кусков шихты, м [2].

В работе [3] дана эмпирическая зависимость, связывающая высоту холостой колоши ( $H_{хк}$ ) с внутренним диаметром вагранки ( $D_в$ )

$$H_{хк} = 0,45 + 0,7D_в \quad (1)$$

Зависимость (1) справедлива для высот ( $H_в$ ) вагранок от их диаметра ( $D_в$ ) в соответствии с нормальным рядом [4].

В области фурм у вагранок отсутствует зона разрыхления коксовой насадки по причине недостаточной кинетической энергии дутья. Газовые потоки в этой области движутся потенциально [3]. При потенциальном течении размеры очага горения (рисунок, зона А) по всем координатным осям одинаковы  $R_1=a=h$ , где  $h$  – размер очага по вертикальной оси. С увеличением скорости дутья у торца фурмы появляется зона В, которая имеет большую порозность, чем порозность глубинных областей коксовой насадки, что приводит к увеличению радиального размера очага горения ( $R'_2 > R_2$ ) и уменьшению размера в поперечном направлении  $b < a$  (зона Б).

Глубина кислородной зоны ( $h_{кз}$ ) имеет аналитическую зависимость вида [5]

$$h_{кз} = 1,41 D_k \cdot Re^{0,2}, \quad (2)$$

где  $D_k$  – средний размер кусков кокса;  $Re = \frac{D_k \cdot V_0}{\nu} \cdot \frac{T_2}{T_0} \cdot \frac{1}{1 - \epsilon_k}$ ;  $V_0$  – скорость в пустой шахте;  $\nu$  – кинематическая вязкость;  $T_2$  – температура газа;  $\epsilon_k$  – порозность слоя;  $T_0$  – температура дутья.

Для малых вагранок средний размер кусков кокса будет меньше, чем для производственных печей. Учитывая, что критерий Рейнольдса ( $Re$ ) = *idem*, т.е. должен быть одинаков для лабораторных и производственных вагранок, из выражения (2) имеем

$$h_{кз}^l = h_{кз}^n \cdot \frac{D_k^l}{D_k^n} \cdot \left( \frac{Re_{1l}}{Re_{1n}} \right)^{0,2}, \quad (3)$$

где индексы «л» и «п» относятся к лабораторным и промышленным печам, соответственно.

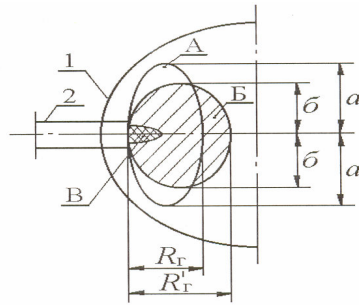


Рисунок – Газовые потоки в области фурм

Таблица – Исходные и расчетные параметры лабораторных вагранок

$D_B^л$ , м	$H_B^л$ , м	$H_{хк}^л$ , м	$h_{кз}^л$ , м	$D_к^л$ , м	$D_{ш}^л$ , м
0,20	2,2	0,601	0,175	0,03	0,0314
0,25	2,4	0,617	0,175	0,03	0,0366
0,30	2,6	0,633	0,175	0,03	0,0396
0,35	2,8	0,645	0,175	0,03	0,044

Для расчета были использованы следующие постоянные параметры:  $T_{ГК} = 2100$  К;  $T_{ГШ} = 1200$  К;  $\varepsilon_к = 0,5$ ;  $\rho = 1,3$  кг/м<sup>3</sup>;  $V_0 = 2,0$  м/с;  $H_{ш}^л = 4$  м;  $h_{кз}^л = 0,4$  м. В лаборатории Сибирского государственного индустриального университета установлена вагранка с внутренним диаметром  $D_в = 0,219$  м и полезной высотой  $H_в = 2,4$  м. Вагранка обслуживается вентилятором (Р = 400 мм вод. ст.)  $Q = 3 \cdot 10^3$  м<sup>3</sup>/ч. Для плавок используется металлургический кокс и шихта с размерами кусков  $D_к^л = (0,02 - 0,04)$  м;  $D_{ш}^л = (0,03 - 0,05)$  м.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технология ваграночной плавки чугуна и оксидных материалов с применением в качестве топлива антрацита / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев, В.И. Клопов // Изв. вуз. Черная металлургия. – № 12. – 2007. – С. 36-39.
2. Селянин И.Ф. Геометрические параметры конструкции, шихты и топлива лабораторных вагранок / И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, В.В. Пашков, С.А. Бедарев, В.И. Клопов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. – № 4. – С. 41-42.
3. Селянин И.Ф. Ваграночный процесс с оптимальным распределением дутья по высоте зоны горения / И.Ф. Селянин, Г.Л. Маркс. – Новокузнецк: Изд-во СибГГМА. – 218 с.
4. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
5. Селянин И.Ф. К расчету объема зон горения в шахтных печах / И.Ф. Селянин, А.И. Степанов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1987. – № 12. – С. 12.

УДК 669.018.25.69

А.Ф. Софрошенков

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

## ХРОМИРОВАНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ КАМЕР ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

В статье приведены материалы по исследованию хромирования быстрорежущих сталей и возможности хромирования камер высокого давления с целью защиты их от термической усталости, эрозии, воздействия высоких температур.

This article includes the materials on the chrome-coating of high-speed steels research and the possibility of high-pressure chambers chrome-coating with the aim of protecting them from thermic fatigue, erosion, high-temperature influence.

Основным материалом для изготовления таких камер служат твёрдые сплавы вольфрамовой группы (типа ВК6, ВК15 и т.д.), особенностью которых являются высокие значения твёрдости ( $HRA=88,5$ ),  $\sigma_{сж}=3600\dots4000$  МПа и теплопроводности [1]. Проблема замены твёрдого сплава менее дефицитными материалами до настоящего времени практически не решена.

В работах [2,3] приведены основные данные по поведению твёрдых сплавов и быстрорежущих сталей при синтезе сверхтвёрдых материалов. Исследование и промышленные испытания быстрорежущих сталей показали, что изготовленная из них оснастка вполне работоспособна, и они могут заменить твёрдые сплавы. Однако большие циклические тепловые нагрузки, наряду с высокими циклическими давлениями, могут приводить к их разрушению в результате оплавления и эрозии их рабочей части, поэтому в данных условиях эксплуатации для поверхности быстрорежущих сталей необходимо применять покрытия.

Известно [4], что хромирование повышает не только окалиностойкость и твёрдость, но и при определённых схемах нагружения и в зависимости от состава слоя и материала, на котором слой получен, могут повышать определённые характеристики прочности.

Процесс хромирования довольно широко применяется в промышленности для повышения износостойкости, усталостной прочно-

сти, коррозионной стойкости [4,5]. Хромированию в основном подвергают низко- и среднеуглеродистые стали. В инструментальной промышленности хромированию подвергают штампы и формы литья цветных сплавов при отсутствии высоких давлений. Быстрорежущие стали подвергают хромированию довольно редко.

Настоящая работа посвящена изучению целесообразности проведения хромирования быстрорежущих сталей и установления возможности хромирования камер высокого давления с целью защиты их от термической усталости, эрозии, воздействия высоких температур.

В промышленности в основном нашли отражение следующие виды хромирования: из твёрдой, газовой и жидкой фазы. Все эти способы широко описаны в литературе, где указаны их достоинства и недостатки.

Процессы диффузии основного элемента сопровождаются параллельно процессом диффузии элементов растворителя. Следовательно, скорость диффузии хрома определяется не только скоростью хромирования, но и характеристиками элементов сплава. Известно, что диффузия в  $\alpha$ -фазу идёт быстрее, чем в  $\gamma$ -фазу, и значения стабилизатора  $\alpha$  и  $\gamma$ -фазы по-разному влияют на скорость диффузии хрома.

При содержании хрома 2 % образуется карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , при содержании хрома 10÷11 % – карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Характер диффузионного слоя в основном определяется содержанием углерода в стали.

Хромированный слой низкоуглеродистой стали выявляется в виде светлого слоя, представляющего собой твёрдый раствор хрома в  $\alpha$ -железе. В поверхностной зоне хромированного слоя содержится до 30÷60 % хрома.

Светлый слой на сталях с содержанием углерода свыше 0,2 % имеет карбидную природу. Содержание хрома в слое достигает 75÷95 %, а углерода 6÷8 %. Слой состоит из двух типов карбидов:  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  на поверхности и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  ближе к сердцевине. Под диффузионным слоем образуется зона с повышенным содержанием углерода, а ниже – безуглеродистый слой. Это связано с диффузией углерода из глубинных зон стали к поверхности. По данным [4] тёмный слой состоит из эвтектоида. В сталях с содержанием углерода выше 0,8 % не обнаруживается тёмный слой.

Для изучения влияния режимов хромирования были исследованы две технологии хромирования в порошкообразных стандартных смесях. Первая технология состояла в непрерывном хромировании при температуре 1050÷1100 °С в течение 7÷10 часов, вторая технология была двухступенчатой и состояла в нагреве изделий до 1000÷1050

°С и выдержке в течение 4 часов, затем температура понижалась до 900÷920 °С и делалась выдержка в течение 5 часов с охлаждением до комнатной температуры. Анализ полученных результатов хромирования на быстрорежущих сталях показал, что первая технология обеспечивает глубину слоя 5÷8 мкм, вторая – 9÷10 мкм. Низкие результаты были связаны с малым коэффициентом диффузии в  $\gamma$ -фазу. Последующие промышленные испытания хромированных деталей с такой глубиной слоя показали невысокие результаты, и в дальнейшем была разработана новая технология циклического хромирования. Хромирование проводилось в порошках состава: 50 % FeCr, 48 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 2 % NH<sub>4</sub>Cl. Для экспериментов готовились образцы из исследуемых сталей диаметром 20 мм и высотой 35 мм. Для промышленных испытаний была обработана опытная партия камер высокого давления из быстрорежущих сталей для синтеза алмаза диаметром 35 мм и синтеза эльбора диаметром 72 мм. Хромирование по новой технологии проводили по двухступенчатому режиму, первую ступень которого осуществляют при 1000÷1050 °С, с охлаждением до 720÷740 °С, вторая ступень осуществлялась двухкратным термоциклированием в интервале температур 720÷740 °С и 830÷850 °С с выдержкой при каждой температуре 0,5 ÷ 1,0 час, окончательное охлаждение проводилось на воздухе. Режимы циклического хромирования и свойства хромированных слоёв приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы циклического хромирования и свойства хромированных слоёв

Режим обработки на второй ступени			Общее время обработки на 1-ой и 2-ой ступенях, час	Глубина слоя, мкм	Микротвёрдость, МПа
Температура начала циклирования, °С	Температура конца циклирования, °С	Время выдержки при каждой температуре, час			
720	830	1	9	22	18000÷19000
730	840	0,8	8,2	20	18000÷19000
740	850	0,5	7	19	18000÷19000

На основании приведённых результатов видно, что применение предлагаемого способа за меньшее время обработки возможно интенсифицировать процесс диффузионного насыщения стали хромом в 2-3 раза при сохранении высокой микротвёрдости.

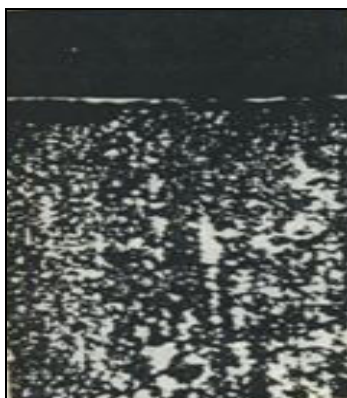
По разработанной технологии была обработана опытная партия камер высокого давления для промышленных испытаний. Результаты хромирования представлены в таблице 2, исходя из которых можно сделать вывод о возможности получения однородных по глубине и свойствам хромированных слоёв всех обработанных по циклической технологии быстрорежущих сталей.

Таблица 2 – Свойства быстрорежущих сталей после циклического хромирования

Марка стали	Глубина слоя, мкм	Микротвёрдость слоя, МПа	Твёрдость сердцевины после термической обработки, HRC
P0M8C	22	19500	64÷66,5
P0M8K6C	21	19400	67÷68
P4M6C	21	19200	66,5÷67,5
P4M6K5C	19	19500	66,5÷68,5
P12Ф4K5	21	19000	66÷67

С помощью металлографического анализа выявлена микроструктура хромированного слоя в виде белого слоя после травления 3 % раствором азотной кислоты (рисунок 1). Рентгеноструктурный анализ показал на поверхности быстрорежущей стали после циклического хромирования наличие карбидов  $Cr_{23}C_6$  и  $Cr_7C_3$ . Под карбидным слоем находится переходная зона с повышенным содержанием углерода и меньшим числом карбидных включений, переходящих в основную структуру сталей, что связано с дополнительным растворением карбидов. Под переходной зоной находится структура основной стали.

Промышленные испытания хромированных камер высокого давления показали, что диффузионный слой хрома полностью защищает камеры от эрозии. Из всех испытанных камер выход их по программам из эксплуатации был исключён.



а



б



в

а – непрерывное хромирование; б – хромирование с циклами 0,5 час;  
в – хромирование с циклами 1 час

Рисунок 1 – Микроструктура хромированной быстрорежущей стали,  
X 200

#### 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.: МИСИС, 2004. – 464 с.

2. Софрошенков А.Ф. Литые вольфрамомолибденовые стали для аппаратов высокого давления / А.Ф. Софрошенков, И.А. Софрошен-



ков, С.Л. Семёнов // Изв. вуз. Чёрная металлургия. – 1993. – № 8. – С. 78-79.

3. Софрошенков А.Ф. Влияние циклических давлений и температур на свойства быстрорежущих сталей / А.Ф. Софрошенков // Изв. вуз. Чёрная металлургия. – 1990. – № 10. – С. 83-85.

4. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 253с.

5. Софрошенков А.Ф. Исследование свойств поверхностно-легированных блок-матриц в условиях теплового воздействия /А.Ф. Софрошенков, Л.А. Стародубцева // Структура и свойства металлов: Сб. трудов зональной конференции. – Новокузнецк, 1988. – С. 12-13.

УДК 669.184.66

Е.В. Протопопов, Р.С. Айзатулов, В.В. Соколов\*, Г.И. Веревкин,  
И.П. Герасименко

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет»,

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

## РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ ДЛЯ ПРОДУВКИ МЕТАЛЛА В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ

Разработана и внедрена в производство новая конструкция кислородной фурмы без сварных швов в головке по внешней чаше, что позволило значительно увеличить срок службы дутьевого устройства, улучшились условия шлакообразования, управляемость процессом и ряд технологических показателей.

Is developed and the new design of an oxygen nozzle without welds in the head on an external bowl is introduced into manufacture, that has allowed considerably to increase service life device of blow, the conditions of a clinker formation, running of process and number of technological parameters were improved.

Одним из эффективных ресурсосберегающих направлений, позволяющих достаточно быстро и без значительных финансовых затрат существенно улучшить технико-экономические показатели производства конвертерной стали, является совершенствование конструкций дутьевых устройств и режимов продувки с их использованием. Поэтому практически во всех конвертерных цехах передовых металлургических предприятий постоянно ведутся работы, связанные с совершенствованием конструкции кислородной фурмы, оптимизацией параметров дутьевого и шлакового режимов плавки в соответствии с изменяющимися задачами и условиями производства.

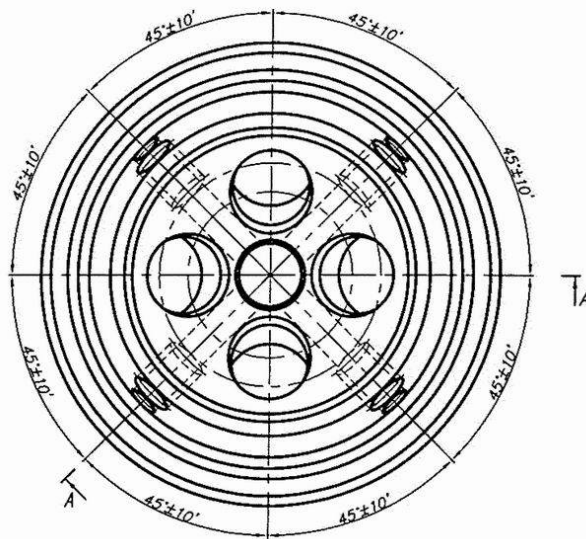
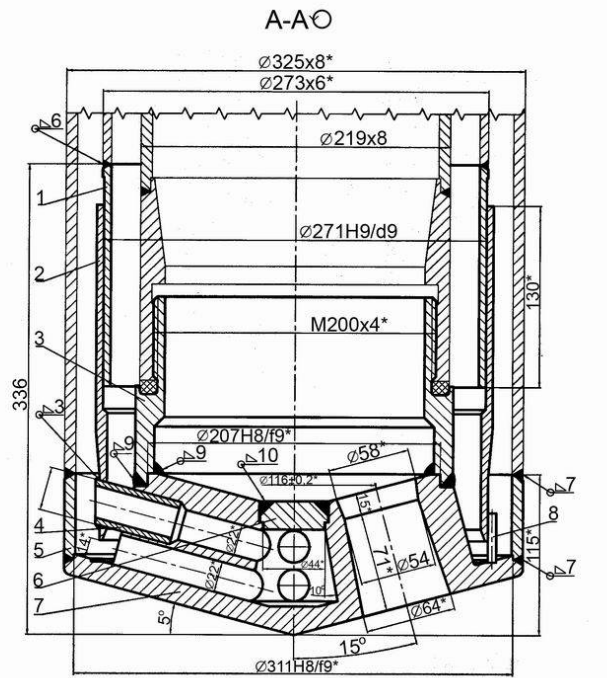
В процессе внедрения и проведения исследований на 350-тонных конвертерах в ККЦ № 2 ОАО «ЗСМК» были разработаны и внедрены в производство новая конструкция кислородной фурмы и дутьевые режимы конвертерной плавки, обеспечивающие улучшение процессов шлакообразования и технико-экономических показателей процесса.

На основе анализа массивов промышленных плавков было установлено, что одной из основных причин недостаточной степени ассимиляции извести шлаком, применяемых известково-магнезиальных флюсов (ИМФ) и случаев наличия в конце плавки неусвоенной извести является нерациональная конструкция кислородной фурмы. Так, в диапазоне рабочих расходов кислорода при продувке реализовывался чрезмерно недорасширенный режим истечения газовых струй из сопел фурмы. В результате чего при взаимодействии газовых струй с металлической ванной затрудняется управление плавкой, процесс шлакообразования характеризуется более продолжительным начальным периодом наводки шлака, нестабильной динамикой обезуглероживания и газовой выделением и большим количеством плавков с «сухим» ходом, что приводило к ухудшению технико-экономических показателей процесса.

При исследовании эксплуатационных особенностей износа дутьевых устройств было установлено, что значительное количество отработанных наконечников фурм имели заметный разгар (эрозию) выходных участков сопел и термомеханические нарушения целостности сварных швов, что также дестабилизировало дутьевой режим плавки. При этом средняя стойкость кислородных фурм со сварной конструкцией головки в ККЦ № 2 за 2005-2006 годы составила только 104 плавки.

Для исключения указанных недостатков, с использованием полученных данных высокотемпературного и численного моделирования был разработан новый сопловой блок кислородной фурмы (рисунок 1), отличающийся от базового новой конструкцией сверхзвукового сопла, оптимизированной системой охлаждения межсоплового пространства и изготовлением головки без сварных швов по внешней чаше (рисунок 2).

Опытная фурма не имеющая внешних сварных швов в торцевой части была снята после 226 плавков на текущий ремонт при сохранении головки в удовлетворительном состоянии, т.е. ее стойкость по сравнению с базовой конструкцией была повышена более чем в 2 раза. По ходу кампании отмечалось значительно меньшее заметалливание ствола фурмы и горловины конвертера, в связи с чем значительно сократились простои агрегата, связанные с удалением настывшей, снизилась вероятность повреждений и прогара труб основного ствола фурм в процессе этой операции.



1 – телескопический компенсатор на средней трубе; 2 – рассекатель; 3 – штуцер; 4 – трубка отводящая; 5 – вставка; 6 – заглушка; 7 – блок сопловый; 8 – упор

Рисунок 1 – Конструкция 4-х сопловой головки фурмы без сварных швов по внешней чаше. Диаметр внешней трубы  $D_{\text{вн}}=325$  мм



Рисунок 2 – Промышленная конструкция четырехсопловой головки фурмы без сварных швов по внешней чаше для продувки конвертер-ной ванны и нанесения шлакового гарнисажа в 350-тонных агрегатах

Дутьевой режим опытных плавок предусматривал при базовом изменении расхода кислорода увеличение рабочей высоты фурмы над ванной в среднем на  $\sim 0,2$  м для обеспечения неизменного относительного заглубления дутьевых струй и увеличения на 20-30 % относительной суммарной площади реакционной зоны в процессе продувки. При этом обеспечивалась близкая к оптимальной степень нерасчетности истечения газовых струй. Новая конструкция сопла обеспечивала возможность получения стабильного истечения струи при исключении явлений отрыва потока кислорода от стенок выходного участка диффузоров сопел.

В процессе исследования для получения более достоверных сведений по сопоставленным показателям опытных и сравнительных плавок весь массив обрабатываемых данных был разбит на две группы сталей – обыкновенного качества и стали качественные и низколегированные. Основные технологические показатели плавок с продувкой металла базовой фурмой (Б) и опытной конструкции (А) приведены в таблице 1.

Прежде всего, обращает на себя внимание относительная стабильность веса металлозавалки в период проведения сопоставляемых групп плавок. Так, общая масса чугуна и лома колебалась в пределах 346,1...352,0 тонны, при этом доля лома в металлозавалке была практически одинаковой (27,1...27,4 %). В сравнительно узких пределах колебалась и температура заливаемого чугуна (1400...1412 °С) при достаточно стабильном его химическом составе.

Таблица 1 – Основные технологические показатели плавки при продувке ванны с использованием опытной (А) и обычной (базовой) конструкции фурмы (Б)

Показатели	Сталь обыкновенного качества		Качественная низколегированная сталь	
	опытные (А)	обычные (Б)	опытные (А)	обычные (Б)
Количество плавки, шт.	135	100	80	68
Масса металлозавалки, т:				
чугуна	256,6	253,8	251,3	251,9
лома	95,4	94,7	94,8	98,4
всего	352,0	348,5	346,1	350,3
Доля лома, %	27,1	27,2	27,4	27,2
Содержание в чугуне, %:				
Si	0,52	0,55	0,53	0,53
Mn	0,41	0,39	0,42	0,40
S	0,018	0,019	0,019	0,018
P	0,095	0,091	0,101	0,091
Температура чугуна, °С	1403	1408	1412	1400
Содержание в стали на повалке, %:				
C	0,08	0,09	0,09	0,08
Mn	0,14	0,12	0,14	0,12
S	0,017	0,019	0,018	0,019
P	0,012	0,013	0,011	0,011
Температура стали, °С	1636	1640	1644	1635
Содержание FeO в шлаке, %	24,3	26,1	22,1	23,4
Основность шлака	3,40	3,31	3,43	3,30
Удельный расход, кг/т, м <sup>3</sup> /т:				
чугуна	791,12	790,72	789,13	791,30
лома	294,10	295,80	297,09	295,62
известки	47,93	50,23	53,56	53,63
угля	6,61	5,94	6,04	6,10
агломерата	5,92	6,00	6,54	6,50
флюса (ИМФ)	16,8	18,8	14,3	15,7
кислорода	58,7	59,5	59,3	59,8
плавикового шпата	-	-	0,68	0,76
Выход жидкой стали, %	91,7	91,5	91,9	91,6
Степень дефосфорации, %	87,3	86,0	89,6	87,6
Длительность продувки, мин	17,2	17,4	17,6	18,0

В процессе опытно-промышленных испытаний опытных накопителей фурм было установлено, что, в отличие от базовой, новая конструкция фурмы обеспечивает ускорение растворения и увеличение степени ассимиляции известки шлаком, что особенно важно в начальный период продувки, лучшую управляемость процессом и имеет повышенную стойкость к эрозийному износу сопел.

При этом период наводки шлака сократился до 20-30 % от времени продувки, основность конечного и отобранного на 7-8-ой минуте продувки шлака увеличилась на 0,1-0,3 ед. при одновременном снижении удельного расхода извести (на 1,5-2,0 кг/т стали) и плавикового шпата (на 8-15 %). Улучшились тепловой баланс плавки, процессы десульфурации и дефосфорации металла в конвертере.

Серии опытных и сравнительных плавов, проведены в один и тот же период кампании по футеровке конвертера № 4 при примерно одинаковых шихтовых условиях. При повышении средней величины основности конечного шлака на 0,1 ед. доля плавов с оптимальным значением указанного параметра (3,0-4,0 ед.) увеличилась с 49 % до 81 %. Минимальное значение основности конечного шлака по массивам сравнительных и опытных плавов составило соответственно 2,4 и 2,8 ед. Степень десульфурации металла в конвертере увеличилась на 10 %, а степень дефосфорации – на 2 %. Общее количество додувок плавов уменьшилось на 8 %.

Суммарный расход чугуна и металлолома по группам плавов с применением опытной фурмы понизился для сталей обыкновенного качества на 1,3 кг/т, а для качественных и низколегированных на 0,7 кг/т. При меньших расходах в опытных плавках извести и плавикового шпата (по группам плавов) степень дефосфорации и десульфурации металла увеличилась, что свидетельствует об улучшении условий шлакообразования в плавках с применением опытной фурмы. Продолжительность продувки осталась практически на прежнем уровне.

В анализируемый период, не зависимо от типа применяемой фурмы и выплавляемой группы марок стали, в широких пределах колебался расход известково-магнезиальных флюсов (ИМФ) от 10 до 25 кг/т стали. Такое положение создалось в связи с необходимостью дальнейшей отработки технологии нанесения шлакового гарнисажа и создания шлака с определенными физическими и химическими свойствами. И, тем не менее, средний расход ИМФ в группах сталей отличался незначительно и колебался в пределах 15,7...18,8 кг/т в сравнительных и 14,3...16,8 кг/т в опытных плавках.

При проведении опытных и сравнительных плавов плавиковый шпат использовался только при выплавке сталей ответственного назначения с последующей разливкой на МНЛЗ, при этом расход его в опытных и сравнительных плавках составил соответственно 0,68 и 0,76 кг/т.

При выплавке сталей обыкновенного качества на большей части плавов (более 40 %) расход извести составлял 40-50 кг/т и при ис-

пользовании опытной фурмы в среднем был меньше на 2,3 кг/т. В группе сталей качественных и низколегированных в таком же количестве плавок расход извести составлял 50-60 кг/т и средний расход ее в опытных и сравнительных плавках был практически одинаковым (53,56 и 53,63 кг/т).

В заключении необходимо отметить, что при использовании опытной фурмы удалось, хотя и незначительно, увеличить выход жидкой стали (на 0,25 %), главным образом за счет более спокойного хода продувки, уменьшения количества выбросов и выносов.



УДК 669.183.211.212

И.П. Герасименко, Р.С. Айзатулов, Н.А. Чернышева

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

## СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИИ И ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ ПОДОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ

В работе рассматривается возможность увеличения продолжительности кампании мартеновской печи и ее производительности, для чего предлагается внедрить оптимально-напряженный распорно-подвесной свод рабочего пространства, усовершенствованную конструкцию топливосжигающего устройства, рациональный тип насадки регенератора и регламентированный воздушный режим.

In work the opportunity of increase of duration of the company of an open-hearth furnace and its productivity is considered, for what it is offered to introduce optimum - intense holdup-hold-down roof of working space advanced design of a fuel-firing arrangement, rational type of a checkered brickwork and regulated air mode.

Технический прогресс нашей промышленности невозможен без непрерывного увеличения производительности сталеплавильных агрегатов. В настоящих условиях это предполагает увеличение производства стали на действующих агрегатах без строительства новых, что требует совершенствования их конструкции и тепловой стороны процесса.

В работе представлены исследования, проведенные на 65-тонных мартеновских печах, работающих скрап-карбюраторным процессом с применением нетрадиционных углеродсодержащих материалов (анодный бой, углеродистые брикеты и др.) и отоплением печей мазутом.

Продолжительность кампании печи, в основном определяемая стойкостью главного свода, в наибольшей степени влияет на технико-экономические показатели работы печи в целом. Поэтому решение задачи повышения его стойкости является значимой для увеличения производительности сталеплавильных агрегатов.

Следует отметить, что в настоящее время стойкость распорно-подвесного свода исследуемых печей довольно низкая и в течение по-

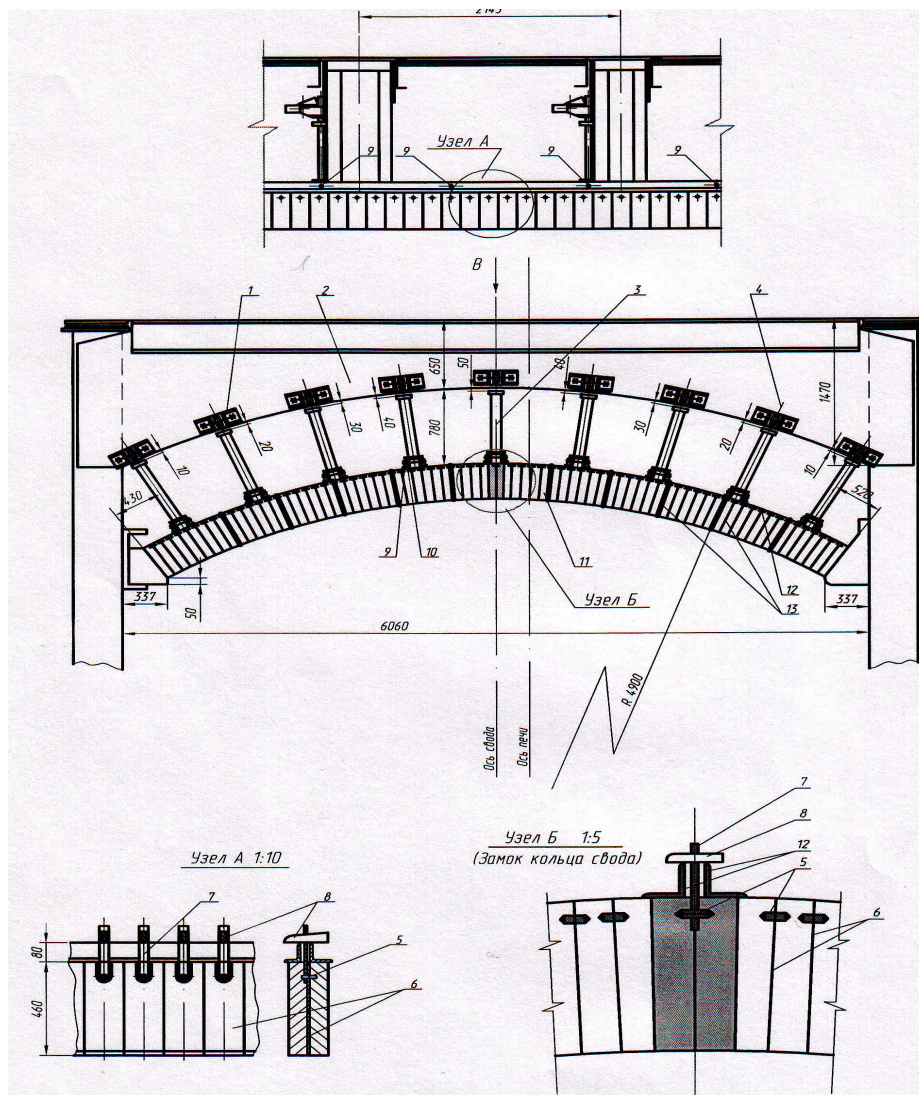
следних лет не превышает 320 плавов. Как известно на стойкость свода влияет множество факторов, главными из которых являются:

- изменение конфигурации свода в результате линейного расширения при повышении температуры, раскрытие швов в верхней нерабочей части и сосредоточение нагрузок в нижнем поясе, где физические свойства кирпича резко снижаются;
- наличие больших распорных усилий в арке свода от собственного веса и его термического расширения;
- переохлаждение свода во время горячих ремонтов, ремонтов пода, при аварийном отключении топлива и во время периода завалки металлолома (особенно при процессах с твердой завалкой), а также за счет реверсирования факела, приводящих к скалыванию рабочих слоев сводового кирпича;
- аэродинамика газов в рабочем пространстве печи;
- качество кладки свода.

Скалывание – одна из основных причин износа свода. Как правило, образование трещин скалывания происходит между уплотненной зоной, насыщенной оксидами железа, и переходной малоизмененной зоной. При температуре 1350-1450°C, соответствующей фактическому началу размягчения магнезитохромитового сводового кирпича, пластическая деформация становится преобладающей, тогда как упругие весьма малы. Поэтому рабочая поверхность свода, нагретая выше данного интервала температур, не воспринимает значительного распорного давления, в то время как остальная часть свода воспринимает эти нагрузки.

Следовательно, снижение распорных усилий в арке распорно-подвесного свода является одним из важнейших направлений по увеличению стойкости основных сводов рабочего пространства печей.

В соответствии с вышеизложенным для конкретных производственных условий разработан рабочий проект усовершенствованной конструкции главного свода рабочего пространства печи в направлении уменьшения в своде всех видов действующих усилий путем его кладки с выгорающими температурными прокладками расчетной величины и обязательной индивидуальной подвеской замковых кирпичей в пучке свода (рисунок 1).



1 – узел крепления подвески свода; 2 – лист; 3 – труба распорная; 4 – подвеска; 5 – штырь; 6 – прокладка; 7 – пластина; 8 – клин; 9 – болт; 10 – гайка М20; 11 – кирпич марки ПХС; 12 – уголок; 13 – прокладка из ДВП

Рисунок 1 – Оптимально-напряженный распорно-подвесной свод

Организация кладки оптимально-напряженного распорно-подвесного свода следующая:

- кладка пятовых кирпичей, а также сводовых кирпичей на пяту, ведется на густом хромистом растворе;
- между кирпичами в кольце закладываются металлические прокладки (поз. 6) и пластины (поз. 7). Кроме того, закладываются выгораемые прокладки из древесно-волоконистой плиты (ДВП) (поз. 13) толщиной 3,5-4,0 мм: от пят свода по передней и задней линиям свода по одной прокладке через каждые 6 кирпичей (все-

го прокладок в одном кольце свода по центральной его части – 10 шт.);

- каждое кольцо свода расклинивается одним замком. Замок состоит из двух сводовых кирпичей, скрепленных между собой штырем (поз.5) и пластиной для подвески замка (поз. 7). Обязательная подвеска замковой части свода необходима для предотвращения выпадения замков при выгорании прокладок из ДВП.

Главными факторами, определяющими производительность мартеновской печи, является количество тепла, необходимое для проведения плавки и скорость, с которой это тепло может быть доставлено в ванну при сжигании топлива. Это возможно осуществить только при успешной реализации всего комплекса мероприятий, связанных с тепловой работой печи. Как известно, для улучшения качества управления тепловым режимом процесса необходима стабилизация его основных параметров (температура свода и коэффициент избытка воздуха в рабочем пространстве) на оптимальных для каждого периода плавки уровнях. Следует отметить, что одним из недостатков тепловой работы печей является отсутствие регламентированного воздушного режима по периодам плавки. Регенеративный воздух поступает в головку печи для сжигания топлива за счет эжекции мазутного факела. Это создает не только дополнительные подсосы холодного воздуха через неплотности кладки, что снижает температуру регенеративного воздуха и соответственно температуру факела, но и не позволяет рационально регулировать коэффициент избытка воздуха. Предложен вариант работы печи с использованием принудительного дутья и рациональный регламентированный воздушный режим по периодам плавки с учетом тепловых нагрузок. На основании расчетов материальных и тепловых балансов рабочего пространства печи и по фактическим данным определены средние (14-15 МВт) и максимальные (~20 МВт) тепловые нагрузки для различной длительности плавки, а также разработан рациональный график тепловой работы печи по периодам плавки, учитывающий весь комплекс теплотехнических параметров. Анализ технологических и конструктивных особенностей используемых на печи форсунок позволили установить ряд недостатков, в том числе несоответствие применяемых параметров сопел для распыления топлива. Оптимизированная конструкция форсунки внедрена в производство. Установочные параметры взаиморасположения сопел с распылением мазута сжатым воздухом в двух ступенях представлены на рисунке 2.

В результате анализа конструкции, изучения работы и службы насадок регенераторов печи было установлено, что существующие регенераторы не только имеют низкие коэффициенты полезного теплоиспользования, но и существенные конструктивные недостатки исполнения самой насадки при ее кладке по системе «Сименс вразбежку» (рисунок 3). Кладка поднасадочных арок выполняется из шамотного кирпича толщиной 113 мм, устанавливаемых через 230-240 мм. Арки расклиниваются «колосниковым» Т-образным шамотным кирпичом длиной 350 мм с «ножкой» 230 мм. При таком варианте кладки насадки происходит перекрытие верхних вертикальных ячеек регенератора, и, как видно из рисунка, количество частично перекрываемых вертикальных ячеек регенератора нижними поднасадочными арками составляет порядка 70 %.

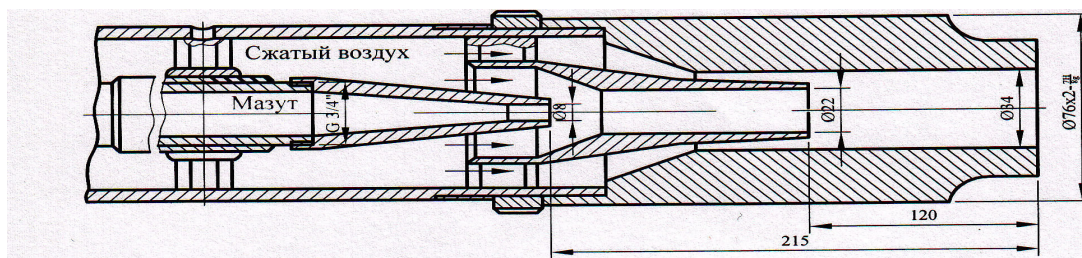
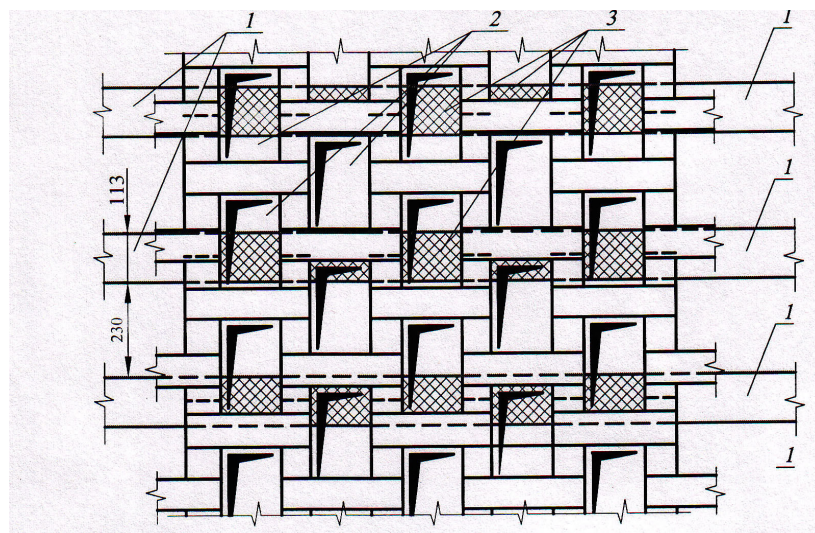


Рисунок 2 – Установочные параметры взаиморасположения сопел в усовершенствованной мазутной форсунке



1 – поднасадочные арки; 2 – ячейки насадки размером 155×225 мм; 3 – частичные многочисленные перекрытия ячеек поднасадочными арками

Рисунок 3 – Насадка 65-т мартеновской печи (Сименс вразбежку)

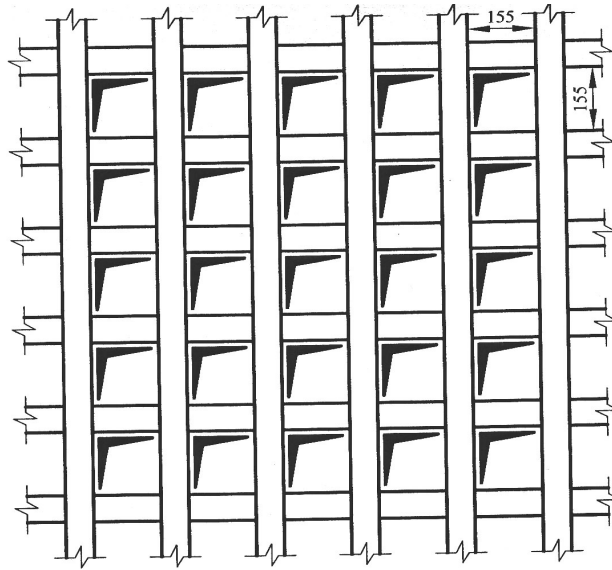


Рисунок 4 – Насадка 65-т мартеновской печи Т-образным кирпичом по системе Сименс

С целью совершенствования конструкции насадки в направлении уменьшения сопротивления при движении дыма и воздуха, облегчения очистки нижней ее части при промежуточном ремонте, увеличения температуры подогрева воздуха и, соответственно увеличения температуры факела и производительности печи, кладку насадок следует выполнять по системе Сименс стандартным Т-образным шамотным кирпичом (рисунок 4) марки ШАМ – I и ШАМ – II № 39 для кладки насадки с размером ячейки 155×155 мм (ГОСТ 6024-75. Изделия огнеупорные динасовые и шамотные для кладки мартеновских печей). При этом кладку поднасадочных арок следует выполнять стандартным шамотным кирпичом марки ШАМ – 51 и ШАМ – 57 толщиной 75 мм (ГОСТ 6024-75). Выполненные расчеты показали, что внедрение только этого мероприятия повысит температуру подогрева воздуха на 90°С за счет увеличения удельной поверхности нагрева насадки регенератора с 10 до 12,5м<sup>2</sup>/м<sup>3</sup>.

Таким образом, внедрение всего комплекса мероприятий по совершенствованию конструкции и тепловой работы печей позволит повысить технико-экономические показатели работы цеха.

УДК 669.184.244.66.

Р.Ф. Нугуманов, Е.В. Протопопов\*, А.Г. Чернятевич

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,

г. Новокузнецк

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

## ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВОСПЛАМЕНЕНИЯ И ГОРЕНИЯ УГЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА ЛОМА В КОНВЕРТЕРЕ

С использованием установок и методик высокотемпературного моделирования исследованы особенности воспламенения и горения углеродсодержащего топлива в процессе предварительного подогрева лома в рабочем пространстве кислородного конвертера.

With use of settings and techniques of high-temperature modeling the features of ignition and burning of carboniferous fuel are investigated during a preliminary hot conditioning of a scrap iron in working space of a LD converter.

Определение оптимального расхода лома в металлошихте кислородных конвертеров является предметом постоянных дискуссий и уточнений. Данный показатель рассматривают во взаимосвязи различных теорий и концепций, ставят в основу разрабатываемых прогнозов структуры развития сталеплавильного производства и проектных решений строящихся агрегатов. Такое внимание к проблеме не случайно. Оно обусловлено рядом факторов, среди которых основными являются проблема энергопотребления и дефицита топлива, а также конъюнктура рынка, особенности ценообразования, энергоёмкость и различной технологической ценности жидкого чугуна и лома.

Как известно [1], металлический лом является наиболее ценным металлургическим сырьем. На переработку лома затрачивается 10-30 % первичной энергии, расходуемой по схеме «руда-доменная печь-конвертер» [1,2]. Энергоёмкость лома (затраты энергии на сбор, складирование и доставку к потребителю – 0,2-0,4 ГДж/т) более чем в 100 раз меньше энергоёмкости жидкого чугуна (23,8 ГДж/т) и поэтому повышение его расхода в шихте кислородных конвертеров является основным резервом снижения энергоёмкости готовой стали.

Согласно расчетам, увеличение расхода лома в шихте кислородных конвертеров на 10 % сопровождается снижением энергоемкости стали на 1,6-1,9 ГДж/т [3].

Применение углеродсодержащих материалов в конвертерном процессе для предварительного подогрева лома является одним из реальных путей улучшения тепловой работы конвертеров и увеличения доли лома в металлозавалке. В связи с этим вопросы воспламенения и горения угля в полости конвертера приобретают первостепенное значение, т.к. они определяют длительность и качество разогрева металлолома. Несмотря на высокую температуру среды в рабочем пространстве конвертера, подача некоторых сортов угля, в частности антрацита, вызывает определенные затруднения в воспламенении энергоносителя. Причем особенно трудно воспламенить уголь, находящийся в непосредственном контакте с холодным металлоломом.

Для интенсификации процесса воспламенения энергоносителя, например, антрацита возможно использование, например, газокислородных горелок или совмещенной присадки углеродсодержащих материалов с меньшей температурой воспламенения. Однако эти способы интенсификации воспламенения требуют дополнительных затрат на переоборудование тракта подачи сыпучих материалов и увеличение количества бункеров или самого конвертера, и не на всех предприятиях имеется возможность такой реконструкции. Поэтому в данной работе проведены исследования по определению способов воспламенения угля варьированием параметров его подачи и режимов продувки кислорода в период предварительного нагрева лома до плавки.

Процесс горения твердого топлива представляет собой сложный комплекс физико-химических явлений, а расчетный анализ его представляет собой весьма сложную задачу приближенно решаемую для тех или иных конкретных условий при использовании ряда упрощений.

Известно [4], что процесс горения частицы твердого углеродсодержащего топлива целесообразно разделить на относительно независимые стадии. На основании полученной экспериментальной информации можно выделить следующие этапы горения, в том числе:

- 1) прогрев угольных частиц;
- 2) термическое разложение (пиролиз), выделение и воспламенение летучих веществ;
- 3) выгорание летучих продуктов;



4) воспламенение коксовых остатков – твердых продуктов пиролиза;

5) выгорание коксовых остатков.

Характер протекания и длительность каждой стадии зависят от целого ряда факторов – температуры окружающей среды, крупности частиц, концентрации кислорода и, в значительной степени, от марки угля, определяющей его химический состав, физико-химические свойства, особенности структуры. Скорость сгорания углей определяется, главным образом, скоростью горения углерода твердых продуктов их пиролиза. В результате сгорания твердых продуктов пиролиза выделяется основное количество тепла – до 90 %. Интенсивность горения углерода коксовых остатков определяется его реакционной способностью. Эти стадии имеют различную скорость и степень влияния на процесс горения в целом в зависимости от конкретных условий.

В таблице 1 представлены основные полученные характеристики кокса и углей различной степени метаморфизма, в наибольшей степени определяющие длительность и характер процесса горения: выход летучих веществ  $V^{daf}$ , температура воспламенения  $T_{воспл}$ , реакционная способность углерода  $R_{CO_2}$ .

Таблица 1 – Характеристики углей различных марок

Марка угля, угледобывающее предприятие	Выход летучих веществ, $V^{daf}$ , %	Температура воспламенения, $T_{воспл}$ , °C	Реакционная способность, $R_{CO_2}$ , см <sup>3</sup> /г*с
Кокс	1-1,5	>600	0,55-0,66
Антрацит, ОАО «Сибирские антрациты»	3-4	>600	0,1-0,2
Уголь Т, ОАО «Р-з Красный Брод»	10-11	395	0,3-0,4
Уголь СС, «Р-з Бачатский»	20-23	385	0,6-0,8
Уголь Г, «Р-з Ерунаковский»	39-41	335	0,8-1,2
Уголь Д, «Р-з Шубаркольский»	43-44	342	5,0-6,0

Представленные данные показывают, что при увеличении выхода летучих веществ в угле снижается температура его воспламенения и повышается реакционная способность углерода.

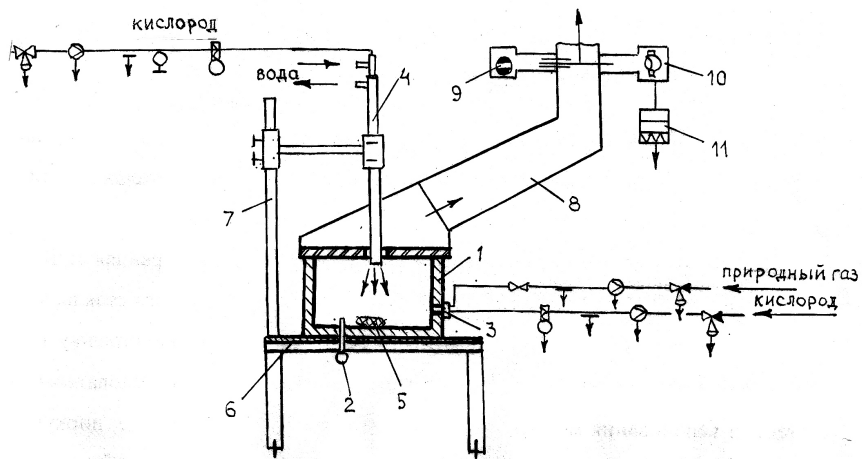
Антрациты относятся к углям наивысшей стадии метаморфизма и по своим свойствам и структуре находится ближе к графиту – конечному продукту метаморфизма горючих ископаемых, чем к каменным углям других марок. Так, антрацит характеризуется максималь-

ной тепло-и температуропроводностью, что обуславливает быстрый прогрев частиц антрацита при вводе в нагретое пространство. Однако вследствие крайне низкого выхода летучих веществ, которые инициируют воспламенение углей, для антрацита характерно гетерогенное окисление. Температура его воспламенения существенно превышает температуру воспламенения каменных углей и приближается к температуре воспламенения кокса, при этом для антрацита как и для кокса характерно беспламенное горение с местным тепловыделением, что обуславливает возможный локальный перегрев и оплавление близрасположенных объемов металлолома. Кроме этого, антрацит характеризуется крайне низкой величиной реакционной способности углерода, что существенно ниже кокса (в 3-5 раз) и обуславливает низкую скорость его выгорания. Антрацит имеет очень плотную структуру, характеризующуюся почти полным отсутствием макропор, что делает невозможным проникновение окислителя внутрь частиц и является причиной протекания горения исключительно на поверхности.

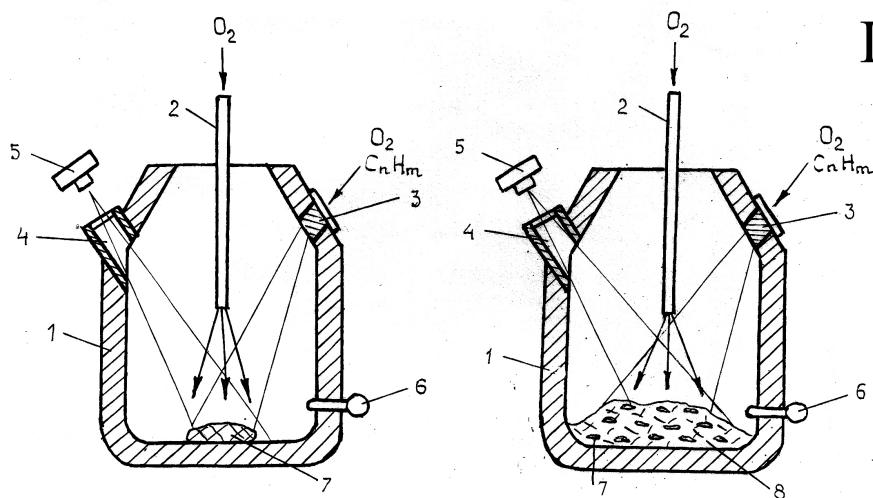
При проведении исследований процессы воспламенения и горения угля изучали при различных способах его подачи в конвертер: на днище конвертера до завалки лома, на лом и между порциями лома. Поставленные задачи решали с использованием специальной установки и 60-ти кг лабораторного конвертера (рисунок 1).

Установлено, что подача угля до загрузки лома наиболее предпочтительна с точки зрения процесса воспламенения. Соприкасаясь с горячей футеровкой, уголь быстро нагревается, и воспламенение его не вызывает каких-либо затруднений. Однако загруженный на воспламененный уголь лом и выделяющиеся продукты горения препятствуют поступлению кислорода от фурмы верхнего дутья в зону горения. При подаче угля на металлолом нужно учитывать время, необходимое для разогрева частиц угля до температуры воспламенения, а зажигание угля в этом случае несколько затруднено. Однако после обеспечения воспламенения энергоносителя создаются лучшие условия горения, чем при подаче лома на уголь.

Как установлено, если уголь загружать между порциями металлолома, то его воспламенение и горение затрудняются вследствие локального переохлаждения зоны его расположения. На воспламенение и, особенно, на процесс горения угля особое влияние оказывает степень распределения последнего в рабочем пространстве конвертера.



I



II

I – кварцевые тигли: 1 – тигель; 2 – термопара; 3 – газовая горелка; 4 – верхняя кислородная фурма; 5 – углеродсодержащее топливо; 6 – модельный стол; 7 – устройство перемещения кислородной фурмы; 8 – вытяжное устройство; 9 – источник света; 10 фотоприемник; 11 - преобразователь; II – 60-кг конвертер: 1 – конвертер; 2 – кислородная фурма; 3 – газовая горелка для разогрева футеровки конвертера; 4 – смотровое окно; 5 – кино-фото-видео аппаратура; 6 – термопара; 7 – углеродсодержащее топливо; 8 – металлическая стружка

Рисунок 1 – Установка высокотемпературного моделирования по изучению процессов воспламенения и горения угля

Как известно, существующие загрузочные схемы не позволяют распределять углеродсодержащий материал равномерно по всему объему конвертера. Поэтому в реальных условиях наблюдается неравномерное его распределение в агрегате. Так в одних участках формируется толстый слой угля, в других участках уголь лежит отдельными кусочками, а есть и практически свободные от угля участки

в конвертере. Поэтому в различных участках рабочего пространства конвертера горение угля происходит с различным эффектом.

С целью определения рациональных способов интенсификации процесса воспламенения углей в конвертере и снижения за счет этого времени нагрева металлолома в лабораторных условиях (рисунок 1) изучали процессы воспламенения и горения отдельных кусков и порций различного угля при условиях, характерных для реального кислородно-конвертерного процесса.

При определении параметров высокотемпературного моделирования с помощью  $\pi$ -теоремы определили для изучаемой системы (ки-

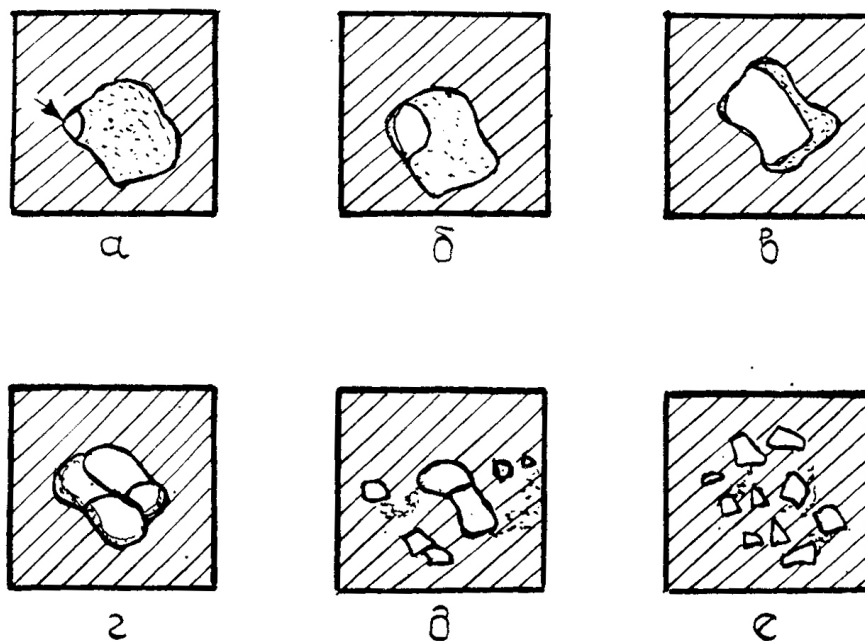
слород, уголь, лом) критерии подобия (Эйлера  $Eu = \frac{\Delta P}{\rho \cdot v^2}$ , Рейнольдса

$Re = \frac{v \cdot d \cdot \rho}{\mu}$ , Фруда  $Fr = \frac{v^2}{g \cdot d}$ , где  $\Delta P$  – разность сил статического давления, вызывающего движение сред, Па;  $\rho$  – плотность среды, кг/м<sup>3</sup>;  $v$  – скорость движения среды, м/с;  $d$  – характерный размер, м;  $\mu$  – динамическая вязкость среды, Па·с;  $g$  – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>). В постановочных опытах при моделировании определили автомодельные области, в которых определяющий критерий Эйлера не зависит от критериев Рейнольдса и Фруда, и именно в этих областях были поставлены эксперименты.

Сжигание углей осуществляли в специальных тиглях с кварцевыми стенками и в модели 60-кг конвертера с огнеупорной футеровкой, выполненной в масштабе 1:25 к промышленному 160-т образцу. Разогрев футеровки и поддержание температуры тигля и конвертера в необходимых пределах осуществляли с помощью газовой горелки (рисунок 1).

При изучении процессов воспламенения и горения отдельной порции угля последний располагали на металлической подложке тигля, через которую он подвергался нагреву газовой горелкой до температуры 800-900 °С и затем его обдували кислородом.

Как установлено, кусочек угля, соприкасающийся с горячей футеровкой, начинает воспламеняться на первых же секундах продувки кислородом, причем горение начинается с углов и ребер кусочка и в течение 10-15 с. фронт горения распространяется по всей его поверхности (рисунок 2). Заметно, что основная часть крупных кусков угля (фракция >10 мм) растрескивается на более мелкие еще до начала воспламенения, что способствует интенсификации горения.



а-е – последовательные стадии воспламенения и горения кусочка угля  
 Рисунок 2 – Последовательная схема воспламенения и сгорания порции антрацита в потоке кислорода при температуре 800-900 °С

Анализируя особенности и последовательные стадии воспламенения и сгорания порций антрацита в потоке кислорода, можно отметить и описать выделенные стадии (рисунок 2, а-е):

а) воспламенение внешней поверхности кусочка, начинающееся с углов и ребер, что свидетельствует о том, что в углах и ребрах антрацита расположены наиболее активные атомы углерода. Горение может начаться с любой выступающей поверхности, например, скола или трещины. Известно, что энергетическое состояние атомов углерода зависит от его положения в кристаллической решетке: в местах расположения дефектов структуры, на базисной плоскости, гранях или ребрах кристаллов. Экспериментально доказано, что в одном и том же кристаллите графита атомы углерода, находящиеся на гранях, реагируют с окислителями до 40-50 раз быстрее, чем на базисной плоскости.

б, в) постепенное выгорание кусочка по поверхности, параллельной плоскости напластования, что указывает на неодинаковую химическую активность углерода вдоль и поперек плоскости напластования, при этом по мере повышения температуры в процессе горения скорость горения возрастает.

г) появление трещин параллельно плоскости напластования при увеличении температуры частицы, что связано с возрастающими термическими напряжениями вследствие анизотропии физико-химических свойств антрацита вдоль и поперек плоскости напластования.

д) разрушение частицы в результате внутреннего выгорания по поверхности образующихся сквозных трещин.

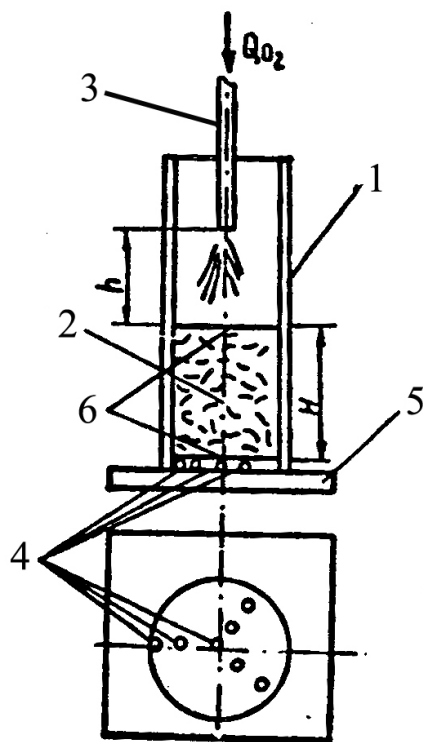
е) резкое возрастание скорости горения разрушенных частиц вследствие увеличения поверхности окисления, увеличение температуры и дальнейшее их разрушение.

Таким образом, сжигание угля в слое имеет свои особенности. Исследуя в лабораторных условиях (рисунок 3) прохождение кислорода через слой различных материалов, имитирующих металлический лом различного качества (насыпного веса), установили, что кислород за весьма короткое (в течение нескольких секунд) время проникает в любую точку объема конвертера. В случае использования моделей конвертеров для изучения процесса воспламенения угля процесс горения начинался при наличии значительного количества кислорода в его объеме. После начала воспламенения фронт горения быстро распространялся по слою, однако в дальнейшем, достигнув определенной глубины, фронт горения замедляет свое распространение вглубь слоя. Глубина зоны горения угля в неподвижном слое, как установлено не превышает  $5d$  ( $d$  – размер кусочка угля). На большей глубине слоя материала процесса горения не наблюдали. Повышение интенсивности подачи кислорода, увеличение динамического давления газовых струй способствует интенсификации горения слоя вследствие разрушающего воздействия на него струй.

Как установлено, при подогреве лома в конвертере кислородные струи истекают из фурмы с огромной динамической энергией и скоростью, за счет которой уголь частично переходит из стационарного слоя во взвешенное состояние, уменьшая тем самым толщину последнего, что способствует снижению длительности горения всей массы угля, улучшению теплопередачи металлолому и более равномерному его нагреву в объеме конвертера.

Таким образом, на основании изучения процессов воспламенения и горения угля были разработаны способы нагрева лома в 160-т конвертерах ОАО «ЗСМК», позволяющие путем варьирования дутьевым режимом быстро воспламенять твердое топливо.

Промышленное опробование разработанного режима сжигания угля показало его технологичность и перспективность при предварительном нагреве лома в конвертерах.



1 – кварцевый тигель; 2 – металлический лом (стружка); 3 – кислородная фурма; 4 – тлеющий материал; 5 – предметный стол

Рисунок 3 – Схема установки для изучения воспламенения энергоносителя под слоем лома

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schrottereundliche Technologic in Sicht // Rohstoff-Rundschan. – 1986. – № 21. – S. 678, 679.

2. Металлолом в шихте кислородных конвертеров / В.И. Баптизманский, В.М. Бойченко, Е.В. Третьяков [и др.]. – М.: Металлургия, 1982. – 136 с.

3. Затраты первичной энергии на получение стали различными способами / В.И. Баптизманский, Б.М. Бойченко, А.Г. Зубарев [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1984. – № 8. – С. 47-55.

4. Бабий В.И. Горение угольной пыли и расчет пылеугольного факела / В.И. Бабий, Ю.Ф. Куваев. М.: Энергоатомиздат, 1986.

УДК 669.184.046.58

В.А. Дорошенко, Б.В. Дорошенко

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

## ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ШЛАКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕССА

Проведен анализ различных технологических режимов кислородно-конвертерного процесса. Установлены основные особенности технологических вариантов процесса.

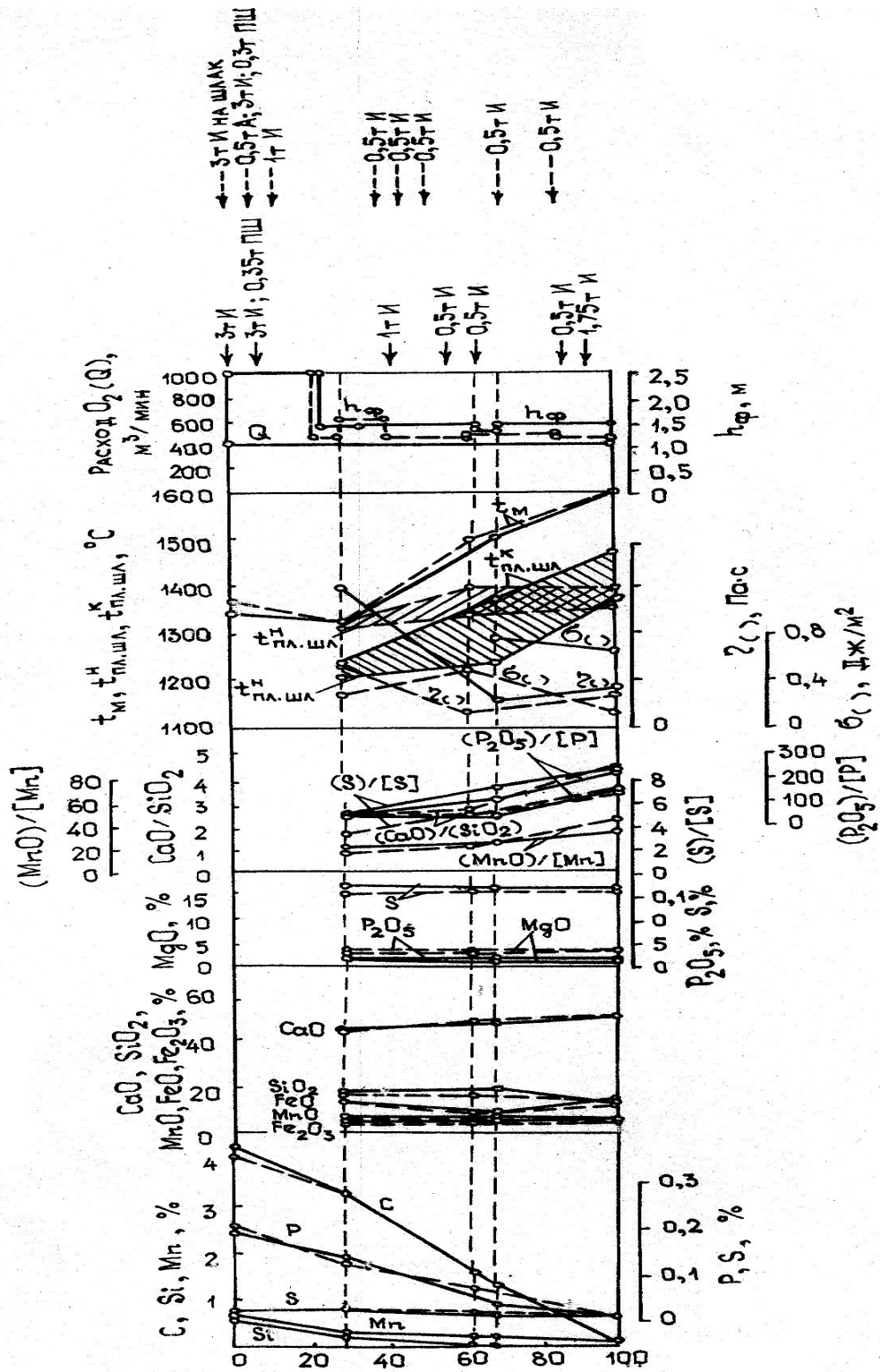
The assaying of various technological modes of an oxygen-steelmaking process is carried out (spent). The base features of technological variants of process are fixed.

Опытные плавки проведены в кислородно-конвертерных цехах № 1 и № 2 ОАО «ЗСМК». Все плавки, которые были включены в обработку, разделили на три группы: сравнительные, с присадкой антрацита в завалку, с подачей агломерата в завалку, с известковым торкретированием.

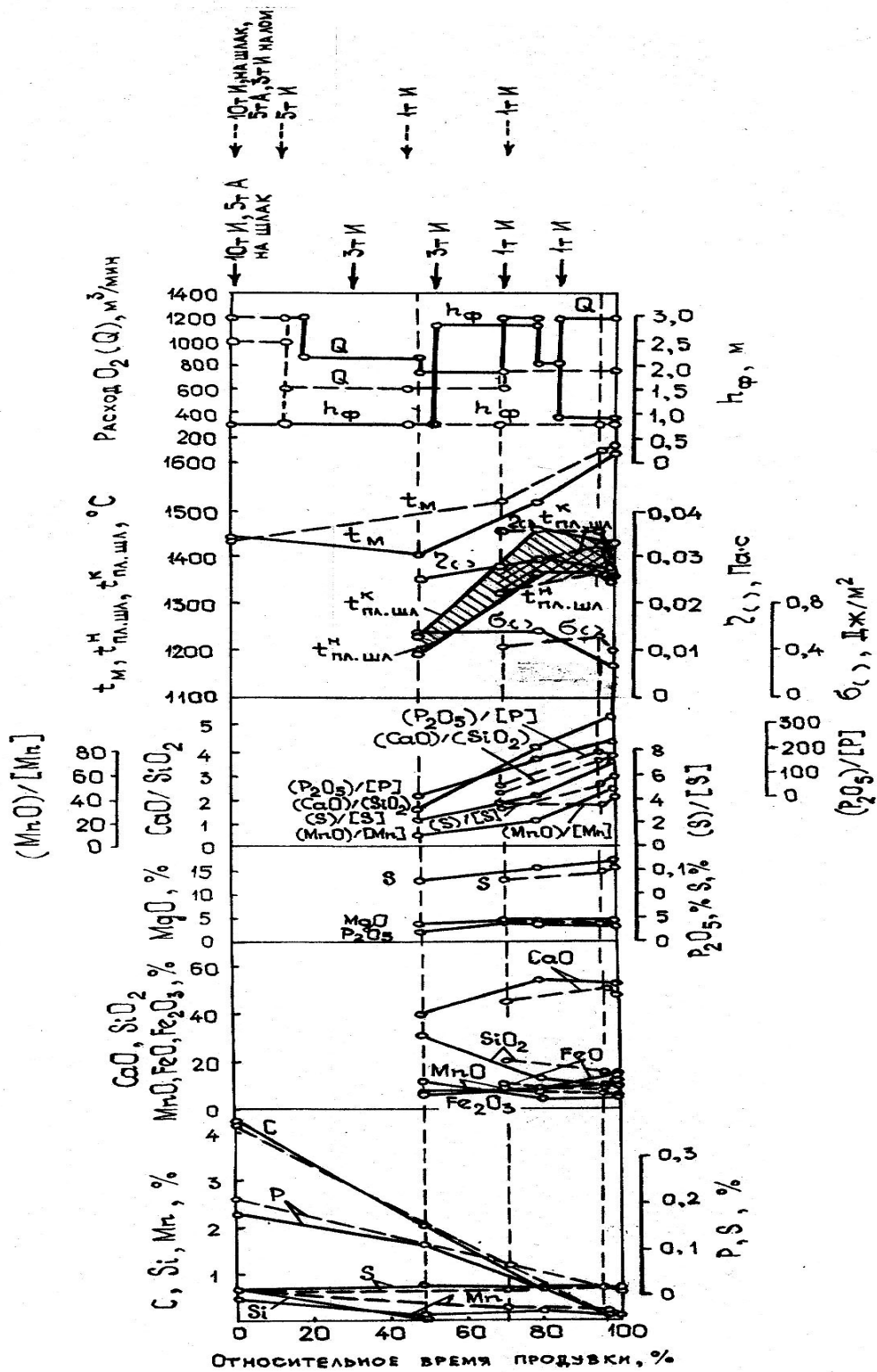
Изменение химического состава металла, шлака и некоторых технологических параметров по ходу продувки плавки сравнительной, с присадкой антрацита и с подачей агломерата приведены на рисунках 1 и 2. Необходимо отметить некоторую особенность отмеченных рисунков. С целью уточнения технологических особенностей и имеющихся различий было произведено наложение сравнительной плавки на плавку с присадкой антрацита (рисунок 1) и двух плавки с присадками агломерата (рисунок 2). В связи с тем, что на плавках с известковым торкретированием пробы шлака отбирались без проб металла, за исключением повалок конвертера, в таблице 1 приведены их составы чугуна, металла и температура. Химические составы опытных плавки, взятых в обработку, приведены в таблицах 2-4.

Все плавки проведены согласно действующей технологической инструкции. Однако при проведении опытных плавки существовали и некоторые различия.





— плавка 391149;      - - - - - плавка 391221  
 Рисунок 1 – Изменение состава металла, шлака по ходу продувки и некоторых технологических параметров



— — плавка 486461;      - - - - плавка 486756  
 Рисунок 2 – Изменение состава металла, шлака по ходу продувки и некоторых технологических параметров

Таблица 1 – Составы чугуна, металла и температуры опытных плавок с известковым торкретированием

Номер плавки и пробы металла	Время отбора проб металла, мин/с	Содержание элементов, %										Примечание					
		Чугун					Температура чугуна и металла °С	Металл									
		C	Si	Mn	P	S		C	Si	Mn	P		S				
501982		-	0,75	0,42	0,25	0,019	1430										
-4	20-00						1570	0,14	-	0,12	0,013	0,023					
-5	24-00						1625	0,04	-	0,06	0,013	0,023					
501983		-	0,71	0,57	0,26	0,014	1430										
-8	22-30						1590	0,3	-	0,23	0,031	0,019					
-9	24-00						1630	0,18	-	0,17	0,025	0,017					додувка
501984		-	0,71	0,46	0,26	0,014	1420										
-12	20-00						1581	1,09	-	0,11	0,013	0,008					
-13	22-00						1585	0,88	-	0,12	0,011	0,008					додувка
-14	24-00						1590	0,67	-	0,08	0,008	0,009					додувка

Таблица 2 – Химический состав конвертерных шлаков опытных плавов и некоторые технологические параметры

Номер плавки и шлака	Время отбора пробы металла, мин-с (отн. вр.,%)	Содержание оксидов, в %										$\frac{(\text{CaO})}{\text{FeO}}$	$\frac{(\text{MnO})}{[\text{Mn}]}$	$\frac{(\text{P}_2\text{O}_5)}{[\text{P}]}$	$\frac{(\text{S})}{[\text{S}]}$
		SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	MnO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	S	$\frac{(\text{CaO})}{\text{SiO}_2}$				
391149-1	6-05 (29,2)	18,32	44,49	2,89	3,63	7,72	2,59	13,74	6,48	0,14	2,42	3,31	26,6	25,9	4,8
-2	14-16 (68,5)	19,18	46,56	2,77	3,74	8,77	1,49	9,90	7,46	0,13	2,42	4,70	31,3	103,8	7,2
-3	20-48 (100)	14,22	49,84	2,65	2,84	5,79	2,01	15,70	6,82	0,13	3,50	3,17	44,5	218,4	8,6
391221-1	6-37 (28,7)	16,94	43,57	2,75	3,77	7,34	3,47	15,30	6,75	0,11	2,57	2,84	21,58	29,00	3,43
-2	14-15 (61,9)	17,36	47,29	2,93	3,56	7,11	5,07	9,78	6,78	0,12	2,72	4,83	29,62	47,46	5,00
-3	23-01 (100)	14,90	49,79	3,30	3,30	6,38	5,59	11,92	4,70	0,12	3,34	4,18	58,00	253,84	6,66

Примечание: Плавка 391149 проведена без присадки антрацита.

Плавка 391221 проведена с присадкой антрацита по ходу продувки.

Таблица 3 – Химический состав конвертерных шлаков опытных плавок с присадкой агломерата в начале продувки и некоторые технологические параметры

Номер плавки и шлака	Время отбора пробы (отн. вр., %)	Содержание оксидов, в %										(CaO) SiO <sub>2</sub>	(CaO) FeO	(MnO) [Mn]	(P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ) [P]	(S) [S]
		SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	MnO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	S						
486461-1	7-50 (48)	25,75	39,83	3,48	1,95	11,59	3,89	7,16	6,29	0,06	1,54	5,56	9,65	17,25	2,30	
-2	12-56 (80)	12,88	54,05	4,27	3,62	4,64	2,48	8,68	9,27	0,11	4,11	6,22	22,09	164,54	4,23	
-3	16-05 (100)	9,42	50,16	4,10	2,55	4,76	1,95	15,04	11,88	0,14	5,32	3,33	47,60	231,81	7,00	
486756-1	13-40 (70,4)	19,74	44,20	4,17	3,64	8,47	3,05	9,61	7,07	0,05	2,23	4,59	35,29	58,70	3,12	
-2	18-45 (96,7)	14,53	50,29	3,56	3,61	6,14	2,30	8,42	11,07	0,08	3,46	5,97	34,11	190,00	5,00	
-3	19-25 (100)	12,37	46,16	4,30	3,07	5,96	2,10	12,79	13,15	0,10	3,65	3,60	42,57	170,55	6,25	

Таблица 4 – Химический состав и некоторые технологические параметры опытных плавок с известковым торкретированием

Номер плавки и шлака	Время отбора проб металла, мин-с (отн. вр., %)	Содержание оксидов, в %										(CaO) FeO	(MnO) [Mn]	(P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ) [P]	(S) [S]	Примечание	
		SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	MnO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	S	SiO <sub>2</sub>						
501982-1	11-00	22,55	29,20	3,59	4,04	6,13	1,68	14,93	17,75	0,13	1,29	1,28					
-2	17-00	22,68	29,38	3,07	4,01	5,41	1,83	16,29	17,17	0,16	1,29	1,8					
-3/4	20-00	22,69	32,40	3,07	4,68	8,91	2,76	18,77	6,58	0,14	1,42	1,7					
		19,86	31,18	3,36	4,30	7,27	2,56	19,18	12,21	0,08	1,57	1,6	6,58	330	3,47		
-5	24-00	13,50	37,55	3,88	2,35	4,23	1,90	21,22	15,23	0,14	2,78	1,7	70,5	180,7	6,08	доливка	
501983-6	12-00	22,94	37,50	1,38	3,04	14,00	1,44	11,43	8,25	0,020	1,63	3,3					
-7	15-00	22,92	38,52	1,41	2,64	14,05	1,60	10,94	7,85	0,014	1,68	3,5					
-8	22,5-00	21,31	39,05	1,41	2,81	10,32	1,40	13,80	9,89	0,012	1,83	2,8	44,8	90,6	0,70		
-9	24-00	19,61	39,49	1,37	3,47	8,09	1,35	15,48	11,10	0,040	2,01	2,5	47,5	138,8	2,3	доливка	
501984-10	9-00	20,19	39,89	2,69	3,37	3,06	0,90	14,12	15,76	0,020	1,97	2,8					
-11	14-00	11,46	39,90	2,16	2,33	3,48	0,82	18,80	20,99	0,060	3,48	2,1					
-12	20-00	14,90	41,9	1,41	2,80	2,70	0,85	17,04	18,37	0,030	2,81	2,4	24,5	215,3	3,75		
-13	22-00	17,14	46,48	2,01	3,15	3,67	1,04	12,50	13,98	0,030	2,71	3,7	30,5	286,3	3,75	доливка	
-14	24-00	8,41	40,59	4,54	2,08	3,06	0,77	19,16	21,32	0,070	4,82	2,1	38,2	260	7,7	доливка	

На сравнительной плавке, приведенной на рисунке 1 как пример, начало продувки было проведено с более низкой температурой, чем на плавке с антрацитом (рисунок 1). Уровень фурмы изменялся всего лишь дважды, перед повалками, несмотря на то, что присаживалась известь по ходу продувки, в то время как на плавке с присадкой антрацита перед присадкой извести фурму поднимали в верхнее положение. Кроме того, на плавке с присадкой антрацита перед завалкой оставили в конвертере шлак предыдущей плавки. Температура плавления шлака, несмотря на более высокую основность на плавке с антрацитом была ниже, чем на сравнительной.

Процессы десульфурации и дефосфорации на сравнительной плавке и с присадкой антрацита отличались как по скорости, так и по величине (рисунок 1, таблица 2).

Вторая группа опытных плавов была, как отмечалось выше, о присадкой агломерата в завалку, причем в конвертере оставляли шлак предыдущей плавки и было различное количество поданной извести, которую на одной плавке подали на шлак, а на другой – часть на лом.

На плавке с подачей извести и агломерата на шлак предыдущей плавки, несмотря на несколько более высокую основность шлака (таблица 3), процессы дефосфорации и десульфурации прошли хуже, что подтверждают коэффициенты распределения (таблица 3). Температура металла этой плавки в начале продувки была выше и снизилась перед первой повалкой конвертера. Кроме того, температура плавления шлака была выше. Уровень фурмы дважды изменяли – после первой и второй повалок, в то время как на плавке с присадкой извести на шлак и лом уровень фурмы изменили только один раз – в начале продувки, да и количество извести было меньшим.

Следовательно, лучшим вариантом была плавка с завалкой извести на шлак и агломерата с известью на лом (рисунок 2).

Как было отмечено выше, в третью группу вошли плавки с известковым торкретированием. Анализ экспериментальных данных показал, что плавки проведены с присадкой извести на шлак предыдущей плавки и завалкой антрацита на лом. Все плавки, прошли с низкой основностью (таблица 4), что, естественно, отразилось на дефосфорации и десульфурации металла, продувка заканчивалась с низкой температурой металла, что требовало додувки. Лучшей из приведенных плавов была плавка с двумя додувками, что не является технологически правильным (таблица 4).

Установлено влияние  $\text{CaO}$  и отношение  $\text{CaO/FeO}$  на температуру плавления, вязкость и поверхностное натяжение шлаков. Так, на

плавках с присадкой агломерата в начале продувки и известковым торкретированием температура плавления, вязкость и поверхностное натяжение шлаков изменялись в следующих пределах соответственно:  $1190 \div 1455$  °С,  $0,007 \div 0,035$  Па·с и  $0,552 \div 0,189$  Дж/м<sup>2</sup>.

Плавки с присадкой антрацита имели более высокие значения исследуемых этих же параметров, соответственно:  $1240 \div 1485$  °С,  $0,07 \div 0,3$  Па·с и  $0,790 \div 0,141$  Дж/м<sup>2</sup>.

Анализ хода шлакообразования опытных плавков показал, что для всех плавков был характерен известковый путь шлакообразования. Исключением явилась плавка с известковым торкретированием, на которой шлакообразование проходило по ферритному пути.

Полученные данные могут быть использованы для уточнения механизма шлакообразования и усовершенствования шлакового режима кислородно-конвертерной плавки рассмотренных технологических вариантов.



УДК 621.746.628.047

В.П. Комшуков, Е.В. Протопопов\*, Д.Б. Фойгт, Л.А. Ганзер\*

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,

г. Новокузнецк

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИИ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ СОРТОВОЙ МНЛЗ

Выполнен анализ тепловых режимов охлаждения непрерывного слитка и затвердевания металла. Рассмотрено влияние особенностей охлаждения слитка на качество сортовой заготовки. Определены рациональные режимы охлаждения слитка при различных температурно-скоростных режимах процесса для сортовой МНЛЗ ОАО «ЗСМК».

The assaying of thermal cooling conditions of a continuous bullion and solidifications of metal is executed. The influence of features of refrigeration of a bullion on quality of billets is considered. The rational cooling conditions of a bullion are certain at various temperature-speed modes of process for machine of continuous casting ОАО «ZSMK».

При проектировании и модернизации машин непрерывного литья заготовок, прежде всего, необходим анализ тепловых режимом охлаждения и особенностей затвердевания металла, обеспечивающих получение качественных слитков.

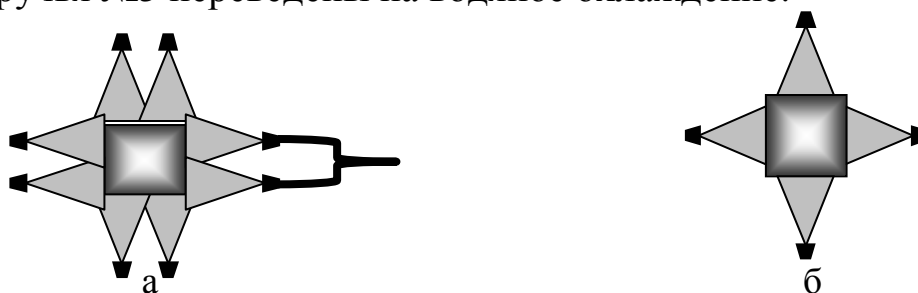
Теплофизическим вопросам формирования непрерывнолитой заготовки посвящено значительное количество работ [1-3]. Основное внимание в них уделяется закономерностям затвердевания металла и определению рациональных режимов охлаждения слитка, механизмам возникновения и развития различных дефектов. При этом менее изученными остаются нестационарные явления, обусловленные переходными процессами. Например, в начале разливки, при возобновлении процесса после остановки, или когда по тем или иным технологическим причинам возникает необходимость изменять режим разливки: увеличивать скорость вытягивания заготовки и/или интенсивность теплосъема в зоне вторичного охлаждения (ЗВО).

Ранее авторами было выполнено численное исследование переходных процессов при разливке сортовой заготовки [4], что позволило уточнить влияние различных режимов охлаждения в ЗВО на температурные поля в слитке, определить рациональные значения площадей орошаемых поверхностей, расходы охлаждающей воды и их регулирование в том числе при увеличении скорости разливки.

Опытно-промышленное опробование разработанных режимов охлаждения слитка в ЗВО было выполнено на 8-ми ручьевой сортовой МНЛЗ ОАО «ЗСМК», которая предназначена для разливки 320-т сталеразливочного ковша на заготовки сечением 150x150 и 150x200 мм с средней скоростью 2,6 м/мин.

При этом охлаждение слитка в зоне вторичного охлаждения осуществляется в четырех секциях: в нулевой – водяное охлаждение сдвоенными форсунками на каждой грани, в первой (качающейся), второй и третьей (стационарных) – водовоздушное.

На первом этапе исследования количество форсунок нулевых секций было сокращено до одной на каждую грань (рисунок 1, б), первые (качающиеся) секции всех ручьев и вторая (стационарная) секция ручья №5 переведены на водяное охлаждение.



а – до реконструкции, б – после реконструкции

Рисунок 1 – Расположение форсунок нулевой секции ЗВО

После проведения указанных мероприятий было изучено влияние различных режимов охлаждения в ЗВО на макроструктуру слитка. В таблице 1 приведены данные по центральной пористости (ЦП), осевой химической неоднородности (ОХН), ликвационным полоскам и трещинам осевым (ЛПТос) и общим (ЛПТобщ) на пятом и остальных ручьях.

Из таблицы 1 видно, что макроструктура слитка опытного и сравнительных ручьев имеет практически один уровень по средним значениям. С учетом более жесткого воздействия водяного охлаждения, такой результат можно считать удовлетворительным. При этом заметное положительное влияние новый тип охлаждения оказал на показатели заготовок с максимальными баллами: ЦП и ОХН – более

3, ЛПТ – более 2. В первом случае выявлено снижение доли таких заготовок с 11,0 до 6,9 %, во втором – с 12,4 до 8,3 % и с 13,3 до 9,7 %.

Таблица 1 – Показатели макроструктуры заготовок

Сечение, мм	Марка стали	Номера ручьев	Кол-во плавок, шт.	Кол-во темплетов, шт.	Показатели макроструктуры темплетов:			
					Баллы (пределы/средние)			
					Более 3 балла (ЦП, ОХН), более 2 (ЛПТ) - %			
ЦП	ОХН	ЛПТ <sub>ос</sub>	ЛПТ <sub>общ</sub>					
150x200	Ст3сп	1-4, 6-8	27	88	$\frac{0-4/1,75}{13,6}$	$\frac{0,5-3/1,42}{0}$	$\frac{0-4/1,03}{20,5}$	$\frac{0-4/1,30}{30,7}$
		5	13	27	$\frac{0-4/1,69}{14,8}$	$\frac{0-3/1,39}{0}$	$\frac{0-4/0,85}{14,8}$	$\frac{0-4/1,17}{18,5}$
150x150	Ст3сп	1-4, 6-8	11	32	$\frac{0-4/1,63}{12,5}$	$\frac{0-3/0,86}{0}$	$\frac{0-2/0,33}{0}$	$\frac{0-2/0,41}{0}$
		5	6	11	$\frac{0,5-2/1,00}{0}$	$\frac{0,5-2/1,09}{0}$	$\frac{0-1/0,23}{0}$	$\frac{0-1,5/0,41}{0}$
	18Г2С	1-4, 6-8	12	35	$\frac{0-4/1,57}{8,6}$	$\frac{0-2/1,44}{0}$	$\frac{0-4/0,27}{2,9}$	$\frac{0-3/0,73}{5,7}$
		5	9	19	$\frac{0-4/1,82}{5,3}$	$\frac{0,5-2/1,32}{0}$	$\frac{0-1/0,21}{0}$	$\frac{0-3/0,89}{10,5}$
	08	1-4, 6-8	12	27	$\frac{0,5-4/1,39}{7,4}$	$\frac{0,5-1,5/0,89}{0}$	$\frac{0-4/1,85}{29,6}$	$\frac{0-1,5/0,35}{0}$
		5	2	5	$\frac{1-3/1,80}{0}$	$\frac{0,5-2/1,10}{0}$	$\frac{0-4/1,40}{40,0}$	$\frac{0/0}{0}$
	20, 35, 40, 45	1-4, 6-8	15	40	$\frac{0,5-4/1,30}{7,5}$	$\frac{0-2/1,45}{0}$	$\frac{0-1/0,15}{0}$	$\frac{0-2/0,79}{0}$
		5	5	10	$\frac{0,5-2/1,40}{0}$	$\frac{1-2/1,50}{0}$	$\frac{0-1/0,45}{0}$	$\frac{0-2/1,20}{0}$
Всего	Ст3сп	1-4, 6-8	38	120	$\frac{0-4/1,72}{13,3}$	$\frac{0-3/1,28}{0}$	$\frac{0-4/0,85}{15,0}$	$\frac{0-4/1,06}{22,5}$
		5	19	38	$\frac{0-4/1,49}{10,5}$	$\frac{0-3/1,30}{0}$	$\frac{0-4/0,67}{10,5}$	$\frac{0-4/0,95}{13,2}$
Всего (150x150)		1-4, 6-8	50	130	$\frac{0-4/1,51}{9,2}$	$\frac{0-3/1,23}{0}$	$\frac{0-4/0,58}{6,9}$	$\frac{0-3/0,61}{1,5}$
		5	22	45	$\frac{0-4/1,52}{2,2}$	$\frac{0,5-2/1,28}{0}$	$\frac{0-4/0,40}{4,4}$	$\frac{0-3/0,74}{4,4}$
Всего (все марки, 150x150, 150x200)		1-4, 6-8	77	218	$\frac{0-4/1,61}{11,0}$	$\frac{0-3/1,31}{0}$	$\frac{0-4/0,77}{12,4}$	$\frac{0-4/0,89}{13,3}$
		5	35	72	$\frac{0-4/1,58}{6,9}$	$\frac{0-3/1,32}{0}$	$\frac{0-4/0,57}{8,3}$	$\frac{0-4/0,90}{9,7}$

Второй этап исследования предусматривал полный перевод всей системы вторичного охлаждения с водо-водовоздушного на водяной тип, вывод из работы оборудования для организации подачи сжатого воздуха, организацию четвертого независимого контура охлаждения, установку дополнительных быстросъемных фильтров тонкой очистки воды в каждом стационарном контуре охлаждения каждого ручья, обоснование давления и расхода воды для новых секций, отработку рациональных режимов вторичного охлаждения заготовок разных сечений и марок стали.

Проведенные опытно-промышленные исследования с использованием водяного охлаждения слитка в ЗВО позволили:

- сократить количество заготовок с отклонениями формы, а величину этих отклонений – до допустимого уровня;
- улучшить показатели качества макроструктуры заготовок;
- исключить образование продольных трещин и прорывов металла под кристаллизатором;
- повысить точность позиционирования слитка по вертикальной и горизонтальной составляющим технологической оси ручьев в ЗВО, улучшая равномерность его вторичного охлаждения по периметру;
- улучшить качество подаваемой на форсунки вторичной охлаждающей воды, снижая их засорение и повышая качество охлаждения и дальнейшего формирования слитка под кристаллизатором;
- перераспределить интенсивность вторичного охлаждения слитка по секциям ЗВО.

Полученные на этом этапе исследования результаты способствовали совершенствованию технологических вопросов, в частности увеличению скорости разливки в существующих температурных интервалах, серийности разливки и, в конечном итоге, производительности машины.

В дальнейшем были проведены исследования по отработке более жёстких температурно-скоростных режимов с одновременной оптимизацией параметров вторичного охлаждения.

Испытания проводили на одном и/или двух опытных ручьях МНЛЗ, далее их количество постепенно увеличивали до восьми. Отрабатывали режимы с повышением максимальной скорости до  $2,8 \div 3,0$  м/мин и 2,8 м/мин при разливке сечения 150x150 мм и 150x200 мм, соответственно. Одновременно исследовали рациональные режимы вторичного охлаждения заготовок, последовательно корректируя расходы воды по контурам. При этом необходимо было обеспечить перераспределение интенсивности охлаждения по секциям ЗВО, получение плавного отвода тепла от поверхности заготовок разных марок стали и сечений.

Для сравнительной оценки качества непрерывнолитой заготовки проводили ее визуальный осмотр и измерение геометрических размеров, изучали макроструктуру слитка.

Результаты опытно-промышленных исследований показали, что при увеличении скорости разливки на 10-15 % и использовании усовершенствованного режима вторичного охлаждения слитка отклонений качества заготовок по геометрическим размерам и искажению

формы свыше допустимых значений не обнаружено. При этом, необходимо ужесточение и стабилизация позиционирования заготовок на технологической оси ручьев, как в вертикальной, так и горизонтальной плоскости. Отмеченное несколько большее развитие дендритной структуры и сокращение эквиполярной зоны, незначительное повышение балльности макроструктуры (ЦП, ЛПТ – на 0÷1,0 балл) заготовок рядовых марок стали не привели к образованию грубых дефектов в подкорковой, промежуточной и осевой зонах слитка, ухудшению качества продукции и повышению аварийности работы МНЛЗ.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тепловые процессы при непрерывном литье стали / Ю.А. Самойлович, С.А. Крулевецкий, В.А. Горяинов [и др.]. – М.: Metallurgia, 1982. – 152 с.
2. Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок / В.А. Емельянов. – М.: Metallurgia, 1988. – 141 с.
3. Шестаков Н.И. Тепловые процессы при непрерывной разливке стали / Н.И. Шестаков. – М.: Черметинформация, 1992. – 268 с.
4. Численное исследование переходных процессов при разливке стали в машине непрерывного литья сортовых заготовок / А.Н. Черепанов, В.Н. Попов, В.П. Комшуков, Д.Б. Фойгт // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2006. – № 6. – С. 40-45.

УДК 621.771

В.Н. Перетятыко, С.В. Сметанин, В.В. Дорофеев\*

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

\*ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат»,  
г. Новокузнецк

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ В РЕЛЬСОБАЛОЧНОМ ЦЕХЕ ОАО «НКМК»

Приведен анализ существующей технологии прокатки трамвайного рельса Т62 в РБЦ ОАО «НКМК», выявлены ее недостатки. Предложены мероприятия по возможному решению выявленных проблем.

To lead analysis exist rolling technology tramway rail T62 in RBW open corporation «НКМК», discover defect. Offer arrangement round possible decision reveal problem.

Профиль трамвайного рельса (рисунок 1), как известно, имеет характерные особенности и значительно отличается от профиля обычного железнодорожного рельса: глубокий желоб, отделяющий головку от губы; высокую и относительно тонкую шейку; широкую подошву с тонкими фланцами при незначительных радиусах сопряжения шейки с головкой и подошвой; большие накладочные пространства; асимметрию не только в горизонтальном, но и в вертикальном сечениях.

Существующая технология прокатки трамвайного рельса в РБЦ достаточно сложна. Сложность заключается в том, что разрезка губы головки рельса осуществляется в двух последних калибрах: в предчистовом трехвалковом и в чистовом четырехвалковом калибре. [1]

Глубина разрезки в предотделочном калибре достигает 36 – 38 мм при ширине желоба 35 мм. По своим размерам и форме черновой разрезающий гребень близок к профилю отделочного. Оформление головки и фиксирование высоты рельса производится отделочным вертикальным роликом.

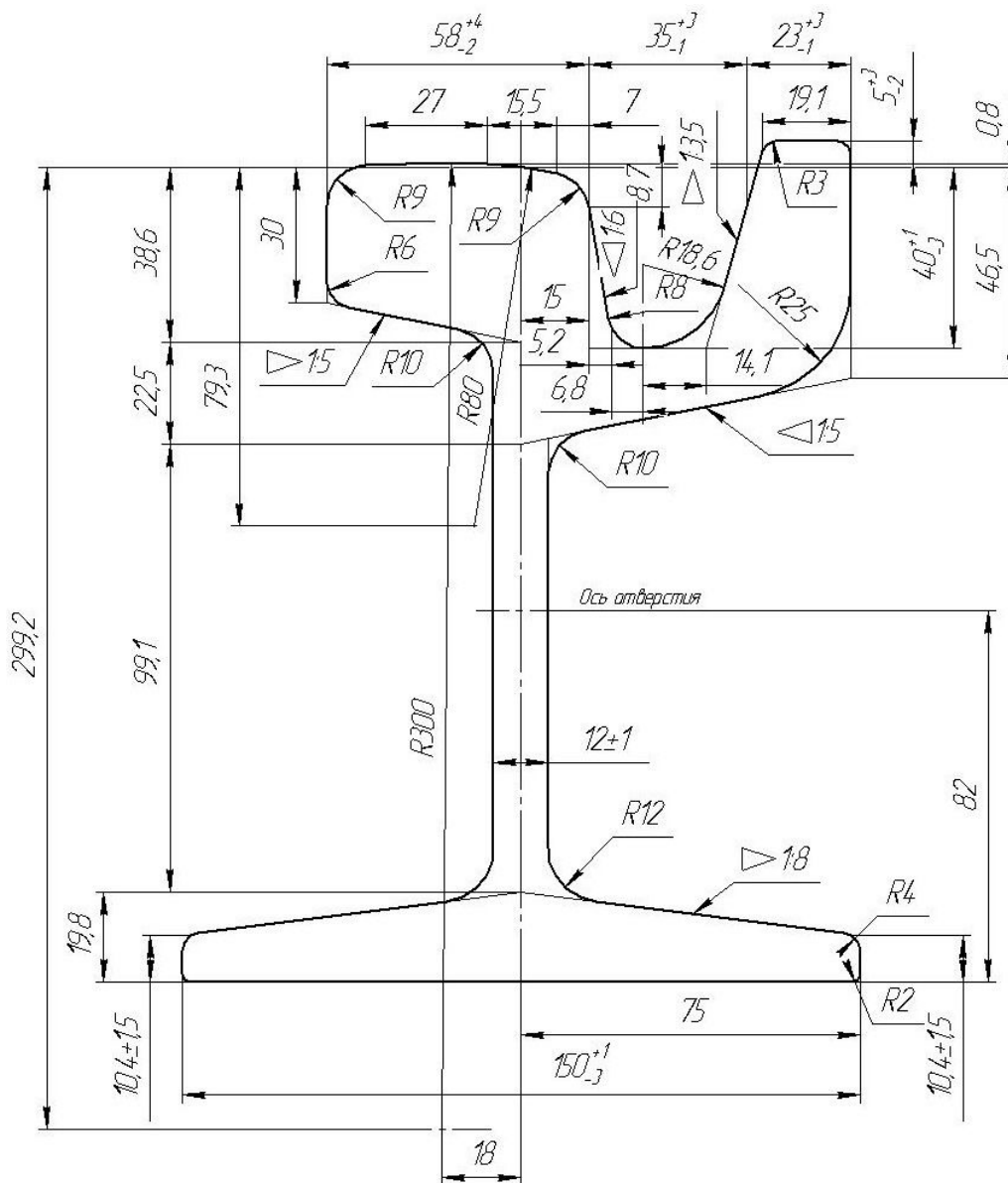
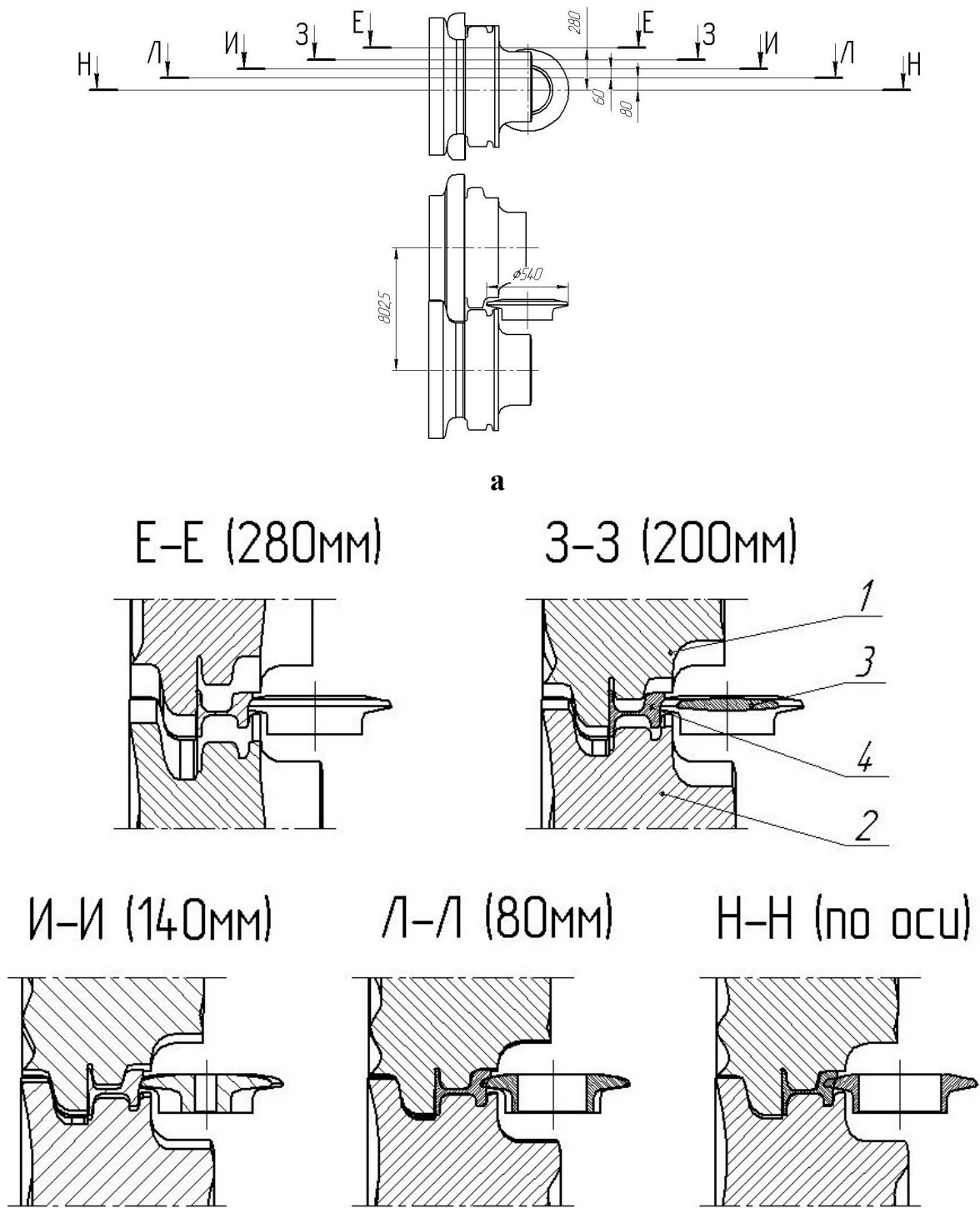


Рисунок 1 – Рельс трамвайный Т62 (ТУ 14-2Р-320-96)

Анализируя условия захвата раската в предчистовом калибре и выполнив развержение предчистового калибра (рисунок 2) установили, что захват раската осуществляется на расстоянии 140 мм от оси валков (рисунок 2, сечение И-И), захват раската происходит по головке и подошве профиля, разрезка губы начинает осуществляться при неполном контакте горизонтальных валков с фланцами профиля.



1- верхний валок; 2 – нижний валок; 3 – разрезной ролик;  
 4 – прокатываемый металл  
 а – предчистовой калибр и расположение секущих плоскостей,  
 б – сечения калибра

Рисунок 2 – Разверзание предчистового калибра



Недостатками данной технологии являются: разрезка губы головки рельса осуществляется в двух калибрах (предчистовой и чистой); способ установки разрезного ролика в предчистовой клети достаточно сложен и трудоемок при перевалке валков; происходят частые поломки бронзовых вкладышей разрезного ролика в предчистовом калибре и как следствие этого – простой оборудования и приостановка процесса прокатки; при прокатке возможно несовпадение желобов рельса, что приводит к поверхностным дефектам профиля, т.е. появляются ступеньки.

С целью улучшения качества проката трамвайного рельса Т62 предлагается осуществлять разрезку губы головки рельса только в чистовом универсальном калибре с использованием разрезного ролика меньшего диаметра.

Выполнялся расчет энергосиловых параметров прокатки трамвайного рельса Т62 в чистой универсальной клети с условием разрезки губы головки рельса только в чистовом калибре. Рассчитывалось необходимое усилие для разрезки губы головки рельса для существующего ролика ( $\phi 650$  мм) и для предлагаемого разрезного ролика меньшего диаметра ( $\phi 325$  мм). Из формулы усилия прокатки видно  $P = P_{cp} \cdot F$ , что одним из важных определяющих факторов усилия прокатки является площадь контактной поверхности (F), таким образом, уменьшая диаметр разрезного ролика, уменьшается площадь контактной поверхности, в результате чего усилие прокатки, необходимое для разрезки губы головки рельса, снижается с 2,74 МН до 2 МН, что составляет уменьшение усилия на 27 %. Проведя расчет мощности двигателя необходимой для привода клети с разрезкой губы головки рельса только в чистовом калибре, используя разрезной ролик меньшего диаметра, позволит сократить потребляемую мощность привода на 55,5 кВт.

Выполнялось развержение предлагаемого чистового калибра с меньшим роликом. Установили, что в предлагаемом калибре захват раската осуществляется на расстоянии 180 мм от оси валков. Разрезка губы головки рельса начинает осуществляться при полном захвате раската по всей поверхности головки и подошвы рельса в отличие от предчистового калибра, где контакт подошвы и головки рельса с горизонтальным валком осуществляется на меньшей площади.

В результате предложенных мероприятий, с разрезкой губы головки рельса только в чистовом калибре, ожидаются следующие результаты: разрезку губы головки рельса, возможно, производить только в чистовом калибре универсальной клети; снижается количе-

ство бракованных рельсов и рельсов второго сорта порядка 40 %; уменьшается количество рельсовых калибров и сокращается время необходимое для прокатки профиля; отсутствует необходимость в применение разрезного ролика в предчистовом калибре, что позволяет уменьшить простой предчистовой клетки при перевалке валков и отказаться от затрат, по времени, связанные с настройкой и ремонтом разрезного ролика предчистовой клетки; отсутствует необходимость в затратах, связанных с изготовлением и ремонтом приспособлений для разрезного ролика предчистовой клетки; улучшаются условия захвата профиля и повышается качество геометрии поверхности рельса.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Разработка прогрессивных калибровок и технологий прокатки на станах Новокузнецкого металлургического комбината / В.В. Павлов, В.В. Дорофеев, Е.М. Пятайкин, В.В. Ерастов. – Новосибирск: Наука, 2006. – 224 с.

УДК 621.73

М.В. Филиппова

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

## УДЕЛЬНОЕ УСИЛИЕ ЗАТЕКАНИЯ МЕТАЛЛА В КОМПЕНСАТОР

Приведен расчет удельных усилий, необходимых для затекания металла в цилиндрическую и кольцевую полость компенсатора. Выявлена зависимость удельных усилий от диаметра компенсатора.

The calculation of specific strain, necessary for flowing of metal into cylindrical and circular compensatory cavities is given. The dependence of the magnitude of specific strain on jack's diameter is revealed.

При штамповке выдавливанием в конструкции штампа применяют компенсационные полости, в которые выдавливается излишек металла после заполнения полости штампа. В настоящее время используют компенсационные полости в виде внутреннего цилиндрического отверстия или внешнего кольца.

Для определения удельного усилия, необходимого для затекания металла в цилиндрическую полость компенсатора, рассмотрим равновесия сил, действующих на бесконечно малый элемент сечения цилиндра.

Рассмотрим половину сечения цилиндра (рисунок 1).

$$\frac{\pi d^2}{8} \cdot \sigma_z - \frac{\pi d d_z}{2} - \frac{\pi d^2}{8} (\sigma_z - d \sigma_z) = 0, \quad (1)$$

или

$$d \sigma_z = \frac{-4\tau \cdot d_z}{d}. \quad (2)$$

Касательные напряжения можно найти, используя уравнение:

$$\tau = \mu \sigma_x. \quad (3)$$

В формулах (1-3)  $\sigma_z$ ,  $\sigma_x$  – нормальные напряжения по осям z и x;  $\tau$  – касательное напряжение, за счет сил трения;  $\mu$  – коэффициент трения.

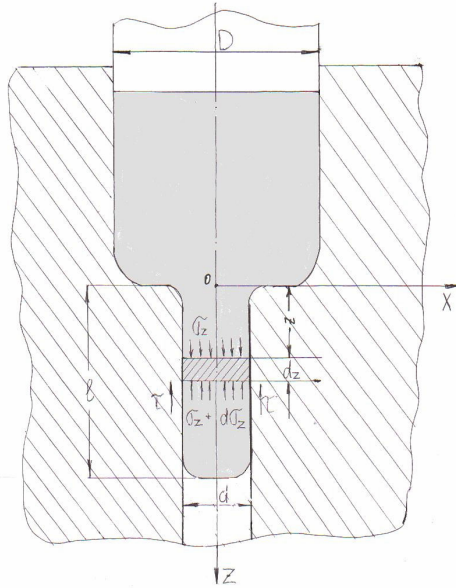


Рисунок 1 – Равновесие сил при выдавливании в цилиндрический компенсатор

Подставляя значение  $\tau$  в уравнение (2) получим:

$$d\sigma_z = -\frac{4\mu\sigma_x dz}{d} \quad (4)$$

Приближенное уравнение пластичности записываем в виде:

$$\sigma_x - \sigma_z = \sigma_T, \quad (5)$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести металла при температуре и скорости выдавливания.

Решая совместно уравнения (4) и (5) получим

$$\ln(\sigma_x + \sigma_T) = -4\mu \frac{z}{d} + c \quad (6)$$

Константу интегрирования  $c$  находим из граничных условий:

$$z = l_k \quad \sigma_z = 0 \quad (7)$$

Подставляя значения граничных условий в уравнение (6), находим константу интегрирования, и затем значение  $\sigma_z$ :

$$\sigma_z = \sigma_T \left( \exp\left(\frac{4\mu(l_k - z)}{d}\right) - 1 \right) \quad (8)$$

Нормальное напряжение  $\sigma_x$  находим из уравнения (5):

$$\sigma_x = \sigma_T \left( \exp\left(\frac{4\mu(l_k - z)}{d}\right) - 1 \right) + \sigma_T \quad (9)$$

Для определения удельного усилия, необходимого для затекания металла в кольцевую полость компенсатора, рассмотрим равновесие

сил, действующих на бесконечно малый элемент сечения кольцевой полости. Рассмотрим равновесия половины кольца (рисунок 2).

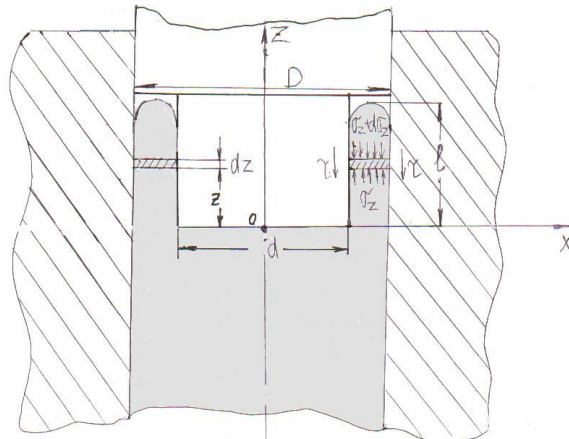


Рисунок 2 – Равновесие сил при выдавливании в кольцевой компенсатор

$$\frac{\pi}{8}(D^2 - d^2)\sigma_z - \frac{\pi}{8}(D^2 - d^2)(\sigma_z + d\sigma_z) - \frac{\pi D}{2}\tau l_z - \frac{\pi d}{2}\tau l_z = 0 \quad (10)$$

или

$$d\sigma_z = -\frac{4\tau \cdot dz}{D-d} \quad (11)$$

Принимаем аналогично (3):

$$\tau = \mu\sigma_x, \quad (12)$$

тогда

$$d\sigma_z = -\frac{4\mu\sigma_x dz}{D-d} \quad (13)$$

Приближенное уравнение пластичности записываем в виде:

$$\sigma_x - \sigma_z = \sigma_T \quad (14)$$

Совместно решив (11) и (12), получаем

$$\ln\left(\frac{\sigma_z + \sigma_T}{\sigma_T}\right) = -\frac{4\mu \cdot z}{D-d} + c \quad (15)$$

Граничные условия

$$z = l \quad \sigma_z = 0 \quad (16)$$

Подставляя значения граничных условий в уравнение (13) находим константу интегрирования, и затем значение  $\sigma_z$

$$\sigma_z = \sigma_T \exp\left(\frac{4\mu(l-z)}{D-d}\right) - \sigma_T, \quad (17)$$

или

$$\sigma_z = \sigma_T \left( \exp\left(\frac{4\mu(l-z)}{D-d}\right) - 1 \right) \quad (18)$$

Величину нормального напряжения  $\sigma_x$  найдем из уравнения (13)

$$\sigma_x = \sigma_T \left( \exp\left(\frac{4\mu(l-z)}{D-d}\right) - 1 \right) + \sigma_T \quad (19)$$

На рисунке 3 приведены графики зависимости  $\sigma_z / \sigma_T$  от величины  $l/d$ .

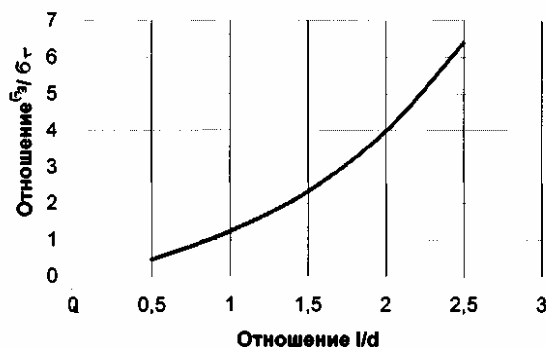


Рисунок 3 – Удельное усилие затекания металла в цилиндрический

Как видно из графика, с уменьшением диаметра компенсационного отверстия относительное усилие затекания металла в компенсатор резко возрастает. Аналогичный график получен и при затекании металла в кольцевое отверстие компенсатора.

Предложенные зависимости были использованы для выбора размеров компенсатора при штамповке детали «корпус распылителя».

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Журавлев А.З. Основы теории штамповки в закрытых штампах / А.З. Журавлев. – М.: Машиностроение, 1973. – 224 с.
2. Эдуардов М.С. Штамповка в закрытых штампах / М.С. Эдуардов. – Л.: Машиностроение, 1971. – 240 с.
3. Сторожев М.А. Теория обработки металлов давлением / М.А. Сторожев, Е.А. Попов. – М.: Машиностроение, 1977. – 432 с.

УДК 669.04

Ю.Е. Михайленко, М.В. Темлянцев, А.С. Усачев, С.А. Баскаков  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМНЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ РАБОТЫ МЕТОДИЧЕСКОЙ ПЕЧИ

Исследовано влияние теплоты сгорания коксо-  
доменной смеси, производительности, использования  
полезной площади пода и обогащение кислородом  
воздуха горения на теплотехнические показатели ме-  
тодической печи с наклонным монолитным подом.

The effect of coke- blast furnace complex gas heat  
value, production capacity of useful hearth area and oxy-  
genation of combustion air on heat engineering indicators  
of a continuous furnace with tilted monolithic hearth was  
studied.

Реальностью периода реформирования экономики являются по-  
стоянно меняющиеся структура топливного баланса металлургиче-  
ского комбината и соотношение цен между отдельными видами топ-  
лив, которыми отапливаются методические печи. Также расширяются  
границы колебаний производительности и размеров заготовок, увели-  
чивается количество, нагреваемых марок стали. В таких условиях не-  
обходимо решение проблем рационального управления теплотехно-  
логическими процессами в методических печах.

Для выполнения этой задачи целесообразно использовать мате-  
матическое моделирование. В работе применяли приемы математиче-  
ского моделирования, а также данные промышленных экспериментов,  
необходимые для идентификации модели печи.

Входными данными модели являются:

- 1) параметры, связанные с конструкцией печи (размеры рабоче-  
го пространства, размеры и теплофизические свойства кладки и др.);
- 2) параметры нагреваемых заготовок (размеры заготовок и теп-  
лофизические характеристики нагреваемого металла);
- 3) параметры качества нагрева заготовок (температура поверх-  
ности и допустимый перепад температур по сечению);

4) параметры топлива и воздуха горения (состав и низшая теплота сгорания топлива, теплофизические показатели продуктов сгорания топлива и воздуха).

При разработке модели приняты следующие допущения:

1. Печь работает в установившемся режиме.

2. Тепловой поток, передаваемый через кладку теплопроводностью, равен количеству теплоты, поступающему кладке от газов конвекцией. Кладка, с точки зрения лучистого теплообмена, является идеальной.

3. Газовый объем в теплотехнических зонах печи изотермичен.

4. Излучение газа, кладки, и металла принято серым.

Математическая модель тепловой работы методической печи строилась на решении сопряженной задачи теплообмена в системе газ-кладка-металл. На основе разработанного алгоритма составлена диалоговая программа, компьютерная реализация которой позволяет определять основные теплотехнические технико-экономические показатели работы печи при меняющихся параметрах нагреваемых заготовок, теплоносителей, топлив и других.

Для прогноза экономической эффективности работы печей и рационализации теплотехнологии нагрева заготовок требуется анализ влияния целого ряда различных факторов.

Исследовалась тепловая работа методической толкательной печи с монолитной наклонной подиной, полезная длина и ширина пода 19,3 м и 12 м, соответственно. Система отопления торцевая – в сварочной зоне – 11 горелок и в томильной зоне – 10, горелки расположены в один ряд. Керамический рекуператор греет воздух до 300 °С. Топливо – коксо-доменная смесь. Заготовка квадратная, сечением 80 мм и длиной 10 мм, нагревается до 1250 °С.

Одним из важных показателей топливоиспользования в печи служит коэффициент использования топлива (к.и.т.), показывающий какая доля химической энергии остается в рабочем пространстве печи. Известно, что повышение теплоты сгорания смеси топлив увеличивает значение к.и.т. и это увеличение тем больше, чем выше жаропродуцируемость добавляемого в смесь топлива. Именно таким топливом является коксовый газ, обладающий максимальной жаропродуцируемостью среди газообразных топлив комбинатов. При увеличении доли коксового газа надо учитывать то, что образование в печной атмосфере более 0,2 % сернистых соединений увеличивает степень окисления поверхности металла более чем в 1,5 раза.



Таблица 1 – Зависимость структуры теплового баланса печи от теплоты сгорания топлива

Параметры	Теплота сгорания топлива, кДж/м <sup>3</sup>			
	6650	9200	10900	12550
ПРИХОДНЫЕ СТАТЬИ, %				
1. Тепло горения топлива	86,60	85,55	85,14	84,87
2. Физическое тепло воздуха	10,84	11,13	11,26	11,33
3. Тепло, выделенное от окисления железа	2,56	3,32	3,61	3,81
РАСХОДНЫЕ СТАТЬИ, %				
1. Тепло усвоенное металлом	31,37	40,29	43,58	45,85
2. Потери тепла с уходящими газами	62,65	52,01	48,08	45,47
3. Потери тепла с охлаждающей водой и через кладку	4,63	5,96	6,47	6,75
4. Потери тепла с окалиной	0,76	0,98	1,06	1,11
5. Потери тепла через окна	0,60	0,75	0,80	0,82

Как следует из таблицы, с повышением теплоты сгорания увеличивается доля тепла вносимого с горячим воздухом и тепла усвоенного металлом, снижаются потери с уходящими продуктами сгорания.

Кроме этого расчетами установлено снижение удельного расхода топлива на 30 % и температуры уходящих газов на 60 °С.

Следует учитывать, что при дальнейшем увеличении теплоты сгорания коксо-доменной смеси эффективность снижается.

Удельные расходы топлива на нагрев перед прокаткой для одноплатных прокатных станов с одноплатными печами обычно различаются. Эти различия могут быть обусловлены не только технологическими особенностями их режимов, но и свидетельствовать о наличии резервных возможностей улучшения работы.

Известны организационно-технические и технологические мероприятия, позволяющие снизить удельные расходы тепла, например: максимально возможное использование тепла горячего посада; максимально возможное по технологическим условиям снижение температуры прокатки; применение новых огнеупорных и теплоизоляционных материалов и прогрессивных видов футеровки и т.п.

Кроме этого известно, что выявление скрытых возможностей позволяет получить результаты без существенных затрат.

В этой связи исследовано влияние рационализации размеров исходных заготовок для лучшего заполнения печи, т.е. повышения использования полезной площади пода, при следующих параметрах работы печи: топливо – коксо-доменная смесь теплотой сгорания 10200

кДж/м<sup>3</sup>; температура нагрева металла 1200 °С; плотность стали 7850 кг/м<sup>3</sup>.

В печи нагреваются квадратные заготовки сечением 80 и 100 мм, длиной 10, 11 и 12 м.

Результаты расчётов иллюстрированы на рисунках 1 и 2.

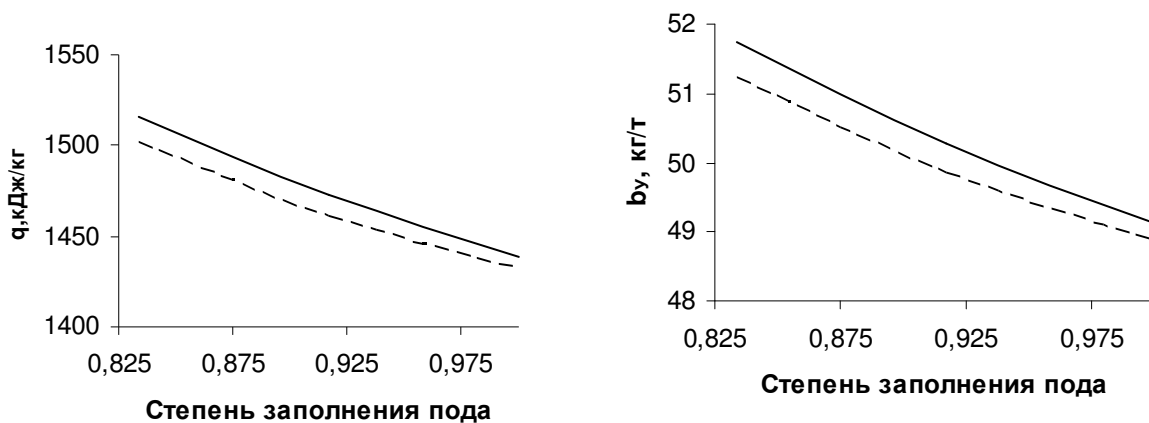


Рисунок 1 – Зависимость удельного расхода условного топлива ( $b_u$ ) от степени заполнения полезного пода (— квадрат 80 мм, – – квадрат 100 мм)  
 Рисунок 2 – Зависимость удельного расхода тепла ( $q$ ) от степени заполнения полезного пода (— квадрат 80 мм, – – квадрат 100 мм)

Результаты свидетельствуют, что при лучшем заполнении пода (т.е. когда греются заготовка длиной 12 м) снижаются удельные расходы условного топлива и тепла. Так, для заготовки сечением 80 мм эти показатели уменьшаются в среднем на 2,6 %, а сечением 100 – на 2,3 %.

Исследовано влияния производительности печи и обогащение кислородом воздуха на технико-экономические показатели работы печи при нагреве квадратной заготовки сечением 100 мм и длиной 10 м до 1250 °С, теплота сгорания коксодоменной смеси 10900 кДж/м<sup>3</sup>.

Изменение производительности печи и степень обогащения приводит к изменению тепловой работы печи (перераспределению тепловых нагрузок, коэффициентов излучения, удельного расхода топлива и т.д.).

В таблице 2-3 приведены температурные характеристики печи и металла для различных производительностей и степени обогащения. В таблице 4 влияние этих параметров на структуру теплового баланса печи.

Таблица 2 – Зависимость температурных параметров печи от ее производительности (воздух горения  $O_2=21\%$ )

Параметры	Производительность печи, т/ч					
	60	70	90	100	120	130
Температурный перепад по сечению заготовки в начале/конце зоны	196 — 22	204 — 33	226 — 59	233 — 69	256 — 95	267 — 109
Средняя температура заготовки в начале/конце зоны	621 — 1235	598 — 1228	564 — 1210	551 — 1204	533 — 1186	524 — 1178
Температура дыма в сварочной зоне	1291	1309	1354	1369	1412	1433
Температура дыма в начале печи	892	937	1008	1034	1098	1131

Таблица 3 – Зависимость температурных параметров от ее производительности (воздух горения обогащен  $O_2$ )

Параметры	$O_2, \%$	Производительность печи, т/ч					
		60	70	90	100	120	130
Температура дыма в сварочной зоне	$O_2=24$	1286	1303	1344	1359	1399	1418
	$O_2=27$	1285	1302	1343	1357	1396	1415
	$O_2=30$	1284	1301	1341	1355	1394	1412
Температура дыма в начале печи	$O_2=24$	866	911	979	1004	1063	1094
	$O_2=27$	828	872	938	963	1021	1051
	$O_2=30$	803	846	911	935	992	1022

Влияние на удельные расходы условного топлива иллюстрировано рисунком 2.

Характерные температуры, сведенные в таблицы 2 и 3, показывают, что увеличение степени обогащения кислородом воздуха горения до 30 % позволяет реализовать производительность 130 т/ч при вполне допустимых температурах сварочной зоны и уходящих из печи продуктов горения.

Как видно из рисунка 2 обогащение кислородом снижает удельные расходы условного топлива при рассматриваемых производительностях на 15-20 %.

Таблица 4 – Влияние производительности и обогащения кислородом воздуха горения на структуру теплового баланса печи

Параметры	O <sub>2</sub> , %	Производительность печи, т/ч					
		60	70	90	100	120	130
ПРИХОДНЫЕ СТАТЬИ, %							
1. Тепло горения топлива	O <sub>2</sub> =21	84,97	84,92	84,90	84,90	84,94	84,98
	O <sub>2</sub> =24	85,78	85,70	85,67	85,65	85,68	85,71
	O <sub>2</sub> =27	86,57	86,48	86,41	86,38	86,38	86,39
	O <sub>2</sub> =30	87,24	87,14	87,05	87,01	86,99	86,99
2. Физическое тепло воздуха	O <sub>2</sub> =21	11,23	11,23	11,22	11,22	11,23	11,24
	O <sub>2</sub> =24	10,28	10,27	10,26	10,26	10,26	10,27
	O <sub>2</sub> =27	9,21	9,20	9,20	9,19	9,19	9,20
	O <sub>2</sub> =30	8,37	8,36	8,35	8,35	8,34	8,35
3. Тепло, выделенное от окисления железа	O <sub>2</sub> =21	3,79	3,86	3,87	3,88	3,83	3,78
	O <sub>2</sub> =24	3,95	4,03	4,07	4,09	4,05	4,02
	O <sub>2</sub> =27	4,22	4,32	4,39	4,42	4,43	4,41
	O <sub>2</sub> =30	4,39	4,50	4,60	4,64	4,67	4,66
РАСХОДНЫЕ СТАТЬИ, %							
1. Тепло усвоенное металлом	O <sub>2</sub> =21	48,31	48,2	47,21	46,86	45,21	44,22
	O <sub>2</sub> =24	50,35	50,32	49,63	49,37	47,98	47,11
	O <sub>2</sub> =27	53,73	53,90	53,52	53,40	52,30	51,59
	O <sub>2</sub> =30	55,88	56,16	56,01	55,97	55,08	54,46
2. Потери тепла с уходящими газами	O <sub>2</sub> =21	38,48	40,04	43,04	44,14	46,96	48,44
	O <sub>2</sub> =24	35,98	37,47	40,23	41,25	43,82	45,18
	O <sub>2</sub> =27	31,73	33,11	35,59	36,51	38,80	40,01
	O <sub>2</sub> =30	29,06	30,34	32,63	33,49	35,60	36,72
3. Потери тепла с охлаждающей водой и через кладку	O <sub>2</sub> =21	11,24	9,84	7,91	7,20	6,08	5,63
	O <sub>2</sub> =24	11,65	10,20	8,23	7,50	6,38	5,92
	O <sub>2</sub> =27	12,40	10,89	8,85	8,09	6,93	6,46
	O <sub>2</sub> =30	12,86	11,33	9,24	8,45	7,28	6,79
4. Потери тепла с окалиной	O <sub>2</sub> =21	1,23	1,24	1,23	1,23	1,21	1,19
	O <sub>2</sub> =24	1,28	1,29	1,30	1,30	1,28	1,27
	O <sub>2</sub> =27	1,37	1,38	1,40	1,40	1,40	1,39
	O <sub>2</sub> =30	1,42	1,44	1,46	1,47	1,47	1,47
5. Потери тепла через окна	O <sub>2</sub> =21	0,74	0,68	0,61	0,57	0,53	0,52
	O <sub>2</sub> =24	0,74	0,69	0,61	0,58	0,54	0,52
	O <sub>2</sub> =27	0,77	0,71	0,64	0,60	0,56	0,55
	O <sub>2</sub> =30	0,78	0,73	0,65	0,62	0,58	0,56

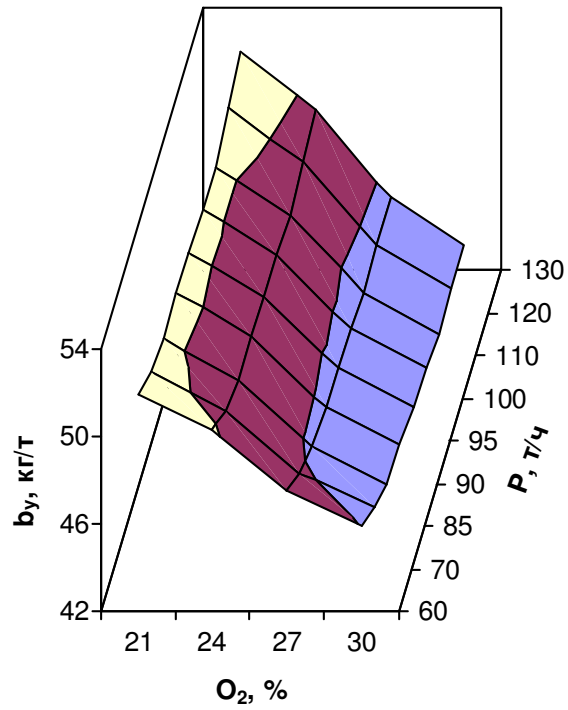


Рисунок 2 – Влияние производительности печи ( $P$ ) и обогащения воздуха горения  $O_2$  на удельный расход условного топлива ( $b_y$ )

УДК 621.771: 621.774

М.В. Темлянцев, О.Д. Олендаренко

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

## ПРАКТИКА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ ОТ ОКИСЛЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ ПОД ОБРАБОТКУ ДАВЛЕНИЕМ

В статье проведен сравнительный обзор способа защиты стали от окисления при нагреве под прокатку на основе применения защитных покрытий. Проанализирована практика, показаны перспективы применения защитных покрытий.

In the article the critical review of a way of protection of steel from oxidation is conducted at heating under rolling because of applications of protective coatings. The practice is analysed, the perspectives of application of protective coatings are shown.

В целях придания стали необходимой пластичности и снижения сопротивления пластической деформации перед обработкой давлением (прокаткой, ковкой) ее нагревают до температур порядка 1100 – 1300 °С. Нагрев стали осуществляют в методических или камерных печах в атмосфере воздуха или продуктов сгорания топлива. В процессе нагрева в результате высокотемпературного взаимодействия металла с кислородом и другими газами-окислителями, содержащимися в печной атмосфере, поверхностные слои металла окисляются, что сопровождается образованием окалины. Чем продолжительнее нагрев, выше температура и больше окислительный потенциал печной атмосферы, тем выше угар стали.

Окисление стали приводит к потере до 1-2 % полезной массы металла. Окалина может закатываться (вдавливаться) в поверхность металла и приводить к снижению качества поверхности проката. Окалина, осыпающаяся в печи в процессе транспортирования металла, взаимодействует с огнеупорами стен и пода, в результате чего снижается срок их службы и требуется периодическая чистка подины. При прокатке, окалина, обладающая абразивными свойствами, приводит к повышенному износу (расходу) валков [1].

Для защиты стали от окисления реализуют мероприятия, которые можно разделить на три группы: режимные – осуществляемые в действующем печном агрегате без его реконструкции за счет организации рационального режима нагрева стали, снижения конечных температур, продолжительности томления и др.; конструкционные – реализуемые за счет изменения конструкции нагревательной печи или отдельных ее элементов, например создание в рабочем пространстве печи восстановительной (малоокислительной) атмосферы за счет установки горелок для неполного сжигания топлива и специальные – нанесение на поверхность металла защитных покрытий или обмазок.

Нанесение на металл теплостойкого защитного покрытия, снижающего скорость диффузионных процессов окисления, является достаточно эффективным способом снижения угара, интенсивные исследования которого начаты в 60 – 70-е годы прошлого века. За последние 40-50 лет учеными и исследователями разработано широкое многообразие видов и типов защитных покрытий, многие из которых успешно прошли промышленную апробацию и показали свою высокую эффективность [2]. Для защиты широкого спектра марок сталей и сплавов от окисления при температурах 900-1300 °С применение нашли покрытия различного химического и физико-минералогического составов (типов): эмалевые (стекловидные), стеклокерамические, стеклометаллические, металлические, керамические и др. Основу неметаллических покрытий главным образом составляют оксиды  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , шпинели, алюмосиликаты, карбиды, бориды и др. В качестве связующего наибольшее распространение получили стекла (силикатные, боросиликатные, бороалюмосиликатные и др.).

Покрытия для защиты стали от угара можно разделить на две группы, принципиально различающиеся по своим служебным свойствам. Первую группу представляют покрытия, которые обладают защитными свойствами, в процессе нагрева в печи размягчаются и перед последующей обработкой давлением с поверхности металла не удаляются, а выполняют роль смазки, снижающей усилия деформации. К представителям первой группы относятся покрытия на основе стекла, характеризующиеся особенностью плавно переходить с повышением температуры из твердого состояния в вязкое и жидкое, причем вязкое можно регулировать изменением температуры и состава покрытия. Стекловидные покрытия защищают коррозионностойкие никелевые, высокохромистые стали и кобальтовые сплавы при температурах нагрева выше 1000 °С, что объясняется образованием промежуточного слоя между покрытием и поверхностью защищаемо-

го сплава. Покрытия первой группы в основном применяют для защиты стали при нагреве перед ковкой, прессованием или штамповкой. Вторую группу представляют покрытия, которые в процессе нагрева в печи находятся в твердом состоянии и перед последующей обработкой давлением удаляются с поверхности металла. Оптимальными для этого типа покрытий считаются те, которые спекаются на поверхности металла с минимальным образованием жидкой фазы при температуре обработки. Характерным представителем второй группы являются керамические покрытия. Покрытия второй группы в основном предназначены для защиты стали от окисления при нагреве металла перед прокаткой, прошивкой, поскольку возникновение жидких фаз в таких условиях приводит к уменьшению коэффициента трения и снижению захватывающей способности прокатных валков [3].

Общие требования к защитным покрытиям для нагрева стали перед прокаткой следующие:

- обеспечение снижения угара стали (интенсивности окалинообразования);
- сохранение защитных свойств до температур нагрева металла под прокатку;
- достаточная прочность сцепления покрытия с металлом при нагреве в печи (покрытие не должно отслаиваться, растрескиваться, отшелушиваться);
- отсутствие химического взаимодействия (разъедания) стали покрытием;
- минимальный теплоизолирующий эффект при нагреве стали в печи и возможно больший теплоизолирующий эффект при транспортировании металла на участке от печи к стану;
- надежное удаление покрытия гидросбивом перед прокаткой, или при первых проходах в процессе деформации в валках;
- технологичность нанесения;
- отсутствие редких, дорогостоящих компонентов; перспективно применение в качестве компонентов отходов или побочных продуктов производства, например лома огнеупоров, в том числе и бывших в употреблении;
- должны быть не токсичными, пожаробезопасными, при нагреве не выделять вредных или ядовитых веществ; продукты высокотемпературного взаимодействия покрытия и окалины не должны содержать вредных или ядовитых соединений.

Анализ специальной технической литературы [1-7] показывает, что лучшими защитными свойствами обладают покрытия с наиболь-



шим содержанием  $Al_2O_3$  и гранулометрическим составом, обеспечивающим компактную укладку частиц огнеупорного наполнителя. Чрезвычайно важным фактором, определяющим защитные свойства покрытия, является его толщина. Во многих случаях целесообразно применение двухслойных покрытий. Первый (грунтовый) слой – суспензия из частиц металла, стекла и связующего. Покровный (наружный) слой изолирует основу и грунтовый слой от печной атмосферы при нагреве. Наружный слой наносят на предварительно просушенный грунтовый слой. Большая химическая инертность и высокая тугоплавкость керамической составляющей грунтового слоя покрытия препятствуют взаимодействию основы с покрытием. Диффузия атомов активного металла в основу приводит к образованию диффузионного слоя – промежуточного защитного слоя, предохраняющего металлическую основу от высокотемпературной газовой коррозии и от взаимодействия с расплавом стекла.

Применение многокомпонентных покрытий на основе смесей шлаков, имеющих разные температуры плавления, при нагреве под прокатку сталей ШХ15, ШХ15СГ и У10А уменьшило окисление примерно в 2,7 раза [8]. Защитные покрытия на основе огнеупорных глин, применяемые при производстве низкоуглеродистых сталей, представляющие собой водную суспензию, содержащую 30-35 % огнеупорной глины, снижают угар в 1,3-2,0 раза [3]. Максимальные защитные свойства покрытия обеспечиваются при его толщине на уровне 0,03-0,04 мм.

Для защиты заготовок от окисления при нагреве перед прокаткой предлагается наносить «защитные смеси», состоящие из 30-36 %  $H_3BO_3$ , 5-9 %  $SiO_2$ , 1,5-2 % бентонита, 3-4 % поливинилацетатной эмульсии, 44-50 % воды. Покрытие защищает основу от окисления и после нагрева легко смывается водой [8]. В работе [6] предложено покрытие на основе часов-ярской глины – до 20-30 %, содержащее 2-3 % поверхностно-активного вещества (моноэтаноламид синтетических жирных кислот), остальное вода. Покрытие обеспечивает снижение угара на 59 %.

В работе [7] предложено покрытие, содержащее 50-70 % высокоглиноземистого мертеля, 24-38 % каолинизированного шамота и 6-12 % полиметафосфата натрия, воду добавляют до обеспечения влажности массы на уровне 40 %. Покрытие обеспечивает снижение угара практически в 5-6 раз. Для защиты углеродистых сталей от окалинообразования применяют покрытие, содержащее 40-60 % бентонита, 5-15 % хлористого аммония и 20-55 % воды [9]. Во время высокотемпе-

ратурного нагрева металла хлористый аммоний разлагается и способствует отслаиванию окалины. Bentonит удерживает на поверхности образующуюся окалину и препятствует дальнейшему окалинообразованию. Известен состав покрытия, содержащий 20-25 % полевого шпата, 50-80 %  $B_2O_3$ , 1-8 % бентонита, 3-10 % нелетучей органической связки (поливинилстеорат) [7]. Указанный состав может служить покрытием для металлов только в температурном интервале 800-1150 °С.

В современных условиях функционирования металлургических предприятий снижение потерь металла от окисления экономически выгодно. В частности, например при годовом объеме производства стали в 500 000 т и угаре 1,5 % снижение угара на 0,5 % привело бы к экономии 2500 т стали в год, т.е. при средней стоимости металла 8000-10000 руб/т – к экономии 20-25 млн. руб в год.

Все вышесказанное убедительно доказывает перспективность применения защитных покрытий. Однако не многие предприятия проводят защиту стали от угара при нагреве. Это вызвано необходимостью разработки специальных технологий применения того или иного покрытия, установки оборудования для выполнения операции подготовки сырьевых компонентов, нанесения покрытия, его сушки. Зачастую, определенные сложности вызывает обеспечение технологии необходимым количеством сырьевых компонентов, а применение дорогостоящих ингредиентов снижает экономический эффект. Весьма важным фактором является стабильность защитного эффекта покрытия при изменении марки нагреваемой стали, температурного и теплового режимов работы печи. В связи с этим с уверенностью можно констатировать, что исследования в области разработки защитных покрытий для снижения угара стали при нагреве под прокатку актуальны, перспективны и востребованы металлургическими предприятиями, однако требуется переход на новый уровень реализации технологии защиты стали от угара, включающий комплекс мероприятий, повышающий технологичность и эффективность этого способа снижения потерь металла.

#### 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. Солнцев С.С. Защитные покрытия металлов при нагреве / С.С. Солнцев, А.Т. Туманов. – М.: Машиностроение, 1976. – 240 с.

3. Разработка защитных покрытий для снижения окалинообразования / А.П. Грудев, Ю.В. Зильберг, А.А. Сильченко [и др.] // Сталь. –1985. – № 10. – С. 56-57.
4. Прокатка толстых листов / П.И. Полухин [и др.]. – М.: Металлургия, 1984. – 288 с.
5. Применение жаростойких покрытий для защиты металла от высокотемпературной коррозии / Э.Н. Щербаниц, Е.Н. Гришина, П.Н. Зиновьев [и др.] // Сталь. – 1983. – № 7. – С. 44-45.
6. А.с. 652228 РФ.
7. А.с. 781219 РФ.
8. Скворцов А.А. Безокислительный и малоокислительный нагрев стали под обработку давлением / А.А. Скворцов А.Д., Акименко, М.Я. Кузелев. – М.: Машиностроение, 1968. – 342 с.
9. А.с. 309960 РФ.

В.Е. Реморов, Е.А. Бедарев, А.О. Гончаров

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

## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЗАКРЕПЛЕНИЯ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ СТЫКОВ СИММЕТРИЧНОГО ФАСОННОГО ПРОКАТА С ЛИСТОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Изучено влияние условий закрепления на напряженно-деформированное состояние стыков симметричного фасонного проката с листовыми элементами по данным расчета несущих конструкций конической крыши резервуара параметрическим методом и методом конечных элементов.

The influence of fixing conditions on the tense and deformed joints state of symmetric shaped rolled stock with sheet elements has been studied due to the calculation of supporting structures of conical roof of reservoir which has been done by parametric method as well as the final elements method.

Влияние условий закрепления на напряженно-деформированное состояние стыков симметричного фасонного проката с листовыми элементами изучали на примере работы основных несущих элементов конической щитовой крыши вертикального стального резервуара типа РВС-5000.

Коническая щитовая крыша вертикального резервуара представляет собой сложную конструкцию со множеством элементов сопряжений. Щиты крыши состоят из каркасов, выполненных из прокатных или гнутых профилей, и обшивки из стальных листов. Щиты укладываются на систему радиальных и меридиональных (поперечных) балок, образующих каркас крыши резервуара (рисунок 1). Радиальные балки являются основными несущими элементами крыши и изготавливаются из симметричного фасонного проката – двутавра. Радиальные балки одним концом примыкают к центральному (рисунок 1), а другим – к опорному кольцу в виде сплошного листа, расположенного по периметру резервуара (рисунок 2). Центральное кольцо представляет собой пространственную систему горизонтальных и вертикальных элементов листового проката (рисунок 3).

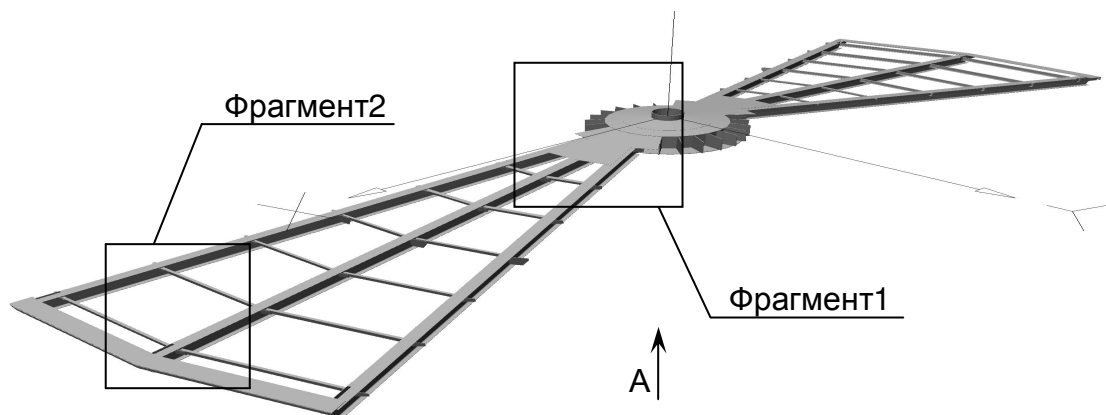


Рисунок 1 – Расчетная модель несущих элементов крыши резервуара

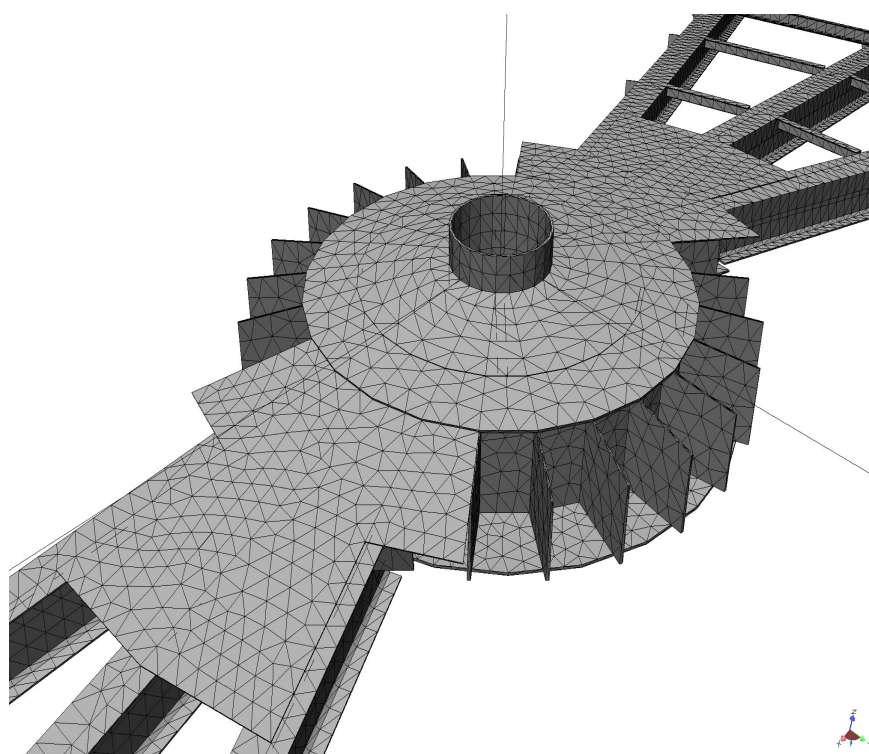


Рисунок 2 – Схема разбиения фрагмента 1 расчетной модели на объемные конечные элементы

Узлы сопряжения радиальных балок с опорным кольцом (рисунок 2) и с вертикальными фасонками центрального кольца (рисунок 3) представляют собой стыки симметричного фасонного проката с листовыми элементами и являются наиболее нагруженными участками крыши резервуара, т. к. вследствие резкого перехода от развитого поперечного сечения фасонного проката к малому сечению листовых элементов существенно затрудняется передача рабочих усилий и, следовательно, возникает концентрация напряжений.

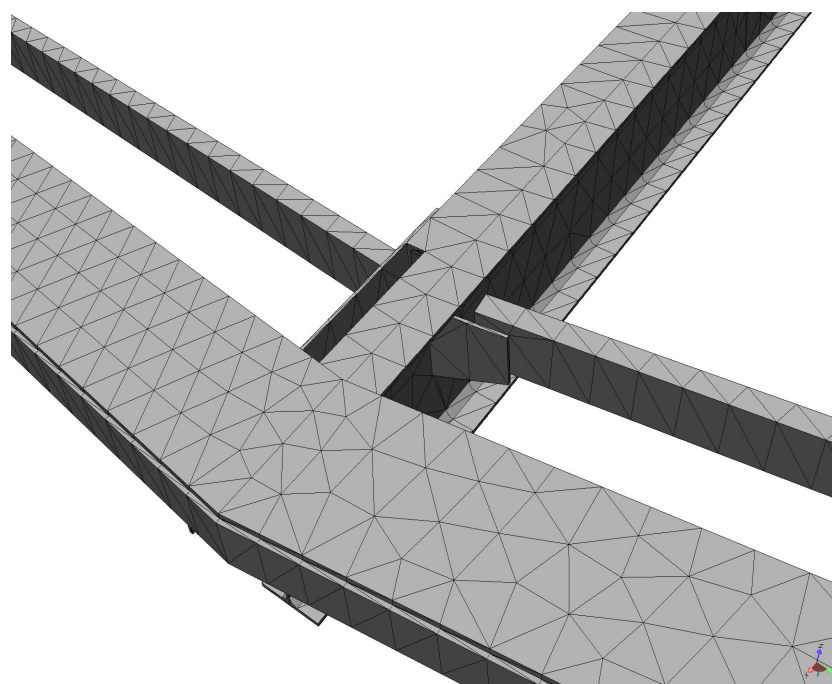


Рисунок 3 – Схема разбиения фрагмента 2 расчетной модели на объемные конечные элементы

В настоящее время расчет несущих элементов крыши производится параметрическим методом и сводится к решению одной раз неопределимой системы. При этом радиальные балки двух диаметрально расположенных щитов принимаются за одну ломаную балку, шарнирно опирающуюся на стенку резервуара.

Из этого следует, что расчетная схема радиальных балок и, что особенно важно, условия их закрепления на центральном и опорном кольце весьма идеализированы. Кроме того, в результате параметрических расчетов определяются средние значения напряжений в предположении их равномерного распределения, т. е. без учета концентрации напряжений.

В данной работе для изучения влияния условий закрепления на напряженно-деформированное состояние стыков симметричного фасонного проката с листовыми элементами был произведен сравнительный расчет несущих элементов крыши рассматриваемого резервуара параметрическим методом и методом конечных элементов (МКЭ) при компьютерном моделировании в программном комплексе MSC.visual Nastran 4D 2003.

Создание модели несущих элементов крыши рассматриваемого резервуара осуществляли в системе AutoCAD. В качестве модели был выбран фрагмент, представляющий собой сектор крыши, содержащий две диаметрально противоположные системы поперечных балок с полной грузовой площадью, по две радиальные балки с каждой стороны, центральное и опорное кольцо. Опираемость модели задавалась закреплением обуха уголка опорного кольца от линейных смещений.

Общий вид модели с указанием зон сопряжения радиальных балок с центральным (фрагмент 1 ,2) и опорным кольцом приведен на рисунке 1.

После импортирования модели в MSC.visual Nastran 4D 2003 было произведено разбиение ее на сетку объемных конечных элементов.

Использование в расчетах объемных конечных элементов позволило определять все составляющие нормальных и касательные напряжения и, кроме того, обеспечило возможность наиболее близко к действительности моделировать условия сопряжения и опирания конструктивных элементов, а также более точно выполнить задание нагрузок на модель.

В данной работе основное внимание было сосредоточено на определении напряженно-деформированного состояния узлов сопряжения радиальных балок с центральным кольцом (фрагмент 1 на рисунке1) и опорным (фрагмент 2 на рисунке 1) кольцом.

Схема разбиения фрагментов 1 и 2 расчетной модели на объемные конечные элементы представлены, соответственно, на рисунках 2 и 3.

В соответствии с действующими нормами проектирования нагружение модели несущих элементов крыши резервуара производили по двум сочетаниям нагрузок:

1 - сочетание – постоянная нагрузка; рабочий вакуум; снег.

2 - сочетание – постоянная нагрузка; рабочее избыточное давление; ветровая нагрузка.

Полученные значения расчетных нагрузок для 1 и 2 сочетания приведены в таблице 1.

Постоянная и снеговая нагрузка задаются вертикально. Вакуум, избыточное давление, ветровая нагрузка – перпендикулярно плоскости крыши, т. е. перпендикулярно плоскости наибольшей жесткости.

Нагрузка на прогоны задается распределенной со значением результирующей силы, а на листы – распределенной, со значением давления.

Оценку напряженного состояния несущих элементов крыши при загрузке расчетной модели по 1 и 2 сочетанию нагрузок производили по нормальными напряжениям.

Таблица 1 – Значения нагрузок для 1 и 2 сочетания

№ прогона	Вертикальная нагрузка, Н		Нагрузка, перпендикулярная плоскости наибольшей жесткости, Н	
	1 сочетание	2 сочетание	1 сочетание	2 сочетание
1	7607	- 3630	903	8081
2	8217	-3579	1054	9425
3	6836	-2978	877	7841
4	5538	-2412	711	6352
5	4238	-1846	543	4862
6	3214	-1400	412	3687

В результате расчета установлено, что при действии нагрузок 1-го сочетания напряженное состояние несущих элементов крыши является сложным.

В нижней части радиальных балок, а также в горизонтальных элементах центрального и опорного кольца возникают значительные растягивающие напряжения.

Наибольшие значения растягивающих напряжений, равные 144 МПа, наблюдаются в нижних участках радиальных балок, расположенных на расстоянии около 1/3 пролета. На верхнем и ниж-



нем листах центрального кольца растягивающие напряжения, соответственно, равны 30 и 70 МПа.

В опорном узле растягивающие напряжения в зоне сопряжения опорного кольца со стенкой, также составляют 70 МПа.

При действии нагрузок 2 сочетания растянутыми являются верхняя часть сечений радиальных балок, зона опирания крыши на стенку, а также соединительные уголки и нижняя поверхность центрального кольца.

В зоне опирания радиальных балок на центральное кольцо возникают наибольшие растягивающие напряжения, равные 190 МПа.

В нижнем листе и в соединительных элементах центрального кольца (рисунок 2) растягивающие напряжения также достигают 190 МПа.

На расстоянии  $1/3$  пролета радиальных балок, а также в зоне их опирания на стенку растягивающие напряжения составляют, соответственно, 240 и 142 МПа.

Сравнение результатов оценки напряженного состояния при 1 и 2 загрузке несущих элементов крыши резервуара, полученных по данным параметрического расчета и компьютерного моделирования, производилось по трем наиболее характерным сечениям:

1 сечение – в зоне сопряжения радиальной балки с опорным кольцом;

2 сечение – в зоне максимального момента (приблизительно на  $1/3$  пролета радиальной балки);

3 сечение – в зоне опирания радиальной балки на центральное кольцо.

Результаты сравнения полученных значений нормальных напряжений в рассматриваемых сечениях крыши при 1 и 2 сочетании нагрузок по данным МКЭ и параметрического расчета приведены в таблице 2.

Видно (таблица 2), что при 1-м сочетании нагрузок значения нормальных напряжений по данным параметрического расчета в зоне сопряжения радиальных балок с опорным кольцом (сечение 1) на 44 %, а в зоне опирания радиальных балок на центральное кольцо (сечение 3) на 11 %, выше значений напряжений по данным МКЭ при компьютерном моделировании.

Таблица 2 – Значения нормальных напряжений в рассматриваемых сечениях крыши при 1 и 2 сочетании нагрузок по данным МКЭ и параметрического расчета

Сочетание нагрузок	Сечение	Напряжения по данным МКЭ, МПа	Напряжения по данным параметрического расчета, МПа	Расхождение результатов, %
1	1	21,1	30,3	43,6
	2	114,0	111,6	2,1
	3	72,0	79,8	10,8
2	1	7,3	10,1	38,4
	2	44,5	49,7	10,5
	3	25,0	33,8	26,0

В то же время, данные параметрических расчетов и компьютерного моделирования для зоны максимального момента в радиальных балках (сечение 2) различаются всего на 2 % (таблица 2). Также видно (таблица 2), что при 2-м сочетании нагрузок значения нормальных напряжений по данным параметрического расчета в зоне сопряжения радиальных балок с опорным кольцом (сечение 1) на 38 %, а в зоне опирания радиальных балок на центральное кольцо (сечение 3) на 26 % выше значений напряжений по данным МКЭ при компьютерном моделировании.

Расхождение результатов параметрического расчета и данных МКЭ для сечения 2 при 2-м сочетании нагрузок составляет 10,5 % (таблица 2).

Таким образом, в результате изучения влияния условий закрепления на напряженно-деформированное состояние стыков симметричного фасонного проката с листовыми элементами по данным сравнительного расчета несущих элементов крыши рассматриваемого резервуара установлено, что по данным параметрического расчета при условии, когда радиальные балки двух диаметрально расположенных щитов принимаются за одну ломаную балку, шарнирно опирающуюся на стенку резервуара, значения нормальных напряжений в зоне сопряжения радиальных балок с опорным и центральным кольцом, полученных при 1 и 2 сочетании нагрузок оказываются, соответственно, на 38...44 % и 11...26 %

выше напряжений, полученных по данным МКЭ при компьютерном моделировании, когда опирание радиальных балок задано закреплением обушка уголка опорного кольца от линейных смещений, т.е. более близко к реальным условиям сопряжения и опирания конструктивных элементов.

УДК 7624.014

В.Е. Реморов, И.С. Дырочкин

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

## НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ СТЫКОВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ПРИ ГИДРОСТАТИЧЕСКОМ ДАВЛЕНИИ И РАЗЛИЧНОЙ ШИРИНЕ СОЕДИНЯЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Приведены результаты анализа напряженно-деформированного состояния стыков листового проката при гидростатическом давлении и различной ширине соединяемых элементов по данным расчета днища резервуара методом конечных элементов.

The analysis results of the stressed – deformed joints state of sheet rolled stock under hydrostatic pressure and various width of joined elements are given due to the calculation data of the reservoir bottom by means of final elements method.

Изменение напряженно-деформированного состояния стыков листового проката при гидростатическом давлении и различной ширине соединяемых элементов изучали на примере работы днища вертикального стального резервуара типа РВС-5000.

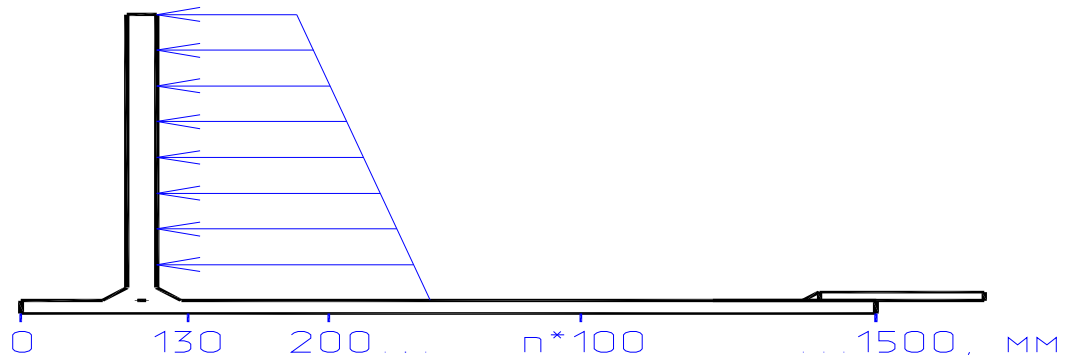
Основная часть днища рассматриваемого резервуара изготавливается в заводских условиях в виде полотнища, собранного из отдельных листов толщиной 9.0 мм.

Крайние листы днища, так называемые окрайки, выполняются в виде листовых сегментов, которые располагаются по всему периметру основной части днища и соединяются между собой стыковыми сварными швами.

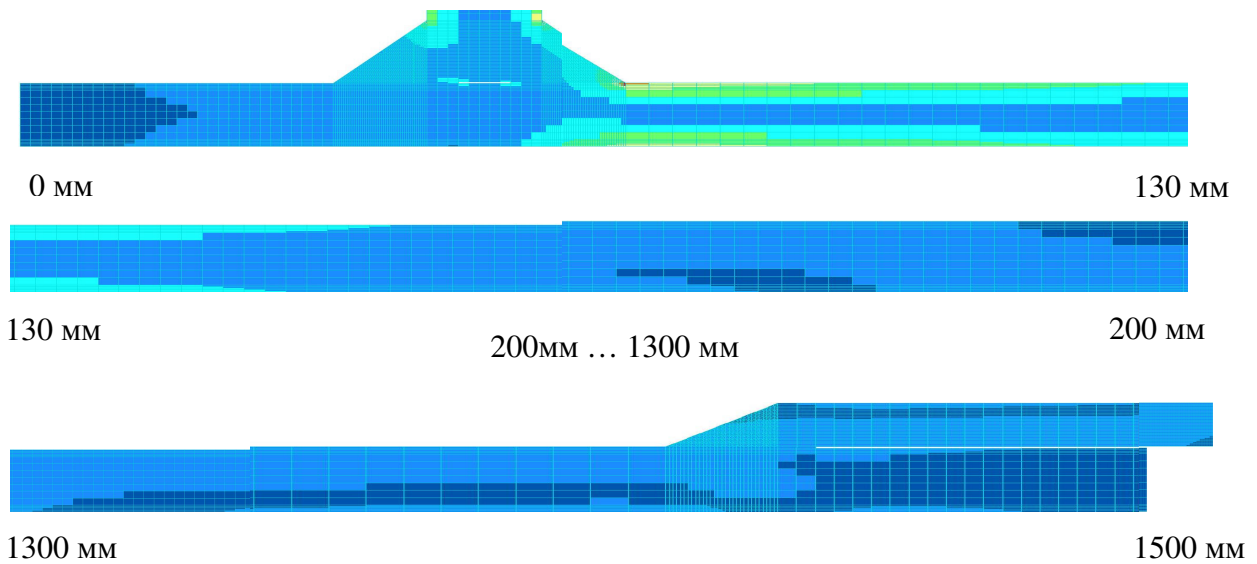
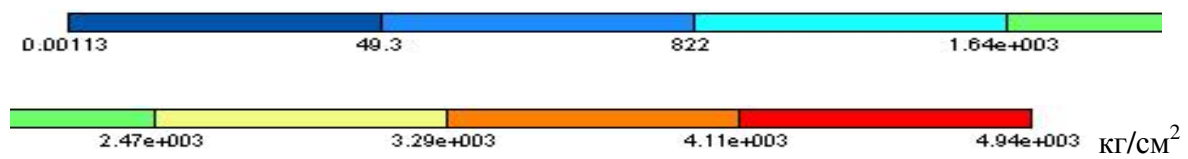
Соединение окрайков со средней частью днища резервуара осуществляется сварными швами внахлестку, величина которой составляет 60 мм (рисунок 1).

Стенка резервуара устанавливается на окрайки так, чтобы с наружной стороны стенки оставался консольный участок длиной 50 мм.

Согласно требованиям действующих норм проектирования [1], радиальная ширина окрайков должна быть такой, чтобы расстояние между внутренней поверхностью стенки и швом, соединяющим окрайки с центральной частью днища, составляло не менее 300мм.



a)



б)

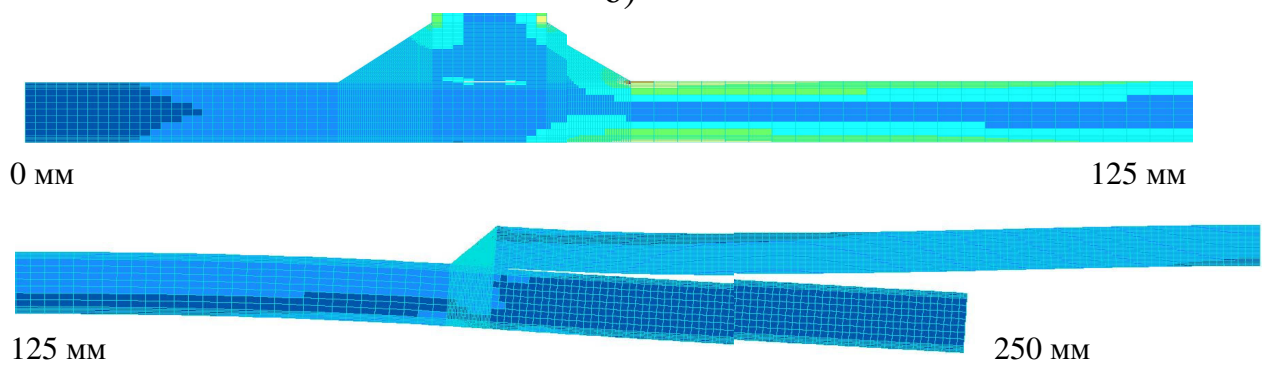


Рисунок 1 – Схема нагружения и распределение напряжений в радиальном сечении крайков шириной 1500 (а) и 250 мм (б)

Радиальная ширина крайков рассматриваемого резервуара составляет 1500 мм, а толщина – 11 мм.

В данной работе расчет напряженно-деформированного состояния в радиальном сечении крайков днища производили в программном комплексе Лира 9.2 при нагружении гидростатическим давлением конечно-элементной модели фрагмента узла сопряжения стенки и днища резервуара на упругом основании (рисунок 1).

Для оценки изменения напряженно-деформированного состояния стыков листового проката при различной ширине соединяемых элементов толщина крайков конечно-элементной модели днища сохранялась постоянной, равной 11 мм, а их радиальная ширина изменялась и составляла 1500, 750, 500 и 250 мм.

При этом консольные участки и величина нахлестки в соединении крайков с центральной частью днища во всех вариантах сохранялись постоянными и составляли, соответственно, 50 и 60 мм.

В результате моделирования установлено, что при действии гидростатического давления на стенку и днище возникает поворот стенки и двузначный изгиб крайки днища в вертикальной плоскости: наружная консольная часть крайки перемещается вниз, а прилегающая к стенке его внутренняя часть поднимается вверх (рисунки 2, 3).

При этом также установлено, что для всех рассматриваемых вариантов при разных значениях радиальной ширины крайков, составляющих 1500, 750, 500 и 250 мм, величина и характер распределения нормальных напряжений в поперечных сечениях крайков практически не изменяется.

С учетом этого, на рисунке 1 приведены результаты определения величины и характера распределения нормальных напряжений в направлении радиальной ширины крайков, лишь для двух крайних вариантов, в которых ширина крайков составляет 1500 и 250 мм.

Как было отмечено выше, при действии гидростатического давления на стенку и днище возникает поворот стенки и двузначный изгиб крайки днища в вертикальной плоскости: наружная консольная часть крайки перемещается вниз, а прилегающая к стенке его внутренняя часть поднимается вверх.

При этом, во всех рассматриваемых вариантах при значениях радиальной ширины крайков, составляющих 1500, 750, 500 и 250 мм, на их верхних поверхностях вблизи подошвы внутреннего шва возникает узкая зона максимальных растягивающих напряжений, достигающих значения  $3290 \text{ кг/см}^2$  (рисунок 1).

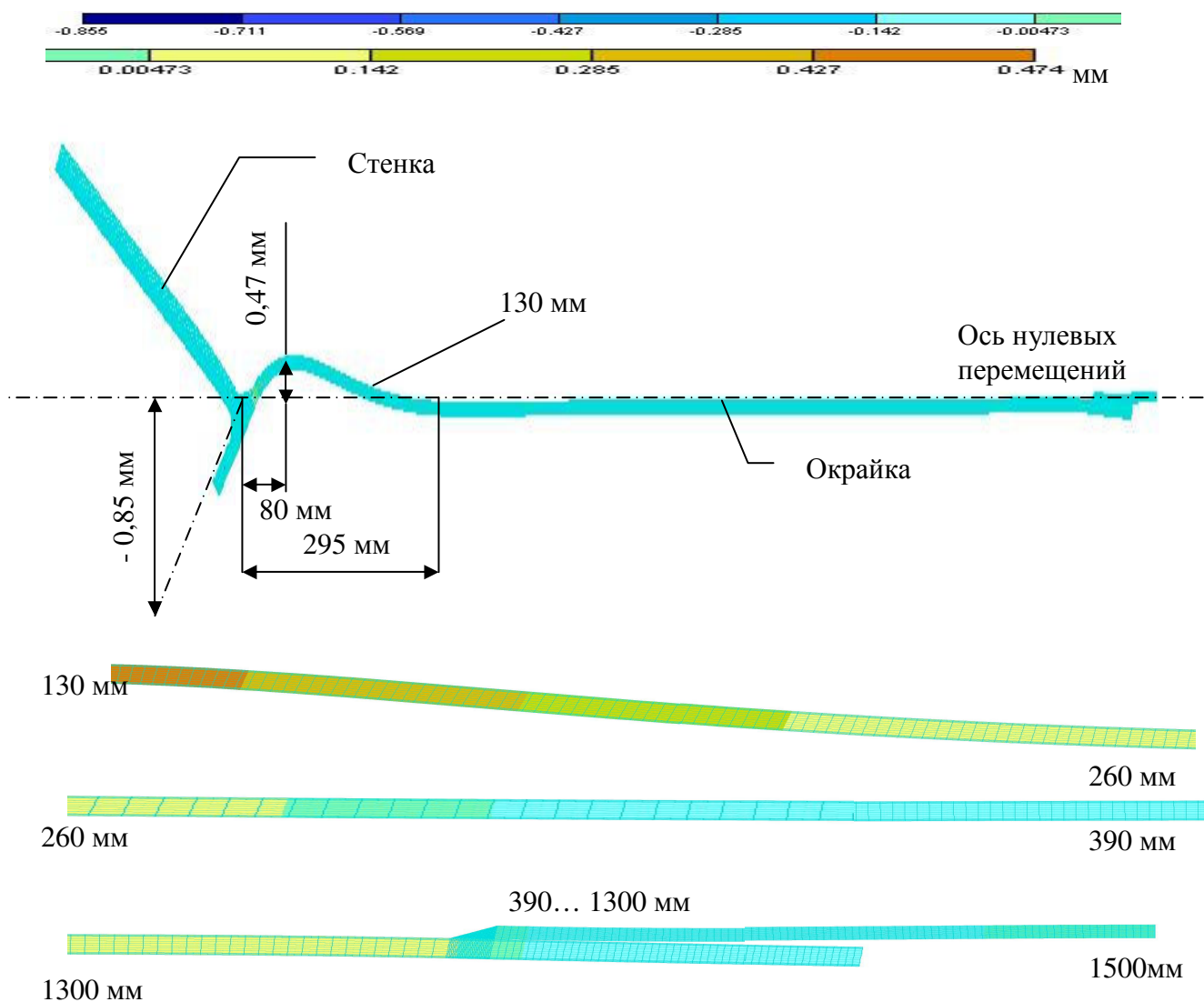


Рисунок 2 – Общий вид и распределение деформаций в окрайке шириной 1500 мм.

Вокруг этой зоны наблюдается протяженный участок, длиной около 150 мм, на котором действуют более низкие растягивающие напряжения, составляющие  $2470 \text{ кг/см}^2$ .

В остальной части поперечного сечения окрайки, вплоть до соединения ее с центральной частью днища, напряжения постепенно уменьшаются от значения  $822$  до  $49 \text{ кг/см}^2$ .

Напряжения в консольных участках окрайки для всех вариантов изменения радиальной ширины одинаково незначительны по величине и составляют всего  $0,11 \text{ кг/см}^2$  (рисунок 1).

Оценку деформированного состояния в радиальном направлении производили для всех рассматриваемых вариантов при значениях ширины окрайков, равных 1500, 750, 500 и 250 мм.

Установлено, что для всех рассматриваемых вариантов при разных значениях радиальной ширины крайков, составляющих 1500, 750, 500 и 250 мм, величина и характер распределения деформаций в поперечных сечениях крайков мало изменяется.

С учетом этого, на рисунках 2 и 3 приведены результаты определения величины и характера распределения деформаций в направлении радиальной ширины крайков, лишь для двух крайних вариантов, в которых ширина крайков составляет, соответственно, 1500 и 250 мм.

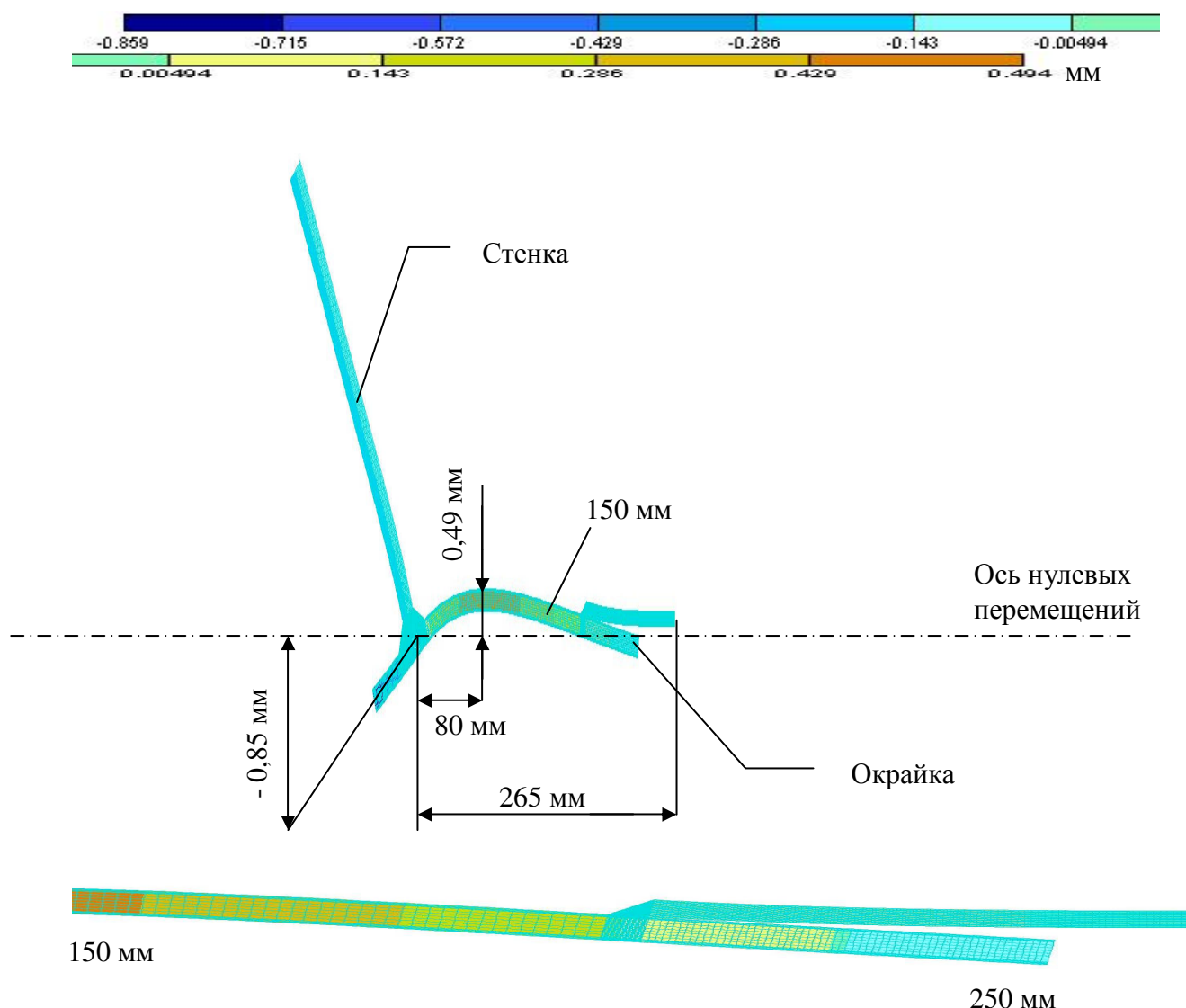


Рисунок 3 – Общий вид и распределение деформаций в окрайке шириной 250 мм

Видно (рисунки 2, 3), что максимальные перемещения наблюдаются на консольных участках крайков шириной 1500 и 250 мм и в обоих случаях составляют минус 0,85 мм.



Наибольшие положительные перемещения на внутренней части крайков наблюдаются на расстоянии около 80 мм от стенки и составляют 0,49 и 0,47 мм для крайков шириной 1500 и 250 мм, соответственно.

Полная длина деформированного участка внутренней части крайки для всех рассматриваемых вариантов при значениях ширины крайков, равных 1500, 750, 500 и 250 мм изменяется в узком интервале от 265 до 330 мм.

Таким образом, при значениях радиальной ширины крайков, составляющих 1500, 750, 500, и 250 мм, напряженное и деформированное состояние в их поперечных сечениях практически не изменяется.

Однако, при значении радиальной ширины крайки 250 мм, т. е. когда ширина крайки становится меньше нормируемой величины, равной 300 мм [1], односторонний нахлесточный шов, соединяющий крайки с центральной частью днища, оказывается в зоне больших изгибных деформаций и высоких растягивающих напряжений.

Действующими нормами проектирования днища резервуара такое напряженно-деформированное состояние одностороннего нахлесточного шова, соединяющего крайки с центральной частью днища, не предусматривается и, следовательно, возникает реальная опасность разрушения шва и разгерметизации резервуара.

Из этого следует, что с учетом указанных выше размеров консольного участка и величины нахлестки наиболее оптимальным с позиции прочности шва и рационального расхода металла является вариант, в котором радиальная ширина крайки составляет 500 мм.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Правила устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов (ПБ 03-605-03). Серия 03. Выпуск 3 / Колл. Авт.-М.: Государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России», 2003. – 176 с.

УДК 621.783.2:662.954.5

В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков

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

## ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ИНЖЕКЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ ВИХРЕВОЙ ГОРЕЛКИ

Получены эмпирические зависимости для расчета величины кратности инъекции воздуха по геометрическим характеристикам вихревого устройства. Для оперативного приближенного определения кратности инъекции разработана номограмма.

The empirical relations for calculation of size of a multiplicity of injection of an air under the geometric characteristics of the vortical device are obtained. For operating approximate determination of a multiplicity of injection the nomograph is developed.

Для реализации интенсивного и равномерного нагрева изделий широкое распространение находят печи, работающие в режиме направленного косвенного радиационного теплообмена. В качестве сожигательных устройств для этих печей используются плоскопламенные горелки.

Плоский разомкнутый факел создается благодаря закручиванию газа и воздуха и использованию горелочного камня специальной формы с туннелем в виде криволинейного диффузора. Развитие факела вдоль фронтальной поверхности обеспечивает большую дальность и сопровождается резким ростом теплопередачи от факела к поверхности кладки, около которой он догорает. Суммарный коэффициент теплоотдачи системы продуктов горения – кладка – нагреваемый предмет при этом существенно возрастает по сравнению со значениями, характерными для сжигания топлива в объеме печи.

При значительном количестве установленных горелок конструкция печи чрезмерно усложняется системой трубопроводов для разводки воздуха, что затрудняет обслуживание агрегата. Решением задачи является использование инжекционных сожигательных устройств. Принципиальная конструкция плоскопламенной вихревой инжекционной горелки разработана в СибГИУ [1].

Главной характеристикой инжекционной горелки является величина кратности инъекции воздуха. В зависимости от этого пара-

метра определяются возможности для сжигания газообразного топлива заданной теплотворности. Кратность инжекции определяется следующим образом:

$$m = \frac{V_e}{V_r}, \quad (1)$$

где  $V_r$  – количество активного газа, м<sup>3</sup>/с;  $V_e$  – количество инжектируемого воздуха, м<sup>3</sup>/с.

Определяющими вихревую инжекцию факторами являются размер приосевой зоны разрежения  $d_o$  и величина разрежения на оси  $P_o$ :

$$m = 0,785 \frac{d_o^2}{V_r} \sqrt{\frac{P_o}{\rho_e}}, \quad (2)$$

где  $\rho_e$  – плотность воздуха, кг/м<sup>3</sup>.

Они в свою очередь зависят от геометрических особенностей конструктивных элементов устройства, к числу которых следует отнести подвод активного газа, корпус камеры и выход из него.

В опытах изучалось влияние следующих конструктивных факторов: степень тангенциальности подвода потока  $\bar{a} = a / D$ ; влияние диаметра инжекционной трубы  $d_T / d$ ; глубина ее погружения в корпус горелки; степень сжатия проточного канала  $\bar{d} = d_T / D$ , положение отражателя обратных токов, (где  $D$  – диаметр вихревой горелки,  $a$  – ширина тангенциального подвода,  $d_T$  – диаметр инжекционной трубы,  $d$  – диаметр проточного канала на выходе из горелки).

Обработка результатов опытов позволила определить влияние конструктивных элементов устройства на его инжекционную способность. Две переменные величины: глубина погружения инжекционной трубы и площадь кольцевого зазора между отражателем и торoidalным диффузором дают экстремальные зависимости, поэтому их значение выбраны в точке существования максимума, и были, таким образом, стабилизированы.

Взаимное влияние других факторов ( $\bar{a}$ ,  $\bar{d}$ ,  $d_T / d$ ) на количество подсасываемого воздуха определено после обработки и обобщения экспериментальных данных по разработанной авторами методике с применением приемов аффинного преобразования и поэтапного нормирования. Оно описывается следующими эмпирическими зависимостями и представлено на рисунках 1,2,3.

$$\tilde{m} = -0,162 + 2,352 \bar{d} - 0,969 \bar{d}^2 \quad (3)$$

$$\bar{m} = 1,643 - 9,506\bar{a} + 26,921\bar{a}^2 \quad (4)$$

$$\tilde{m} = (-0,32 + 2,22d_T / d) \quad (5)$$

В результате получено комплексное выражение, позволяющее рассчитывать величину кратности инъекции:

$$m = (1,643 - 9,506\bar{a} + 26,921\bar{a}^2)(-0,162 + 2,352\bar{d} - 0,969\bar{d}^2) \times (-0,32 + 2,22d_T / d) \quad (6)$$

Обобщенные зависимости  $\bar{m} = f(\bar{a})$ ,  $\tilde{m} = f(\bar{d})$  и  $\bar{m} = f(d_T / d)$  были использованы при построении номограммы для определения кратности инъекции воздуха в изотермических условиях для вихревых горелок любой конфигурации (при  $\bar{a} = 0,03 \div 0,2$ ). Общий вид номограммы показан на рисунке 4. Она представляет собой геометрическую интерпретацию перемножения членов, используемых в процедуре «нормирования». Пример определения величины  $m$  при заданных значениях  $\bar{a}$ ,  $\bar{d}$ ,  $(d_T / d)$  приводится.

В левом верхнем квадранте представлена зависимость  $\bar{m} = f(\bar{a})$  (уравнение 4). Задаваясь значением  $\bar{a} = 0,05$ , определяем по кривой величину  $\bar{m}$  (в точке В). Ее ордината будет определять тангенс угла наклона линии, выражающей произведение двух величин  $(\bar{m} \times \tilde{m})$ . Величина  $\tilde{m}$  (уравнение 3) находится на кривой в верхнем правом квадранте. Задаваясь значением  $\bar{d} = 1$ , которое аналогично величине абсциссы, в уравнении такого же типа  $y = kx$ , определяем по пересечению вертикали, опущенной на линию тангенса (точка С), это произведение  $(\bar{m} \times \tilde{m})$ .

Оно играет роль линейного коэффициента (тангенса угла наклона), который определится линией ОД, а величина абсциссы  $\bar{m}$  определяется по нижней части номограммы. Задаваясь  $(d_T / d) = 0,9$ , по кривой  $\bar{m} = f(d_T / d)$ , находим значение  $\bar{m}$ . Восстанавливая перпендикуляр из точки Е до пересечения с наклонной линией в точке F, определяем ее ординату (точка G), которая и дает окончательный ответ.

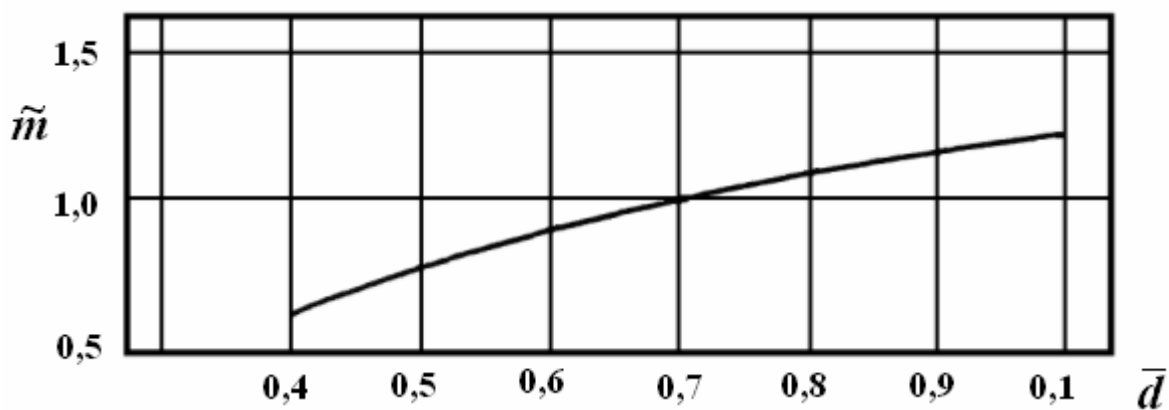


Рисунок 1 – Обобщенная зависимость кратности инжекции от сжатия проточного канала

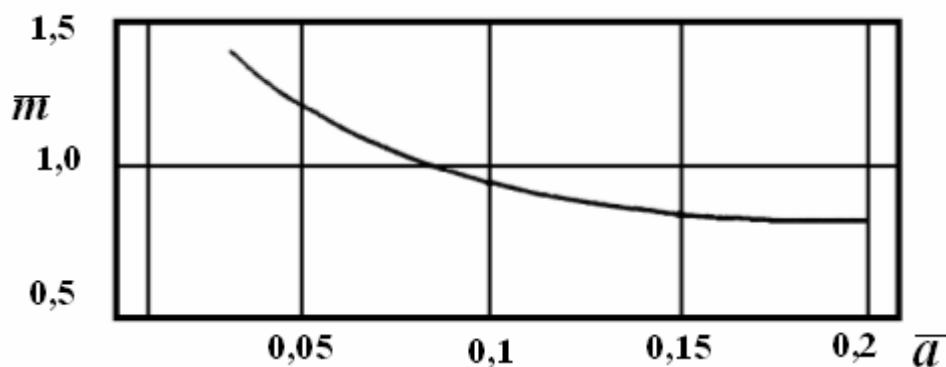


Рисунок 2 – Обобщенная зависимость кратности инжекции от тангенциальности подвода активного газа

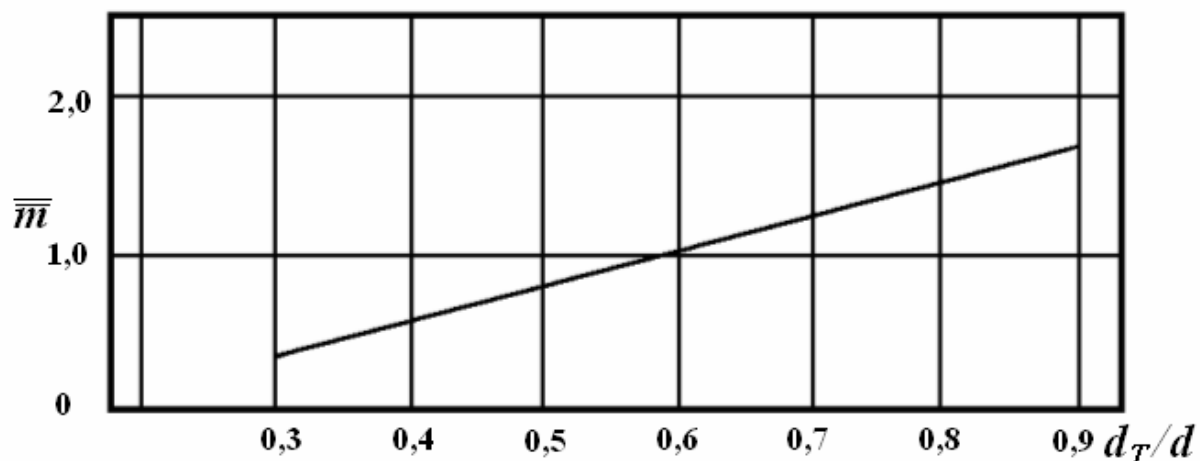


Рисунок 3 – Обобщенная зависимость кратности инжекции от диаметра инжекционной трубы

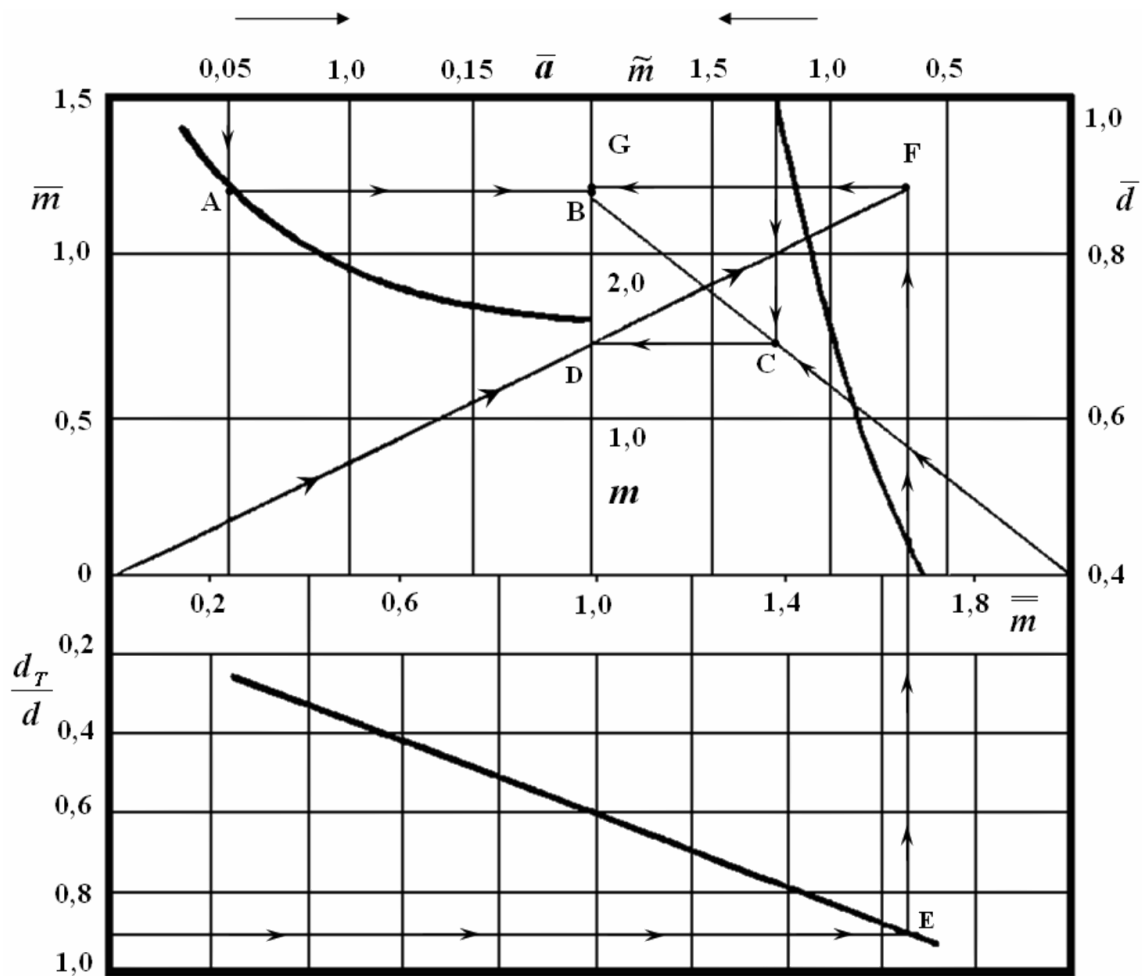


Рисунок 4 – Номограмма для определения кратности инжекции воздуха

Полученное при изотермических продувках максимальное значение кратности инжекции составляет 2,84. Согласно расчетам горения газообразного топлива [2], вихревая инжекционная горелка с  $m = 2,84$  способна обеспечить полноту сжигания газа  $Q_H^P \sim 12$  МДж/м<sup>3</sup>, для которого при коэффициенте расхода воздуха  $\alpha = 1$  на один кубометр газа требуется 2,8 м<sup>3</sup> воздуха.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А.С. 1229518 (СССР), МКИ<sup>3</sup>F-23Д 14/12. Плоскопламенная горелка / Сибир. Metallург. Инс-т им. С. Орджоникидзе; авт. изобрет. В.В. Стерлигов, В.А. Кривандин, С.Г. Коротков. – Заявл. 01.03.84, № 3706382/24/06; опубл. 07.05.86; бюл. // Открытия. Изобретения. – 1986. № 17. – С. 153.

2. Гусовский В.Л. Сожигательные устройства нагревательных и термических печей: Справочник / В.Л. Гусовский, А.Е. Лифшиц, В.М. Тымчак. – М.: Metallургия, 1981. – С. 272.

УДК 621.783.2

В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков

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

## МЕТОДИКА ОБОБЩЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА, ИЗУЧАЮЩЕГО ВЛИЯНИЕ ЧАСТНЫХ ФАКТОРОВ

В статье представлена методика обобщения результатов многофакторного эксперимента на основе аффинного преобразования графических зависимостей и поэтапного нормирования опытных данных. Методика позволяет переходить от обобщенных зависимостей к первичным, ненормированным величинам.

In the article the technique of generalization of outcomes of a factorial experiment because of affinities of graphic relations of a normalization of the experimental data is shown. The technique allows to pass from generalized relations to primary, standardized variables.

Экспериментальное изучение влияния геометрии конструктивных элементов на аэродинамику вихревого инжектора проводится методом последовательного перебора переменных, когда при изменении одного из параметров другие остаются стабилизированными. В результате набираются массивы данных, которые при графическом отображении представляют частные зависимости в виде семейства кривых. Для обобщения получаемых зависимостей разработана методика, в основу которой положено аффинное преобразование семейства кривых. Суть этой методики сводится к следующему.

В случае действия нескольких факторов, например,  $x_1, x_2, x_3$  функцию отклика  $y$  можно записать в виде полинома любой степени. Для демонстрации рассуждений ограничимся первой степенью членов и их взаимодействием. Тогда можно записать:

$$y = y_0 + k_1 x_1 + k_2 x_2 + k_3 x_3 + k_{12} x_1 x_2 + k_{13} x_1 x_3 + k_{23} x_2 x_3 + k_{123} x_1 x_2 x_3, \quad (1)$$

где:  $y_0$  – нулевое значение функции отклика при отсутствии действия всех рассматриваемых членов,  $k_1, k_2, \dots$  – постоянные коэффициенты регрессии, определенные из опытов.

Если необходимо определить влияние на функцию отклика одного какого-то фактора, например,  $y = f(x_1)$  то в этом случае на гра-

фиках в качестве непрерывно меняющегося аргумента выбирается  $x_1$ , а  $x_2$  и  $x_3$  задаются параметрически. При этом на одном графике изображаются кривых  $y = f(x_1)$ , равное числу уровней фактора  $x_2$ , а таких графиков будет равно количеству уровней фактора  $x_3$  (рисунок 1, а). Все эти кривые будут давать какие-то частные зависимости  $y = f(x_1)$ , при разных сочетаниях факторов  $x_2$  и  $x_3$ .

Обобщенную зависимость можно получить следующим образом. Рассмотрим  $y = f(x_1, x_2, x_3)$ , при  $x_2 = \text{const}$  и  $x_3 = \text{const}$ . В этом случае уравнение (1) с группировкой постоянных величин запишется:

$$y = (y_0 + k_2 x_2 + k_3 x_3 + k_{23} x_2 x_3) + k_1 x_1 + k_{12} x_1 x_2 + k_{13} x_1 x_3 = \\ = y_0' + (k_1 + k_{12} x_2 + k_{13} x_3) x_1 = y_0' + k' x_1 \quad (2)$$

Величина  $y_0'$  определяет значение функции при  $x_1 = 0$ , то есть определяет влияние всех других факторов, кроме  $x_1$ . Проведем первый этап аффинного преобразования – смещение нуля [1] и рассмотрим только приращение функции отклика.

$$\Delta y = y - y_0' = k' x_1. \quad (3)$$

Вычитание величины  $y_0'$  означает перенос начала осей координат для всех кривых в одну точку и устранение аддитивно действующих факторов (рисунок 1, б).

Множитель перед  $x_1$  представляет собой совокупность мультипликативно действующих величин. Для устранения их влияния производится деформация осей координат (второй этап аффинного преобразования) делением приращений функции при текущем значении  $x_1$  на фиксированное значение приращения, взятое при любом  $x_1 = c$ , выбор которого не имеет формального ограничения. Это действие означает переход к новой переменной и получение новой зависимости, характеризующей темп изменения выходного фактора  $y$  в изучаемом интервале варьирования фактора  $x_1$

$$\Delta y_i^- = \frac{\Delta y_i}{\Delta y_{x_1=c}} = \frac{k' x_1}{k' c} = \frac{x_1}{c} \quad (4)$$

Зависимость (4) позволяет выявить внутреннюю структуру связи  $x_1$  и  $y$ , определяемую механизмом процесса (рисунок 1, в).



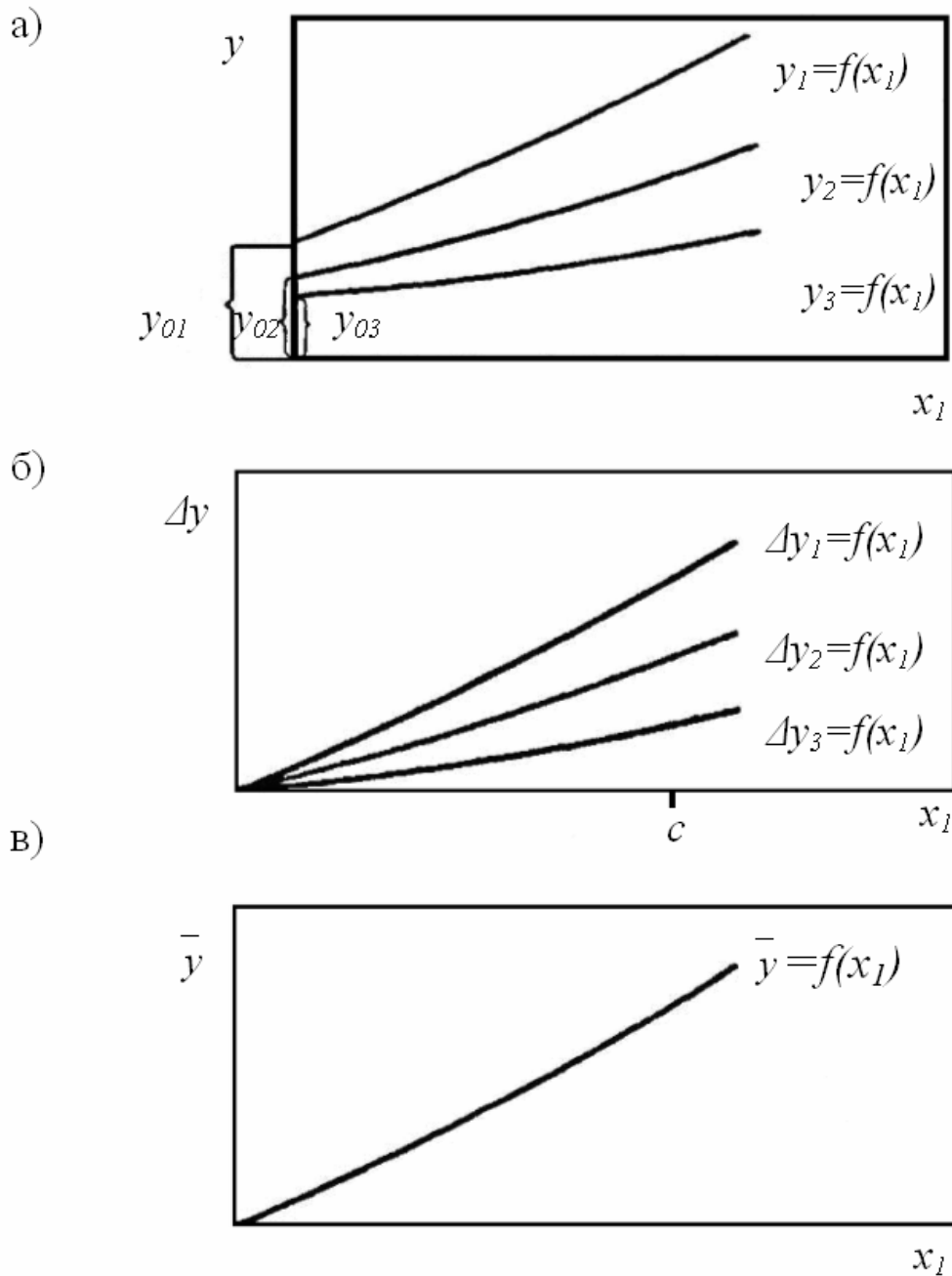


Рисунок 1 – Обобщение результатов эксперимента по одному из действующих факторов

Приведенные рассуждения показывают, что логика применима для уравнений полиномиального вида любой степени сложности, независимо от числа переменных и степени полинома.

Применимость изложенного метода подтверждена его использованием для обобщения гидравлических характеристик плоскопламенных горелок [1], гидравлического сопротивления циклонно-вихревых устройств и для ряда других проблем: внешнего теплообмена, нагрева металла, процессов управления, химических реакций и т.д.

Для определения совокупного влияния на  $y$  всех трех переменных  $x_1, x_2, x_3$  обработка и обобщение экспериментальных данных проводится по следующей методике.

Один из действующих факторов, например,  $x_3$ , выбирается в качестве базового, на фиксированных уровнях которого ( $x_3 = j_1, j_2, \dots, j_k$ ) производится заполнение табличных массивов опытными данными  $y = f(x_1, x_2, x_3)$  (смотрите таблицу 1).

Таблица 1 – Первичные данные эксперимента

$x_3$	$j_1$				$j_2$				...	$j_k$			
$x_1$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	...	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$
$x_2$													
$P_1$	$y_{11}$	$y_{12}$	...	$y_{1k}$	$y_{11}$	$y_{12}$	...	$y_{1k}$	...	$y_{11}$	$y_{12}$	...	$y_{1k}$
$P_2$	$y_{21}$	$y_{22}$	...	$y_{2k}$	$y_{21}$	$y_{22}$	...	$y_{2k}$	...	$y_{21}$	$y_{22}$	...	$y_{2k}$
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
$P_k$	$y_{k1}$	$y_{k2}$	...	$y_{kk}$	$y_{k1}$	$y_{k2}$	...	$y_{kk}$	...	$y_{k1}$	$y_{k2}$	...	$y_{kk}$

Опытные данные могут быть представлены как в абсолютных, так и в относительных величинах. В результате набирается  $j_k$  табличных массивов, в которых число столбцов соответствует числу уровней фактора  $x_1$ , число строк – числу уровней фактора  $x_2$ .

Обработка этих массивов проводится методом нормирования в две стадии, что позволяет последовательно обобщать данные по имеющимся уровням факторов  $x$ . Для этого произвольно задаются однозначные для всех массивов нормирующие уровни (строка и столбец)  $x_1$  и  $x_2$ , например,  $x_1 = c_2$  и  $x_2 = P_2$ . Каждое из значений  $y$ , составляющих заданные уровни, является частным нормирующим членом соответствующей строки или столбца, а те из них, которые в массивах располагаются в местах пересечений нормирующих строк и столбцов, представляют собой характеристики массивов ( $y_{22}$ ). Назовем эти значения функции  $y_{22}$  узловыми.

В начале обобщения выполняется построение зависимости  $y_{22} = f(x_3)$ , представляющей первичные данные эксперимента и характеризующей интенсивность воздействия на  $y$  фактора  $x_3$ . Она строится по узловым значениям  $y_{22}$  в массивах, а затем аппроксимируется (рисунок 2).

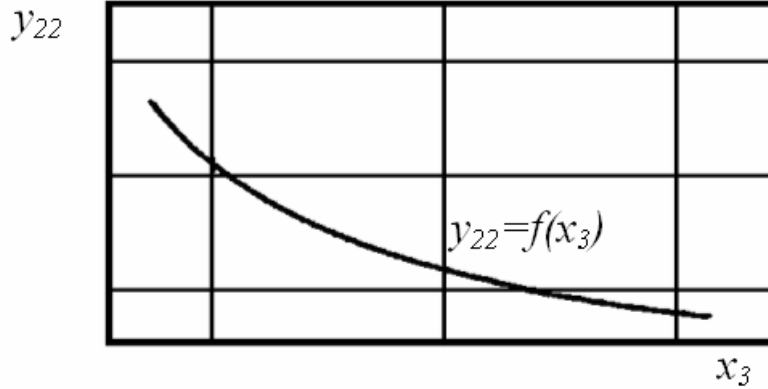


Рисунок 2 – Влияние фактора  $x_3$  на узловое значения функции

Далее проводится процедура последовательного нормирования массивов по строкам. Для этого каждое значение функции в строках делится на нормирующий член соответствующей строки. В результате осуществляется первый этап обобщения, с помощью которого определяется структура связи фактора  $x_1$  с  $y$ . Таблица первичных данных (таблица 1) примет следующей вид (таблица 2). Положив все нормированные строчные значения  $\hat{y}$  в качестве точек на плоскость, строим зависимость  $\hat{y} = f(x_1)$ , (рисунок 3), которая является единой для всех строк и может быть аппроксимирована своим математическим выражением.

Таблица 2 – Экспериментальные данные после первого этапа нормирования

$x_3$	$j_1$				$j_2$				...	$j_k$			
$x_1$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	...	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$
$x_2$													
$P_1$	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$	...	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$
$P_2$	$\hat{y}_{21}$	1	...	$\hat{y}_{k2}$	$\hat{y}_{21}$	1	...	$\hat{y}_{k2}$	...	$\hat{y}_{21}$	1	...	$\hat{y}_{k2}$
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
$P_k$	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$	...	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$

Разброс точек относительно линии  $\hat{y} = f(x_1)$  объясняется влиянием случайных факторов, действие которых необходимо оценивать регулярными методами математической статистики.

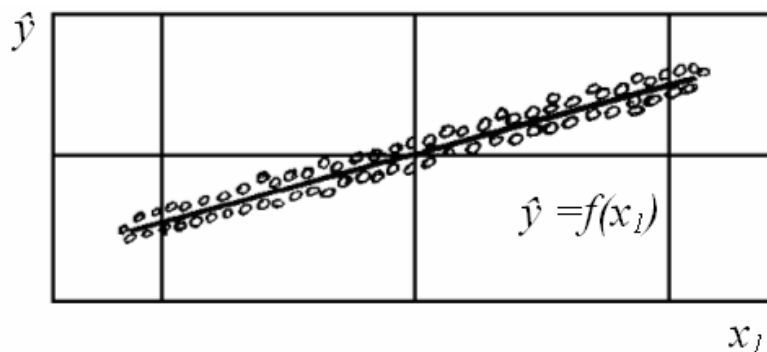


Рисунок 3 – Обобщенная зависимость функции от фактора  $x_1$

Аналогичным образом проводится второй этап нормирования. Каждое значение функции  $\hat{y}$  в столбцах делится на нормирующий член соответствующего столбца. В результате обработки получаем массивы, представленные тождественными столбцами значений (таблица 3), которые при графическом представлении на плоскости ложатся в виде единой зависимости  $\hat{y} = f(x_2)$  (рисунок 4). В результате описанных действий все массивы экспериментальных данных «сворачиваются» и представляются в обобщенном виде в качестве трех аппроксимационных зависимостей. Эти зависимости органически взаимосвязаны в силу того, что в частном порядке описывают стороны одного и того же процесса и получены с помощью последовательных процедур математической обработки одной группы исходных данных опыта.

Таблица 3 – Экспериментальные данные после второго этапа нормирования

$x_3$	$j_1$				$j_2$				...	$j_k$			
$x_1$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$	...	$c_1$	$c_2$	...	$c_k$
$x_2$													
$P_1$	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$	...	$\hat{y}_{11}$	1	...	$\hat{y}_{k1}$
$P_2$	1	1	...	1	1	1	...	1	...	1	1	...	1
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
$P_k$	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$	...	$\hat{y}_{k1}$	1	...	$\hat{y}_{kk}$

Поэтому они все могут быть объединены в одно выражение в качестве сомножителей, произведение которых будет являться обратным действием двухступенчатого нормирования с результатом частного значения [2].

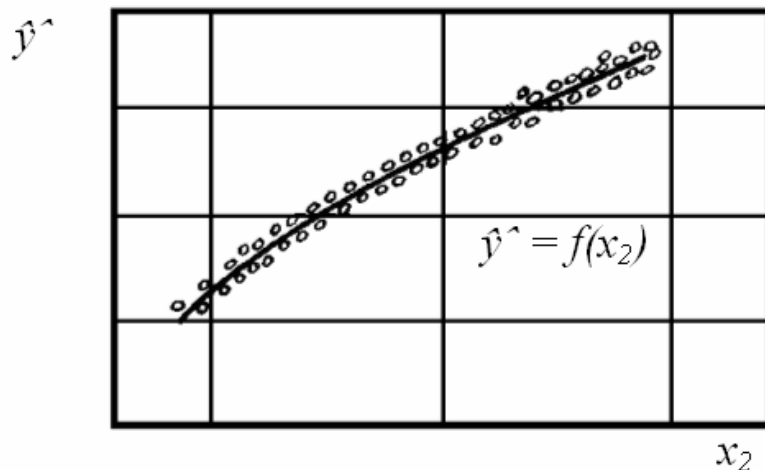


Рисунок 4 – Обобщенная зависимость функции от фактора  $x_2$

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Стерлигов В.В. Выбор горелок на основе обобщенных гидравлических характеристик / В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1986. – № 4. – С. 156-157.
2. Стерлигов В.В. К определению диаметра зоны разрежения вихревого низконапорного инжектора / В.В. Стерлигов, С.Г. Коротков // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1986. – № 8. – С. 118-121.

УДК 621.746

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

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

## АНАЛИЗ СПОСОБОВ СНИЖЕНИЯ ГОРЯЧЕЛОМКОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В данной работе проведен аналитический анализ усадочного процесса при кристаллизации отливок. Рассмотрено влияние скорости охлаждения на образование горячих трещин в отливках. Также проанализированы известные эффективные способы воздействия на расплавы с целью снижения горячеломкости и предложены новые способы, апробированные на сплаве АМ5.

The analytic analysis of the process of shrinkage during the moulding crystallization was carried out in the present work. The influence of cooling rate upon the formation of heat cracks in mouldings was considered. The well-known effective methods of influence upon the melt-ings with the purpose of lowering hot-fragility were analyzed and the new approved on the alloy AM5 methods were proposed.

Одним из широко распространенных дефектов в литейных алюминиевых сплавах являются горячие трещины. Несмотря на достаточный широкий теоретический и экспериментальный материал по горячим трещинам, накопленный за последние несколько десятилетий, некоторые положения продолжают являться дискуссионными и актуальными. Особенно это касается причин их образования в отливках и технологий снижения склонности сплавов к образованию трещин при кристаллизации.

Экспериментальные факты показывают, что при прочих постоянных факторах на вероятность образования горячих трещин в отливках большое влияние оказывает скорость охлаждения или градиент температуры в затвердевающей поверхностной корочке [1, 2].

Наиболее опасны средние скорости охлаждения. При малой и большой интенсивности теплоотвода с поверхности отливки вероятность появления поверхностных горячих трещин практически невелика. Последние зарождаются в результате затруднений усадки элементов отливки в интервале кристаллизации, но эти эффекты могут

интенсивно залечиваться ликватом или жидкостью среднего состава из центральных объемов отливки.

Аналитический анализ проведем на основе нижеследующей физической модели усадочного процесса при кристаллизации отливки.

Усадка образца или отливки развивается, когда в двухфазной зоне образуется сплошной каркас из твердых кристаллов. В межкристаллитных промежутках находится ликват или жидкость из тепловых узлов. В межзеренное пространство она поступает за счет гидростатического напора расплава из прибыли или центральных частей отливки.

Скорость усадки  $v_{yc}$ , отвечающая за образование горячих трещин, будет пропорциональна скорости кристаллизации  $v_{кр}$ .

$$v_{yc} = \alpha_V \Delta T_{KS} \cdot v_{кр}, \quad (1)$$

где  $\alpha_V$  – объемный коэффициент кристаллизации;  $\Delta T_{KS} = T_K - T_S$  – температурный интервал между температурой застывания каркаса кристаллов ( $T_K$ ) и температурой солидуса ( $T_S$ ).

Скорость фильтрации расплава  $v_\phi$  к трещине через каркас кристаллов определим по уравнению Дарси [3].

$$v_\phi = \frac{K_n \Delta P}{\eta l}, \quad (2)$$

где  $K_n$  – проницаемость двухфазной области, имеет размерность площади, в соответствии с данными Л.С. Лейбензона [4]

$$K_n = \frac{n^2 d^2 (1 - \psi)}{48}, \quad (3)$$

где  $n = 0,0931$ ;  $d$  – диаметр вторых осей дендрита или средний размер округлых кристаллов;  $\psi = 0,259$  – относительная доля твердой фазы при образовании сплошного каркаса;  $\Delta P$  – давление расплава в тепловом узле на уровне образования горячей трещины;  $\eta$  – динамическая вязкость расплава;  $l$  – ширина двухфазной области;

По М. Флемингсу [5] величина  $d$  со скоростью  $v_{охл}$  охлаждения отливки связана соотношением

$$d = b(v_{охл})^{-0,5}, \quad (4)$$

где  $b$  – эмпирический коэффициент размерностью  $[м \cdot K^{0,5}/c^{0,5}]$  например,  $b_{Al} = (1 \div 2) 10^{-5} м \cdot K^{0,5}/c^{0,5}$ ;  $b_{Fe} = (1 \div 2) 10^{-4} м \cdot K^{0,5}/c^{0,5}$ .

Зависимость ширины  $l$  переходной двухфазной зоны носит экспоненциальный характер:

$$l = l_0 \exp\left(-\frac{v_{охл} \tau}{\Delta T_{LS}}\right), \quad (5)$$

где  $l_0$  – ширина двухфазной зоны при  $v_{охл} \rightarrow 0$ , в этом случае  $l_0 = R/2$ , (через  $R$  обозначен радиус цилиндрической и шаровой отливок или толщина плоско отливки), то есть зона простирается до центра отливки;  $\Delta T_{LS} = (T_L - T_S)$  – интервал между температурами ликвидус и солидус;  $\tau$  – время кристаллизации.

Скорость охлаждения отливки в интервале  $\Delta T_{LS}$  определяется равенством

$$v_{охл} = \frac{v_{кр} L}{c \Delta T_{LS}}, \quad (6)$$

где  $L$  – теплота кристаллизации;  $c$  – теплоемкость сплава.

Будем считать, что при разрыве сплошного каркаса, вся усадка локализуется в месте разрыва с образованием одной или нескольких горячих трещин.

Горячие трещины будут залечиваться горячим фильтратом при условии

$$v_{\phi} \geq v_{yc}. \quad (7)$$

Скорость усадки по выражению (1) пропорциональна скорости кристаллизации в интервале  $\Delta T_{KS}$ . После подстановки (3)-(6) в равенство (2), считая  $v_{\phi} = v_{yc}$  в условии (7), определяем критическое значение скорости кристаллизации из выражения:

$$v_{кр}^0 = \left[ \frac{A_1}{V_{кр} A_2 [\exp(-A_3 v_{кр} \tau)] / A_0} \right]^{0,5} \quad (8)$$

здесь  $A_0 = \alpha_v \Delta T_{KS}$ ;  $A_1 = n^2 d^2 \Delta P c \Delta T_{LS} (1 - \psi)$ ;  $A_2 = 48 L \eta l_0$ ;  $A_3 = L / (c \Delta T_{LS})$ .

Уравнение (8) является трансцендентным и решается численным итерационным методом.

Из представленных на рисунке 1 графиков следует, что при малой скорости кристаллизации  $v_{yc} \rightarrow \min$ , дендриты или равноосные кристаллы имеют большие поперечные размеры (параметр  $d$  в формуле (3)), проницаемость и скорость фильтрации двухфазной зоны достигает предельных значений, кристаллизация идет по объемному варианту. При больших скоростях охлаждения  $v'_{кр2} > v'_{кр1}$  двухфазная зона практически выклинивается, кристаллизация идет по фронталь-



ному варианту как в чистых металлах, так и в эвтектических сплавах. Скорость фильтрации быстро возрастает за счет резкого уменьшения ширины двухфазной зоны в соответствии с выражением (5).

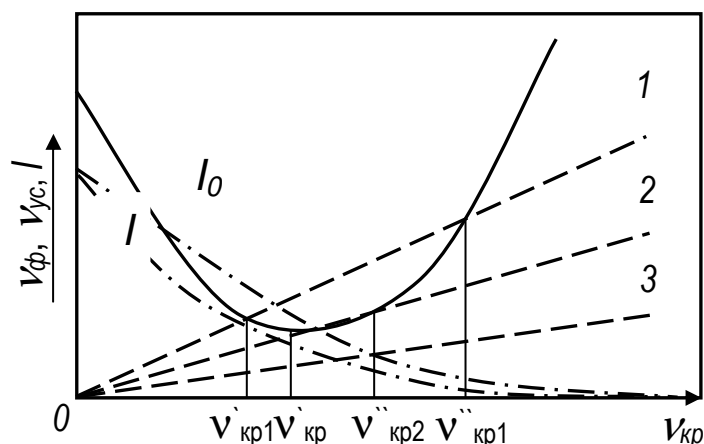


Рисунок 1 – Графики зависимости скоростей фильтрации (—) и усадки (---), а также ширины двухфазной зоны (- · -) от скорости кристаллизации: 1 – технология литья без применения вибрации; 2 – с вибрацией в вертикальной плоскости; 3 – с объемной вибрацией

Наиболее опасны средние скорости охлаждения или в соответствии с равенством (6) – средние скорости кристаллизации в интервале  $V'_{кр} < V_{кр} < V''_{кр}$ , в котором скорость фильтрации недостаточна для залечивания всех пороков отливки усадочного происхождения. На «опасную» область  $V'_{кр} < V_{кр} < V''_{кр}$ , влияют два температурных интервала  $\Delta T_{LS}$  и  $\Delta T_{KS}$ . Чем больше расстояние между линиями ликвидус и солидус на диаграмме состояния, тем медленнее уменьшается ширина  $l$  двухфазной зоны (формула (5)), тем меньше будет скорость фильтрации (формула (2)) за счет градиента давления

$$dP / dx = \Delta P / l.$$

Известно положительное воздействие вибрации на измельчение структуры и другие свойства сплавов [5].

Следует предположить, что вибрация разрушает схватившийся каркас твердых кристаллов при начальной температуре  $T_k$  (технология литья без применения вибрации), температура схватывания понижается до  $T'_k$ , интервал  $\Delta T_{KS}$  уменьшается, уменьшается скорость усадочного процесса в этом интервале (кривая 2), становится меньше опасная область образования горячих трещин и других усадочных дефектов. Оптимальные параметры вибрации ( $A$  – амплитуда,  $\nu$  – час-

тота) или воздействие объемной вибрации для данного сплава вообще способствует залечиванию всех пороков усадочного происхождения (кривая 3), так как образование сплошного каркаса происходит вблизи температуры солидуса при  $\psi = 0,5 \div 0,55$ . Без вибрации  $\psi = 0,2 \div 0,3$  по данным Нехедзи Ю.А. [6], Лейбензона Л.С. [4] дает среднее значение  $\psi = 0,259$ , исходя из геометрического анализа укладки округлых кристаллов.

Данные положения были проверены экспериментально на сплаве АМ5. Плавки проводили в печи сопротивления. В качестве шихтовых материалов использовались отходы и лом сплава АМ5 с освежением шихты (12...15 %). С целью устранения нежелательного воздействия низкосортной шихты на качество сплава технология плавки включала термовременную обработку расплава (ТВО). Режимы ТВО были следующие: температура перегрева – 970...1000 °С, выдержка – 7...10 мин. Вибрацию кольцевых проб на горячеломкость осуществляли на специально изготовленном вибростоле [7]. Начинали вибрацию формы непосредственно после заливки образцов и заканчивали после окончания процесса кристаллизации. Оптимальные параметры вибрации, предварительно определенные по критерию максимальных механических свойств [8], составляли: амплитуда – 1,2 мм; частота – 50 Гц.

Результаты показали, что применение данной технологии снижает горячеломкость (ширину кольца) с 27,5...30 мм у исходного сплава (без обработки) до 12,5...17,5 мм. Следует заметить, что существенный вклад в получение подобных результатов вносит ТВО, которая как бы «готовит» расплав к кристаллизации, способствуя интенсивному образованию зародышей кристаллизации из более однородного расплава, значительно усиливает дальнейшее действие вибрации на уменьшение интервала  $\Delta T_{кс}$ , измельчение структуры и снижение горячеломкости. Кроме того, применение ТВО позволяет использовать повышенное количество низкосортной шихты при плавке.

Также было исследовано влияние магнитного поля перед заливкой на горячеломкость сплава АМ5. Магнитные поля, наряду с вибрацией, электрическим током, ультразвуком являются одним из перспективных и активно развиваемых в последнее время способов физического модифицирования сплавов. Условия плавки, режим ТВО, плавильный агрегат и используемые шихтовые материалы были аналогичные приведенным выше. Магнитное поле создавали с помощью специального устройства, разработанного на кафедре литейного производства СибГИУ.

Устройство содержит конусную индуктивную катушку, в которую установлен керамический желоб с воронкой. Катушка с помощью хомутов закреплена на стойках, установленных на станине. Стойки выполнены с возможностью изменения их высоты и обеспечивают изменение угла наклона катушки. Конец желоба подведен к литейной форме.

Работает устройство следующим образом. Расплав заливается в воронку. По мере его протекания по керамическому желобу внутри конусной индуктивной катушки происходит модифицирование расплава магнитным полем, затем расплав попадает в литейную форму. Угол наклона катушки позволяет регулировать скорость протекания расплава по желобу и соответственно, время его модифицирования магнитным полем.

В наших экспериментах величина индукции магнитного поля  $B$  составляла 0,4...0,5 Тл. Угол наклона катушки составлял 40...45°. Расплав после модифицирующей обработки в катушке заливали в кольцевые пробы на горячеломкость. В таблице 1 приведены результаты экспериментов. Видно, что обработка расплава магнитным полем при заливке позволяет в 1,5...2 раза снизить склонность сплава к горячеломкости. Причем комплексная обработка расплава ТВО и последующим магнитным полем способствовала еще большему снижению ширины кольца пробы. Полученные результаты можно объяснить, как и в аналогии с вибрацией, уменьшением после воздействия магнитного поля опасного с точки зрения образования горячих трещин интервала  $\Delta T_{КС}$ .

Таблица 1 – Влияния магнитного поля на горячеломкость сплава АМ5

Технология обработки расплава	Ширина кольца, мм
Без обработки	27,5...30
Магнитное поле ( $B = 0,4...0,5$ Тл)	15,0...20,0
ТВО + магнитное поле ( $B = 0,4...0,5$ Тл)	10,0...15,0

Выводы: Результаты физико-математических исследований показали, что в отливках горячие микротрещины и другие дефекты усадочного происхождения образуются в интервале от температуры, при которой твердые кристаллы образуют сплошной каркас, до температуры  $0,9 T_s$ . При небольшой скорости охлаждения скорость усадочного процесса намного меньше скорости фильтрации и капиллярного питания. Усадочные дефекты эффективно залечиваются. Высокие скорости теплоотвода от поверхности отливки приводят к фронтальному характеру кристаллизации, двухфазная зона практически вы-

клинивается, и скорость залечивания горячих трещин за счет фильтрации опять превышает скорость их раскрытия за счет усадочного процесса. Средние скорости кристаллизации и большой интервал между температурами ликвидус и солидус особенно опасны с точки зрения образования поверхностных горячих трещин. Эффективными технологическими приемами, приводящими к снижению горячеломкости сплавов, могут являться вибрация литейной формы и обработка магнитными полями расплава при заливке. Применительно дополнительной ТВО по оптимальным режимам для каждого конкретного сплава позволяет получать из низкосортной шихты сплавы с более мелкозернистой структурой, что также интенсифицирует трещиностойчивость в процессе кристаллизации за счет увеличения времени эвтектической кристаллизации, способствующего залечиванию трещин.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н.Г. Гиршович. – М. – Л.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
2. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов / Б.Б. Гуляев. – Л.: Машиностроение, 1976. – 214 с.
3. Чугаев Р.С. Гидравлика / Р.С. Чугаев. – Л.: Энергия, 1975. – 600 с.
4. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде / Л.С. Лейбензон. – М. – Л.: ОГИЗ, 1947. – 244 с.
5. Флемингс М. Процессы затвердевания / М. Флемингс. – М.: Мир, 1947. – 423 с.
6. Нехедзи Ю.А. Стальное литье / Ю.А. Нехендзи. – М.: Металлургия, 1947. – 766 с.
7. Исследование влияния вибрации на процесс усадки и кристаллизации сплавов / И.Ф. Селянин, С.В. Морин, Р.М. Хамитов [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 3. – С. 15-17.
8. Деев В.Б. Влияние вибрации на горячеломкость сплава АМ5 / В.Б. Деев, С.В. Морин // Материалы докладов VI Международной научно-практической конференции «Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств». – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2004. – С. 4.

УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Н.В. Башмакова

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

## ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ НИЗКОСОРТНОЙ ШИХТЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПЕРЕГРЕВА РАСПЛАВА И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Рассмотрена технология получения алюминиевых сплавов, включающая температурную обработку расплава и воздействие электрическим током при кристаллизации. Показано, что данная технология позволяет увеличить в шихте содержание железа, при этом механические свойства соответствуют требованиям ГОСТ 1583-93.

The technology of receiving the aluminum alloys which includes the alloy thermal treatment and the influence of electric current during the crystallization. It was shown that the present technology allows to increase the content of iron and at the same time the mechanical properties satisfy the requirements of the state standart 1583-93.

Известно, что отливки с мелкозернистым кристаллическим строением обладают более высоким уровнем механических и литейных свойств. Поэтому измельчение выделений  $\alpha$  – твёрдого раствора и кремния является основной задачей в направлении улучшения свойств алюминиевых сплавов. В этом процессе ведущая роль принадлежит модифицированию.

В настоящее время известно довольно много элементов-модификаторов, успешно применяемых для алюминиевых сплавов – бор, титан, натрий, стронций, барий, РЗМ и т.д. Как правило, модифицирующие элементы вводят либо в виде солей, либо в виде лигатур.

Эффекты измельчения структуры могут достигаться при высокотемпературных перегревах [1]. Плавка сплавов с использованием высокотемпературного перегрева (или термовременной обработки и ее разновидностей) в последние годы все шире привлекает внимание исследователей.

Следует заметить, что термовременную обработку (ТВО), позволяющую снизить уровень микронеоднородности расплава и из-

мельчить структуру, целесообразно применять в случае повышенного количества низкосортной шихты в плавке при получении литейных алюминиевых сплавов [2, 3].

Однако, при использовании низкосортных шихтовых материалов, содержащих высокий процент вредных примесей, в частности, железа, применение ТВО расплавов не гарантирует получения алюминиевых сплавов с заданными свойствами.

Железо в алюминиевых сплавах является одной из вреднейших примесей. Железосодержащие фазы ( $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{SiFe}$ ,  $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_5\text{SiFe}$  и др.), как правило, имеют грубокристаллическое строение и негативно влияют на механические свойства сплавов, особенно на относительное удлинение. Наибольшую опасность представляет  $\beta$ -фаза ( $\text{Al}_5\text{SiFe}$ ), кристаллы которой выпадают в виде хрупких пластин. Данная фаза создает эффект охрупчивания, что значительно снижает механические характеристики и коррозионную стойкость алюминиевых сплавов.

Вопрос нейтрализации вредного влияния железа в алюминиевых сплавах в настоящее время еще остается открытым, и это затрудняет широкое использование низкосортных материалов в шихте. Как правило, для снижения влияния железа в сплав вводят микролегирующие добавки – марганец, хром, никель, ванадий. Однако эти элементы могут изменять химический состав сплава, который в результате не будет соответствовать ГОСТу по примесям.

Несмотря на то, что в настоящее время накоплен большой теоретический и экспериментальный материал по влиянию ТВО на свойства алюминиевых сплавов, неясными остаются еще многие вопросы. В частности, недостаточно исследований о влиянии высокотемпературных перегревов на свойства алюминиевых сплавов, содержащих железо. Следует отметить работу Ри Хосена [4], в которой исследование влияния перегрева на распределение компонентов в структурных составляющих алюминиевых сплавов показало возможность регулирования фазовых превращений при кристаллизации.

Необходимо продолжать исследования в этом направлении, так как вполне вероятным представляется, что совершенствование и интенсификация существующих температурных режимов плавки алюминиевых сплавов позволят создать возможности эффективной нейтрализации негативного влияния железа. Эти исследования должны лежать, прежде всего, в направлении комплексной обработки расплавов ТВО и каким-либо существующим способом нейтрализации вредного влияния железа, например – микролегированием марганцем. В работе [5] показано, что использование ТВО по оптимальным режимам позволило значительно снизить негативное влияние железа в сплаве АК7ч, и получить требуе-

мые механические свойства. При этом было снижено количество добавляемого для нейтрализации железа марганца. Но марганец, как и модифицирующие элементы, может накапливаться в сплавах при переплавках, и изменять требуемый химический состав сплава.

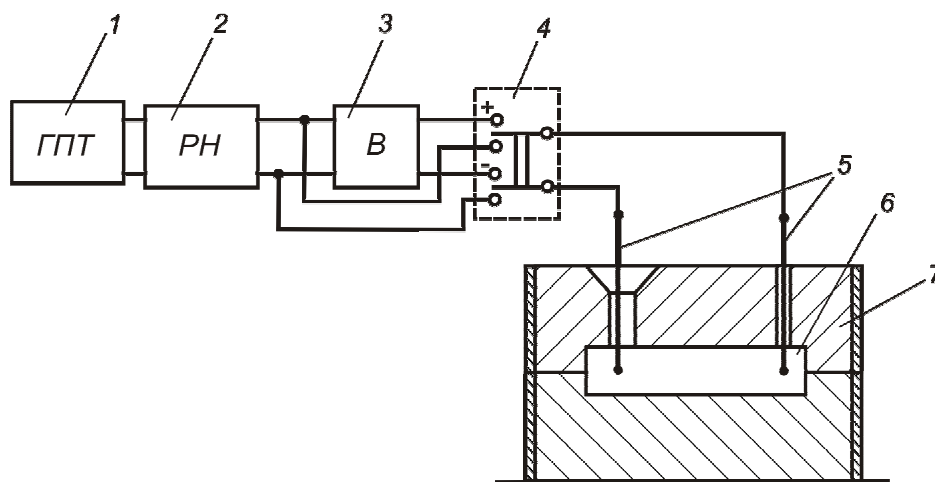
Необходимо отметить, что если бы удалось создать надежные условия для кристаллизации железистой составляющей в силуминах в компактной форме без существенного изменения химического состава сплава, была бы получена возможность разработки дешевых сплавов (с повышенным содержанием железа – до 3...4 %), обладающих рядом ценных свойств, таких как прочность, жаропрочность, износостойкость.

В работе [6] авторами данной статьи исследовано влияние переменного электрического тока на морфологию железосодержащих фаз в сплаве АК7ч. Полученные результаты заключаются в следующем. Железистая  $\beta$ -фаза ( $Al_5SiFe$ ) выпадает в сплаве АК7ч в виде острых игл и пластин. После воздействия электрического тока  $\beta$ -фаза измельчается, как и другие микроструктурные составляющие. Кроме того, ее включения образуют более компактную форму. Фаза  $Al_5SiFe$  является интерметаллидом со смешанным ионно-ковалентно-металлическим типом связи. Между разноименными атомами Al, Si и Fe осуществляется перенос отрицательного заряда в соответствии с их электроотрицательностью. Было сделано предположение, что в фазе  $Al_5SiFe$  ионы  $Fe^-$  несут избыточный отрицательный, а ионы  $Al^+$  и  $Si^+$  избыточный положительный заряд. Со стороны электрического поля при пропускании тока на кристаллизующийся расплав на ионы  $\beta$ -фазы действуют противоположные силы, которые препятствуют образованию ее кристаллической решетки. Наименее прочно связаны между собой ионы  $Fe^-$ ,  $Al^+$  и  $Si^+$  на острых углах зародыша. Поэтому скорость роста выступающих тонких частей кристалла замедляется, и кристалл растет в более компактной форме.

Представляется целесообразным исследовать комплексное воздействие ТВО и электрического тока на кристаллизацию и свойства сплава АК7ч, содержащего железо. Согласно ГОСТ 1583-93, содержание железа в отливке из сплава АК7ч не должно превышать, при литье в песчаноглинистые формы – 0,6 масс. %, а при литье в кокиль – 1,0 масс. %.

Объектом исследования являлся сплав АК7ч с содержанием железа 1,6 масс. % (по расчету шихты). Экспериментальные плавки проводили в печи сопротивления. Шихта состояла из лома и отходов песчаноглинистого литья с 12...15 % добавкой свежих (чушковых) материалов. Железо в расплав вводили с помощью лигатуры Al – Fe (10 масс. % Fe). ТВО проводили по следующим режимам: нагрев расплава до температуры ~1000...1010 °С, изотермическая выдержка при этой температуре 12...14 мин. Температура заливки образцов составляла 720...740 °С.

Перед заливкой расплавы рафинировали флюсом «МХЗ». Обработку расплава постоянным электрическим током при кристаллизации осуществляли с помощью специально сконструированного на кафедре литейного производства СибГИУ устройства (рисунок 1).



1 – генератор тока; 2 – регулятор напряжения; 3 – выпрямитель; 4 – переключатель; 5 – токопроводящие элементы; 6 – полость литейной формы; 7 – литейная форма

Рисунок 1 – Общая схема устройства для обработки сплавов электрическим током в процессе кристаллизации

Устройство содержит последовательно соединенные генератор переменного тока 1, регулятор напряжения 2, выпрямитель 3 и переключатель 4, к выходу которого подведены токопроводящие элементы 5, помещенные в полость 6 литейной формы 7.

Работает устройство следующим образом. Расплав заливается в полость 6 литейной формы 7. По мере кристаллизации происходит модифицирующая обработка расплава электрическим током, которая осуществляется с использованием генератора переменного тока 1, подведенного при помощи токопроводящих элементов 5 в полость 6 литейной формы 7 через последовательное соединение с регулятором напряжения 2, выпрямителем 3, переключателем 4. Силу тока  $I$  можно варьировать в интервале 30...50 А (с плотностью тока  $j = (0,43 \div 0,72) \cdot 10^5 \text{ А/м}^2$ ). Ток с помощью переключателя 4 можно наводить как переменный, так и постоянный. Данное устройство не предусматривает ограничений по размеру и конфигурации полости для заливки расплава и литейной формы, но следует учитывать максимально возможную плотность тока.



Токопроводящие элементы, помещенные в полость 6 литейной формы 7, представляли из себя металлические штыри, от которых отходили изоляционные провода диам. 5 мм, подключенные к переключателю 4. В качестве литейной формы использовали песчано-глинистую форму для заливки цилиндров диам. 30 мм и длиной 300 мм. Данные цилиндры использовались для изготовления образцов для исследования микроструктуры и механических свойств.

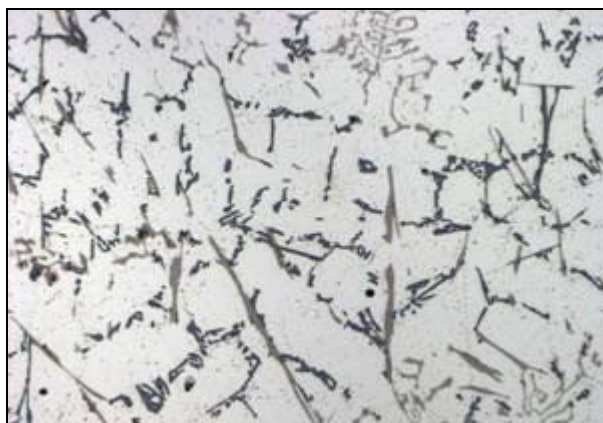
Для исследования микроструктуры образцы разрезали на темплеты на расстоянии 15 мм от торца. Темплеты запрессовывали в бакелитовую основу, предварительно механически полировали, затем травили в 0,5 % растворе HF. Исследование продольных и поперечных микрошлифов проведено на микроскопе AXIOVERT 200M «Karl Zeiss».

В таблице 1 приведены механические свойства образцов из сплава АК7ч, в зависимости от способа обработки расплава. Видно, что предварительная ТВО расплава позволила повысить уровень свойств, причем более эффективным оказалось комплексная обработка расплава ТВО и далее током с  $I = 30$  А. ТВО значительно снижает микронеоднородность расплавов, «готовит» расплав к кристаллизации и при кристаллизации действует как модификатор 1 рода. Воздействие электрического тока интенсифицирует этот процесс, и одновременно позволяет получить более компактные и измельченные включения  $\beta$ -фазы. Об этом свидетельствует исследование микроструктуры образцов.

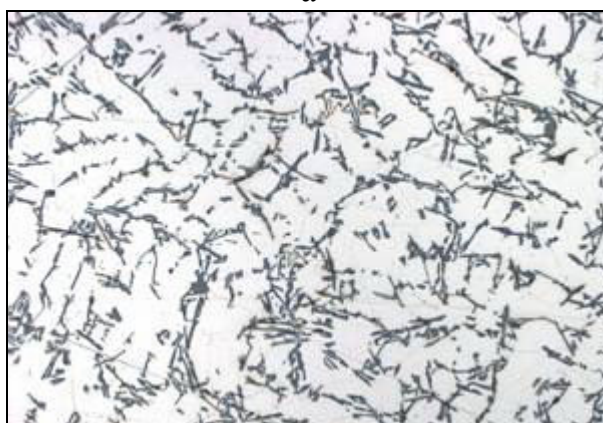
Таблица 1 – Механические свойства сплава АК7ч в зависимости от способа обработки расплава (средние данные)

Технология обработки	Сила тока $I$ , А	Механические свойства	
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходный (без воздействия тока)	-	122	0,8
С воздействием тока	30	138	1,8
	50	149	2,2
ТВО и воздействие тока	30	173	2,9
	50	165	2,4

На рисунке 2 представлены микроструктуры поперечных шлифов образцов сплава АК7ч с 1,6 % Fe, полученных: 1 – без воздействия тока; 2 – под воздействием тока ( $I = 50$  А); 3 – обработка ТВО и воздействие тока ( $I = 30$  А). Из рисунка 2 следует, что микроструктура образцов 2 и 3 измельчается, железистые  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы из удлиненной пластинчатой формы кристаллизуются в более компактном виде.



а



б



в

Рисунок 2 – Микроструктура сплава АК7ч с 1,6 % Fe (x500):  
а – без воздействия тока; б – с воздействием тока ( $I = 50 \text{ A}$ );  
в – ТВО и воздействие тока ( $I = 30 \text{ A}$ )

Без применения ТВО более эффективно воздействует на свойства сплава обработка током с  $I = 50 \text{ A}$ . Что касается обработки расплава ТВО и током с  $I = 50 \text{ A}$ , то меньший уровень механических свойств по сравнению с обработкой ТВО и током с  $I = 30 \text{ A}$  можно объяснить перемодифицированием структуры сплава. Это связано с действием величина тока  $I = 50 \text{ A}$ , которая способствует тому, что образовав-

шиеся из более однородного вследствие ТВО расплава зародыши вновь расплавляются, а затем по мере снижения температуры соединяются в конгломераты; в результате структура получается более грубой и снижаются механические свойства.

Комплексная технология обработки позволяет использовать повышенное количество низкосортной шихты и заложить резерв механических свойств сплава за счет увеличения содержания в нем железа (в 2,5 раза) по сравнению с максимально возможным содержанием железа по ГОСТ 1583-93.

Таким образом, эффективным воздействием на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов из низкосортной шихты с повышенным содержанием железа является комплексная обработка расплавов ТВО и электрическим током в процессе кристаллизации. Данная обработка позволяет получить требуемые свойства сплава, при этом железосодержащие фазы кристаллизуются в компактном виде. Следует заметить, что применение данной технологии обработки током при кристаллизации к конкретным отливкам должно предусматривать нахождение оптимальных режимов данной обработки (величины  $I$  и  $j$ ) и обязательно учитывать конфигурацию отливки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
2. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 1995. – 248 с.
3. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов / В.Б. Деев. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
4. Ри Хосен Получение алюминиевого сплава с использованием отходов прессового производства / Хосен Ри // Литейное производство. – 1994. – № 3. – С. 11-13.
5. Свойства сплава АК7ч с различным содержанием железа после комплексной обработки расплава / В.Б. Деев, А.П. Войтков, И.Ф. Селянин, А.В. Прохоренко // Металлургия: новые технологии, управление, инновации и качество: Труды Всероссийской научно-практической конференции. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – С. 95-99.
6. 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.

УДК 621.746

В.Б. Деев

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

## ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОЭДС СПЛАВА АК7Ч ПОСЛЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

В работе с помощью метода термоэдс изучено влияние температурной обработки расплава на процесс кристаллизации сплава АК7ч. Установлено, что метод термоэдс позволяет с высокой степенью достоверности определить изменения в температурных интервалах кристаллизации сплава после температурного воздействия на него в жидком состоянии.

The thermal treatment influence on the process of the alloy АК7ч crystallization with the help of the thermo-electromotive force method was learnt in the present work. It was established that the thermo-electromotive force method allows to determine the changes in the temperature intervals of the alloy crystallization after the temperature influence over it in liquid state with the high extent of authenticity.

Температурная обработка (высокотемпературный перегрев) металлических расплавов является известным технологическим приемом, позволяющим достичь их более гомогенного состояния перед кристаллизацией [1, 2, 3]. В результате удается получить сплавы с мелкозернистой структурой и повышенными технологическими и механическими свойствами. Однако механизм положительного действия температурной обработки на кристаллизацию, приводящий к измельчению структурных составляющих сплава, до сих пор не до конца ясен. Как правило, считается, что более гомогенный по составу расплав способствует значительному переохлаждению при кристаллизации и образованию большого числа зародышей кристаллизации. Детальное изучение этого явления с учетом всех основных параметров кристаллизации расплава позволит существенно расширить теоретическое понимание процесса получения мелкозернистой структуры после температурной обработки и эффективно управлять качеством сплава за счет оптимизации ее параметров (температуры и времени выдержки).

Известны многочисленные методики исследования кристаллизации сплавов – термический анализ (ТА), дифференциально-термический анализ (ДТА), метод электропроводности и т.д. Все эти методы просты в использовании, не требуют сложного оборудования и позволяют изучать кристаллизационные явления в расплавах с высокой степенью достоверности полученных результатов. Наибольший интерес в последнее время представляет метод исследования термоэдс сплавов [4, 5] который является достаточно чувствительным к малейшим изменениям химического состава и содержанию примесей в расплаве, способен «отражать» степень воздействия различных внешних воздействий на расплавы (модифицирование, рафинирование, физические поля и т.д.) и на дальнейшие характеристики кристаллизационного процесса соответственно.

В данной работе исследовали влияние температурной обработки (ТВО) расплавов на процесс их кристаллизации с помощью метода термоэдс. Для изучения термоэдс сплавов использовали методику [5], которая позволяет получать кривую абсолютной термоэдс сплава и термическую кривую охлаждения одновременно с одной пробы металла.

Объектом исследования являлся сплав АК7ч (ГОСТ 1583-93), температурные режимы плавки и шихта для которого изменялись по следующим вариантам: 1 – сплав АК7ч из первичных материалов; 2 – сплав АК7ч из первичных материалов после ТВО (режимы: температура перегрева – 980...1000 °С; время выдержки 8...10 мин); 3 – сплав АК7ч из шихты с преобладанием низкосортных материалов (15...20 % – чушковые сплавы; 25...30 % – стружка состава АК7ч в брикетах; 50...60 % – различные низкосортные отходы и лом состава АК7ч); 4 – сплав АК7ч из шихты, аналогичной варианту 3, после ТВО расплава (режимы ТВО соответствовали указанным в варианте 2). Все плавки проводили в печи СШОЛ. После ТВО расплавы до температуры заливки охлаждали рассчитанным количеством кокильного возврата сплава АК7ч в соответствии с рекомендациями [6]. Образцы для изучения термоэдс представляли из себя слитки длиной 250 и диам. 30 мм, заливаемые в песчано-глинистые формы. Во всех случаях используемые параметры теплоотвода были одинаковыми, поэтому полученные результаты могут быть сопоставимы.

На рисунке 1 приведены кривые абсолютных термоэдс сплава АК7ч в зависимости от варианта его получения. Из данных рисунка 1 следует, что температурная обработка понижает температуру ликвидус сплавов (и соответственно, уменьшает интервал кристаллизации),

причем у сплава с преобладанием низкосортной шихты (вариант 4) это понижение более существенно. Температура солидус у сплавов, полученных по всем вариантам, практически не меняется.

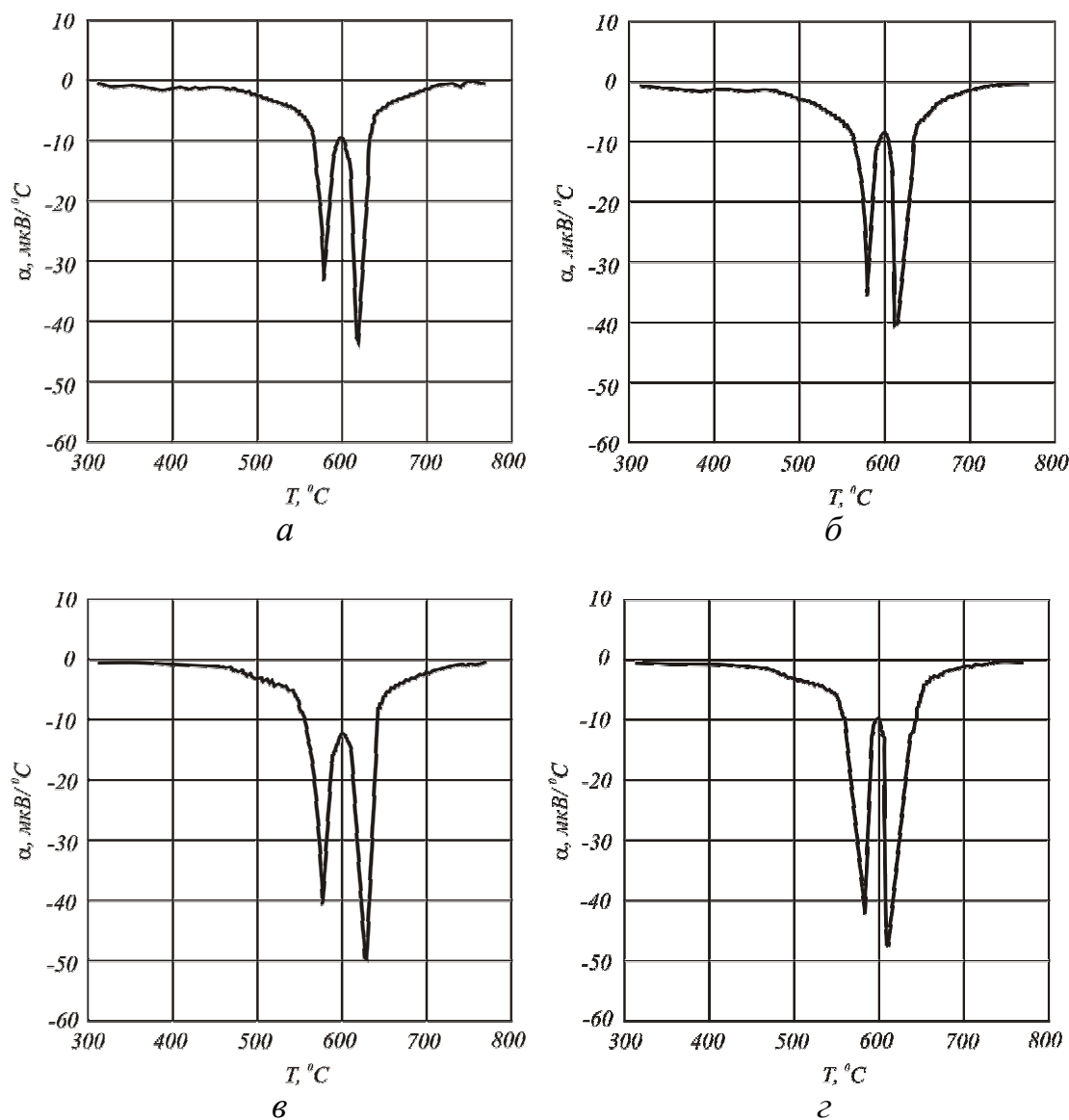


Рисунок 1 – Кривые абсолютной термоэдс сплава АК7ч, полученного по следующим вариантам:

- а – вариант 1, сплав АК7ч из первичных материалов;
- б – вариант 2, сплав АК7ч из первичных материалов после ТВО (режимы: температура перегрева – 980...1000  $^\circ\text{C}$ ; время выдержки 8...10 мин);
- в – вариант 3, сплав АК7ч из шихты с преобладанием низкосортных материалов (15...20 % – чушковые сплавы; 25...30 % – стружка состава АК7ч в брикетах; 50...60 % – различные низкосортные отходы и лом состава АК7ч);
- г – вариант 4, сплав АК7ч из шихты, аналогичной варианту 3, после ТВО расплава (режимы ТВО соответствовали указанным в варианте 2)

Увеличение у сплавов после ТВО величины пика и площади кривой термоэдс при температуре солидус объясняется тем, что при эвтектической кристаллизации выделяется большее количество твердой фазы по сравнению со сплавом, не подвергнутом ТВО. Данный факт также подтверждается расчетом, проведенном ранее авторами данной статьи в работе [7]. Увеличение количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус, свидетельствует о том, что сплав большее время остается в твердо-жидком состоянии.

Микроструктурные исследования сплавов показали, что ТВО расплава способствует получению мелкозернистой структуры сплавов, что, в свою очередь, обусловлено повышенной степенью переохлаждения ( $\Delta T$ ) расплава, выявленного на термических кривых охлаждения (таблица 1). С увеличением  $\Delta T$  в результате проведения ТВО увеличивается скорость образования зародышей кристаллизации, что и приводит к измельчению структуры сплавов.

Следует подчеркнуть, что эффект ТВО (степень гомогенизации, приводящая к повышенной величине  $\Delta T$ ) у сплавов из низкосортной шихты более существенный. Для достижения аналогичного эффекта у сплавов из первичных материалов, очевидно, требуется гораздо большая степень перегрева расплава. Таким образом, за счет гомогенизации расплава после температурной обработки снижается температура ликвидус сплава и повышается степень переохлаждения  $\Delta T$ , приводящего к измельчению структуры.

Таблица 1 – Переохлаждение сплава АК7ч в зависимости от технологии получения

Вариант получения сплава	Величина переохлаждения сплава $\Delta T$ , °С
1	3
2	7
3	5
4	11

Метод термоэдс позволяет с высокой степенью достоверности определить изменения в температурных интервалах кристаллизации сплавов после температурного воздействия на них в жидком состоянии. Метод может использоваться для оценки качества сплавов в комплексе с ТА или ДТА, что позволит получить более полную картину процесса кристаллизации.

Выводы: При исследовании процесса кристаллизации сплавов с помощью метода термоэдс выявлено, что эффект ТВО у сплавов из низкосортных материалов более существенен, поэтому наибольшую перспективу представляет применение ТВО расплава для шихты с повышенным количеством вторичного сырья.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Metallurgy, 1979. – 192 с.
2. Жидкая сталь / Под. общ. ред. Б.А. Баума. – М.: Metallurgy, 1984. – 208 с.
3. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – М: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
4. Влияние модифицирования на термоэдс сплава АК9ч / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, В.М. Федотов, В.Б. Деев // Литейщик России. – 2006. – № 10. – С. 28-31.
5. Деев В.Б. Устройство для контроля качества литейных сплавов / В.Б. Деев, В.А. Дегтярь, И.Ф. Селянин // Литейщик России. – 2007. – № 10. – С. 18-19.
6. Комплексная технология получения литейных алюминиевых сплавов на основе низкосортных шихтовых материалов / В.Б. Деев, В.А. Дегтярь, И.Ф. Селянин, А.И. Куценко // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: Сб. науч. труд. Вып. 19: СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 68-77.
7. Исследование технологических параметров и расчет количества твердой фазы при кристаллизации литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, И.Ю. Кольчурина [и др.] // Литейщик России. – 2007. – № 8. – С. 18-22.



УДК 621.746

И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, С.А. Цецорина, А.В. Прохоренко,  
Е.С. Архипова

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

## КЛАСТЕРНАЯ МОДЕЛЬ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

На основе анализа современных моделей жидкого состояния металлических расплавов предложена кластерная модель кристаллизации, позволяющая рассчитать основные кристаллизационные параметры процесса.

On base of the analysis of the modern models of the fluid condition metallic melts is offered cluster model to crystallizations, allowing calculate the main crystallizations parameters of the process.

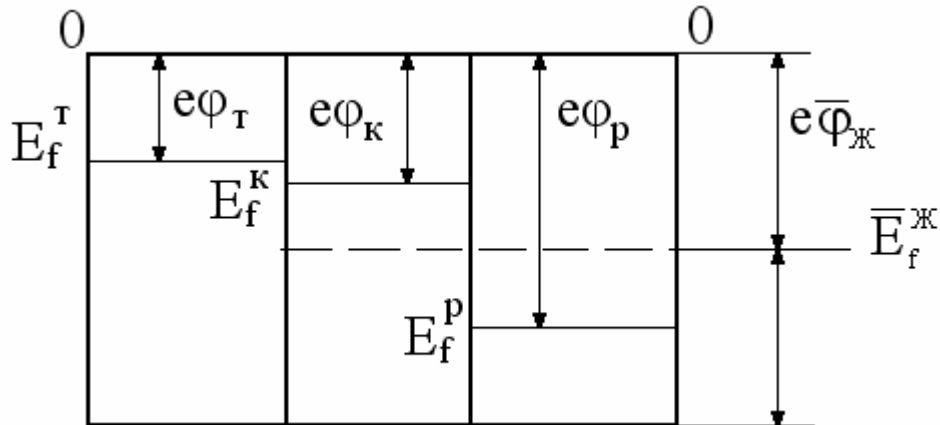
Предложенные до настоящего времени модели жидкого состояния не могут однозначно объяснить хорошо известные экспериментальные факты: почему кристаллические материалы нельзя перегреть выше точки плавления при любой скорости нагрева, а расплав ниже равновесной температуры кристаллизации переохлаждается и кристаллизация вообще возможна только при определённом переохлаждении.

Многие известные экспериментальные факты по исследованию процессов кристаллизации металлических расплавов, как влияние ТВО [1], электрических и магнитных полей [2, 3] хорошо интерпретируются с позиции кластерной модели.

В соответствии с квазикристаллической моделью жидких расплавов основными структурными составляющими жидкости считаются отдельные разобщенные кластеры, окруженные трехмерной сеткой разупорядоченной зоны, обладающей хаотической атомной структурой. Внутренняя атомная структура кластеров близка к структуре исходного твердого тела. Характерный размер кластера ( $r_{кл}$ ) имеет нанопорядок, который не превышает размеры критического зародыша.

По данной модели плавление сопровождается распадом твердого тела на кластеры, кристаллизация – ассоциацией кластеров в зародыши и далее в кристаллы [4].

Кластеры, как твердотельные образования имеют зонную структуру электронного энергетического спектра. На рисунке 1 показана условная зонная схема трех взаимодействующих объектов, возникающих при плавлении и кристаллизации.



$E_f$  – уровень Ферми;  $e\phi$  – работа выхода электрона;

$\bar{E}_f^{\text{ж}}$  – средний уровень Ферми жидкости;  $e\bar{\phi}_{\text{ж}}$  – средняя работа выхода электрона из жидкости

Рисунок 1 – Зонная схема взаимодействующих твердого кристалла (индекс т), кластера жидкости (индекс к), разупорядоченной зоны жидкости (индекс р)

Работа выхода электрона из конденсированной фазы определяется соотношением:

$$W = e\phi = V_0 - \bar{E}_f,$$

где  $V_0$ ,  $\bar{E}_f$  – минимальная потенциальная энергия и энергия Ферми электронов, соответственно.

В модели свободных электронов

$$\bar{E}_f = \frac{h^2}{2m} \left( \frac{3N}{8\pi V} \right)^{2/3}, \quad (1)$$

где  $m$  – масса электрона;  $h$  – постоянная Планка;  $N$ ,  $V$  – число электронов в кг-моле металла и его объем.

При плавлении металлических сплавов  $\bar{E}_f$  объем увеличивается на  $\Delta V$ , следовательно, средняя работа выхода электрона из расплава с учетом (1) также увеличивается. Разность работ выхода  $\Delta \bar{W}_{\text{тж}} = \bar{W}_t - \bar{W}_k$  равна при  $V_0^{\text{ж}} = V_0^{\text{т}}$

$$\Delta \bar{W}_{ТЖ} = e(f_T - f_{Ж}) = -(E_f^T - E_f^{Ж}) = -\frac{h^2}{2m} \left( \frac{3N}{8\pi} \right)^{2/3} \left[ \left( \frac{1}{V} \right)^{2/3} - \left( \frac{1}{V + \Delta V} \right)^{2/3} \right], \quad (2)$$

где  $\Delta V$  – изменение объема при плавлении.

Между кластерами имеются зазоры ( $\Delta r$ ), куда попадают свободные атомы после разрыва связей с поверхностью кластера. В работе [4] по кластерной модели определена относительная величина объема разупорядоченной зоны ( $V_P$ ) по соотношению

$$V_P = \frac{3\Delta r}{2r_{кл} + \Delta r} \cdot 100\% \quad (3)$$

Следуя идеологии кластерной модели, необходимо определить вместо числа разорванных связей число ( $n$ ) полностью свободных атомов расплава, которые находятся в межкластерном пространстве. Их относительная доля ( $g_n$ ) определяется из простого соотношения

$$\frac{n}{N_0} \Delta H_{кип} = \Delta H_{пл} \quad (4)$$

где  $N_0$  – число Авогадро;  $\Delta H_{кип}$ ,  $\Delta H_{пл}$  – атомные теплоты кипения и плавления металлов, Дж/моль.

Тогда

$$g_n = \frac{n}{N_0} = \frac{\Delta H_{пл}}{\Delta H_{кип}} \cdot 100\% \quad (5)$$

В таблице 1 приведены расчеты  $V_P$  по (3) и  $g_n$  по (5) для некоторых элементов. Данные расчетов показывают явное хорошее соответствие между  $V_P$  и  $g_n$ .

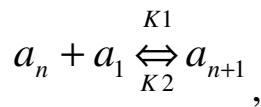
Таблица 1 – Параметры разупорядоченной зоны для металлов

Металл	Sb	Cu	Au	Zn	Cd	Pb	Ni	Al	Li	Bi	Fe
$V_P, \%$ [4]	5	4,75	5,1	6,0	3,9	2,95	5,6	4,65	3,3	5,0	4,7
$g_n, \%$ (5)	9,9	3,87	3,44	5,58	5,6	2,48	4,08	3,28	1,9	5,17	3,3

У металлов пределы изменения  $g_n$  составляют  $2 \leq g_n \leq 6$ , то есть от 2 до 6 атомов из 100 в каждый момент времени ведут себя как свободные. У свободного атома работа выхода равна первому потенциалу ионизации  $J_1$ , то есть  $e\phi_P = J_1$ .

Для того, чтобы свободный атом закрепился на поверхности кластера при образовании зародыша критических размеров его валентный электрон должен перейти на уровень Ферми кластера с работой выхода  $\Delta W_K = e\phi_K$  и затратить работу  $\Delta W = J_1 - e\phi_K$ . При  $T = T_{пл}$

эта работа обратима, так как переходы атома ( $a_1$ ) из свободного состояния в связанное с кластером ( $a_n$ ) и обратно по реакции



идут с одинаковой скоростью ( $k_1 = k_2$ ) и с равновеликими энергетическими затратами.

При кристаллизации возникает импульс тока  $J$  за счет перехода электронов с уровня ионизации свободного атома разупорядоченной зоны на уровень Ферми зародыша (кластера). Работа, которая при этом затрачивается или выделяется обратимо в виде теплоты, равна теплоте Пельтье ( $\Delta Q$ ) [5], которая по определению и экспериментальным данным равна [6]

$$\frac{\Delta Q}{\Delta \tau \cdot S_K} = \frac{J_1 - e\varphi_K}{e}, \quad (6)$$

где  $\Pi = \frac{J_1 - e\varphi_K}{e}$  – коэффициент Пельтье;  $\Delta \tau$  – интервал времени зародышевания, с;  $S_K$  – площадь поверхности зародыша критических размеров,  $m^2$ ;  $e$  – заряд электрона.

Импульс тока  $J$  возникает за счет термического возбуждения электронов на уровне Ферми кластеров и поэтому физическая природа этого явления полностью аналогична явлению термоэмиссии электронов. Ток термоэмиссии равен [10]

$$J = A(1 - \bar{r})T^2 \exp\left(-\frac{\Delta W}{kT}\right) = A \cdot g_n \cdot T^2 \exp\left(-\frac{J_1 - e\varphi_K}{kT}\right), \quad (7)$$

где  $A = 1,2 \cdot 10^6 \text{ a}/(m^2 \cdot K^2)$  – постоянная Ричардсона;  $(1 - \bar{r})$  – свободная доля площади эмиттера, испускающая термоэлектроны;  $\Delta W = J_1 - e\varphi_K$  – работа по преодолению потенциального барьера валентным электроном атома, чтобы перейти на уровень Ферми зародыша;  $T$  – температура кристаллизации, К;

В нашем случае

$$(1 - \bar{r}) = g_n,$$

так как только свободные атомы разупорядоченной зоны участвуют в термоэлектронной эмиссии.

Обратимая теплота Пельтье, связанная с переходом валентных электронов свободного атома на уровень Ферми твердого зародыша критических размеров, восполняется за счет расходования внутрен-

ней энергии системы ( $\Delta E$ ). Изменение свободной энергии ( $\Delta G$ ) при фазовых переходах в общем случае равно

$$\Delta G = \Delta E - T\Delta S - S\Delta T, \quad (8)$$

где  $S$ ,  $\Delta S$  – энтропия и изменение энтропии системы.

Для обратимых процессов  $\Delta G = 0$ ;  $\Delta S = 0$ .

Тогда

$$\Delta E = S\Delta T \quad (9)$$

При равновесной температуре кристаллизации ( $T_0$ ) энтропия фазового перехода при образовании критического зародыша, объемом  $V_{кр}$ , равна

$$S = \frac{\rho L \cdot V_{кр}}{T_0} \quad (10)$$

где  $L$  – удельная теплота кристаллизации расплава, Дж/кг.

Объединяя выражения (6), (9) и (10), имеем

$$J \frac{(J_1 - e\varphi_T)}{e} \Delta\tau \cdot S_{кр} = \frac{\rho L V_{кр}}{T_0} \Delta T, \quad (11)$$

где  $S_{кр}$  – площадь поверхности зародыша критических размеров.

Учитывая, что для зародыша сферической формы  $S = 4\pi r_k^2$  и

$V_{кр} = \frac{4}{3}\pi r_k^3$ , из (11) определяем критический ( $r_k$ ) радиус зародыша

$$r_k = \frac{3J(J_1/e - \varphi_T)\Delta\tau}{\rho \cdot L} \frac{T_0}{\Delta T} = \frac{3J\Delta\varphi_{IT} \cdot T_0}{\rho \cdot L} \left(\frac{\Delta T}{\Delta\tau}\right)^{-1}, \quad (12)$$

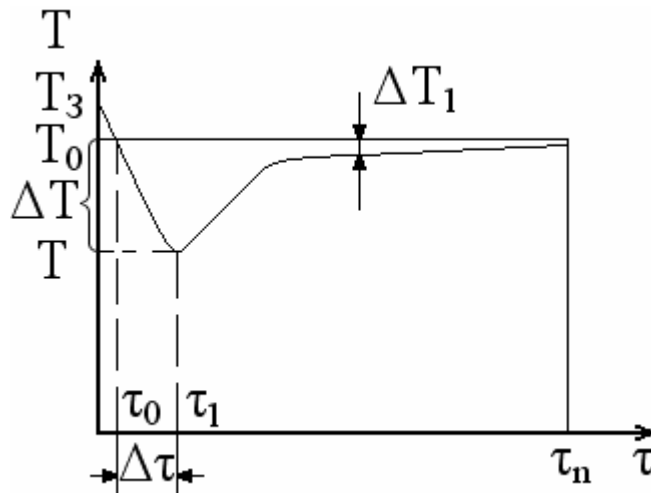
где  $\Delta T/\Delta\tau$  – скорость охлаждения расплава в процессе кристаллизации;  $\Delta\varphi_{IT}$  – потенциальный барьер при переходе электрона от атома к твердому зародышу.

Кластерная модель широко применяется в теории катализа химических реакций на поверхности твердых металлов и полупроводников [8]. Исследователями данного направления установлено, что работа выхода электронов уменьшается по мере увеличения размера кластера. Так, на основе полуэмпирической модели молекулярных орбиталей потенциал ионизации уменьшается от 7,6 эВ для одиночного атома Ag до 5,5 эВ для кластера Ag<sub>27</sub>, приближаясь к работе выхода серебра, равной 4,5 эВ. При размере ( $D$ ) кластера свыше 40 Å из любого материала его работа выхода  $W_k = e\varphi_k$  уже равна работе выхода  $W_T = e\varphi_T$  из массивного твердого тела. То есть

$$e\varphi_K = e\varphi_T (D \geq 40 \text{ \AA})$$

Последнее соотношение учтено при переходе от формулы (7) к формулам (11) и (12).

Анализ температурной кривой  $T(\tau)$  при кристаллизации расплава (рисунок 2) показывает, что в формуле (12)  $\Delta T/\Delta\tau$  – это скорость охлаждения расплава до момента образования первых зародышей критического размера.



$\Delta T$  – максимальное переохлаждение расплава до момента времени зарождения первых кристаллических зародышей;  $\Delta\tau$  – время объединения кластеров в зародыши критических размеров;  $\Delta T_1$  – минимальное переохлаждение расплава при росте кристаллов;  $T_3$  – температура заливки;  $\tau_0$  – время достижения расплавом равновесной температуры ( $T_0$ ) кристаллизации;  $\tau_n$  – полное время кристаллизации

Рисунок 2 – Характерная температурная кривая  $T(\tau)$  кристаллизующегося расплава

Скорость охлаждения расплава  $\Delta T/\Delta\tau$  можно выразить через технологические параметры литья.

Теплота, которую нужно отнять от расплава при его переохлаждении на  $\Delta T = T_0 - T$  равна

$$Q = c\rho\Delta T, \quad (13)$$

где  $c$ ,  $\rho$  – теплоемкость и плотность расплава.

Время охлаждения жидкого образца, имеющего приведенный размер  $R=V/S$ , где  $V$  и  $S$  – объем и площадь поверхности образца, определяется из закона квадратного корня

$$R = \kappa\sqrt{\Delta\tau}, \quad (14)$$

где  $k$  – константа затвердевания,  $\text{м/с}^{0,5}$ .

Определяя  $\Delta\tau$  из (14) и используя (13), находим необходимую скорость охлаждения

$$\frac{\Delta T}{\Delta\tau} = \frac{Q}{c\rho} \cdot \frac{k^2}{R^2} \quad (15)$$

Будем считать, что скорость охлаждения образца постоянна за полное время его затвердевания, тогда  $Q$  в формуле (15) будет равна  $Q = \rho \cdot L$ ,  $\text{Дж/м}^3$  и окончательно

$$\frac{\Delta T}{\Delta\tau} = \frac{L}{c} \cdot \frac{k^2}{R^2} \quad (16)$$

При изотермическом зародышевании от объема  $V_0$  с переохлаждением расплава на  $\Delta T$  форма отнимает тепло

$$Q_1 = c\rho V_0 \Delta T \quad (17)$$

Это тепло восполняется путем образования  $N$ –зародышей, каждый

из которых имеет критический объем  $V_{KP} = \frac{4}{3} \pi r_K^3$ , то есть

$$Q_2 = N \cdot \rho L \cdot V_{KP} \quad (18)$$

Приравнявая (17) и (18), имеем количество зародышей в единице объема расплава

$$n_0 = \frac{N}{V_0} = \frac{3c \cdot \Delta T}{4\pi \cdot L} \cdot \frac{1}{r_K^3}, \frac{1}{\text{м}^3} \quad (19)$$

Анализируя выражения (6), (11) и (12), приходим к выводу, что кристаллизация невозможна без создания в расплаве определённого переохлаждения  $\Delta T$  или затраты внутренней энергии на преодоление потенциального барьера  $\Pi_{жт} = (J_1 - e\phi_T)/e$  по (6) для перехода разупорядоченных электронов с уровня атомов разупорядоченной зоны жидкости на уровень Ферми твердого зародыша. И, наоборот, при плавлении кристаллических материалов электроны совершают обратный переход с уровня Ферми твердого тела на более низкий уровень энергии жидкости с выделением первичной энергии, которая маскируется той энергией, значительно большей величины, расходуемой внешней средой на разрыв связей и образование кластеров жидкости.

Приведем известное выражение для критического радиуса зародыша твердой фазы, выведенное из термодинамических закономерностей

$$r_K = \frac{2\sigma_{жт}}{\rho \cdot L} \cdot \frac{T_0}{\Delta T}, \quad (20)$$

где  $\sigma_{жт}$  – поверхностная энергия на границе жидкость-твердое тело, Дж/м<sup>2</sup>.

Сравнивая (12) и (20), для  $\sigma_{жт}$  получаем выражение

$$\sigma_{жт} = \frac{2}{3} J \left( \frac{J_1}{e} - \varphi_T \right) \Delta \tau \quad (21)$$

На границе твердое тело–вакуум в формуле (21) величина  $J_1=0$  и для измеряемой в эксперименте поверхностной энергии в зависимости от работы выхода электрона ( $W=e\varphi$ ) из металлического образца имеем формулу

$$\sigma = -C \cdot (e\varphi_T), \quad (22)$$

где  $C = \frac{2}{3} J \Delta \tau = g$  – поверхностный заряд двойного электрического слоя, Кл/м<sup>2</sup>.

Так как  $e = 1,602 \cdot 10^{-19}$  Кл – заряд электрона, величина постоянная, то после дифференцирования (22) получаем хорошо известную формулу Липмана [11] из химии поверхностных явлений. Она имеет следующий вид

$$d\sigma = -gd\varphi, \quad (23)$$

где  $\varphi$  – поверхностный потенциал коллоидной частицы.

Формулы 12, 16 и 19 справедливы для объемного затвердевания, которое возможно только для тонкостенных отливок. Оценочные расчеты проведем для литых цилиндрических заготовок диаметром  $D = 2; 4; 10$  мм, с приведенным размером  $R = 5 \cdot 10^{-4}; 10^{-3}; 2,5 \cdot 10^{-3}$  м. Материал отливок – алюминий, форма – чугунный кокиль. Коэффициент затвердевания  $k = 0,4 \cdot 10^{-2}$  м/с<sup>2</sup>. Результаты расчетов приведены в таблице 2. Для расчета были использованы данные: первый потенциал ионизации атома алюминия  $J_1 = 5,99$  эв; работа выхода электрона из Al,  $W_T = 4,23$  эв [7];  $T_0 = 933$  К;  $\rho = 2,7 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>;  $V_T = 10^{-2}$  м<sup>3</sup>/к·моль;  $L = 390 \cdot 10^3$  Дж/кг;  $c = 1290$  Дж/(кг·К)[9].

Для больших приведенных размеров отливок с  $R > 10^{-2}$  м условие объемного зарождения кристаллов выполняется, только в тонком пограничном слое толщиной  $\delta \leq (1 \dots 5)$  мм в зависимости от материала формы. При  $\delta > (1 \dots 5)$  мм без модифицирующих воздействий на расплав при кристаллизации последнего с поверхностного мелкозернистого слоя формы растут столбчатые кристаллы.

Выводы: Предложена кластерная модель кристаллизации металлических расплавов. На основе данной модели рассчитаны параметры разупорядоченной зоны ряда металлов в жидком состоянии и основные кристаллизационные параметры алюминиевых заготовок, отлитых в чугунный кокиль.



Таблица 2 – Рассчитанные кристаллизационные параметры алюминиевых заготовок, отлитых в чугунный кокиль при  $\Delta T = 10 \text{ K}$

Параметры R, м	J, а/м <sup>2</sup> (7)	$\Delta T/\Delta \tau$ , град/с (16)	$\Gamma_K$ , м (12)	$n_0$ , м <sup>-3</sup> (19)	$n^*$ , 1/моль
$5 \cdot 10^{-4}$	8,134	$1,22 \cdot 10^4$	$4,12 \cdot 10^{-9}$	$9,28 \cdot 10^{-22}$	$9,28 \cdot 10^{-20}$
$1 \cdot 10^{-3}$	8,134	$4,84 \cdot 10^3$	$1,646 \cdot 10^{-8}$	$1,77 \cdot 10^{-20}$	$1,77 \cdot 10^{-18}$
$2,5 \cdot 10^{-3}$	8,134	$7,7 \cdot 10^2$	$1,03 \cdot 10^{-7}$	$7,25 \cdot 10^{-17}$	$7,25 \cdot 10^{-15}$
Примечание: * n – количество зародышей в одном моле расплава					

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Баум Б.А. Металлические жидкости – проблемы и гипотезы / Б.А. Баум. – М.: Наука, 1979 – 120 с.
2. 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.
3. Щепин Л.А. Металлический расплав как коллоидно-дисперсная система. МГД – обработка магниевых сплавов / Л.А. Щепин // Литейщик России. – 2007. – № 2. – С. 36-40.
4. Ершов Г.С. Строение и свойства жидких и твердых металлов / Г.С. Ершов, В.А. Черняков. – М.: Metallurgy, 1978. – 278 с.
5. Комаров Г.В. Коэффициент Пельтье для границы раздела твердой и жидкой фазы / Г.В. Комаров, А.Р. Регель // ФТТ. – 1964. – Т. 9., № 10. – С. 3021-3022.
6. Термоэлектродвижущая сила металлов / Р.Дж. Блат, П.А. Шредер, К.Л. Фойлз [и др.]. – М.: Metallurgy, 1980. – 248 с.
7. Свойства элементов. Ч. 1 Физические свойства: Справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Metallurgy, 1976. – 600 с.
8. Моррисон С. Химическая физика поверхности твердого тела / С. Моррисон. – М.: Мир, 1980. – 483 с.
9. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. Ч. 1. / Г.Ф. Баландин – М.: Машиностроение, 1976. – 328 с.
10. Фоменко В.С. Эмиссионные и адсорбционные свойства веществ и материалов / В.С. Фоменко, Е.Н. Подчерняева. – М.: Атомиздат, 1975. – 320 с.
11. Захарченко В.М. Коллоидная химия / В.М. Захарченко. – М.: Высшая школа, 1974. – 216 с.

УДК 669. 162. 12:622

В.М. Павловец

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

## РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ПОИСКА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ РЕЗЕРВОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ

Построен технологический алгоритм банка данных альтернативных способов подготовки железорудной шихты к спеканию. Обосновано применение дополнительных технологических признаков в технологической цепи производства железорудных окатышей.

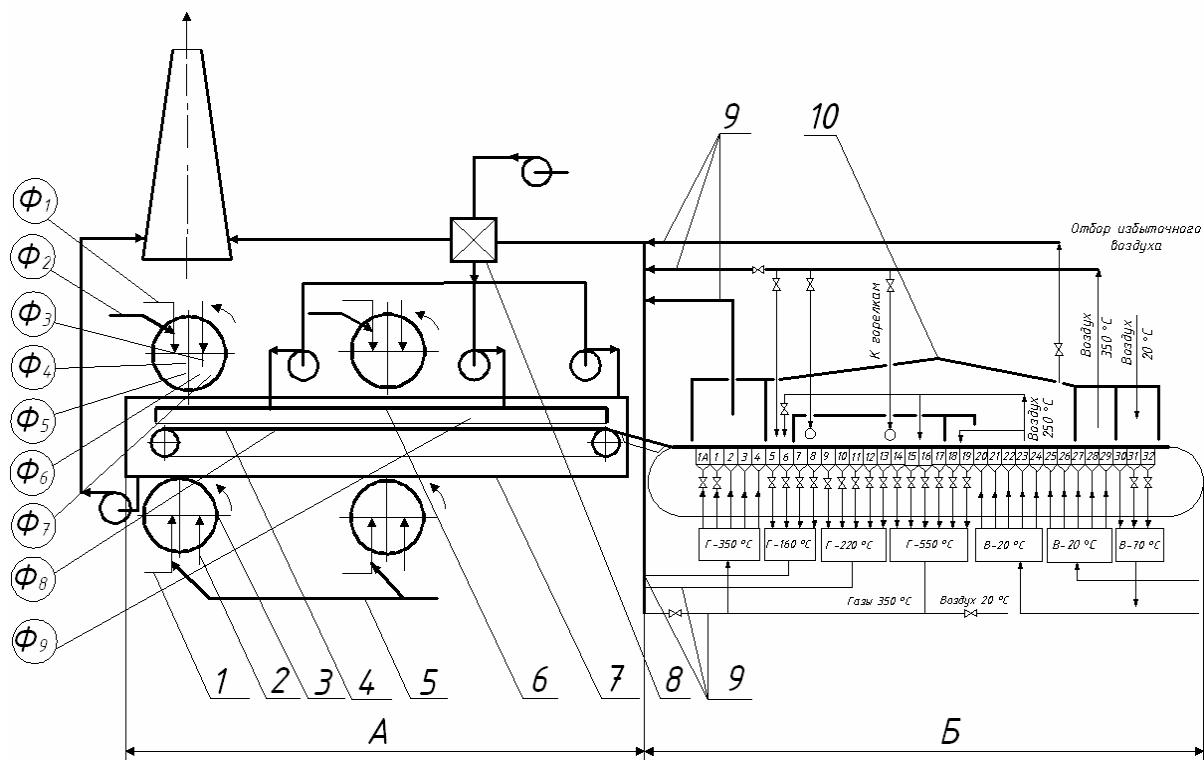
The technological algorithm of the databank of the alternative preparation methods of the iron-ore charge to caking has been defined. Using additional structural characteristics have been motivated in the technological chain of iron-ore pellets production.

Теория и практика подготовки железорудного сырья к доменной плавке насчитывает тысячи отечественных и зарубежных предложений в области совершенствования двух основных аспектов технологии: подготовки тонкодисперсного сырья к спеканию и способов его термообработки, находящихся на различных этапах своего развития – от идеи до промышленного внедрения. Однако на практике применяются единичные технологии, эффективно работающие для определенного вида сырья и обладающие экономической целесообразностью в данном регионе. Для поиска конкурентоспособных альтернативных технологий подготовки железорудного сырья к плавке, опирающихся на существующую металлургическую базу и экономические связи между предприятиями, необходим поиск и анализ эволюции технических решений, которые позволяют охватить широту вариантов и составить основу для их совершенствования. Это возможно при сохранении и систематизации существующих и перспективных технических, научных и изобретательских решений в этой области знаний.

Морфологический анализ позволяет осуществить поиск, детализацию и систематизацию основных и вспомогательных технологических признаков. С его помощью можно установить элементы, свойства и связи, описывающие системы подготовки шихты к спеканию и обеспечивающие накопление и идентификацию информации в авто-

мативированном банке данных. Метод предполагает построение многомерных морфологических таблиц, в которых осями берутся основные отличительные технологические признаки объектов [1-4]. Для каждого признака проводят поиск и выбор альтернативных вариантов, т.е. возможные технологические пути его функционирования или реализации, на основе которых выбирают технологический инструментарий. Чем больше осей и их протяженность, тем большее число вариантов технологического исполнения способа.

Принципиальная схема производства железорудных окатышей, показанная на рисунке 1, построена с учетом основных и дополнительных технологических признаков, сформулированных аналитически для способа подготовки шихты к спеканию, реализованного на сырой стадии технологии.



Ф1 ... Ф9 – технологические признаки (обозначение в таблице 2.1)  
 1 – загрузочный транспортёр; 2 – тракт увлажнения; 3 – тарельчатый окомкователь; 4 – транспортер кондиционных окатышей; 5 – тракт подачи сжатого воздуха; 6 – дутьевой короб; 7 – теплоизолирующий горн; 8 – теплообменник; 9 – дымовые каналы; 10 – горн обжиговой машины

Рисунок 1 – Принципиальная технологическая схема производства железорудных окатышей на стадиях подготовки шихты к спеканию (А) и термической обработки окатышей (Б) (смесительное отделение условно не показано)

За оси морфологических таблиц приняты следующие основные известные технологические признаки целенаправленного действия: загрузка потока шихты в окомкователь ( $\Phi_1$ ), ориентация загружаемого потока шихты в окомкователь ( $\Phi_2$ ), увлажнение шихты в окомкователе ( $\Phi_3$ ), окомкование шихты в окомкователе ( $\Phi_4$ ), способ прироста массы окатышей ( $\Phi_6$ ), транспортирование сырых кондиционных окатышей к обжиговому агрегату ( $\Phi_8$ ) (рисунки 1, 2).

Анализ вспомогательных технологических задач, составляющих суть научной и технической новизны (организация дополнительного упрочнения сырых материалов в окомкователе, интенсификация скорости прироста массы окатышей на сырой стадии производства, организация частичного удаления влаги из окатышей на сырой стадии технологии) позволяет сформулировать дополнительные альтернативные технологические признаки (морфологические оси  $\Phi_5$ ,  $\Phi_6$ ,  $\Phi_7$ ,  $\Phi_9$ ) [3, 4], лежащие в общем русле первичных технологических задач (получение сформованных сферических тел из влажной сыпучей железорудной шихты, заданное первичное упрочнение окатышей, выдерживающих динамические и статические нагрузки на пути к обжиговому агрегату) и не противоречащие общим принципам работоспособности. Альтернативные признаки  $\Phi_5$ ,  $\Phi_6$ ,  $\Phi_7$ ,  $\Phi_9$  относятся к резервным, поскольку реально работающие технологические схемы, относящиеся к прототипам, могут функционировать без них. Их вовлечение в технологический процесс дает положительный эффект, а при необходимости, исключив их из работы, можно вернуться к исходной технологии. К этим признакам относятся: способ внешнего силового воздействия на сырые материалы в рабочем пространстве окомкователя ( $\Phi_5$ ). Его задача – увеличение скорости упрочнения сырых окатышей ( $\text{Н/м} \cdot \text{с}$ ). Способ прироста массы окатышей ( $\Phi_6$ ) ставит задачу увеличения скорости прироста массы окатышей ( $\text{г/с}$ ). Способ термического воздействия на сырые материалы в окомкователе ( $\Phi_7$ ) и способ термообработки слоя сырых окатышей на транспортерной ленте ( $\Phi_9$ ) решают общую теплотехническую задачу по организации и обеспечению заданной скорости влагоудаления из окатышей ( $\text{кг/м}^2 \cdot \text{с}$ ) на сырой стадии производства. Признак  $\Phi_6$  построен интеграцией основных и вспомогательных задач. Дополнительные технологические признаки были введены в структуру производственной цепи, учитывая возможности технической осуществимости, наличие рабочего пространства и площадей для размещения вспомогательного оборудования, интеграции с цеховыми транспортными и энергетическими коммуникациями и т.д.

№	Признаки	Варианты	
Φ <sub>1</sub>	Загрузка потока шихты в окомкователь	1 – свободнопадающей струей; 2 – тоже в герметичном канале; 3 – воздушношихтовой струей;	
Φ <sub>2</sub>	Ориентация загружаемого потока шихты в окомкователе	1 – на окатыши; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на вращающиеся барабаны; 4 – на эластичную ленту;	
Φ <sub>3</sub>	Увлажнение шихты в окомкователе	1 – водой; 2 – без увлажнения; 3 – водошихтовой пульпой;	
Φ <sub>4</sub>	Окомкование шихты в окомкователе	1 – тарельчатом; 2 – барабанном;	
Φ <sub>5</sub>	Способ внешнего силового воздействия на сырые материалы	1 – свободнопадающим потоком шихты; 2 – низкотемпературной струей воздуха; 3 – низкотемпературной воздушношихтовой струей; 4 – массой шихтового пригруза; 5 – массой комкуемого слоя;	
Φ <sub>6</sub>	Способ прироста массы окатышей в окомкователе	1 – зародышеобразованием; 2 – окомкованием шихты; 3 – напылением шихты; 4 – доокомкованием;	
Φ <sub>7</sub>	Способ термического воздействия на сырые материалы	1 – без термообработки; 2 – низкотемпературными воздушно-шихтовыми струями; 3 – низкотемпературными струями воздуха;	
Φ <sub>8</sub>	Способ транспортирования окатышей	1 – транспортной лентой;	
Φ <sub>9</sub>	Способ термообработки слоя сырых окатышей на транспортной ленте	1 – без термообработки; 2 – низкотемпературными струями воздуха; 3 – тоже в теплоизолированном горне;	

Рисунок 2 – Морфологическая таблица и «дерево» альтернатив способа подготовки железорудной шихты к спеканию

В соответствии с разработанной систематизацией каждый способ подготовки шихты к спеканию может быть описан структурной формулой:  $K_S = (\Phi_{ij})$ , где  $\Phi_{ij}$  – технологические признаки систематизации;  $i$  – произвольно присвоенный номер признака (номер строки);  $j$  – произвольно присвоенный номер значения признака (номер столбца).

Например, известный способ подготовки шихты к спеканию, на котором основана технология получения сырых железорудных окатышей по традиционной схеме прототипа, может быть описан следующей структурной формулой:

$$K = (\Phi_{11}, \Phi_{21}, \Phi_{31}, \Phi_{41}, \Phi_{51}, \Phi_{61}, \Phi_{71}, \Phi_{81}, \Phi_{91}).$$

На рисунке 2 его технологические связи выделены жирными линиями. Альтернативные признаки подсистем  $\Phi_5, \Phi_6, \Phi_7, \Phi_9$  могут составить основу для нового альтернативного технологического способа или структурно войти в известную производственную схему получения сырых окатышей на правах замещающих или дополняющих функциональных признаков. Интегрированная систематизация элементов, определяющих морфологическую структуру способов подготовки шихты к спеканию, позволяет упорядочить и расширить число альтернативных вариантов исполнения настоящего способа в русле поставленных задач разрабатываемой технологии. Подобная методика относится к стандартной предпроектной проработке новой технологии [3-4], которая предполагает тщательный анализ реализованных технических решений и современных перспективных технологических предложений, находящихся на стадии технической экспертизы. На этом пути оправдана научная, патентная и экспериментальная проработка технологических альтернатив. Она позволяет сформулировать основные рабочие режимные параметры способа подготовки шихты к спеканию и обосновать теплотехнический режим термообработки окатышей.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Кузнецова Л. В. Информационно-логическая систематизация и совершенствование технологий разработки угольных пластов / Л. В. Кузнецова, Б. А. Анферов. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2001. – 151 с.
- 2 Диго С. М. Проектирование и использование баз данных / С. М. Диго. – М.: Финансы и статистика, 1995. – 208 с.
- 3 Половинкин А. И. Основы инженерного творчества / А. И. Половинкин. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.
- 4 Половинкин А. И. Теория проектирования новой техники: закономерности техники и их применение / А. И. Половинкин. – М.: Информэлектро, 1991. – 104 с.

УДК 669. 162. 12:622

В.М. Павловец

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

## АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ПОИСКА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ РЕЗЕРВОВ В ПРАКТИКЕ ПОДГОТОВКИ ЖЕЛЕЗОРУДНОЙ ШИХТЫ К СПЕКАНИЮ

Выполнен анализ совместимости альтернативных технологических признаков способов подготовки железорудной шихты к спеканию. Он показал, что применение теплосиловой обработки сырых железорудных материалов воздушно-шихтовыми струями позволяет решить дополнительные технологические задачи в производстве окатышей.

The executed analysis of the ways alternative structural characteristics compatibility of preparation iron-ore charge to caking has shown, that using heat-treating green iron-ore materials with current charge jets allows to solve additional technological problems in pellets production.

Аналогично теплотехническим зонам обжиговой машины в технологической цепи производства сырых окатышей можно выделить несколько технологических участков: участок загрузки влажной шихты (УЗ), ограничивающий технологическое пространство, расположенное между хвостовиком загрузочного транспортера и днищем тарели, в котором загружаемая шихта движется в свободном падении; участок окомкования (УО), включающий активную зону окомкователя, занятую сырыми комкующимися материалами (шихтой, зародышами, мелкими и кондиционными окатышами), совершающими сложное знакопеременное движение, и холостую зону, свободную от комкующихся материалов, в которой донный шихтовый гарнисаж не экранируется шихтовыми материалами; участок разгрузки сырых кондиционных окатышей на транспортерную ленту (УР), занимающий пространство от верхней части борта тарели до транспортерной ленты; участок транспортирования сырых кондиционных окатышей ограничивающий пространство, занимаемое транспортерной лентой (УТ) и расположенный между участком разгрузки (УР) и укладчиком сырых окатышей на обжиговую ленту. Основные усредненные по

ГОК РФ параметры участков, содержащих на сырой стадии тарельчатые окомкователи, представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры технологических участков

Параметры участков	Наименования участка					
	УЗ	УО в зонах:		УР	УТ	ОК–306
		активной	холостой			
Длина, м	1 – 2	5,0 – 7,5	5,0 – 7,5	0,5 – 1,0	50 – 100	102
Время движения материалов, с	3 – 5	300 – 600	-	1 – 2	5 – 60	1800
Скорость движения материалов, м/с	4 – 5	5 – 10	-	0,5 – 1,0	1,0 – 1,3	0,04 – 0,06
Активная рабочая поверхность материала, м <sup>2</sup>	-	20 – 22	20 – 22	-	60 – 120	306
Производительность, т/ч	90 – 100*	90 – 100*	-	90 – 100*	270 – 290	290
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	0,1	1,34	-	-	0,1	59,4 – 62,0
Удельный расход воды, м <sup>3</sup> /т	-	3,1 – 6,6	-	-	-	-
Удельный расход топлива, м <sup>3</sup> /т	-	-	-	-	-	19,5 – 22,5
Удельный расход тепла, МДж/т	-	-	-	-	-	731 – 836

Примечание. \*Данные представлены для окомкователя диаметром 7,5 м.

В основе управления способами подготовки шихты к спеканию лежат требования безопасности и эксплуатационной надежности технологического оборудования на каждом из технологических участков. Один из элементов планирования технологии – это определение способа управления ростом массы сырых окатышей, скоростью упрочнения, интенсивностью влагоудаления на сырой стадии производства.



Целесообразность применения соответствующего управляющего воздействия планируемой технологии устанавливается коэффициентами эффективности, которые должны быть выше или равны нормативному.

В работе разработаны морфологические таблицы технологических альтернатив способов подготовки шихты к спеканию (таблица 2) и его подсистем: способа внешнего силового воздействия на сырые материалы (таблица 3), способа прироста массы окатышей (таблица 4) и способа термического воздействия на сырые материалы (таблица 5). Для каждой подсистемы было построено морфологическое «дерево» [1-5] (рисунок 1).

В качестве источников информации для построения подсистем  $\Phi_5$ ,  $\Phi_6$ ,  $\Phi_7$  использовали монографии в области подготовки сырья к плавке, научные статьи и изобретения автора в этой области знаний.

Совместимость технологических признаков в способе подготовки шихты к спеканию рассмотрим в функциональной последовательности (таблицы 2-5).

Загрузка потока шихты в окомкователь ( $\Phi_1$ ) на участке УЗ свободно падающей струей шихты в промышленности осуществляется в нижнюю четверть тарели на донный гарнисаж или в верхнюю четверть тарели окомкователя на слой материалов. Ориентация загружаемого потока шихты ( $\Phi_2$ ) на слой окатышей в заданную область рабочего пространства окомкователя участка УО возможна преимущественно в форме воздушно-шихтовой струи (ВШС) ( $\Phi_{13}$ ). Реализация этого дополнительного технологического признака позволяет расширить спектр альтернативных технологий, связанных с применением вспомогательных поверхностей, установленных на пути ВШС, в виде вращающихся барабанов ( $\Phi_{23}$ ) или эластичных лент ( $\Phi_{24}$ ). Последняя может быть уложена неподвижно на слое пересыпающихся окатышей ( $\Phi_{533}$ ) или конструктивно выполнена движущейся в виде непрерывной ленты, намотанной на цилиндрические барабаны ( $\Phi_{534}$ ). Признаки  $\Phi_{11}$ ,  $\Phi_{12}$  несовместимы с признаками  $\Phi_{23}$  и  $\Phi_{24}$ , поскольку загрузка свободнопадающим потоком шихты и, как вариант, в герметичном канале нецелесообразна на дополнительные поверхности окомкования и не принесет планируемого эффекта. Признак  $\Phi_3$  входит в число основных технологических альтернатив, однако увлажнение шихты для зародышеобразования может быть в принципе исключено из технологической цепи при соблюдении нескольких условий, в частности, при реализации технологических признаков  $\Phi_{61}$  и  $\Phi_{63}$ , направленных на принудительное зародышеобразование.

Таблица 2 – Морфологическая таблица технологических альтернатив способа подготовки железорудной шихты к спеканию

№	Признаки	Варианты
Ф <sub>1</sub>	Загрузка потока шихты в окомкователь	1 – свободнопадающей струей; 2 – тоже в герметичном канале; 3 – воздушношихтовой струей.
Ф <sub>2</sub>	Ориентация загружаемого потока шихты в окомкователе	1 – на окатыши; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на вращающиеся барабаны; 4 – на эластичную ленту.
Ф <sub>3</sub>	Увлажнение шихты в окомкователе	1 – разбрызгиванием воды или связующего раствора; 2 – без увлажнения; 3 – разбрызгиванием водошихтовой пульпы.
Ф <sub>4</sub>	Окомкование шихты в окомкователе	1 – тарельчатом; 2 – барабанном.
Ф <sub>5</sub>	Способ внешнего силового воздействия на сырые материалы	1 – свободнопадающим потоком шихты; 2 – низкотемпературными струями воздуха; 3 – напылением шихты низкотемпературными воздушношихтовыми струями; 4 – массой шихтового пригруза; 5 – массой комкуемого слоя.
Ф <sub>6</sub>	Способ прироста массы окатышей	1 – зародышеобразованием; 2 – окомкованием шихты; 3 – напылением шихты воздушношихтовыми струями; 4 – доокомкованием.
Ф <sub>7</sub>	Способ термического воздействия на сырые материалы	1 – без термического воздействия; 2 – низкотемпературными воздушношихтовыми струями; 3 – низкотемпературными струями воздуха.
Ф <sub>8</sub>	Способ транспортирования сырых окатышей	1 – транспортерной лентой.
Ф <sub>9</sub>	Способ термообработки слоя сырых окатышей на транспортной ленте	1 – без термообработки; 2 – низкотемпературными струями воздуха; 3 – тоже в теплоизолированном горне.

Таблица 3 – Морфологическая таблица технологических альтернатив подсистемы  $\Phi_5$  «Способ внешнего силового воздействия на сырые материалы»

№	Признаки	Варианты
$\Phi_{51}$	Свободнопадающим потоком шихты	1 – на слой окатышей; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на эластичную ленту, расположенную на слое окатышей.
$\Phi_{52}$	Низкотемпературной струей воздуха	1 – на слой окатышей; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на эластичную ленту, расположенную на слое окатышей.
$\Phi_{53}$	Напылением шихты низкотемпературной воздушношихтовой струей	1 – на слой окатышей; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на эластичную ленту, расположенную неподвижно на слое окатышей; 4 – на движущуюся эластичную ленту.
$\Phi_{54}$	Массой шихтового пригруза	1 – на гладкую эластичную ленту, установленную неподвижно на слое окатышей; 2 – на ребристую эластичную ленту, установленную неподвижно на слое окатышей.
$\Phi_{55}$	Массой комкуемого слоя	1 – на донный гарнисаж.

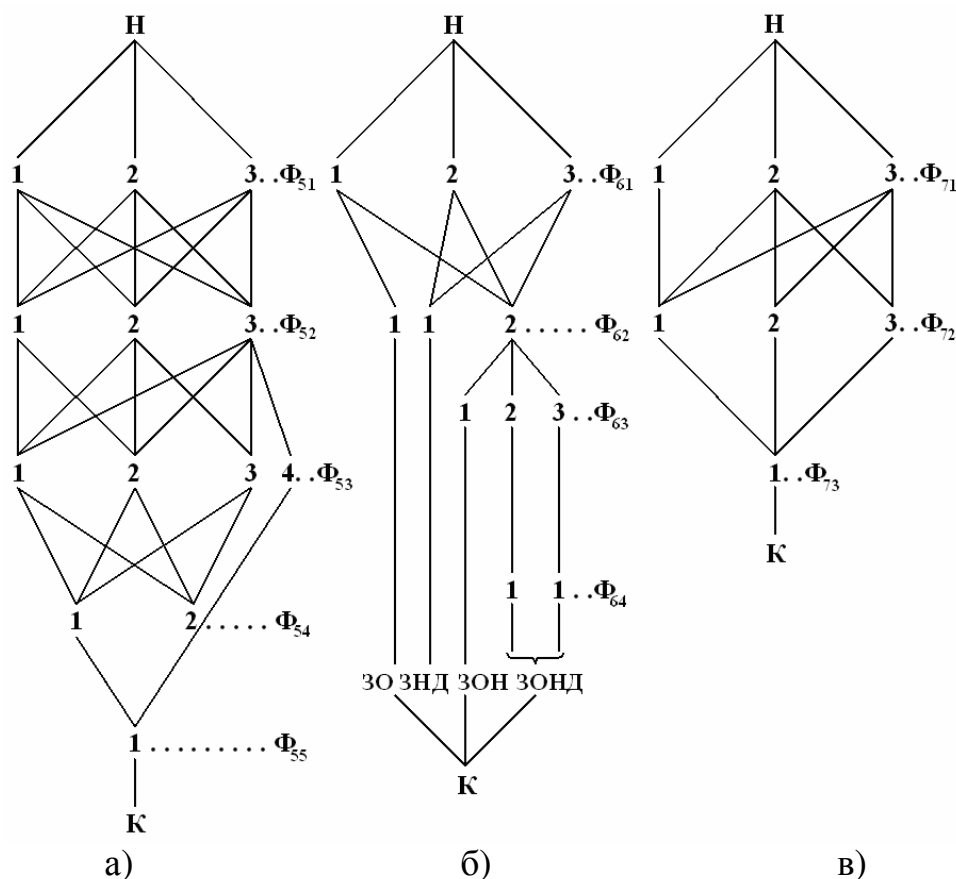
Окомкование шихты в промышленности согласно признаку  $\Phi_4$  осуществляется в агрегатах двух видов: тарельчатом и барабанном. Естественно, что признаки  $\Phi_{41}$  и  $\Phi_{42}$  совместимы с признаками  $\Phi_1$ ,  $\Phi_2$ ,  $\Phi_3$ . Способ внешнего силового воздействия на сырые материалы (признак  $\Phi_5$ ) включает основной  $\Phi_{51}$  и дополнительные варианты  $\Phi_{52}$ – $\Phi_{55}$ . В практике окомкования считают, что основное силовое воздействие на комкуемый слой ( $\Phi_{55}$ ) оказывают вращающиеся поверхности окомкователя (признак  $\Phi_4$ ) и его ограждения (борта, днище, отражатели). Признак  $\Phi_{51}$  – «способ внешнего силового воздействия на сырые материалы с помощью свободно падающего потока загружаемой шихты (СПШ)» относится к основному (прототипу).

Таблица 4 – Морфологическая таблица технологических альтернатив подсистемы  $\Phi_6$  «Способ прироста массы окатышей»

№	Признаки	Варианты
$\Phi_{61}$	Зародышеобразованием (З)	1 – окомкованием шихты перекатом; 2 – напылением шихты на донный гарнисаж; 3 – напылением на движущуюся эластичную ленту;
$\Phi_{62}$	Окомкованием шихты (О)	1 – окомкованием шихты перекатом с получением кондиционных окатышей; 2 – окомкование шихты перекатом с получением мелких и крупных окатышей;
$\Phi_{63}$	Напылением шихты воздушношихтовой струей (Н)	1 – на поверхность крупных окатышей с получением кондиционных окатышей; 2 – на поверхность мелких окатышей; 3 – на поверхность зародышей;
$\Phi_{64}$	Доокомкованием (Д)	1 – мелких окатышей до кондиционных окатышей;

Таблица 5 – Морфологическая таблица технологических альтернатив подсистемы  $\Phi_7$  «Способ термического воздействия на сырые материалы»

№	Признаки	Варианты
$\Phi_{71}$	Без термического воздействия	1 – без термического воздействия;
$\Phi_{72}$	Низкотемпературными воздушношихтовыми струями	1 – на зародыши; 2 – на мелкие окатыши; 3 – на донный гарнисаж;
$\Phi_{73}$	Низкотемпературными струями воздуха	1 – на мелкие окатыши; 2 – на донный гарнисаж; 3 – на кондиционные окатыши;



Н, К – начало и конец технологической цепи;

З, О, Н, Д – зародышеобразование, окомкование, напыление, доокомкование;

а – подсистема  $\Phi_5$ ; б – подсистема  $\Phi_6$ ; в – подсистема  $\Phi_7$

Рисунок 1 – Морфологическое «дерево» подсистем  $\Phi_5$ ,  $\Phi_6$ ,  $\Phi_7$ . Построено по данным таблиц 3-5

Механизм силового воздействия потока падающей шихты на гарнисаж и слой окатышей рассматривается в научных публикациях. Дополнительный признак  $\Phi_5$  дает ряд технологических альтернатив ( $\Phi_{51}$ ,  $\Phi_{52}$ ,  $\Phi_{53}$ ,  $\Phi_{54}$ ), роль которых предстоит оценить как резервных, ориентированных на интенсификацию упрочнения комкуемых материалов. Способ прироста массы окатышей ( $\Phi_6$ ) относится к основному технологическому признаку, включающему известные  $\Phi_{61}$ ,  $\Phi_{62}$ , и новые альтернативные варианты  $\Phi_{63}$ ,  $\Phi_{64}$ . Признак  $\Phi_{64}$  (доокомкование) введен в технологическую цепь искусственно. Он необходим для иллюстрации того, что процесс окомкования идет ступенчато, с разрывом, в котором новая технологическая альтернатива предназначена для реализации прироста массы окатышей путем напыления влажной шихты сжатым воздухом. Причем признак  $\Phi_{52}$  условно несовместим с

признаком  $\Phi_{63}$ , т.к. первый (низкотемпературная струя воздуха СВ) структурно поглощается вторым (напыление шихты воздушно-шихтовой струей). Признаки  $\Phi_{54}$  и  $\Phi_{55}$  несовместимы с альтернативами  $\Phi_{63}$  и  $\Phi_{64}$ , т.к. шихтовый пригруз находится на эластичной ленте между струей и слоем окатышей, что исключает напыление шихты на окатыши, а доокомкование возможно после напыления.

Способ термического воздействия ( $\Phi_7$ ) на сырые материалы (гарнисаж, окатыши, шихта), расположенные в рабочем пространстве окомкователя, является структурно новым и технологически резервным. Он также объектно ориентирован. Его вовлечение в технологическую цепь технически осуществимо и не противоречит задачам технологии. Его реализация на участке УО позволяет управлять влажностью комкуемых и напыляемых материалов и направлена на частичное высушивание шихты и получение сырых кондиционных окатышей с пониженной влажностью. Реализация альтернативных вариантов этого признака позволяет снизить влажность окатышей за счет формирования напылением брикетов-зародышей или напыленного поверхностного слоя окатышей, имеющих пониженную влажность. Сформулированы два альтернативных признака, которые направлены на решение этой задачи. Признаки  $\Phi_{64}$  и  $\Phi_{72}$  принципиально совместимы, но решают одну теплотехническую задачу, поэтому технологическую последовательность этих признаков исключили.

В способе транспортирования сырых кондиционных окатышей ( $\Phi_8$ ) не предусмотрено технологических альтернатив, но возможна альтернативная термообработка слоя сырых окатышей на транспортной ленте ( $\Phi_9$ ). Она реализуется путем продувки слоя сырых окатышей низкотемпературными струями воздуха, истекающими с высокой (50 – 100 м/с) скоростью из дутьевого короба без горна (первая альтернатива  $\Phi_{92}$ ) и в теплоизолирующем горне (вторая альтернатива  $\Phi_{93}$ ).

Признаки способа внешнего силового воздействия на сырые материалы (таблица 3) позволяют сформировать собственное морфологическое «дерево» с однозначными и объектно-ориентированными альтернативами (рисунок 1, а). Альтернативными объектами способа внешнего силового воздействия являются: слой сырых окатышей ( $\Phi_{511}$ ), донный гарнисаж ( $\Phi_{512}$ ), эластичная лента, расположенная неподвижно на слое окатышей, ( $\Phi_{513}$ ), бесконечная движущаяся эластичная лента ( $\Phi_{534}$ ), имеющая собственный привод и расположенная, как один из вариантов, в рабочем пространстве окомкователя. Причем признаки  $\Phi_{51}$  (свободнопадающий поток шихты) и  $\Phi_{52}$  (низкотем-

пературная СВ) нецелесообразно реализовывать на последнем объекте ( $\Phi_{534}$ ) – движущейся ленте. Поэтому технологическую цепь способа внешнего силового воздействия желательно завершить признаком  $\Phi_{55}$ , поскольку функционирование альтернативных признаков  $\Phi_{541}$  и  $\Phi_{542}$  предусматривает еще два вида эластичных лент, что усложняет практическую реализацию способа.

Способ прироста массы окатышей (таблица 4) и морфологическое «дерево» (рисунок 1, б) представлены в технологической последовательности реализации признаков. Первичным актом при формировании окатышей является зародышеобразование, протекающее в слое при окомковании шихты ( $\Phi_{611}$ ). В технологии прототипа зародышами являются переувлажненные сгустки шихты. После формирования зародышей шихта накатывается на их поверхность с получением мелких ( $\Phi_{622}$ ) и кондиционных окатышей ( $\Phi_{621}$ ). Последние находятся на завершающей стадии существующей технологической цепи, которой присвоили аббревиатуру ЗО и являющейся прототипом разрабатываемых альтернативных технологий (рисунок 1, б). Альтернативным направлением в разрабатываемой технологии является организация принудительного (искусственного) зародышеобразования способом напыления влажной шихты на донный гарнисаж ( $\Phi_{612}$ ) или на движущуюся эластичную ленту ( $\Phi_{613}$ ). Брикет-зародыши, полученные напылением шихты, являются центрами окомкования, из которых формируются кондиционные окатыши по известным признакам  $\Phi_{621}$  и  $\Phi_{622}$ . Этой технологической схеме присвоили аббревиатуру ЗНД. Ее структурная формула (рисунок 1, б) имеет вид:

$$\text{ЗНД} = (\Phi_{13}, \Phi_{22}, \Phi_{23}, \Phi_{31}, \Phi_{41}, \Phi_{53}, \Phi_{612}, \Phi_{622}, \Phi_{72}, \Phi_{81}, \Phi_{93}).$$

По следующей технологической цепи на поверхность мелких, некондиционных окатышей и зародышей, получаемых реализацией альтернативных признаков  $\Phi_{611}$ ,  $\Phi_{622}$ , напыляют влажную шихту согласно технологическому признаку  $\Phi_{631}$ . Крупные окатыши после напыления влажной шихты на их поверхность приобретают массу кондиционных окатышей и технологическая цепь подсистемы  $\Phi_6$  заканчивается. Этой технологии условно присвоили название ЗОН. Структурная формула этой альтернативной технологии имеет вид:

$$\text{ЗОН} = (\Phi_{13}, \Phi_{21}, \Phi_{31}, \Phi_{41}, \Phi_{53}, \Phi_{611}, \Phi_{622}, \Phi_{631}, \Phi_{72}, \Phi_{81}, \Phi_{92}).$$

Часть мелких окатышей и зародышей, не достигших после напыления кондиционных размеров, подвергаются доокомкованию до кондиционных размеров по технологии, условно названной ЗОНД. Структурная формула этой альтернативной технологии имеет вид:

$$\text{ЗОНД} = (\Phi_{13}, \Phi_{21}, \Phi_{31}, \Phi_{41}, \Phi_{53}, \Phi_{611}, \Phi_{622}, \Phi_{641}, \Phi_{632}, \Phi_{73}, \Phi_{81}, \Phi_{92})$$

Последовательность напыления и доокомкования, в частности, для зародышей и мелких окатышей, может быть многократной.

Альтернативы способа термического воздействия на сырые материалы (признак  $\Phi_7$ ) (таблица 5) и морфологическое «дерево» (рисунок 1, в) позволяют выбрать объекты, на которые направлено термическое воздействие, и последовательность реализации технологических признаков. Учитывая закономерности технологического перехода влажной сыпучей шихты в окатыши в рабочем пространстве окомкователя, установили, что первичное термическое воздействие целесообразно оказывать низкотемпературными ВШС, в которых температура сжатого воздуха не превышает 300°C. Альтернативными объектами термического воздействия со стороны низкотемпературной ВШС могут быть зародыши ( $\Phi_{721}$ ), мелкие окатыши ( $\Phi_{722}$ ) и донный гарнисаж ( $\Phi_{723}$ ). При переходе технологической цепи к признаку  $\Phi_{73}$  (термическое воздействие низкотемпературными СВ) следует учитывать предварительную реализацию признака  $\Phi_{63}$ , в результате исполнения которого увеличивается масса зародышей и они переходят в разряд мелких окатышей, мелкие, в свою очередь, набирают массу крупных, а последние перерастают в кондиционные. Низкотемпературные ВШС оказывают теплосиловое воздействие на сырые материалы, формируют рост массы окатышей, высушивают их, снижая влажность окатышей на выходе из окомкователя. Поэтому признак  $\Phi_{73}$  нецелесообразно реализовывать в технологии зародышеобразования. Наиболее эффективное применение альтернативного признака  $\Phi_{73}$  рекомендовано для влажных кондиционных окатышей, сгруппированных у бортов тарели, рост массы у которых завершен или близится к завершению. Дальнейшее разветвление морфологического «дерева» позволяет указать зону приложения термического воздействия со стороны низкотемпературной ВС: область сосредоточения сырых кондиционных окатышей в нижней части окомкователя (УО) непосредственно перед разгрузкой или участок разгрузки окатышей (УР).

В таблице 6 представлены данные о функциональной применимости альтернативных вариантов в технологической цепи способа подготовки шихты к спеканию. Наибольшее число технологических решений и реализуемых задач обеспечивает применение ВШС. Они обеспечивают загрузку влажной шихты в окомкователь ( $\Phi_1$ ), ориентацию загружаемого потока шихты в заданную область рабочего пространства ( $\Phi_2$ ), увлажнение шихты в окомкователе ( $\Phi_{33}$ ), внешнее силовое и формирующее воздействие на



ловое и формующее воздействие на сырые материалы ( $\Phi_{53}$ ), прирост массы окатышей ( $\Phi_{63}$ ) и термическую обработку сырых материалов ( $\Phi_{72}$ ), включая альтернативные варианты реализации подсистем  $\Phi_{612}$ ,  $\Phi_{613}$ ,  $\Phi_{631}$ ,  $\Phi_{632}$ ,  $\Phi_{633}$ . Другие известные источники теплосилового воздействия на влажные шихтовые материалы не способны обеспечить комплексную реализацию большого числа дополнительных задач подобного рода и создать достаточное множество технологических альтернатив в способе подготовки шихты к спеканию.

Таблица 6 – Функциональная применимость альтернативных вариантов реализации технологических признаков способа подготовки шихты к спеканию

№	Альтернативные варианты	Технологические признаки
1	Низкотемпературные воздушно-шихтовые струи (ВШС)	$\Phi_1, \Phi_2, \Phi_7, \Phi_{13}, \Phi_{33}, \Phi_{53}, \Phi_{63}, \Phi_{72}, \Phi_{612}, \Phi_{613}, \Phi_{631}, \Phi_{632}, \Phi_{633}$
2	Низкотемпературные струи воздуха (СВ)	$\Phi_1, \Phi_7, \Phi_9, \Phi_{33}, \Phi_{52}, \Phi_{73}$
3	Свободнопадающий поток шихты (СПШ)	$\Phi_1, \Phi_{51}, \Phi_{54}$
4	Эластичная лента, свободнолежащая на слое окатышей	$\Phi_{24}, \Phi_{513}, \Phi_{523}, \Phi_{533}, \Phi_{541}$
5	Подвижная эластичная лента, расположенная в рабочем пространстве окомкователя	$\Phi_{24}, \Phi_{534}, \Phi_{613}$
6	Масса комкуемого слоя	$\Phi_{55}$
7	Масса шихтового пригруза	$\Phi_{54}$

Применение низкотемпературных ВС (таблица 6) в разрабатываемой технологии согласно признаку  $\Phi_{73}$  позволяет реализовать достаточно большое число технологических задач. Они способны обеспечить загрузку, заданную ориентацию и увлажнение загружаемого в окомкователь потока шихты ( $\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3$ ). Ориентированное воздействие струй воздуха на шихтовые материалы направлено на конвективную сушку донного гарнисажа с расположенным на нем напыленным слоем (одна из альтернатив  $\Phi_{732}$ ) и кондиционных окатышей в рабочем пространстве окомкователя непосредственно перед их выдачей (вторая альтернатива  $\Phi_{733}$ ). Вторая альтернатива имеет экологическую и ресурсосберегающую направленность. Удаление с поверхности влажных окатышей слабосвязанных частиц шихты потоком СВ снижает запыленность отходящих горновых газов на обжиговой машине и одновременно уменьшает потери сырья со шламами и выбросами в атмосферу. Реализация альтернатив  $\Phi_{92}$  и  $\Phi_{93}$  признака  $\Phi_9$ , технологически ориентированных на участок транспортирования сырых окатышей, способна обеспечить час-

тичную подсушку слоя окатышей на транспортной ленте путем продувки слоя низкотемпературными струями воздуха. Этот технологический признак может быть включен в конец производственных цепей способа-прототипа ЗО или одного из альтернативных вариантов разрабатываемой технологии ЗНД, ЗОН, ЗОНД (рисунок 1).

Дополнительные альтернативные признаки  $\Phi_{72}$  и  $\Phi_{73}$  (ВШС и СВ), реализованные в заданной технологической последовательности, совместимы с установкой эластичной ленты, с силовым действием массы столба комкуемого слоя и шихтового пригруза искусственно сформированного на ленте по одному из вариантов. Все они по отдельности и в совокупности способны усиливать внешнее давление на гарнисаж и сырые комкуемые материалы преимущественно нижних горизонтов слоя и обеспечить прирост массы окатышей. Другие альтернативные технологические признаки (таблица 6): эластичная лента, свободнолежащая на слое окатышей, лента, выполненная подвижной, и масса шихтового пригруза решают существенно меньшее число производственных задач, но исключать их из рассмотрения нецелесообразно, т.к. их узконаправленная технологическая реализация является достаточно простой и, в ряде случаев, эффективной. Использование энергии свободнопадающего потока шихты и массы комкуемого слоя осуществляется в известных технологиях. Совокупное применение известных технологических признаков с разработанными альтернативами (ВШС и СВ), реализованными в заданной технологической последовательности, позволяет получить дополнительный технический эффект.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Кузнецова Л. В. Информационно-логическая систематизация и совершенствование технологий разработки угольных пластов / Л. В. Кузнецова, Б. А. Анферов. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 2001. – 151 с.
- 2 Диго С. М. Проектирование и использование баз данных / С. М. Диго. – М.: Финансы и статистика, 1995. – 208 с.
- 3 Половинкин А. И. Основы инженерного творчества / А. И. Половинкин. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.
- 4 Половинкин А. И. Теория проектирования новой техники: закономерности техники и их применение / А. И. Половинкин. – М.: Информэлектро, 1991. – 104 с.
- 5 Мелешенко Ю. С. Техника и закономерности ее развития / Ю. С. Мелешенко. – Л.: Лениздат, 1970. – 246 с.
- 6 Штайер Р. Многокритериальная оптимизация / Р. Штайер. – М.: Радио и связь, 1992. – 504 с.
- 7 Одрин В. М. Морфологический анализ систем / В. М. Одрин. – Киев: Наукова думка, 1977. – 110 с.

УДК 544.33

А.П. Коробейников, А.Н. Филин

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

## ВЗАИМОСВЯЗЬ ФИЗИЧЕСКИХ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНАТОВ ПОДГРУППЫ БЕРИЛЛИЯ

Авторами установлена взаимосвязь стандартной энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с потенциалом ионизации катионов в рядах соединений  $n\text{BeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}n\text{RaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ , с суммой потенциалов ионизации суммы катионов. Показаны графически и предложены уравнения взаимосвязи температуры плавления алюминатов подгруппы бериллия с величиной обратной массы.

The authors establish correlation of a standard enthalpy connections of aluminium of a subgroup of a beryllium with a potential of ionization of cations in series of connections  $n\text{BeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}n\text{RaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ , with the sum of potentials of ionization of the sum of cations.

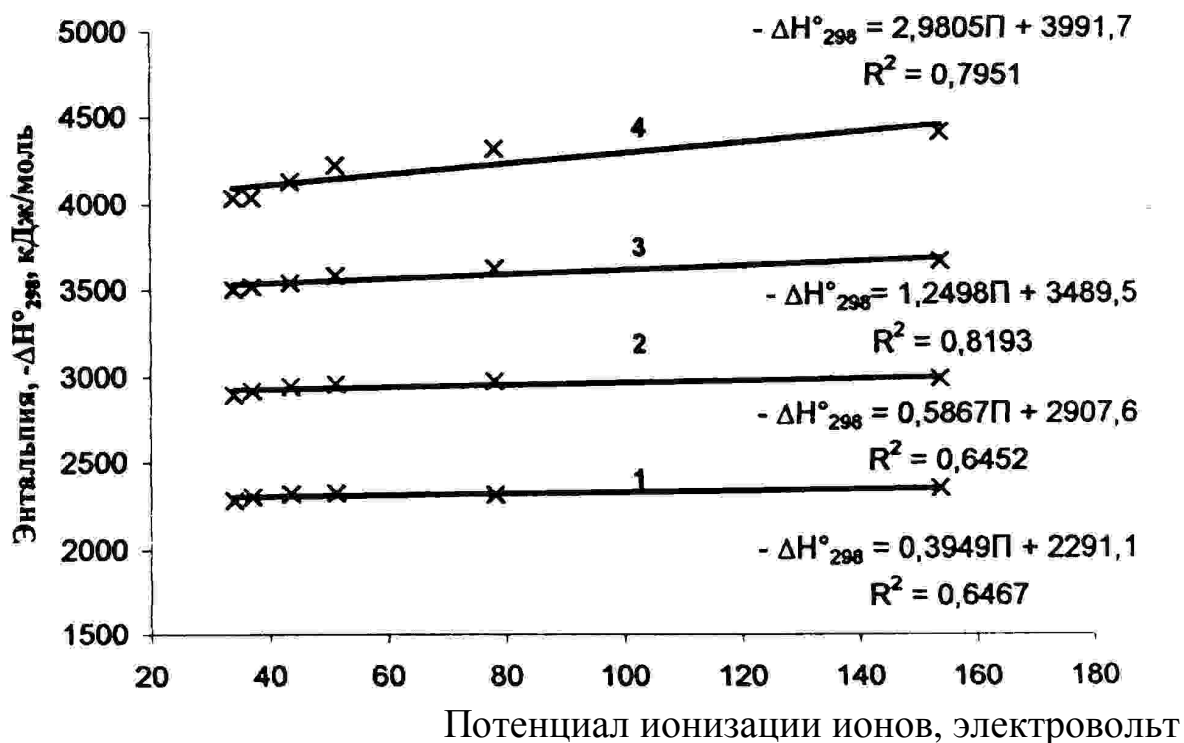
С использованием справочных и расчетных констант энтальпии алюминатов подгруппы бериллия [1] установлена графическая взаимосвязь их с потенциалом ионизации катионов [2] в рядах соединений:



Такая связь объясняется математическими уравнениями прямых (рисунок 1, уравнения 1 – 4). Из полученных зависимостей видно, что с увеличением потенциала ионизации катионов пропорционально возрастает энтальпия алюминатов. А также более интенсивно возрастает энтальпия с увеличением количества катионов в молекулах однотипных соединений (рисунок 1). Из рисунка 1 видно, что применение экстраполяции приводит к пересечению прямых в одной точке.

В следующем анализе применено суммирование потенциалов ионизации пропорционально количеству катионов в молекуле. При этом наблюдается пересечение прямых в одной точке (рисунок 2) за исключением зависимости 5. Математически зависимости на Рис. 2

определяются уравнениями с 1 по 6 для рядов химических соединений  $\text{MeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ - $4\text{MeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ . Прямые расходятся веером из одной точки. Следует отметить, что коэффициенты корреляции близки или равны единице. Данные зависимости рекомендуется использовать для прогнозной оценки свойств веществ.



1 – алюминаты  $\text{BeO-RaO}$ ; 2 – алюминаты  $2\text{BeO-2RaO}$ ;

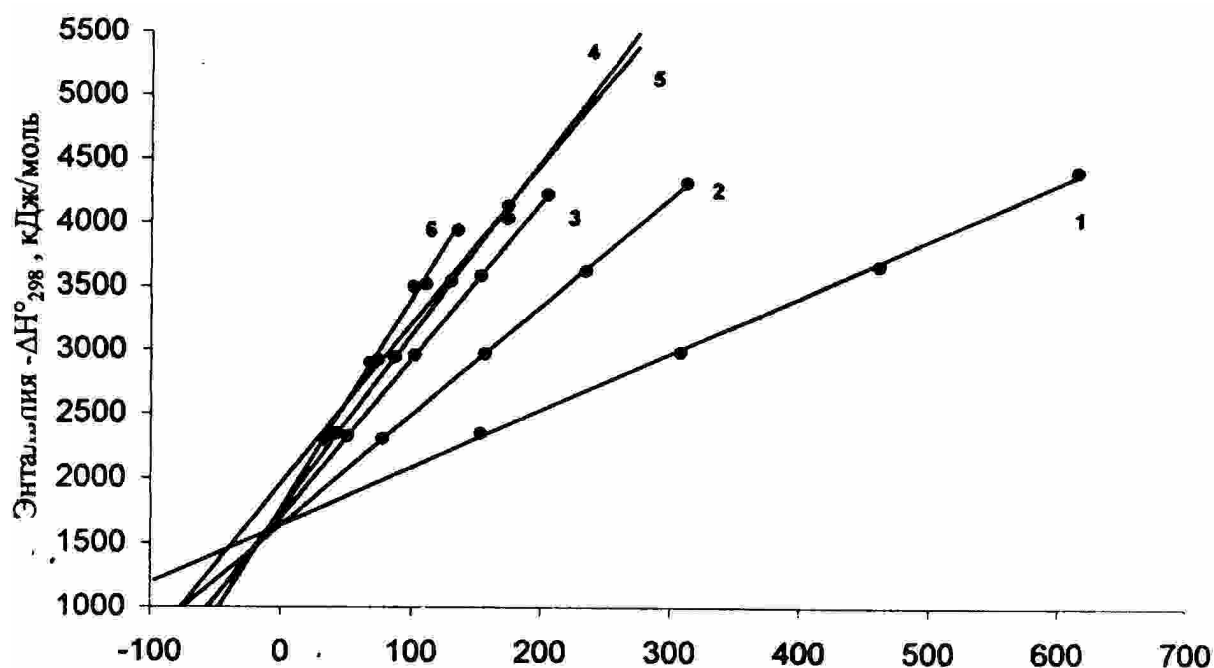
3 – алюминаты  $3\text{BeO-3RaO}$ ; 4 – алюминаты  $4\text{BeO-4RaO}$

Рисунок 1 – Взаимосвязь энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с потенциалом ионизации катиона

Графически установлена взаимосвязь температуры плавления алюминатов подгруппы бериллия с обратной величиной массы веществ (рисунок 3). Для анализа использовались справочные температуры плавления [1]. Полученная взаимосвязь представлена практически параллельными прямыми (рисунок 3). Результаты математической обработки температур плавления представлены уравнениями прямых линий. Коэффициент корреляции в этом случае близок к единице. Эти уравнения позволяют вычислить температуры плавления целого ряда веществ.

Выводы. 1) Установлены взаимосвязи энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с потенциалом ионизации катионов, с суммой потенциалов катионов в алюминатах.

2) Показана взаимосвязь температуры плавления алюминатов подгруппы бериллия с обратной величиной массы веществ. Вычислены неизвестные константы.



Сумма потенциалов ионизации катионов вещества, электровольт

$$1 - \Delta H^{\circ}_{298} = 4,4511n + 1640,7$$

$$R^2 = 0,9988$$

$$2 - \Delta H^{\circ}_{298} = 8,5287n + 1637,2$$

$$R^2 = 0,9999$$

$$3 - \Delta H^{\circ}_{298} = 12,307n + 1696,6$$

$$R^2 = 1$$

$$4 - \Delta H^{\circ}_{298} = 13,629n + 1753,7$$

$$R^2 = 1$$

$$5 - \Delta H^{\circ}_{298} = 12,47n + 1961,1$$

$$R^2 = 0,9684$$

$$6 - \Delta H^{\circ}_{298} = 16,302n + 1772,4$$

$$R^2 = 0,9947$$

Рисунок 2 – Взаимосвязь энтальпии алюминатов с суммой потенциалов ионизации суммы катионов



		Тпл, К	$\frac{1}{M} \cdot 10^{-3}$			Тпл, К	$\frac{1}{M} \cdot 10^{-3}$
6	$\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1878	6,3	4	$\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2143	7,9
	$2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1843	4,7		$2\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2108	6,5
	$3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1808	3,7		$3\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2073	5,6
	$4\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1773	3,1		$4\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2040	5
5	$\text{RaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1898	3	2	$\text{SrO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2283	5,3
	$2\text{RaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1865	1,8		$2\text{SrO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2254	3,6
	$3\text{RaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1843	1,3		$3\text{SrO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2216	2,7
	$4\text{RaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1810	1		$4\text{SrO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2180	2,2
3	$\text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2088	4,2	1	$\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2408	7
	$2\text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2056	2,6		$2\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2373	5,5
	$3\text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2023	1,9		$3\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2338	4,5
	$4\text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	1980	1,5		$4\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	2308	3,5
1	$T = 28,87 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 2208$		$R^2 = 0,992$				
2	$T = 31,35 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 2125$		$R^2 = 0,906$				
3	$T = 36,24 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 1944$		$R^2 = 0,871$				
4	$T = 34,69 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 1874$		$R^2 = 0,970$				
5	$T = 40,17 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 1782$		$R^2 = 0,913$				
6	$T = 31,60 \cdot \frac{1}{M} \cdot 10^{-3} + 1684$		$R^2 = 0,957$				

Рисунок 3 – Взаимосвязь температуры плавления алюминатов подгруппы бериллия с величиной обратной массы

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рузинов Л.П. Равновесные превращения металлургических реакций / Л.П. Рузинов, Б.С. Гуляницкий. – М.: Металлургия, 1975. – 415 с.
2. Справочник химика. Том 1. – М.: Химия, 1966. – 1070 с.

УДК 544.33

А.П. Коробейников, А.Н. Филин

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

## ВЗАИМОСВЯЗЬ ЭНТАЛЬПИИ АЛЮМИНАТОВ ПОДГРУППЫ БЕРИЛЛИЯ С ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

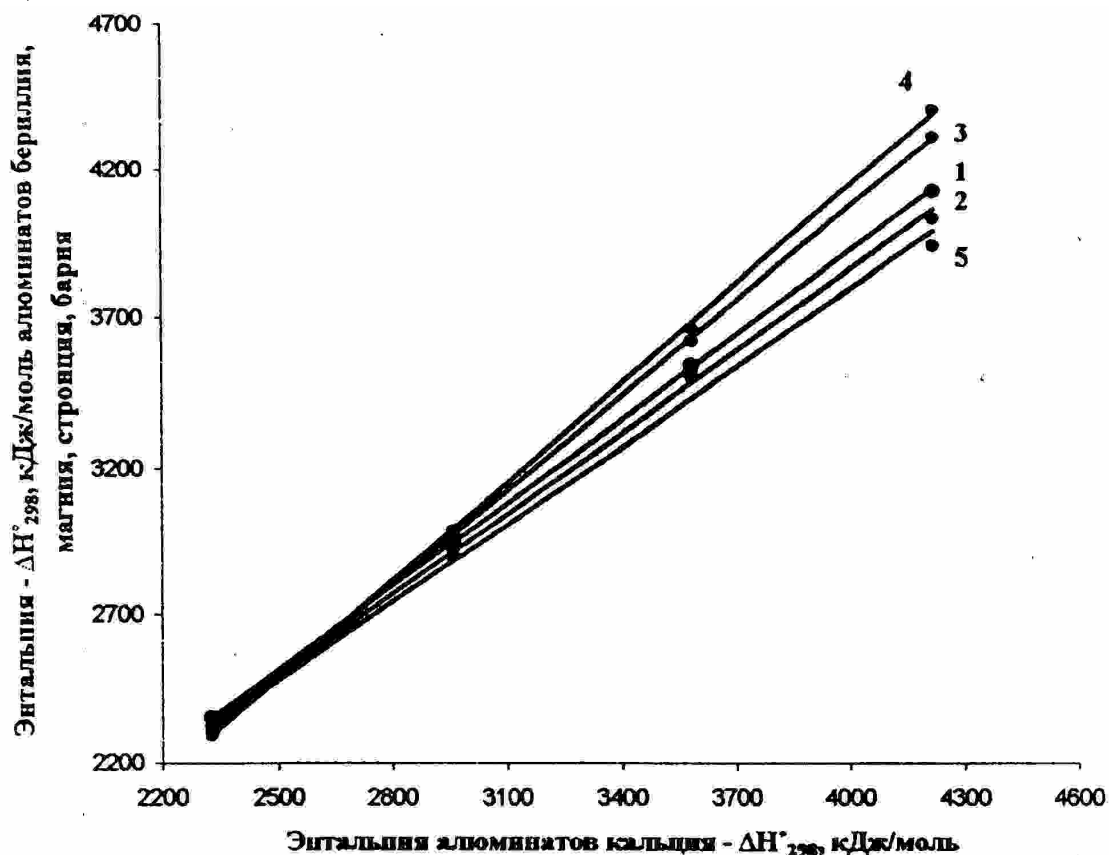
Установлена взаимосвязь стандартной энтальпии ( $-\Delta H_{298}^0$ ) алюминатов подгруппы бериллия с энтальпиями алюминатов кальция, с обратной величиной ионного радиуса катиона, с межъядерным расстоянием в катионах алюминатов, с характеристической температурой катионов (Ca, Mg, Ba). Показана графически взаимосвязь массы катионов с характеристической температурой. Предложены уравнения связи указанных свойств.

The correlation of a standard enthalpy ( $-\Delta H_{298}^0$ ) connections of aluminium of a subgroup of a beryllium with enthalpies connections of aluminium of calcium, with reciprocal of an ionic radius of a cation, with an internuclear distance in cations connections of aluminium, with characteristic temperature of cations (Ca, Mg, Ba). The correlation of weight of cations with characteristic temperature is shown graphically. The equations of communication of the indicated properties are offered.

В работах [1, 2] приведены результаты анализа энтальпии алюминатов подгруппы бериллия, и прогнозно оценены ранее неизвестные константы этих веществ. Установлена зависимость энтальпии от массы веществ, количества катионов в молекуле, радиуса катиона.

Согласно литературных данных изучению физико-химических и термодинамических свойств алюминатов кальция уделялось больше внимания и изучены они более подробно, следовательно, можно утверждать, что ошибки в измерении констант этого вещества были минимальны. Это послужило основой для сравнения энтальпии алюминатов бериллия с алюминатами кальция. Взаимосвязь представлена прямыми линиями, которые сходятся в одной точке. Аналитически эти свойства определяются уравнениями прямых (рисунок 1). Коэффициенты корреляции составляют единицу либо приближаются к

единице, что можно расценивать как тесную связь свойств этих веществ.



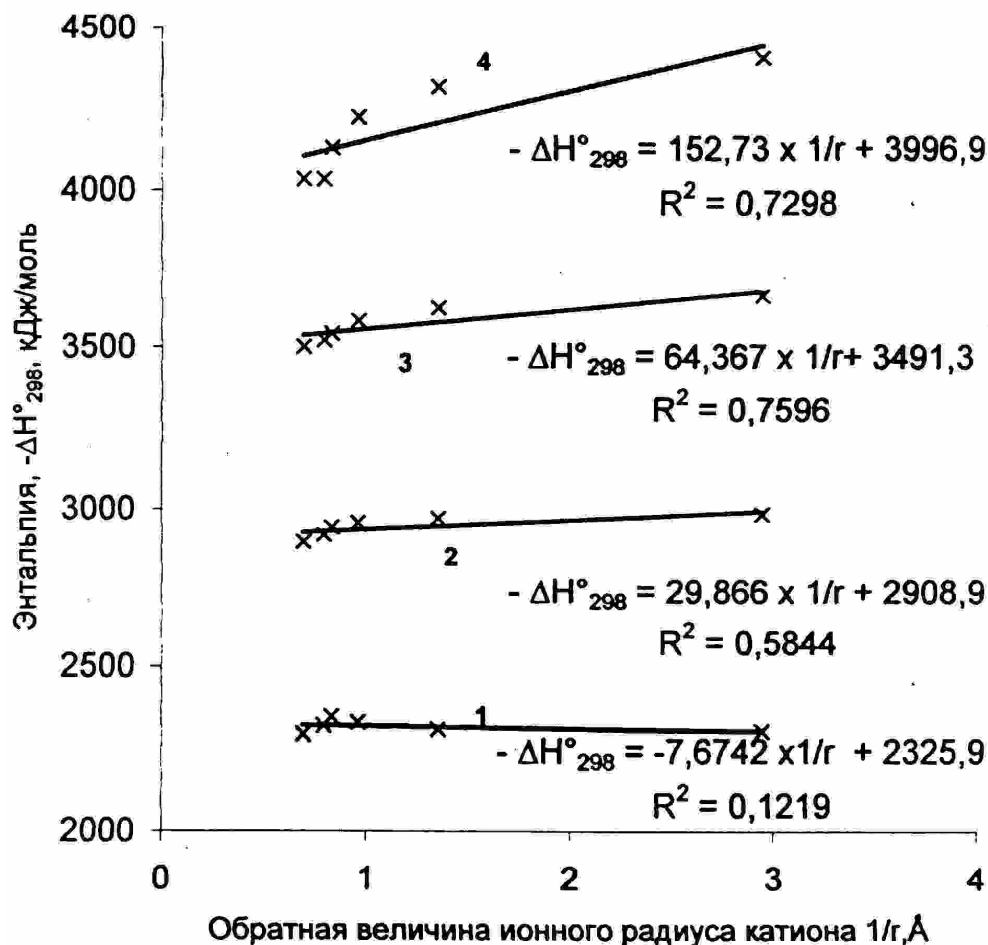
1-	алюминаты стронция	1 - $\Delta H^{\circ}_{298} = 0,9403 \times \Delta H^{\circ}_{CaAl_2O_3} + 163,81$ $R^2 = 0,9999$
2-	алюминаты бария	2 - $\Delta H^{\circ}_{298} = 0,911 \times \Delta H^{\circ}_{CaAl_2O_3} + 217,68$ $R^2 = 0,9983$
3-	алюминаты магния	3 - $\Delta H^{\circ}_{298} = 1,0583 \times \Delta H^{\circ}_{CaAl_2O_3} - 158,44$ $R^2 = 0,9999$
4-	алюминаты бериллия	4 - $\Delta H^{\circ}_{298} = 1,1095 \times \Delta H^{\circ}_{CaAl_2O_3} - 289,86$ $R^2 = 0,9997$
5-	алюминаты радия	5 - $\Delta H^{\circ}_{298} = 0,8792 \times \Delta H^{\circ}_{CaAl_2O_3} + 281,14$ $R^2 = 0,9941$

Рисунок 1 – Взаимосвязь энтальпии алюмината бериллия, магния, стронция, бария с аналогичными свойствами алюминатов кальция

С меньшей точностью описывается взаимосвязь энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с обратной величиной ионного радиуса катиона (рисунок 2) в рядах соединений  $BeO \cdot Al_2O_3 - RaO \cdot Al_2O_3$ , что объясняется максимальной химической активностью бериллия в этой подгруппе по сравнению с остальными элементами (изменение свойств).



Более точно описывается зависимость этих характеристик в ряду  $MgO \cdot Al_2O_3 - RaO \cdot Al_2O_3$ .



1 – алюминаты  $BeO-RaO$ ; 2 – алюминаты  $2BeO-2RaO$ ;  
3 – алюминаты  $3BeO-3RaO$ ; 4 – алюминаты  $4BeO-4RaO$

Рисунок 2 – Взаимосвязь энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с обратной величиной ионного радиуса катиона  $1/r, \text{Å}$

Наблюдается взаимосвязь энтальпии с межъядерным расстоянием в оксидах  $BeO-BaO$  (рисунок 3). Менее точно описывается зависимость в ряду  $BeO \cdot Al_2O_3 - RaO \cdot Al_2O_3$  вероятно за счет превалирования химических свойств в соединениях бериллия.

В справочной литературе [2] приводятся константы характеристической температуры для простых веществ магния, кальция, бария, для остальных элементов подгруппы бериллия эта характеристика неизвестна. Графический анализ взаимосвязи констант энтальпии и характеристической температуры трех веществ описываются уравнениями 2-4, что позволяет прогнозно оценить характеристическую температуру для бериллия, стронция, радия (416,92; 177,09; 45,76) соответственно. Вычислено по уравнениям 2-4. Использовать уравнение

1 и уравнение 2 для прогнозной оценки исследуемых свойств следует считать неприменимым. Более точно описывается эта взаимосвязь свойств логарифмическим уравнением.

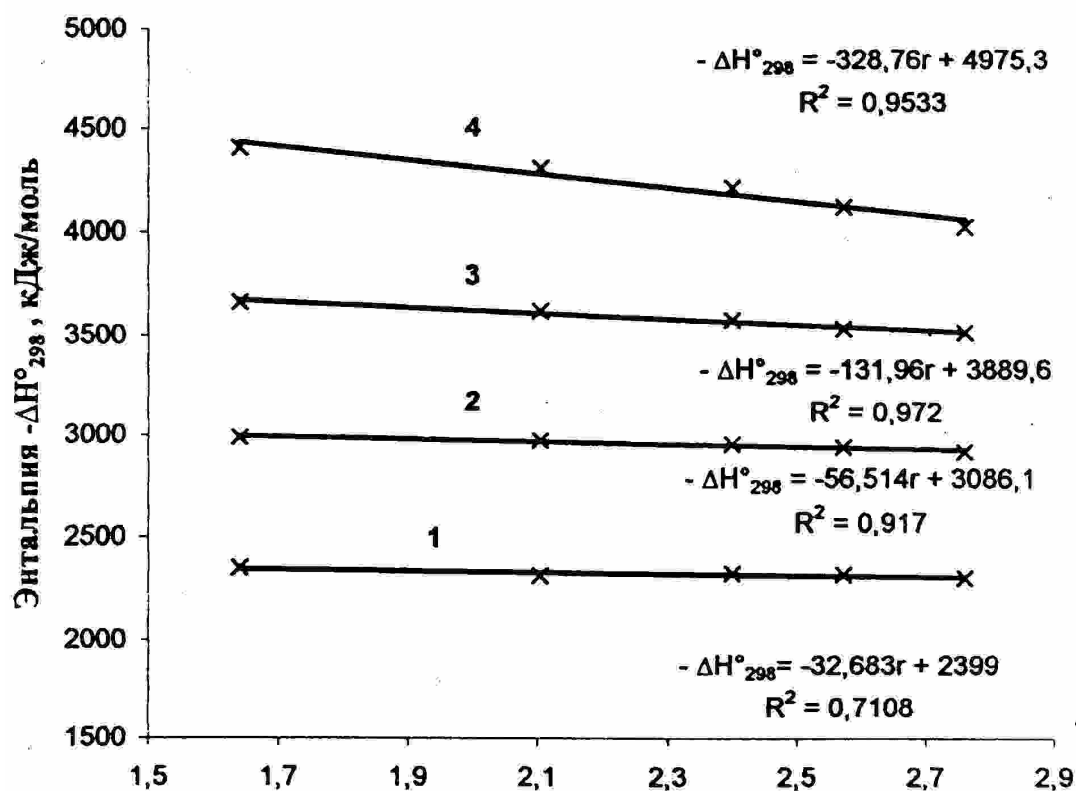


Рисунок 3 – Взаимосвязь энтальпии алюминатов подгруппы бериллия с междерным расстоянием в оксидах BeO-Ba

Для подтверждения реальности полученных результатов приведена взаимосвязь справочных и расчетных (Ba, Sr, Ra) констант характеристической температуры с их массой (рисунок 5).

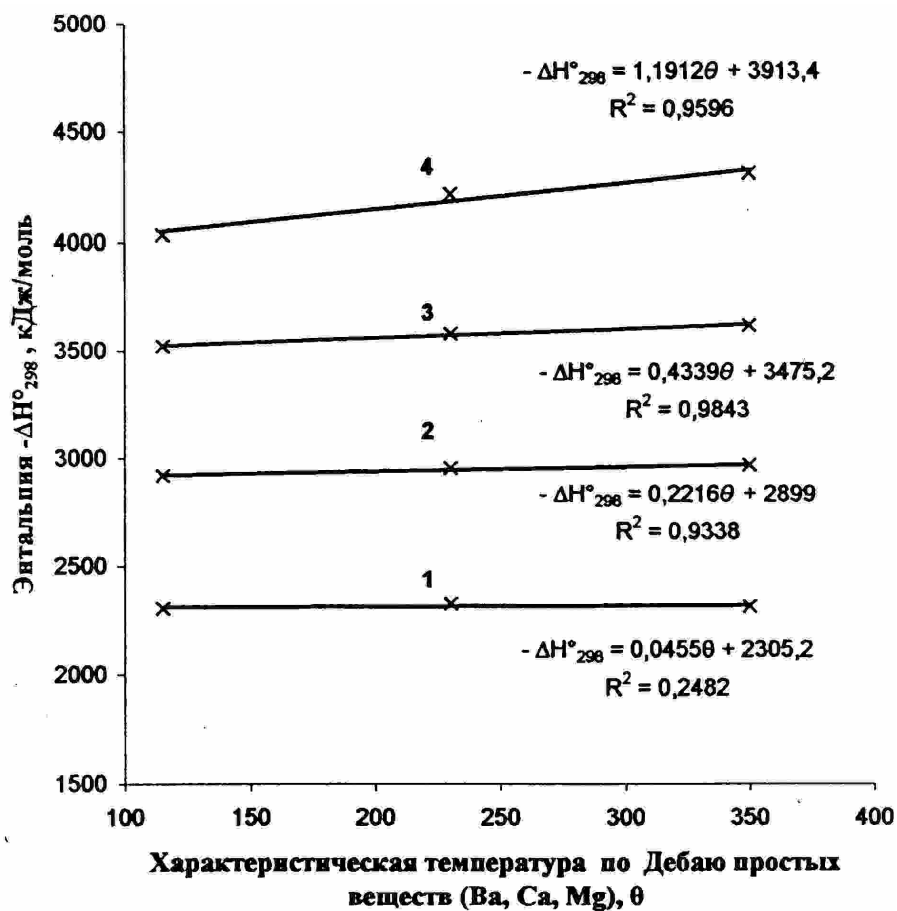


Рисунок 4 – Взаимосвязь энтальпии алюминатов с характеристической температурой

	Be	Mg	Ca	Sr	Ba	Ra
M	9,01	24,3	40	87,6	137,3	226
Q	416,9	350	230	177,1	115	45,6

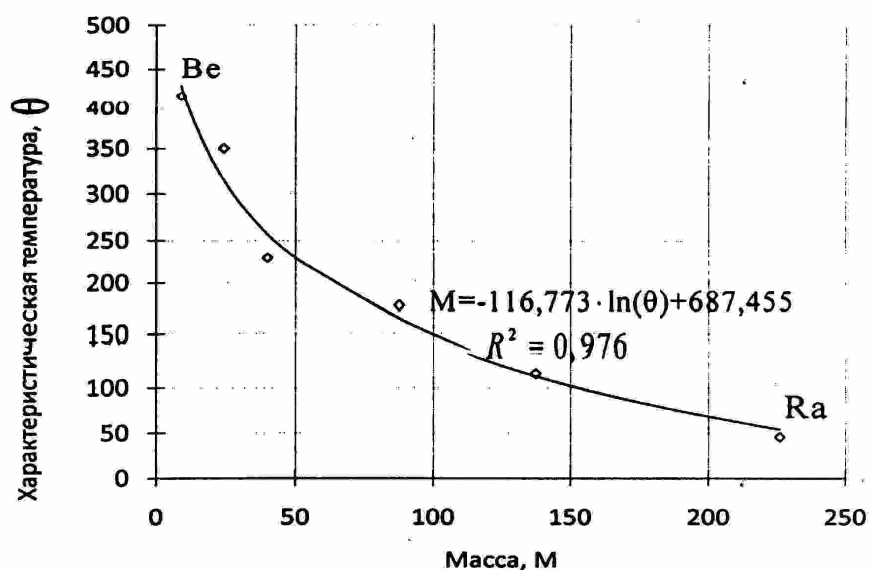


Рисунок 5 – Взаимосвязь массы металлов подгруппы бериллия с характеристической температурой

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рузинов Л.П. Равновесные превращения металлургических реакций. / Л.П. Рузинов, Б.С. Гуляницкий. – М.: Металлургия, 1975. – 415 с.
2. Справочник химика. Том 1. – М.: Химия, 1966. – 1070 с.

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ  
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

УДК 661.665.1

В.В. Руднева, Г.В. Галевский

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

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО И  
КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ  
РАФИНИРОВАНИИ И ХРАНЕНИИ  
СООБЩЕНИЕ 1. РАФИНИРОВАНИЕ НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ ОТ СВОБОДНОГО КРЕМНИЯ И ОКСИДОВ  
МЕТАЛЛОВ

Предложены способы рафинирования нанокарбида кремния от свободного кремния и оксидов металлов.

The ways clearing of nano silicon carbide from free silicon and oxides of metals are offered.

В настоящее время, несмотря на разнообразие способов и вариантов синтеза карбида кремния, жесткие требования со стороны потребителей обуславливают, по крайней мере, двухстадийность всех известных технологий его производства, включающего получение и рафинирование, причем рафинирование зачастую предполагает сочетание гидро- и пирометаллургических операций. Композиционное электроосаждение и конструкционная керамика как сферы применения нанокарбида кремния не являются исключением и так же ориентированы на использование высококачественного нанокарбида кремния. Однако анализ результатов исследования плазмометаллургического синтеза нанокарбида кремния показывает, что при соответствии в целом требованиям по химическому составу синтезированный карбид и композиция на его основе содержат примеси углерода, кремния, железа, оксидов кремния, железа, алюминия и других металлов, снижающие качество покрытий и керамических изделий.

Сопоставление данных об элементном химическом составе синтезированного нанокарбида кремния и требований к нему позволило выявить необходимость разработки следующих самостоятельных технологических вариантов его рафинирования, графически представленных на рисунке 1.

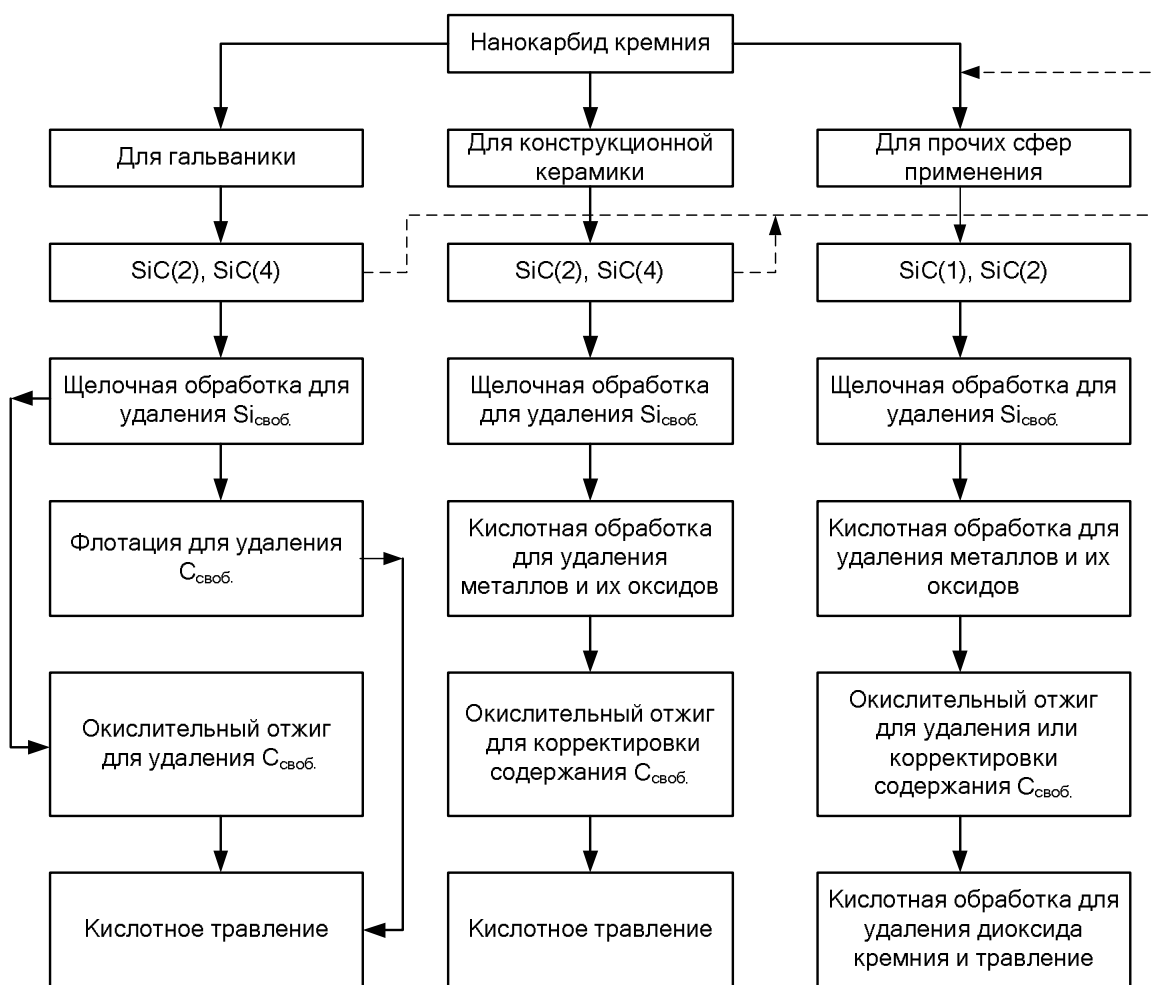


Рисунок 1 – Технологические варианты рафинирования нанокарбида кремния

Можно видеть, что при использовании карбида кремния, полученного карбидизацией кремния – SiC (2) или модифицированием микрокарбида кремния – SiC (4), для гальванических электроосаждаемых покрытий необходимо удаление свободного кремния и углерода, а для конструкционной керамики – свободного кремния, металлов и их оксидов и, при необходимости, свободного углерода. Карбид кремния, полученный восстановительным синтезом из микрокремнезема – SiC (1) и шунгита – SiC (3), нуждается в рафинировании от свободного кремния и углерода, оксидов железа, кремния, алюминия и других металлов. В связи с этим возникает необходимость обсуждения, анализа и уточнения известных методов рафинирования карбида кремния или разработки и освоения новых. Известны некоторые технологические варианты рафинирования карбида кремния стандартной гранулометрии, основанные на исключительно высокой его коррозионной стойкости или устойчивости против окисления на воздухе [1]. Методы рафинирования, учитывающие наносостояние карбида крем-

ния, разработаны в 80-х годах 20 столетия профессором Галевским Г.В. с сотрудниками [2]. Ниже приведена оценка возможности применения известных методов рафинирования к нанокарбиду кремния вариантов синтеза SiC (1) – SiC (4), научное и технологическое обоснование предлагаемых впервые.

Содержание свободного (несвязанного в карбид) кремния составляет, в % масс.: SiC (1) – 0,60-1,04; SiC (2) – 2,16-3,28; SiC (3) – 0,30-0,50; SiC (4) – 1,00-1,15. При использовании карбида кремния в технологии керамики примесь свободного кремния препятствует образованию при спекании плотной структуры, в связи с чем содержание её ограничивается и, как правило, не превышает 0,02-0,09 % масс. Присутствие свободного кремния в карбиде – компоненте электроосаждаемых покрытий, также нежелательно, поскольку растворение его сопровождается неконтролируемым изменением свойств электролита – суспензии. При разработке технологических основ рафинирования нанодисперсного карбида кремния использовались данные о взаимодействии кремния со щелочью по следующей реакции



Поэтому рафинирование карбида кремния включает обработку 10-20 %-ным раствором щелочи при нагревании (рН 12) с последующим отстаиванием и сливом содержащего  $\text{Na}_4\text{SiO}_4$  раствора. Продолжительность щелочной обработки определяется интенсивностью газовыделения. Представляется, что рассматриваемый метод рафинирования может быть применен для удаления свободного кремния из карбида, синтезированного по всем вариантам.

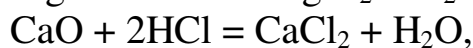
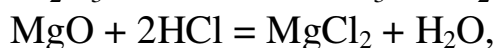
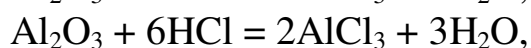
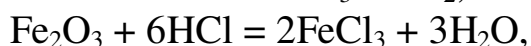
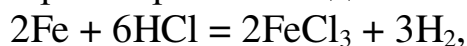
Переход к использованию в качестве сырья при синтезе нанокарбида кремния SiC (2) кремния низких марок, например, Кр 1, приводит к повышению содержания в карбиде железа, количество которого может достигать 0,6-1,0 % масс. Применение в качестве сырья при синтезе нанокарбида кремния по вариантам SiC (1) и SiC (3) микрокремнезема и шунгита предопределяет повышенное содержание в них оксидов железа, алюминия, магния, кальция. Карбиду кремния всех вариантов синтеза сопутствует нанодисперсный диоксид кремния.

Для удаления из карбида кремния примесей оксидов металлов применяют обработку соляной кислотой, смесью кислот соляной и азотной, фтористоводородной и азотной. При этом наиболее эффективным является способ очистки карбида кремния термообработкой его смесью кислот азотной концентрацией 7,5-12,5 М и фтористоводородной концентрацией 2,0-3,0 М, взятых в объемном отношении 1 :



(3-5), при кипячении в течение 2,5-3,0 часов. В присутствии азотной кислоты металлические примеси и их оксиды образуют растворимые нитратные комплексы, в то время как при обработке одной фтористоводородной кислотой могут образовываться нерастворимые фториды. Термообработка карбида кремния смесью азотной и фтористоводородной кислот обеспечивает удаление примесей железа, марганца, никеля, хрома, меди, натрия, калия, кремния и их оксидов и рекомендуется для порошков карбида кремния крупностью от 5 до 200 мкм. Однако при исследовании коррозионной устойчивости нанокарбида кремния отмечается достаточно высокая растворимость его в смеси азотной и фтористоводородной кислот, что делает нецелесообразным реализацию такого варианта рафинирования.

Поскольку примеси металлов и их оксидов могут быть переведены в растворимые соединения по следующим реакциям



то в основу рафинирования карбида кремния положена обработка осадка, образующегося после удаления свободного кремния и слива содержащего  $\text{Na}_4\text{SiO}_4$  раствора, соляной кислотой концентрацией не ниже 35 % при кипячении в течении 1-2 часов. Учитывая высокую растворимость нанодисперсного кремнезема во фтористоводородной кислоте при умеренной, не более 3 % масс. в час растворимости в ней нанокарбида кремния, для удаления нанокремнезема может быть рекомендована обработка нанокарбида фтористоводородной кислотой концентрации не ниже 35 % при кипячении в течении 1 часа. При применении этого способа для удаления оксидной пленки с поверхности карбидных частиц, т.е. травления карбида, продолжительность обработки может быть снижена до 0,5 часа.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пат. 2060935 РФ, МПК С01В31/36. Способ очистки карбида кремния / В.П. Исаков, К.С. Юдина, Ю.А. Филиппов. НИИ НПО «Луч». – № 5029275/26 ; заявл. 25.02.92 ; опубл. 27.05.96.

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

УДК 661.665.1

В.В. Руднева

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

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО И  
КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ  
РАФИНИРОВАНИИ И ХРАНЕНИИ  
СООБЩЕНИЕ 2. РАФИНИРОВАНИЕ НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ ОТ СВОБОДНОГО УГЛЕРОДА

Предложены способы рафинирования нанокарбида кремния от свободного углерода.

The ways clearing of nano silicon carbide from free carbon are offered.

Сопутствующий карбиду кремния свободный углерод характеризуется рентгеноаморфной структурой и развитой газонасыщенной поверхностью, достигающей  $200000 \text{ м}^2/\text{кг}$ . Содержание его в карбиде кремния различных технологических вариантов синтеза составляет, % масс.: SiC (1) 0,75-1,08; SiC (2) 0,86-1,60; SiC (3) 0,96-1,26; SiC (4) 0,90-1,20. Присутствие в карбиде кремния свободного углерода в нанодисперсном состоянии и в таких количествах способствует формированию неплотных шероховатых покрытий с малой прочностью сцепления с основой и склонностью к отслаиванию, в связи с чем возникает необходимость включения в технологический процесс композиционного упрочнения многочасовой проработки электролита и механического удаления выделяющегося на его поверхности свободного углерода в качестве обязательной операции. По данным [1] подобное рафинирование электролита – суспензии становится технологически неприемлемым уже на ваннах объемом  $0,07 \text{ м}^3$  и более. Оптимальное содержание свободного углерода, как показывает практика широкомасштабного применения нанодисперсного карбида кремния, может быть оценено на уровне 0,3-0,5 % масс. Ограничение содержания свободного углерода до 1,6 % масс. достигается уже на стадии плазмометаллургического синтеза при реализации разработанных способов управления составом продуктов плазменного пиролиза углеводородов. Более глубокое рафинирование может быть достигнуто лишь путем внереакторной обработки. Однако установленное своеоб-

разие физико-химических свойств свободного углерода, обусловленное в первую очередь чрезвычайно высокой дисперсностью, позволяет заранее предположить недостаточную эффективность использования для рафинирования традиционных химических и физических методов. Можно ожидать достижения положительного эффекта при низкотемпературном электроразрядном обогащении, предлагаемом автором [2] для нанодисперсных неорганических материалов. Однако применение этого способа представляется целесообразным в первую очередь для аналитических целей. В 80-х годах 20 столетия профессором Галевским Г.В. с сотрудниками решение рассматриваемой технологической задачи свелось к поиску флотационных реагентов и определению оптимального режима флотации нанодисперсного углерода [1]. Основной предпосылкой для изучения вопроса об удалении свободного углерода из нанодисперсного карбида кремния методом флотации явились отмеченные выше особенности его состояния – присутствие в виде равномерно распределенной в массе целевого продукта примеси, образующейся на стадии синтеза и не связанной в соединения, твердые растворы и не включенной в шлаковые, футеровочные и другие материалы. Основное направление исследований было выбрано с учетом того, что частичная флотация нанодисперсного углерода наблюдается в растворах электролитов – суспензий при значениях рН среды 2,0-2,2. Авторами [1] исследована возможность флотации нанодисперсного углерода в более широком интервале значений рН – от 0 до 12. В качестве объектов исследования использовались образцы нанодисперсного карбида кремния с удельной поверхностью 34000 и 38000 м<sup>2</sup>/кг, содержащие 1,58 и 2,25 % масс. свободного углерода соответственно. Для получения растворов различной кислотности использовались азотная кислота (ГОСТ 4461-77\* (изм. 03.84, 10.90)) и гидроксид натрия (ГОСТ 4328-77\* (изм. 1.12.79, 2.02.88)) и их смеси с водой. Концентрация карбида в суспензиях изменялась в пределах от 30 до 100 кг/м<sup>3</sup>. Приготовленные суспензии в течении часа перемешивались сжатым воздухом, после чего отстаивались до получения чистого слива в течении 1,5-2 часов при значениях рН 8-12 и 18-24 часа при значениях рН 0-4. Раствор с углеродной «пенной» декантировался, а в высушенном порошке определялось содержание углерода.

Анализ результатов исследований показал, что высокий рафинирующий эффект, обеспечивающий почти 3-х кратное снижение содержания свободного углерода, достигается при флотации в щелочных средах и концентрации порошка в суспензии 30-60 кг/м<sup>3</sup>. Разра-

ботанный вариант флотации до сих пор используется в технологических процессах композиционного упрочнения при подготовке нанодисперсного карбида кремния. Однако накопленный опыт не только подтвердил отмеченные выше его технологические преимущества, но и выявил существенный недостаток – значительные, достигающие 15-20 % масс. потери при флотации нанокарбида кремния, что предопределило необходимость поиска и разработки нового ресурсосберегающего варианта ограничения содержания свободного углерода.

Исследования возможности ограничения и корректировки содержания свободного углерода в нанокарбиде кремния проводились в двух направлениях: отжиг на воздухе и в водороде.

Окисление карбида кремния, свободного кремния и углерода начинается на воздухе при температурах 1173, 673, 773 К соответственно и существенно зависит от способа получения порошков и их дисперсности. Так, для карбида кремния крупностью 5-200 мкм разработана технология его рафинирования путем термообработки на воздухе при температуре 1073-1123 К в течении 1,5-2,0 часов. Отжиг, проводимый при температуре ниже 1073 К, не позволяет полностью газифицировать свободный углерод и сажные примеси, образовавшиеся при пиролизе ацетона, применяемого для обработки карбидного порошка с целью удаления влаги после кислотной обработки и промывки дистиллированной водой. Повышение температуры отжига до 1173 К приводит к образованию оксидных пленок на карбидных частицах. При отжиге в течении одного часа отмечается повышенное содержание свободного углерода, а отжиг длительностью более 2,0 часов не дает качественного улучшения примесного состава карбида. Изучение окисления свободного углерода в образцах нанокарбида кремния SiC (2), очищенных от свободного кремния и содержащих несвязанного в карбид углерода в пределах от 0 до 12 % масс., термогравиметрическим методом позволило определить термоокислительную устойчивость на воздухе свободного углерода и нанокарбида кремния в порошках различного состава (таблица 1).

Для уточнения температуры начала окисления нанокарбида кремния образцы SiC (2), очищенного от свободного кремния и содержащего несвязанного углерода в количестве 0,60 % масс. подвергались нагреву на воздухе в печи со средней скоростью 12 град/мин и 30-ти минутной выдержкой при температурах 773-1273 К с шагом в 50 градусов. Перед отжигом образцы термообрабатывались в аргоне при температуре 473 К для удаления сорбированных из атмосферы газов и паров и подвергались травлению во фтористоводородной ки-

слоте для удаления оксидной пленки с поверхности карбидных частиц. После отжига образцы охлаждались, взвешивались и исследовались рентгеновским методом и методом ИК-спектроскопии.

Таблица 1 – Термоокислительная устойчивость на воздухе свободного углерода и нанокарбида кремния в порошках различного состава

Содержание свободного углерода, % масс.	Температура начала окисления*, К	
	свободного углерода	карбида кремния
100,00	673	–
0,00	–	813
до 2,00	713-763	813-893
св. 2,00 до 10,00	743-793	868-1003
св. 10,00	763-793	943-1103

Примечание: \* При скорости нагрева 10 град/мин.

Результаты исследования приведены в таблице 2, а ИК-спектры образцов – на рисунке 1. Можно видеть, что окисление свободного углерода в заметных количествах происходит при температуре 773-823 К, а нанокарбида кремния – при 823 К и выше. Анализ ИК-спектров и рентгенограмм показывает, что при температуре 823-873 К на частицах нанокарбида происходит образование тонкой рентгеноаморфной пленки диоксида кремния.

При температуре 1073 К образующийся диоксид кремния обнаруживается уже на рентгенограммах, а при температуре 1273 К на рентгенограмме полностью исчезают дифракционные пики, соответствующие  $\beta$ -SiC, что может быть объяснено переходом значительного количества нанокарбида в диоксид. Таким образом, рафинирование нанокарбида кремния от свободного углерода или корректировка его содержания могут быть осуществлены путем отжига нанокарбида на воздухе при температуре 773-823 К. Для определения продолжительности отжига и его технологической реализуемости отжигу на воздухе при температуре 823 К подвергались очищенные от свободного кремния и обработанные в аргоне порошки нанокарбида кремния SiC (2) массой 200 г, содержащие свободный углерод в количестве 0,6; 0,9; 1,5 % масс. Продолжительность отжига изменялась от 10 до 40 мин.

Таблица 2 – Изменение характеристик образцов нанокарбида SiC (2) при отжиге на воздухе при температуре 773-1273 К

Т, К	Изменение массы образца, % масс.	Фазовый состав продуктов отжига	
		ИК-спектр	Диффрактограмма
Исходный образец		$\beta$ -SiC	$\beta$ -SiC
773	- 0,46	$\beta$ -SiC	$\beta$ -SiC
823	- 0,56	$\beta$ -SiC, SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC
873	+ 0,14	$\beta$ -SiC, SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC
923	+ 0,34	SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC
973	+ 0,67	SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC
1023	+ 0,94	SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC
1073	+ 1,37	SiO <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC – SiO <sub>2</sub>
1173	+ 2,53	SiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub> + $\beta$ -SiC
1273	+ 4,17	SiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>

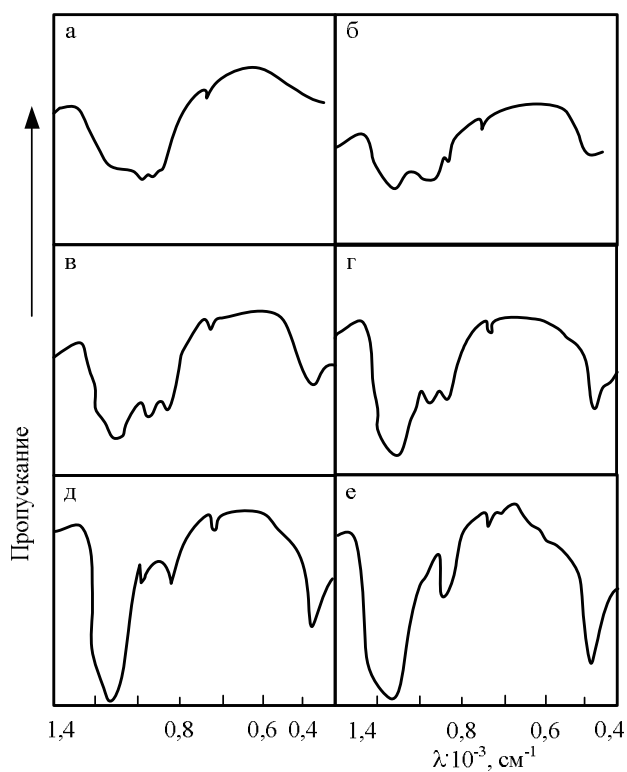


Рисунок 1 – Инфракрасные спектры карбидсодержащих образцов, исходного (а) и отожженных на воздухе при температуре, К: 773 (б), 873 (в), 973 (г), 1173 (д), 1273 (е)

Результаты исследования представлены графически на рисунке 2.

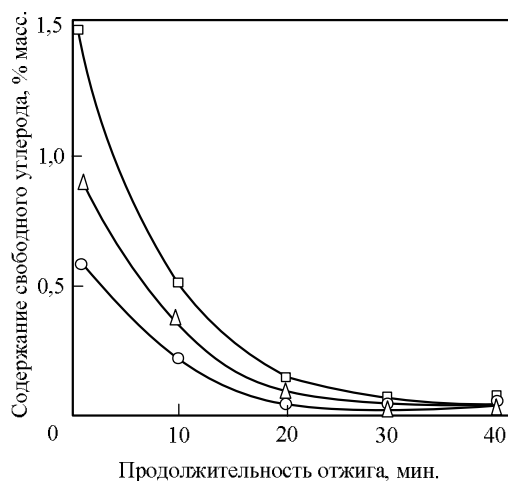


Рисунок 2 – Изменение содержания свободного углерода в зависимости от продолжительности отжига на воздухе при температуре 823 К в образцах нанокарбида кремния SiC (2) с исходным содержанием свободного углерода, % масс.: 0,6 (○); 0,9 (Δ) и 1,5 (□)

Можно видеть, что при содержании в нанокарбиде свободного углерода в количестве до 1,5 % масс. отжиг на воздухе в течении 30 мин обеспечивает остаточное содержание свободного углерода 0,05 % масс. Дальнейшее увеличение продолжительности отжига оказывается неэффективным.

Для исследования отжига порошка нанокарбида кремния SiC (2) в водороде использовали водород технической чистоты с содержанием кислорода 0,06 и азота 0,05 % об. При проведении исследований образцы SiC (2), очищенного от свободного кремния и содержащие несвязанного углерода 1,5 % масс., массой 1,0 г размещались в лодочке и отжигались в трубчатой электрической печи в токе водорода при температуре 773-1373 К с интервалом 100 К и выдержкой при каждой температуре в течении 1 часа. Отходящие газы собирались в газометр и анализировались хроматографически. Установлено, что газификация свободного углерода с заметной скоростью начинается при 1173 К и протекает с образованием метана. При более высоких температурах в отходящих газах наряду с метаном присутствует ацетилен. Газификация свободного углерода приводит к снижению его содержания в нанокарбиде. Так, при отжиге при температуре 1173 К содержание свободного углерода в нанокарбиде кремния снижается с 1,5 до 0,15 % масс.

Из двух исследованных способов ограничения и корректировки содержания в нанокарбиде кремния свободного углерода – отжиг на воздухе при температуре 823 К и водороде при температуре 1173 К – первый представляется более технологичным и более традиционным для технологии карбида кремния.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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

2. Угновенок Т.С. Взаимодействие различных кристаллических форм углерода с неравновесной плазмой тлеющего разряда: автореф. дис....канд. тех. наук / Т.С. Угновенок; С-ПбГТИ (ТУ). – С-Пб., 1999. – 20 с.: граф. – Библиогр.: С. 19-20 (6 назв.).



УДК 661.665.1

В.В. Руднева

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

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО И  
КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ  
РАФИНИРОВАНИИ И ХРАНЕНИИ  
СООБЩЕНИЕ 3. ТЕХНОЛОГИЯ ГЛУБОКОГО  
РАФИНИРОВАНИЯ НАНОКАРБИДА КРЕМНИЯ

Предложена технологическая схема глубокого рафинирования нанокарбида кремния.

The technological scheme steep clearing of nano silicon carbide is offered.

Комплексная технологическая схема глубокого рафинирования нанокарбида кремния и композиций на его основе включает следующие последовательно реализуемые операции: щелочная обработка (NaOH) для очистки от свободного кремния, кислотная (HCl) обработка для очистки от металлов и их оксидов, окислительный отжиг для очистки от свободного углерода или корректировки его содержания, кислотная обработка (HF) для очистки от диоксида кремния или травление нанокарбида. При этом выбор операций во многом определяется требованиями, предъявляемыми к нанокарбиду потребителями, и его назначением, а реализация их возможна как на стадии производства, так и на стадии применения. Результаты опробования технологической схемы рафинирования для нанокарбида кремния различных вариантов синтеза SiC (1), SiC (2), SiC (3), SiC (4) и композиции SiC – Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> – Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приведены в таблицах 1-5.

Можно видеть, что в процессе рафинирования изменение фазового состава карбида не происходит. Удаление примесей происходит достаточно полно, что обеспечивает достижение содержания карбида, % масс.: 99,20 для SiC (1), 99,36 для SiC (2) (при отсутствии бора), 98,96 для SiC (3), 99,38 для SiC (4) (при отсутствии бора).

Таблица 1 – Изменение характеристик карбида кремния SiC (1) при рафинировании и хранении

Описание	Условия рафинирования и хранения	Содержание карбида кремния и примесей, % масс.							S <sub>уд.</sub> , м <sup>2</sup> /кг
		SiC	Si <sub>своб.</sub>	C <sub>своб.</sub>	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	
1	Исходный состав SiC (1)	86,62	0,94	1,00	10,21	0,41	0,44	0,38	36000
	1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328-77* (изм. 1.12.79, 2.02.88)), ρ=1220 кг/м <sup>3</sup> , С=20%, Т:Ж=1:2, Т=373К, рН=12 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	87,42	0,02	1,10	10,30	0,39	0,40	0,37	35000
2	2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118-77* (изм. 1.02.85)), ρ=1174 кг/м <sup>3</sup> , С=35% до рН=1, Т=373 К, τ=1 ч	88,29	0,02	1,11	10,43	0,04	0,07	0,04	34000
	2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация								
	2.3 Сушка осадка при Т=423 К								
3	Отжиг на воздухе при Т=823 К, τ=0,5 ч	89,20	0,02	0,08	10,51	0,05	0,08	0,06	34000
	4.1 Обработка раствором HF (ГОСТ 10484-78* (изм. 1.02.84, 2.09.90)), ρ= 1116 кг/м <sup>3</sup> , С=35%, Т=373К, τ=1 ч	99,20	0,02	0,09	0,47	0,05	0,09	0,07	33000
4	4.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация								
	4.3 Сушка осадка при Т=423 К								
5	Хранение в полиэтиленовых емкостях в течение 10 суток	95,58	0,02	0,08	4,11	0,06	0,08	0,07	33000

Таблица 2 – Изменение характеристик карбида кремния SiC (2) при рафинировании и хранении

Описание	Условия рафинирования и хранения	Содержание карбида кремния, добавок и примесей, % масс.										S <sub>удл.</sub> м <sup>2</sup> /кг
		SiC	Si <sub>своб.</sub>	C <sub>своб.</sub>	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	B			
1	Исходный состав SiC (2)	88,38	1,62	1,58	4,66	0,62	0,32	0,25	2,57	42000		
	1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328-77* (изм. 1.12.79, 2.02.88)), ρ=1220 кг/м <sup>3</sup> , С=20%, Т:Ж=1:2, Т=373К, рН=12 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	89,82	0,02	1,61	4,73	0,63	0,33	0,25	2,61	41000		
2	2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118-77* (изм. 1.02.85)), ρ=1174 кг/м <sup>3</sup> , С=35% до рН=1, Т=373 К, τ=1 ч 2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	90,80	0,02	1,63	4,79	0,04	0,06	0,03	2,64	39000		
	2.3 Сушка осадка при Т=423 К											
3	Отжиг на воздухе при Т=823 К, τ=0,5 ч	92,24	0,02	0,06	4,87	0,04	0,05	0,04	2,68	39000		
4	4.1 Обработка раствором HF (ГОСТ 10484-78* (изм.1.02.84, 2.09.90)), ρ=1116 кг/м <sup>3</sup> , С=35%, Т=373К, τ=1 ч 4.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	96,57	0,02	0,06	0,39	0,05	0,05	0,04	2,82	38000		
	4.3 Сушка осадка при Т=423 К											
5	Хранение в полиэтиленовых емкостях в течение 10 суток	92,73	0,03	0,05	4,53	0,05	0,05	0,04	2,52	38000		

Таблица 3 – Изменение характеристик карбида кремния SiC (3) при рафинировании и хранении

Описание	Условия рафинирования и хранения	Содержание карбида кремния и примесей, % масс.										S <sub>уд.</sub> м <sup>2</sup> /кг
		SiC	Si <sub>своб.</sub>	C <sub>своб.</sub>	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO			
1	Исходный состав SiC (3) 1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328-77* (изм. 1.12.79, 2.02.88)), ρ=1220 кг/м <sup>3</sup> , С=20%, Т:Ж=1:2, Т=373К, рН=12 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	80,01	0,67	1,05	10,21	2,46	4,22	0,20	1,18	36000		
		80,53	0,03	1,06	10,26	2,48	4,25	0,20	1,19	34000		
2	2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118-77* (изм. 1.02.85)), ρ=1174 кг/м <sup>3</sup> , С=35% до рН=1, Т=373 К, τ=2 ч 2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 2.3 Сушка осадка при Т=423 К	87,31	0,03	1,14	11,12	0,12	0,16	0,04	0,08	32000		
		88,26	0,03	0,06	11,24	0,11	0,17	0,05	0,08	32000		
3	Отжиг на воздухе при Т=823 К, τ=0,5 ч 4.1 Обработка раствором HF (ГОСТ 10484-78* (изм.1.02.84, 2.09.90)), ρ=1116 кг/м <sup>3</sup> , С=35%, Т=373К, τ=1 ч 4.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 4.3 Сушка осадка при Т=423 К	98,96	0,03	0,07	0,52	0,12	0,16	0,05	0,09	32000		
		95,45	0,04	0,08	4,01	0,11	0,17	0,06	0,08	32000		
5	Хранение в полиэтиленовых емкостях в течение 10 суток											

Таблица 4 – Изменение характеристик карбида кремния SiC (4) при рафинировании и хранении

Описание	Условия рафинирования и хранения	Содержание карбида кремния и примесей, % масс.										S <sub>уд.</sub> , м <sup>2</sup> /кг
		SiC	Si <sub>своб.</sub>	C <sub>своб.</sub>	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	B			
1	Исходный состав SiC (4)	90,03	1,05	0,98	4,33	0,60	0,24	0,14	2,63	40000		
	1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328-77* (изм. 1.12.79, 2.02.88)), ρ=1220 кг/м <sup>3</sup> , С=20%, Т:Ж=1:2, Т=373К, рН=12 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	90,95	0,04	0,99	4,37	0,61	0,24	0,14	2,66	38000		
2	2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118-77* (изм. 1.02.85)), ρ=1174 кг/м <sup>3</sup> , С=35% до рН=1, Т=373 К, τ=1 ч 2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 2.3 Сушка осадка при Т=423 К	91,75	0,04	1,00	4,42	0,04	0,05	0,02	2,68	38000		
	3 Отжиг на воздухе при Т=823 К, τ=0,5 ч	92,63	0,04	0,05	4,46	0,04	0,04	0,03	2,71	37000		
4	4.1 Обработка раствором HF (ГОСТ 10484-78* (изм.1.02.84, 2.09.90)), ρ=1116 кг/м <sup>3</sup> , С=35%, Т=373К, τ=1 ч 4.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 4.3 Сушка осадка при Т=423 К	96,53	0,05	0,06	0,42	0,05	0,04	0,03	2,82	37000		
	5 Хранение в полиэтиленовых емкостях в течение 10 суток	92,54	0,04	0,05	4,62	0,05	0,04	0,03	2,63	37000		

Таблица 5 – Изменение характеристик карбидонитридной нанокompозиции при рафинировании и хранении

Операция	Условия рафинирования и хранения	Содержание карбида и нитрида кремния, добавок и примесей, % масс.										S <sub>уд.</sub> , М/кг
		SiC	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Si <sub>своб.</sub>	C <sub>своб.</sub>	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO			
1	Исходный состав	40,00	46,24	5,67	0,74	1,06	4,70	1,11	0,48	39000		
	1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328-77* (изм. 1.12.79, 2.02.88)), ρ=1220 кг/м <sup>3</sup> , С=20%, Т:Ж=1:2, Т=373К, рН=12 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация	40,29	46,58	5,71	0,02	1,07	4,73	1,12	0,48	37000		
2	2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118-77* (изм. 1.02.85)), ρ=1174 кг/м <sup>3</sup> , С=35% до рН=1, Т=373 К, τ=1 ч 2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 2.3 Сушка осадка при Т=423 К	40,92	47,31	5,80	0,02	1,10	4,80	0,03	0,02	37000		
	3 Отжиг на воздухе при Т=823 К, τ=0,5 ч	41,35	47,82	5,86	0,02	0,04	4,85	0,03	0,03	37000		
4	4.1 Обработка раствором HF (ГОСТ 10484-78* (изм.1.02.84, 2.09.90)), ρ=1116 кг/м <sup>3</sup> , С=35%, Т=373К, τ=1 ч 4.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709-72* (изм. 1.10.85, 2.09.90)), Т:Ж=1:20, 3-5 раз, отстаивание и декантация 4.3 Сушка осадка при Т=423 К	43,22	49,98	6,13	0,03	0,04	0,55	0,04	0,03	36000		
	5 Хранение в полиэтиленовых емкостях в течение 10 суток	41,60	48,07	5,91	0,03	0,04	4,28	0,04	0,03	36000		

В процессе рафинирования происходит снижение удельной поверхности, что свидетельствует о потере в гидрометаллургических операциях наиболее мелких фракций. Таким образом, предлагаемая комплексная технология глубокого рафинирования обеспечивает получение нанокарбида кремния и карбидсодержащих композиций требуемого химического состава и дисперсности. В то же время отмечается высокая окисленность нанокарбида кремния после рафинирования: содержание кислорода в карбидных образцах при хранении их в полиэтиленовых емкостях в течении 10 суток достигло, % масс.: 2,01 для SiC (1); 1,61 для SiC (2); 2,13 для SiC (3); 1,34 для SiC (4), что свидетельствует о необходимости проведения глубокого рафинирования в сочетании с последующей специальной подготовкой нанокарбида к применению после хранения в воздушной среде.

УДК 661.665.1

В.В. Руднева, Г.В. Галевский

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

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОКАРБИДА  
КРЕМНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО И  
КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ  
РАФИНИРОВАНИИ И ХРАНЕНИИ  
СООБЩЕНИЕ 4. ПОДГОТОВКА НАНОКАРБИДА КРЕМНИЯ  
К ПРИМЕНЕНИЮ ПОСЛЕ ХРАНЕНИЯ В ВОЗДУШНОЙ  
СРЕДЕ

Рассмотрены технологические варианты снижения поверхностной активности нанокарбида кремния.

The technological versions of reduction of surface activity nano silicon carbide are considered

Нанокарбид кремния как кластер наночастиц с момента их образования до проявления потребительских свойств и качеств в компактированном состоянии в форме композиционного покрытия или керамического изделия неизбежно и последовательно переживает такие этапы своего жизненного цикла, как воздействие технологических газов в процессе синтеза, рафинирование, воздействие атмосферных газов при хранении, и, возможно, подготовка к применению. Следовательно, на каждом из этих этапов нанокарбид становится участником сложных по своей физико-химической природе гидро- и пирометаллургических процессов, каждый из которых является одинаково значимым в общей цепи создания высококачественного коммерчески привлекательного продукта, требующим эффективного научного и технологического обоснования и решения. Среди перечисленных наиболее дискуссионным в научном и технологическом плане вопросом является обеспечение стабильности фазового и химического состава нанокарбида кремния при хранении. При этом общим для всех точек зрения является тезис о том, что нанокарбид кремния относится к материалам, формирование структуры и комплекса свойств которых на стадии синтеза не завершается, что, как правило, не отвечает жестким требованиям потребителей и обуславливает необходимость поиска путей подавления избыточной поверхностной активности нанокарбида. В последние 20 лет концептуально оформились два направления



решения этого вопроса, представленные графически в виде схемы на рисунке и оба ориентированные на достижение одного и того же результата, но разными путями – искусственным (вариант 1) и естественным (варианты 2, 3).

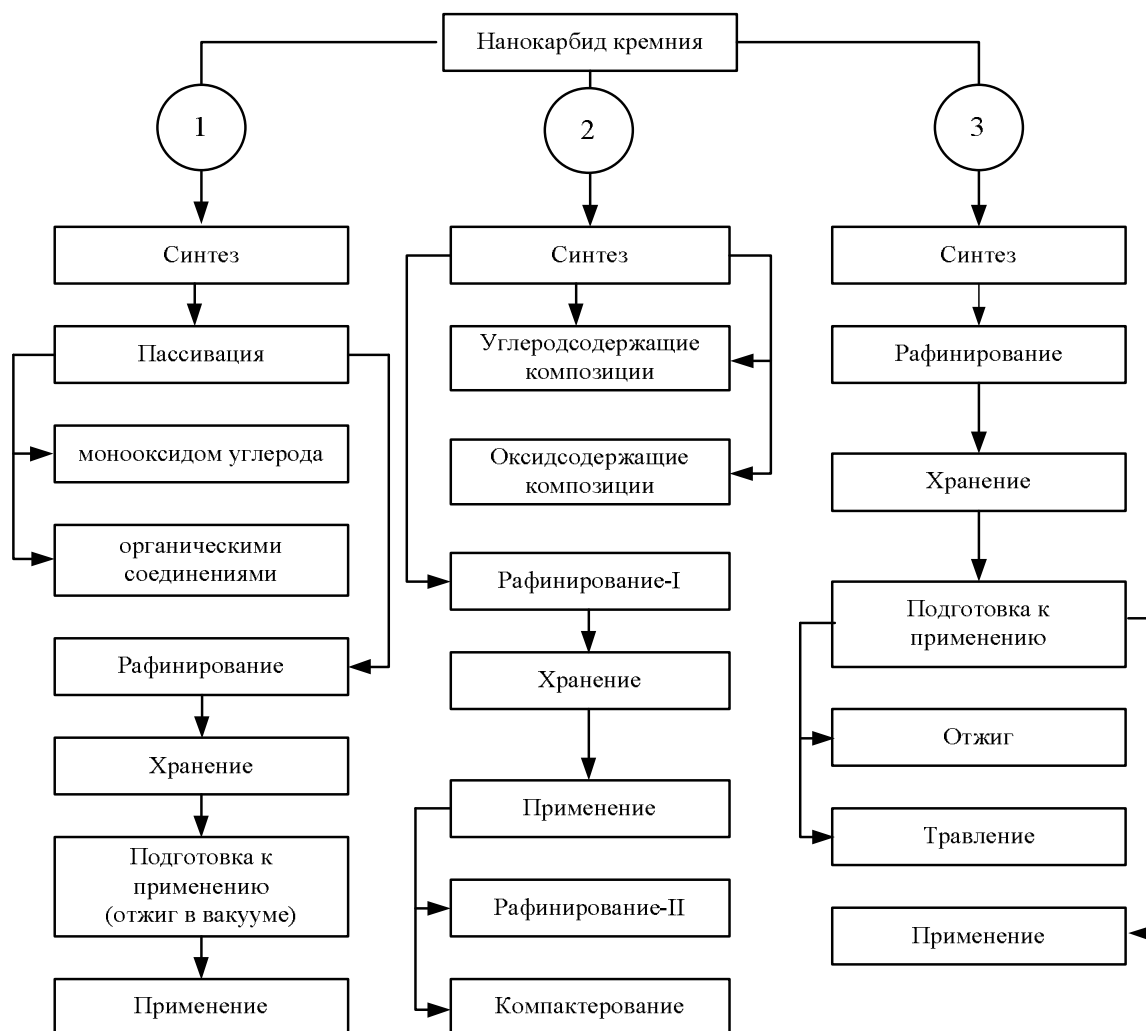


Рисунок – Технологические варианты снижения поверхностной активности нанокарбида кремния

Первый путь предполагает включение в технологию плазмоталлургического производства нанокарбида кремния различных способов его пассивации на стадии синтеза в реакторе или при внереакторной обработке. Так, профессором Галевским Г.В. с сотрудниками для нанокарбида кремния предлагается использование на стадии синтеза высокой пассивирующей способности монооксида углерода, образующегося при восстановлении диоксида кремния или окислении углеводородов при синтезе из кремния, либо паров органических жидкостей при внереакторной обработке [1]. На стадии синтеза достаточно эффективная пассивация нанокарбида кремния обеспечивает

ся при адсорбции им монооксида углерода в количестве 1,5-2,5 % масс.

В качестве органических пассиваторов опробованы диметилкетон и метанкарбоновая кислота, высокие пассивирующие свойства которых проявляются при обработке нанокарбида при температуре 873-1073 К и мольном соотношении Si : пассиватор = 1 : (10÷20). Применение органических пассиваторов позволяет снизить количество кислорода, усваиваемое нанокарбидом кремния при хранении, с 0,96-1,75 до 0,5-1,35 % масс. Однако многолетний технологический опыт реализации рассмотренных реакторного и внереакторного вариантов пассивации выявил ряд их существенных недостатков, основным из которых являются следующие:

- низкая технологичность пассивации продуктами окислительной конверсии избытка углеводорода и парами органических соединений;
- исчезновение пассивирующего эффекта при рафинировании, являющимся обязательной операцией в условиях постоянного ужесточения требований к нанокарбиду со стороны потребителей; это обуславливает необходимость технологического возвращения к этим вопросам на стадии подготовки нанокарбида кремния к применению.

Второй путь не предусматривает специальных технологических приемов, обеспечивающих пассивацию нанокарбида кремния, и предоставляет ему возможность после рафинирования поглощать кислород в количествах, определяемых наноуровнем. Кислород, сначала адсорбирующийся на поверхности наночастиц, а затем диффундирующий в их объем, способствует в дальнейшем формированию оксидных оболочек, поскольку применение нанокарбида кремния, в частности, в керамической технологии, предполагает использование высокотемпературного нагрева. После хранения в течении 10 суток нанокарбид потенциально способен генерировать до 4,01-4,62 % масс. диоксида кремния. Поскольку рассматриваемый вопрос наиболее актуален для керамической технологии, то именно специалисты этой области предложили следующие технологические решения, реализуемые на стадии компактирования керамических заготовок и изделий:

- использование при производстве карбидкремниевой керамики карбид-углеродной композиции, содержащей равномерно распределенный нанодисперсный углерод в количествах, достаточных

для восстановления диоксида до карбида в процессе твердофазного спекания;

- использование при производстве карбид-нитридкремниевой керамики композиции, содержащей компоненты, например, оксид иттрия, образующие с диоксидом кремния легкоплавкие фазы, способствующие получению высокоплотной керамики.

Такой подход ставит более серьезные технологические задачи перед производителями нанокарбида кремния и наноматериалов на его основе, поскольку востребованными оказываются шихты специального состава и наноуровня.

Проведенные исследования рафинирования и свойств нанокарбида кремния позволяют предложить еще один путь снижения остроты проблемы, предполагающий проведение перед применением специальной подготовки нанокарбида, включающей такие последовательные операции, как отжиг при температуре 773-823 К в течении 0,5 часа и травление в 35 %-ном растворе фтористоводородной кислоты в течении 0,25-0,5 часа при температуре 373 К (рисунок). Отжиг необходим для завершения процесса формирования диоксида кремния в виде аморфной пленки на поверхности наночастиц, а травление – для её растворения и удаления (таблица).

Таблица – Изменение содержания в нанокарбиде кремния диоксида кремния в зависимости от условий подготовки к применению

Исходный нанокарбид		Содержание SiO <sub>2</sub> * после травления, % масс.	
Вариант синтеза	Содержание SiO <sub>2</sub> , % масс.	Без отжига на воздухе	С отжигом на воздухе
SiC (1)	4,11	3,68	0,49
SiC (2)	4,53	4,01	0,57
SiC (3)	4,01	3,72	0,39
SiC (4)	4,62	3,34	0,60
SiC + Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	4,28	3,21	0,58

Примечание: \* рассчитанное по содержанию кислорода.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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

УДК 661.357.62 : 661.665.1

В.В. Руднева, Г.В. Галевский

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

## УКРУПНЕНИЕ НАНОКАРБИДА КРЕМНИЯ В РАСТВОРАХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

Исследованы процессы коалесценции и коагуляции нанокарбида кремния в растворах электролитов.

The processes association and coagulation nano silicon carbide in solutions of electrolytes are investigated.

Процессы укрупнения нанокарбида кремния в растворах электролитов ранее исследовались в работах [1-3]. Установлено, что укрупнение является следствием двух одновременно и параллельно протекающих процессов: коалесценции и коагуляции.

Явление коалесценции (слияния) неконтактирующих между собой в твердой фазе наноразмерных частиц может проявляться не только при высокотемпературном отжиге, но и при выдержке в растворах электролитов. Влияние среды в этом случае сводится к настолько сильному снижению энергетического барьера для коалесценции частиц, что она происходит при комнатной температуре. В электролитах процессы нетермической коалесценции получают развитие на достаточно протяженных поверхностях (подложках). Общепринятым механизмом, описывающим слияние частиц в температурных условиях, когда диффузионные процессы в системе подавлены, является модель, базирующаяся на представлении о миграции отдельных колоний (островков) частиц под действием электростатических сил. Последние возникают между частицами при зарядении их в электролитах путем адсорбции на поверхности катионов  $H^+$  из диссоциированных в воде кислот. Мигрируя по подложке, частицы коалесцируют при столкновениях.

Развитие процессов коагуляции вызвано следующими двумя причинами:

- неустойчивостью наносистем, обусловленной избыточной поверхностной энергией, и естественным стремлением их к развитию релаксационных процессов;
- неудовлетворительной смачиваемостью нанопорошков, связанной в первую очередь с состоянием поверхности их наноразмер-

ных частиц и наличием или отсутствием на них поверхностного заряда.

Закономерным следствием протекания процессов коалесценции и коагуляции является укрупнение частиц. Поэтому эти процессы нежелательны в растворах электролитов при формировании композиционных покрытий, т.к. вызывают необходимость повышения в электролите концентрации упрочняющей фазы и затрудняют реализацию преимуществ её наносостояния. Способы ограничения коагуляции частиц, включающие подготовку электролита через стадию приготовления высококонцентрированных суспензий или применение поверхностно-активных веществ, в полной мере этой проблемы не решают. Авторами [1-3] по результатам анализа гистограмм и зависимости степени коагуляции от газонасыщенности нанопорошков разработан способ ограничения развития процессов укрупнения карбидных частиц в растворах электролитов, включающий вакуумтермическую обработку при температуре 873-973 К в течении 0,5-2 часов при остаточном давлении 50-75 Па. Показано, что при уменьшении количества адсорбированных газов с 4,22 до 0,18 % масс. степень коагуляции нанокарбида кремния снижается с 2,79 до 1,16. Проведенные авторами данной статьи исследования рафинирования и свойств нанокарбида кремния позволили предложить еще один путь решения проблемы, предполагающий проведение специальной подготовки нанокарбида перед его применением. Специальная подготовка нанокарбида включает такие последовательные операции, как отжиг при температуре 773-823 К в течении 0,5 ч и травление в 35 %-ном растворе фтористоводородной кислоты в течении 0,25-0,5 ч при температуре 373 К.

Для эффективного применения в технологии КЭП нанокарбида кремния определенный научный и прикладной интерес представляет исследование размерной зависимости количественных характеристик коалесценции и коагуляции, ранее не изучавшейся. Для проведения исследований использовались образцы нанокарбида кремния, полученные карбидизацией кремния, характеристики которых представлены в таблице 1. Средний размер наночастиц образцов изменялся в пределах от 40 до 95 нм. Содержание кислорода после отжига и травления составило 0,20-0,42 % масс., а после хранения на воздухе в течение 1 суток – 1,24-4,80 % масс. Основные результаты исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Зависимость степени коалесценции и коагуляции наночастиц карбида кремния от их среднего размера, условий хранения и подготовки к применению

Характеристика	Номер образца				
	1	2	3	4	5
Содержание $\beta$ -SiC, % масс.	99,01	99,14	99,27	99,33	99,39
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	60000	49000	38000	31000	25000
Средний размер частиц, нм	40	48	62	76	95
Содержание кислорода после подготовки (отжиг + травление), % масс.	0,42	0,36	0,27	0,23	0,20
Степень коалесценции / коагуляции	1,24	1,19	1,16	1,13	1,10
	1,59	1,38	1,21	1,15	1,13
Содержание кислорода после хранения на воздухе в течении 24 часов, % масс.	4,80	3,41	2,22	1,64	1,24
Степень коалесценции / коагуляции	1,42	1,35	1,28	1,23	1,15
	2,52	2,11	1,76	1,61	1,49

Коалесценция и коагуляция наноразмерных частиц карбида кремния исследовались в растворе стандартного электролита хромирования следующего состава, кг/м<sup>3</sup>: CrO<sub>3</sub> – 300, Cr<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> – 8, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> – 3. При исследовании коалесценции использовались препараты, подготавливаемые нанесением частиц карбида и каплей электролита на стеклянную пластинку. Для подготовленных таким образом препаратов определялась величина удельной поверхности. Для каждого размера частиц проводилось три параллельных опыта с усреднением результатов. Продолжительность коалесценции составляла во всех случаях 0,5 часа. При исследовании коагуляции определялась величина удельной поверхности наночастиц карбида, выдержанных в растворе электролита в течении 2-х часов при концентрации нанокарбида в электролите 2,0 кг/м<sup>3</sup>. Во всех случаях из электролита отбиралось не менее 3-х проб с последующим усреднением результатов. Степени коалесценции и коагуляции определялись по отношению среднего размера частиц, обработанных в электролите, к среднему размеру частиц исходного порошка.

Анализ полученных результатов (таблица 1) свидетельствует о проявлении процессов коалесценции и коагуляции в электролитах хромирования, развитие которых зависит от состояния поверхности наночастиц (содержания кислорода в поверхностном слое) и, следовательно, условий хранения и подготовки, а также их размера. При

этом зависимости степеней коалесценции и коагуляции от среднего размера частиц нанокарбида описываются уравнениями вида

$$\alpha_1 = 5 (d_q + 20)^{-0,05} - 2,85$$

$$\alpha_2 = 5 (d_q - 0,5)^{-0,4} + 0,3$$

$$\beta_1 = 3 (d_q - 29)^{-0,6} + 0,87$$

$$\beta_2 = 5,3 (d_q - 30)^{-0,41} + 0,5,$$

где  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ,  $\beta_1$  и  $\beta_2$  – степени коалесценции и коагуляции для частиц нанокарбида после специальной подготовки (отжиг + травление) и после хранения в воздушной среде соответственно;  $d_q$  – средний размер частиц нанокарбида кремния, нм.

При изменении среднего размера частиц от 40 до 95 нм частицы нанокарбида кремния укрупняются вследствие коалесценции соответственно в 1,24-1,10 ( $\alpha_1$ ) и в 1,42-1,16 ( $\alpha_2$ ) раза, а вследствие коагуляции – в 1,59-1,13 ( $\beta_1$ ) и в 2,52-1,49 ( $\beta_2$ ) раза. Следовательно, предлагаемый способ подготовки нанокарбида кремния к применению, включающий отжиг и травление, ограничивает развитие в электролите процессов коалесценции и коагуляции и, как следствие, укрупнение наночастиц. В таблице 2 проведено сопоставление эффективности этого способа с предлагаемой в [3] вакуумтермической обработкой для порошков нанокарбида кремния с близким средним размером частиц – 59 и 62 нм. Сопоставительный анализ представленных в таблице 2 вариантов подтверждает проявление коагуляции в электролитах разных составов (никелирования и хромирования), зависимости степени её от состояния поверхностного слоя наночастиц, характеризуемого количеством адсорбированных газов и, как следствие, от технологических факторов, изменяющих его. При этом эффективность способов ограничения коагуляции сопоставима, однако вариант 2 представляется более технологичным, поскольку в отличие от варианта 1 не реализуется в качестве отдельной операции и более прост аппаратно.

Таким образом, по склонности к укрупнению, протекающему в растворах электролитов различных составов (никелирования и хромирования) путем коалесценции и коагуляции, нанокарбид кремния может быть отнесен к материалам, требующим специальных технологических мер для ограничения этих процессов. Степени коалесценции и коагуляции зависят от содержания кислорода в поверхностном слое наночастиц и их среднего размера. По результатам анализа зависимости степеней коалесценции и коагуляции от определяющих параметров разработан способ ограничения развития процессов укрупнения частиц в растворах электролитов, включающий отжиг на воздухе ( $T =$

773-823 К,  $\tau = 0,25 \div 0,5$  ч) и травление во фтористоводородной кислоте (концентрация 35 %, Т : Ж = 1 : (10÷20), Т = 373 К,  $\tau = 0,25 \div 0,5$  ч).

Таблица 2 – Сопоставление эффективности различных способов ограничения коагуляции

Характеристики образцов, условия их обработки и хранения	Значение параметров	
	Вариант 1 <sup>*)</sup>	Вариант 2
Средний размер частиц, нм	59	62
Состав электролита, кг/м <sup>3</sup>	NiSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O – 245 H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> – 30 NaCl – 20, NaF – 6	CrO <sub>3</sub> – 300 Cr <sub>2</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> – 8 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> – 3
После хранения	Воздушная среда	Воздушная среда
Количество адсорбированных газов, % масс.	2,12	2,22
Степень коагуляции	2,09	1,76
После обработки	Отжиг при Т = 973 К в вакууме	Отжиг при Т = 973 К на воздухе + травление
Количество адсорбированных газов, % масс.	0,21	0,27
Степень коагуляции	1,17	1,21
Примечание: <sup>*)</sup> По данным [1-3]		

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Плазмометаллургическое производство карбида кремния для композиционного никелирования и хромирования: Монография / О.А. Полях, В.В. Руднева; науч. ред. Г.В. Галевский. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 188 с.
2. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: монография: в 3-х т. / Науч. ред. Г.В. Галевский; Т. 2. Плазмометаллургическое производство карбида кремния для гальванотехники / О.А. Полях, В.В. Руднева. – М.: Флинта: Наука, 2007. – 190 с.
3. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск: Наука, Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – 344 с.



УДК 666.76

К.А. Черепанов, В.К. Черепанова, М.В. Темлянцев,  
Е.Н. Темлянцева

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

## ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АГРЕГИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦ КРЕМНЕЗОЛЯ

В статье представлен опыт получения высокопрочного теплоизоляционного материала с применением водной керамической вяжущей суспензии.

In the article the experience of obtaining high-strength heatisolation of a material is shown.

В последние годы интенсивно развивается современное научное направление получения материалов на основе новых, наукоемких технологий, особенно с использованием наноразмерных частиц. Одними из наиболее известных в настоящее время являются нанотехнологии, оперирующие с наночастицами как агрегированными, так и неагрегированными, размеры которых находятся в диапазоне от 1 нм до 300 нм и более. На их основе разрабатываются технологии создания композиционных материалов как плотных, так и пористых, обладающих повышенной прочностью и высокой пористостью [1,2], такова, например, золь – гель технология, которая «является наиболее экономичной при производстве высокотемпературных керамических покрытий» [2]. Наночастицы неагрегированных золь имеют размер менее 10 нм, на их основе формируются материалы с высокими значениями плотности и прочности. Агрегированные золи состоят из более крупных частиц (30-50 нм и более), они способны образовывать пористые слои с развитой поверхностью. При определенных условиях золь переходит в гель, который является связнодисперсной системой, возникающей при контакте с частицами дисперсной фазы. Такая структурированная коллоидная система ограничивает текучесть материала, а при температуре выше 100 °С способствует конденсационному структурообразованию. В последние десятилетия большое внимание ученых привлекли водные керамические вяжущие суспензии

(ВКВС) с наличием в них коллоидного компонента [3]. Наиболее известны такие суспензии, получаемые из материалов кремнеземистого состава, коллоидную основу которых представляет кремнезоль. Твердение и упрочнение керамических вяжущих основано на явлении поликонденсации, при этом прочностные свойства материала (изделия) определяются составом дисперсионной среды, дисперсностью частиц твердой фазы и состоянием их поверхности, плотностью упаковки их в материале, режимами упрочнения. Характерной особенностью изделия, полученного с применением ВКВС и термообработанного при температуре порядка 150 °С является абсолютная влагостойкость, свидетельствующая об образовании в нем кристаллизационных (полимеризационных) контактов, причем прочность на сжатие стандартных образцов из такого материала достигает значений, имеющих у образцов, подвергнутых высокотемпературному обжигу.

Известно, что пористые материалы (огнеупорные теплоизоляционные – ГОСТ 5040 – 89 и ячеистые бетоны – ГОСТ 25485 – 89) обладают пониженной прочностью на сжатие (и изгиб) по сравнению с плотными. При объемной доле пор 0,3-0,5 прочность пористого изделия составляет не более 0,1 от прочности плотного. Увеличение ее может быть достигнуто за счет упорядоченного расположения его внутренних компонентов, уже имеющих пористую структуру, таких как диатомит, вермикулит, перлит, зольные микросферы. Следует отметить, что еще в конце 70-х гг. XX века в производстве керамических изделий появилось новое направление – создание композиционных материалов дисперсного упрочнения – керамобетонов, которые могут быть как обжиговые, так и безобжиговые. Они представляют собой гетерогенные, полифракционные композиции, состоящие из относительно крупного (обычно огнеупорного) заполнителя – плотного или пористого, промежутки между частицами которого заполнены керамической связкой. Такие материалы имеют «бетонную» структуру, получаемую за счет «керамического» армирования [4].

При производстве пористых материалов (изделий) важным являются способы образования пор как при получении огнеупорных теплоизоляционных материалов, так и при изготовлении ячеистых бетонов (в строительстве). В целом они делятся на следующие группы: 1) способ выгорающих добавок, 2) с предварительным образованием пены (пенобетоны) и 3) химический способ, в котором при протекании химической реакции выделяются газообразные продукты, создающие пористую массу (газобетоны). В то же время известен способ, в котором в качестве заполнителя (как указывалось ранее) ис-

пользуется материал с уже имеющимися порами (диатомит, перлит и др.), либо со специально полученными микросферами из таких оксидов как  $TiO_2$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $ZrO_2$  и др. Последние получают плазмохимическим методом, либо путем раздувания расплава. Следует отметить, что производство таких микросфер ограничено его сложностью и дороговизной продукции.

Нами разработана ресурсосберегающая, малоотходная технология получения пористого материала, представляющего собой композит дисперсного упрочнения матричной структуры, с плотностью порядка  $600-700 \text{ кг/м}^3$ , в котором компоненты сырьевой смеси являются отходами или изготовлены из них. Своеобразным «носителем» пор являются зольные микросферы, которые присутствуют в золах ТЭС, работающих на каменном угле, причем в общем количестве образующейся золы их находится 10-12 %. Насыпная масса зольной микросферы составляет  $400-500 \text{ кг/м}^3$ , размер микросфер колеблется в широких пределах (от 50 до 500 мкм), газовая фаза внутри них состоит, в основном, из азота (~ 30 %) и диоксида углерода (~ 65 %). В настоящее время этот продукт широко применяется при добыче нефти и природного газа. В качестве связующего использовали ВКВС кремнеземистого состава, получаемую механохимической обработкой кремнеземсодержащих материалов как природного, так и техногенного происхождения [5]. Практика показывает, что при использовании этого метода получения ВКВС образующийся золь обычно представлен агрегированными наночастицами, которые (в некоторых случаях) способствуют возникновению и протеканию процесса аутокоагуляции в рассматриваемом объеме ВКВС (при ее хранении). После смешивания заполнителя (зольных микросфер) со связующим и последующего формования полученное изделие подвергается низкотемпературной сушке при температуре  $140-150 \text{ }^\circ\text{C}$ , после которой оно, как указывалось ранее [3], приобретает высокие прочностные свойства. На рисунке представлены значения предела прочности на сжатие опытных (стандартных) образцов в зависимости от плотности материала, для сравнения показано изменение этой характеристики, также в зависимости от плотности, для газобетона неавтоклавного твердения по ГОСТ 25485 – 89 «Ячеистые бетоны». Из рисунка видно, что прочность на сжатие опытных образцов значительно превышает требуемую по ГОСТ 25485 – 89 «Ячеистые бетоны». Последнее особенно важно в связи с необходимостью решения проблемы энергосбережения при строительстве и эксплуатации жилья. Такой конструкционно – теплоизоляционный материал (по классификации ГОСТ 25485 – 89)



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бородай Ф.Я. Керамические материалы на основе аморфного кремнезема / Ф.Я. Бородай // Стекло и керамика. – 1992. – № 4. – С. 24-26.
2. Хокинг М. Металлические и керамические покрытия / М. Хокинг, В. Васантасри, Р. Сидки. – М.: Мир, 2000. – 514 с.
3. Митякин П.Л. Жаропрочные материалы на основе водных керамических суспензий / П.Л. Митякин, О.М. Розенталь. – Новосибирск: Наука, 1987. – 172 с.
4. Черепанов К.А. Керамические неформованные материалы из отходов металлургической промышленности на основе тиксотропных сырьевых смесей / К.А. Черепанов, В.К. Черепанова // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2003. – № 2. – С. 65-66.
5. Черепанов К.А. Получение и использование вяжущего нового поколения – керамической суспензии кремнеземистого состава / К.А. Черепанов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2006. – № 10. – С. 62-64

УДК 666.762.14.:621.926

М.В. Луханин

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

## МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ МУЛЛИТО-КОРДИЕРИТОВОЙ КЕРАМИКИ

В работе приведены результаты исследований по синтезу муллита, кордиерита и кордиерито-муллитовой смеси из природных компонентов (глины Единисского месторождения, талька) и золоотвалов ТЭЦ-4 г. Омска. Показано, что при добавлении к глине талька Алгуйского месторождения и гидроксида алюминия, и соответствующей подшихтовке к золе оксидов магния, кремния, гидроксида алюминия с применением предварительной механической активации и последующей термической обработки при 1260 °С получены указанные соединения и кордиерито-муллитовая смесь.

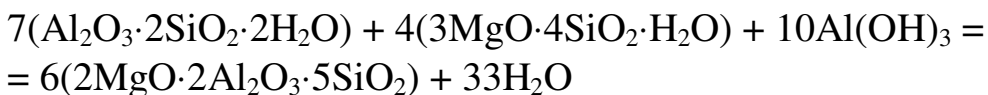
Results of the studies are brought in work on synthesis of mullite, kordierite and kordierite-mullite mixture from natural component (the clays of Edinisskoye Layer, talc) and ash dumps of thermal electric station №4 (Omsk). It is shown that at accompaniment to clay of the talc of Alguyskoye Layer and hidrooxide aluminum, and corresponding additions to ash, oxides of magnesium, silicon, hidrooxide aluminum, with using the preliminary mechanical activation and the following thermal processing under 1260 °C, are received specified join and kordierite--mullite mixture.

### Синтез из природных компонентов

Серовато-белая глина Единисского месторождения (Барзасский комплекс) по данным рентгенофазового анализа (РФА) представляет собой практически чистый каолинит  $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , тальк соответствует формуле  $3\text{MgO} \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ .

Для получения целевых продуктов составлялись следующие смеси:

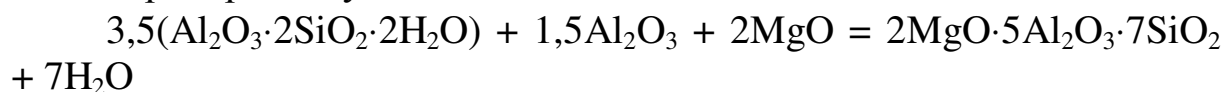
кордиерит



муллит



кордиерито-муллитовая смесь



Смеси активировались в планетарной мельнице АГО-3 в течение 5 минут, а затем нагревались при 1260 °С в течение 2 часов. Результаты РФА продуктов синтеза приведены на рисунках 1–3.

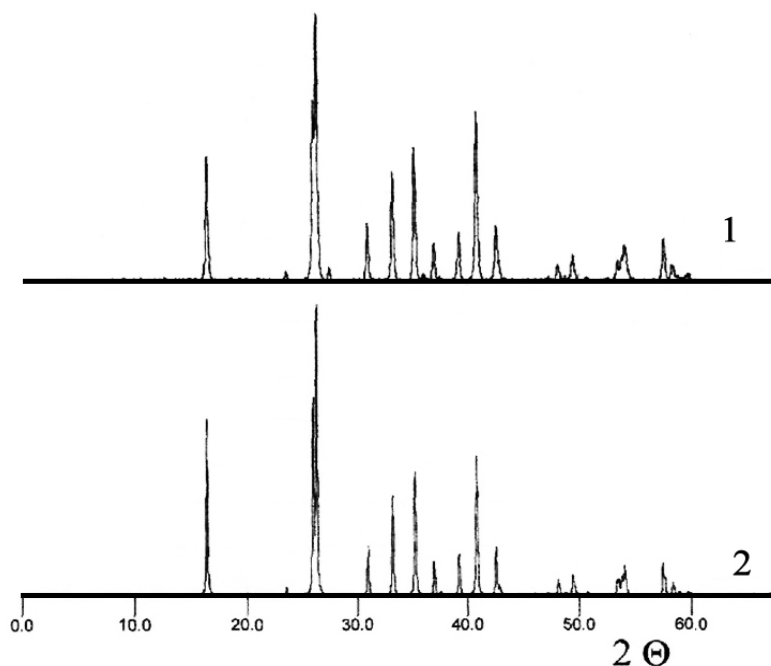


Рисунок 1 – Дифрактограмма продукта синтеза из смеси, соответствующей муллиту (1) и стандартная дифрактограмма (2)

В таких же условиях были обработаны составы на основе золы с добавками оксидов. Химический состав золы приведен ниже, моли, %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 14;  $\text{SiO}_2$  – 44,56;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 3,63;  $\text{MgO}$  – 1,04; С – 36,79.

### Синтез кордиерита

К золе были добавлены оксиды кремния, магния и гидроксид алюминия в следующих количествах (вес. %, граммы):

зола – 73,82; гидроксид алюминия – 11,45 (оксида алюминия – 8,74); оксид кремния – 4,64; оксид магния – 10,94.

После активации смесей в планетарной мельнице АГО-3 в течение 5 минут смеси отжигались при температуре 1260 °С в течение двух часов.

Результаты синтеза муллита представлены на рисунке 1. Нижняя дифрактограмма (Powder Diffraction Data) – стандартная. Как вид-

но из рисунка 1 обе дифрактограммы по-существу идентичные (полное соответствие между ними).

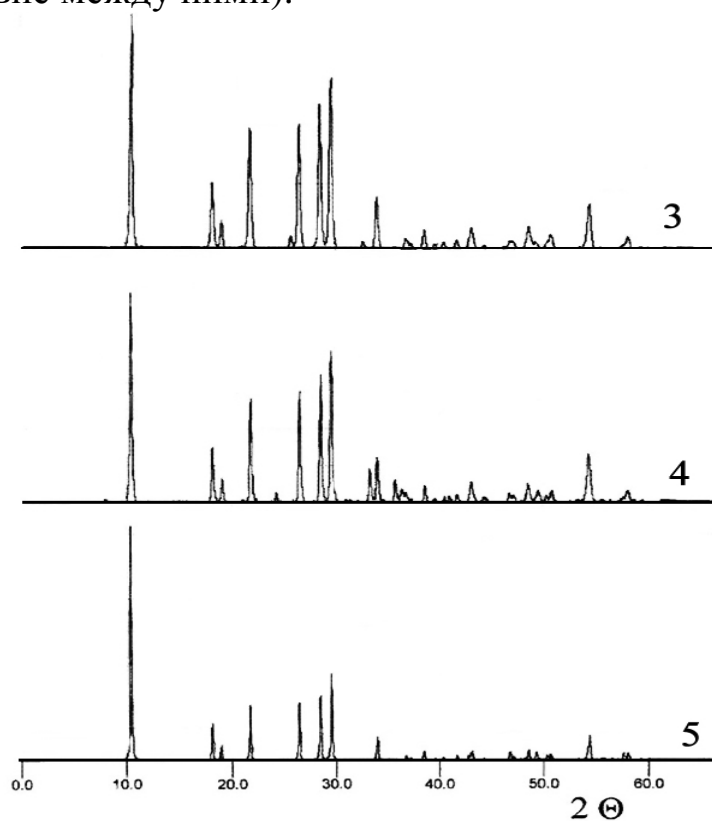


Рисунок 2 – Дифрактограмма продукта синтеза из смеси, соответствующей кордиериту (3), продукта, полученного из золы (4) и стандартная дифрактограмма (5)

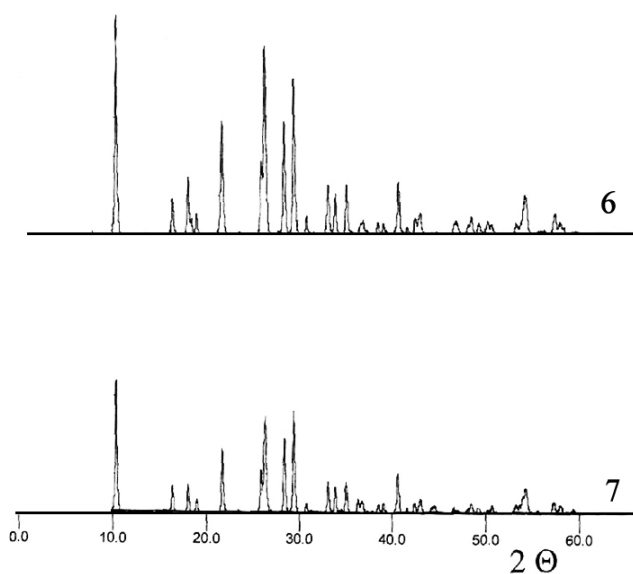


Рисунок 3 – Дифрактограмма продукта синтеза из смеси, соответствующей кордиерито-муллитовой смеси из природных компонентов (6) , из золы (7)



### Синтез из смесей на основе золы

Кордиерит (рисунок 2) имеет низкий коэффициент термического расширения (что очень важно при эксплуатации) ( $1,8 \cdot 10^{-6}$ ), но обладает низкой температурой плавления  $1450 \text{ }^\circ\text{C}$ . По этой причине представляется разумным изготовить смесевую композицию его с муллитом, температура плавления которого  $1890 \text{ }^\circ\text{C}$ . Керамика из этой смеси, наряду с низким коэффициентом расширения, будет иметь более высокую температуру плавления.

В ряде работ показано, что муллито-кордиеритовые композиты, состоящие из химически совместимых компонентов, наследуют полезные свойства от кордиерита (низкий коэффициент термического расширения) и от муллита (высокие температура плавления и механическая прочность), обладают повышенной спекаемостью и трещиностойкостью [1]. В связи с проблемой утилизации отвальных зол и шлаков тепловых электростанций, содержащих оксиды кремния и алюминия в больших количествах, представляет интерес определить возможность их использования в качестве исходных материалов для получения указанных композитов. Поскольку, в последнее время интенсивно развивается шликерный способ изготовления алюмосиликатных изделий, позволяющий получать их крупногабаритными и сложной конфигурации [2], этот вопрос является весьма актуальным. Для его реализации готовятся высококонцентрированные водные суспензии на основе тонкоизмельченных смесей. По этой причине использование методов механической активации и механохимии на стадиях их приготовления органично вписывается в технологию получения алюмосиликатной керамики. Опыт применения механической активации для получения кордиеритовой и муллитовой керамики описан в наших работах [4]. В настоящей работе исследована возможность получения муллито-кордиеритовых композитов из золы ТЭЦ-4 (г. Омск).

Такую смесевую композицию удалось создать из этой же золы при добавлении к ней оксидов кремния, магния и гидроксида алюминия в следующих количествах (вес. %, граммы): зола – 46,97; гидрооксид алюминия – 43,71 (оксида алюминия – 33,37); оксид кремния – 13,88; оксид магния – 6,96.

После операций, подобных предыдущим была получена кордиерито-муллитовая смесь. Она приведена на рисунке 3.

Съемка образцов осуществлялась в области со скоростью  $0,5$  градусов в минуту. Полученные рентгенограммы сравнивались с рентгенограммами, приведенными в картотеке. Размеры частиц опре-

делялись на лазерном грануляторе «Микросайзер 201А» производства ООО «ВА Инсалт» (Санкт-Петербург). Съемка образцов (1, 3, 5, 7, 9) приводится ниже. Рисунки 4–8, соответствующие полученным композитам: кордиерит, кордиерит-муллит (с золой) и муллит, кордиерит и кордиерит-муллит (с глиной).

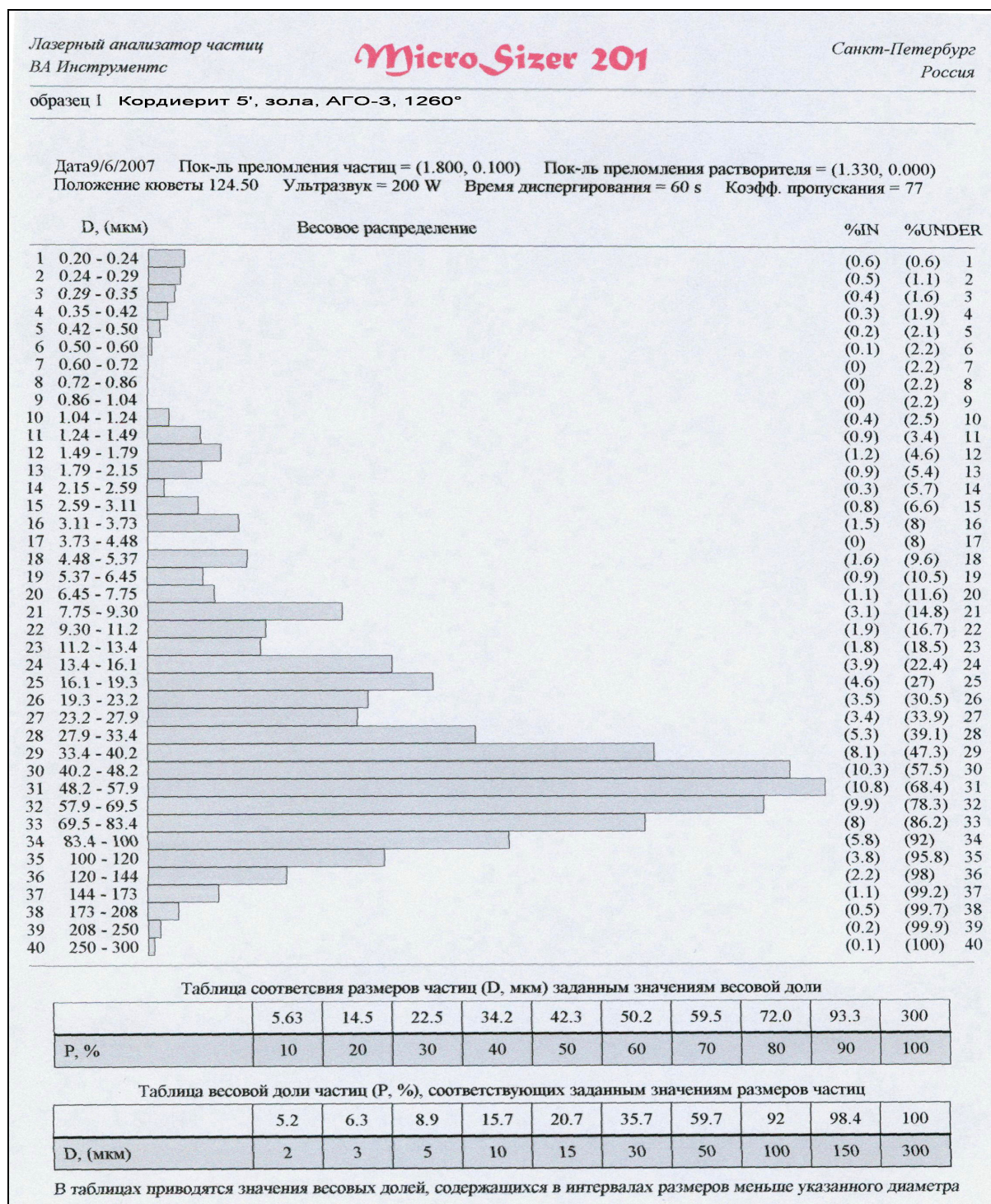


Рисунок 4 – Образец 1 Кордиерит 5', зола, АГО-3, 1260°

образец 3 Кордиерит-муллит 5', зола, АГО-3, 1260°

Дата 9/6/2007 Пок-ль преломления частиц = (1.800, 0.100) Пок-ль преломления растворителя = (1.330, 0.000)  
Положение кюветы 124.50 Ультразвук = 200 W Время диспергирования = 60 s Коэфф. пропускания = 70

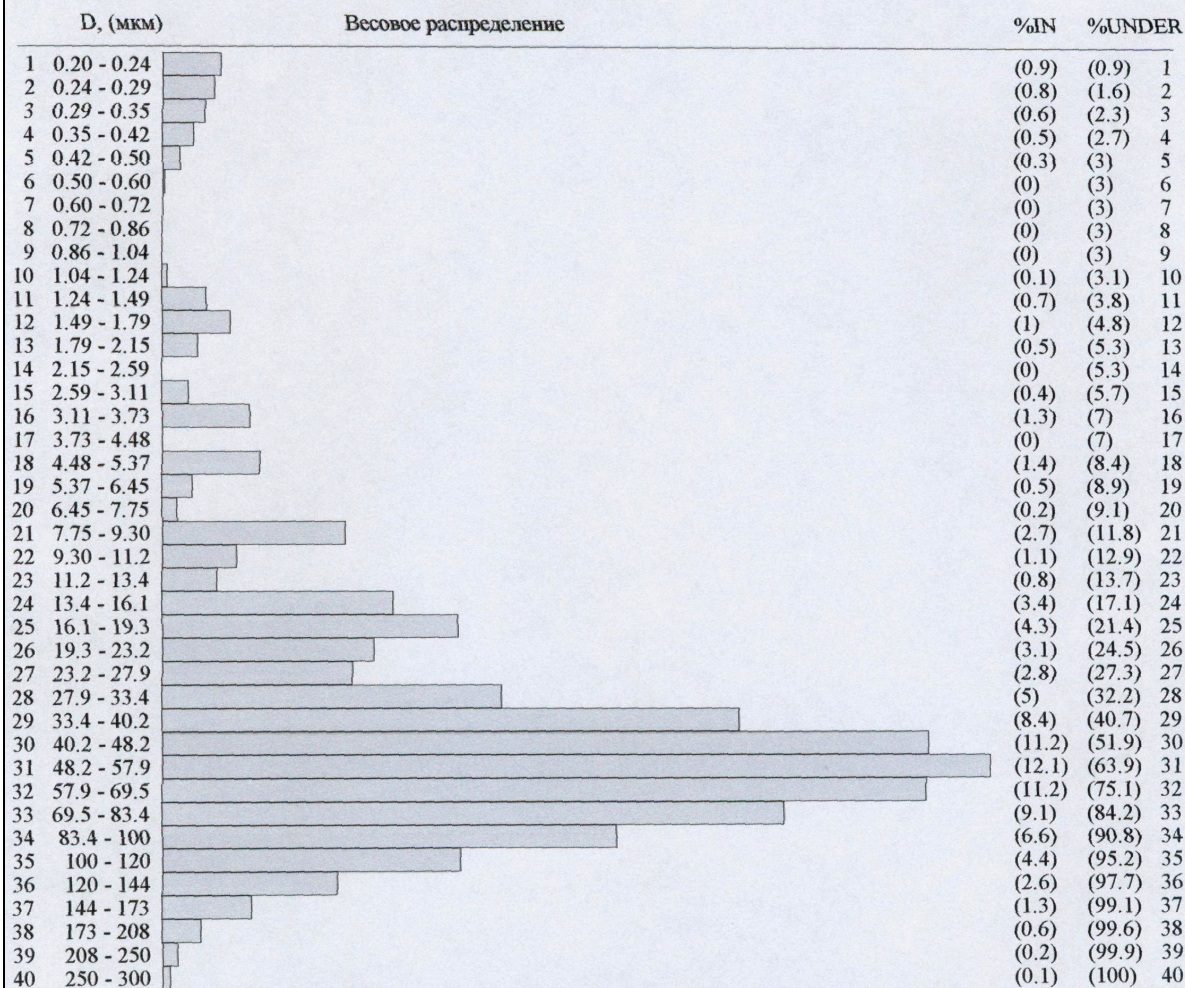


Таблица соответствия размеров частиц (D, мкм) заданным значениям весовой доли

	8.29	18.2	31.2	39.7	46.9	54.5	63.7	76.2	97.5	300
P, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100

Таблица весовой доли частиц (P, %), соответствующих заданным значениям размеров частиц

	5.2	5.5	7.8	12.5	15.5	28.9	54.3	90.8	98.1	100
D, (мкм)	2	3	5	10	15	30	50	100	150	300

В таблицах приводятся значения весовых долей, содержащихся в интервалах размеров меньше указанного диаметра

Рисунок 5 – Образец 3 Кордиерит-муллит 5', зола, АГО-3, 1260°

образец 5 Муллит 5, глина, АГО-3, 1260°

Дата 9/6/2007 Пок-ль преломления частиц = (1.800, 0.100) Пок-ль преломления растворителя = (1.330, 0.000)  
Положение юветы 124.50 Ультразвук = 200 W Время диспергирования = 60 s Коэфф. пропускания = 77

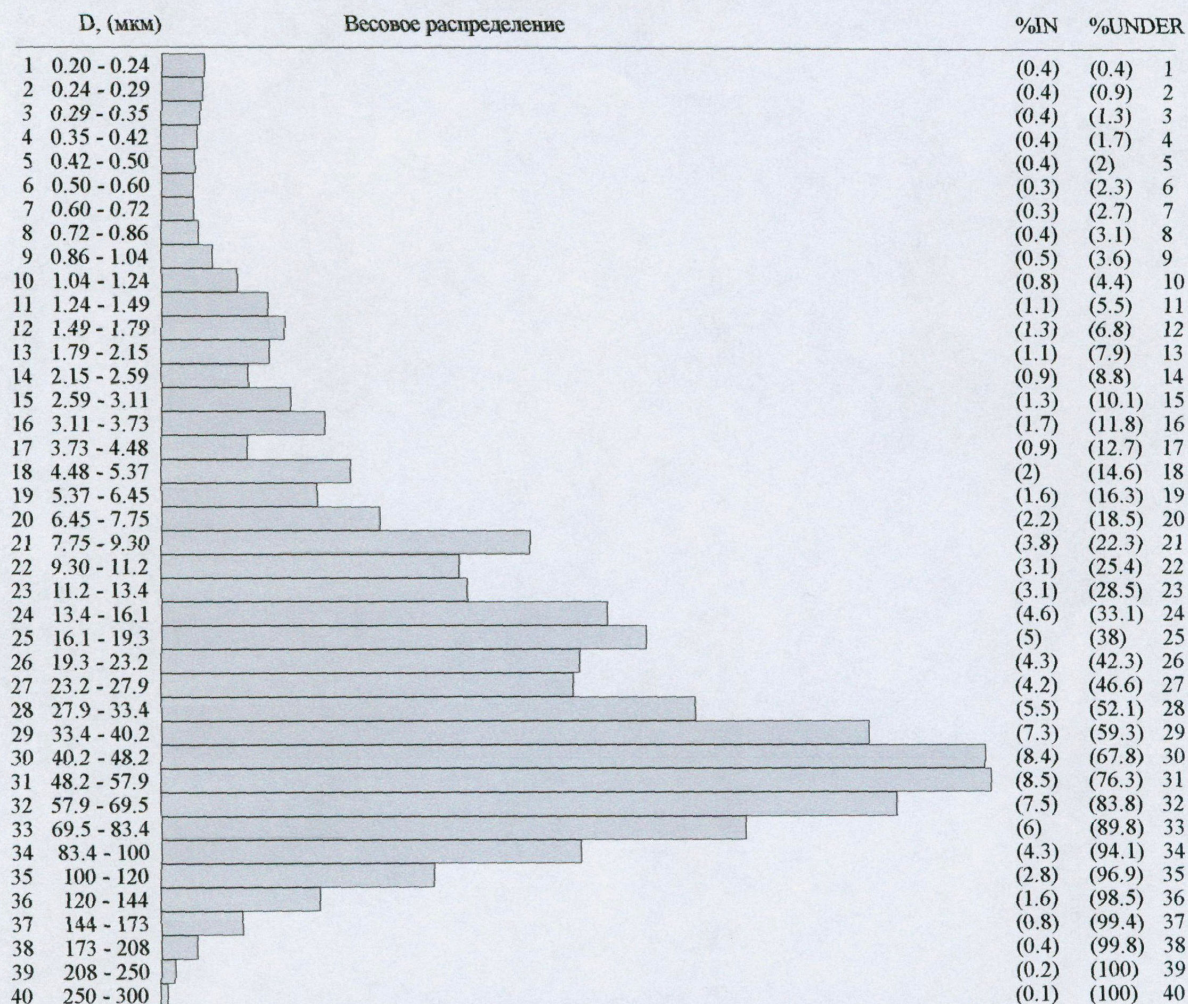


Таблица соответствия размеров частиц (D, мкм) заданным значениям весовой доли

	3.06	8.35	14.3	20.9	31.4	40.8	50.6	63.1	84.1	300
P, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100

Таблица весовой доли частиц (P, %), соответствующих заданным значениям размеров частиц

	7.5	9.8	13.8	23.6	31.2	48.6	69.5	94.1	98.8	100
D, (мкм)	2	3	5	10	15	30	50	100	150	300

В таблицах приводятся значения весовых долей, содержащихся в интервалах размеров меньше указанного диаметра

Рисунок 6 – Образец 5 Муллит 5', глина, АГО-3, 1260°

образец 7 Кордиерит 5', глина, АГО-3, 1260°

Дата 9/6/2007 Пок-ль преломления частиц = (1.800, 0.100) Пок-ль преломления растворителя = (1.330, 0.000)  
Положение кюветы 124.50 Ультразвук = 200 W Время диспергирования = 60 s Коэфф. пропускания = 72

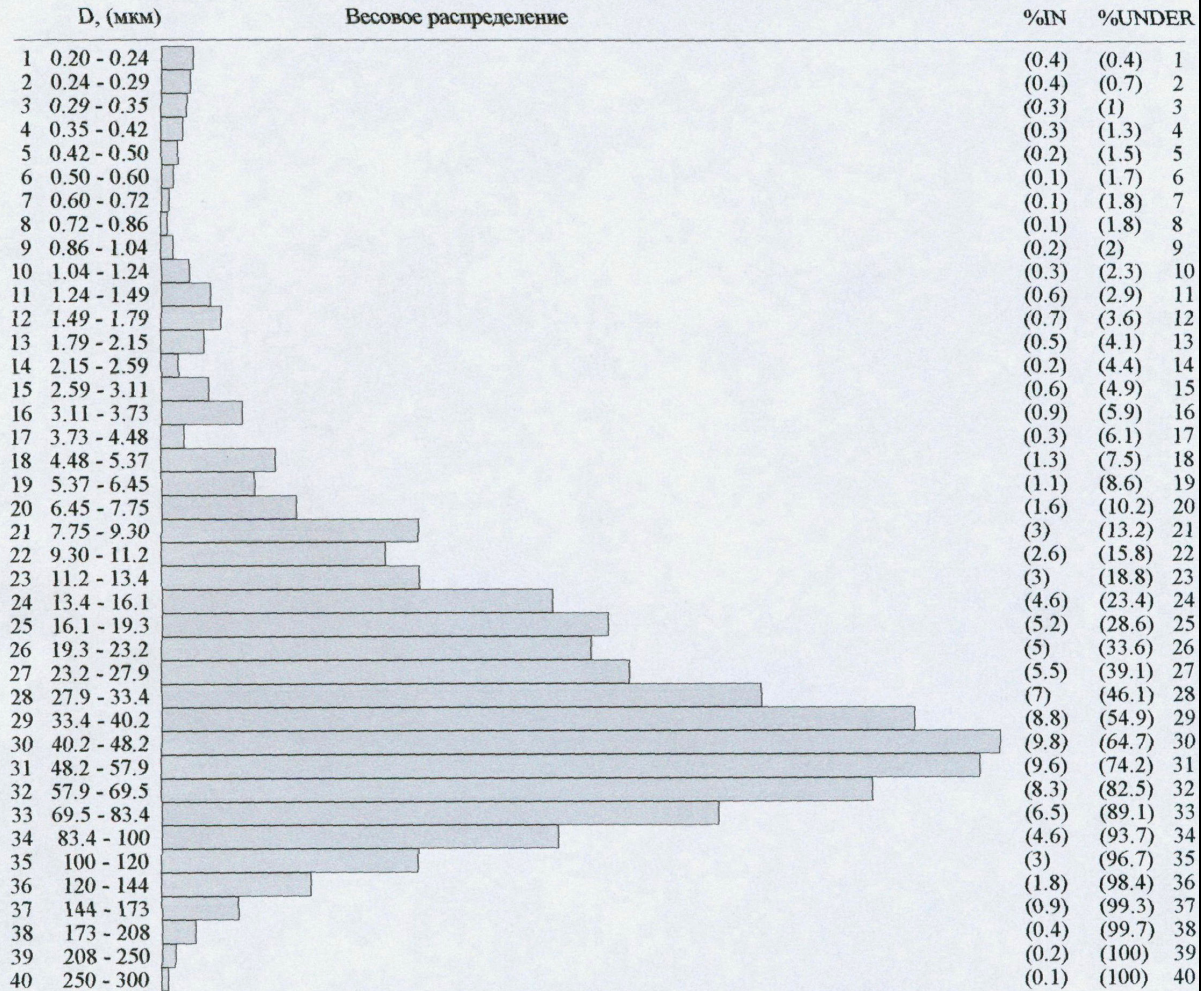


Таблица соответствия размеров частиц (D, мкм) заданным значениям весовой доли

	7.64	14.1	20.3	28.6	36.4	44.2	53.3	65.4	86.2	300
P, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100

Таблица весовой доли частиц (P, %), соответствующих заданным значениям размеров частиц

	4	4.8	6.9	14.3	21.5	41.7	66.6	93.7	98.7	100
D, (мкм)	2	3	5	10	15	30	50	100	150	300

В таблицах приводятся значения весовых долей, содержащихся в интервалах размеров меньше указанного диаметра

Рисунок 7 – Образец 7 Кордиерит 5', глина, АГО-3, 1260°

образец 9 Кордиерит-муллит 5', глина, АГО-3, 1260°

Дата 9/6/2007 Пок-ль преломления частиц = (1.800, 0.100) Пок-ль преломления растворителя = (1.330, 0.000)  
Положение кюветы 124.50 Ультразвук = 200 W Время диспергирования = 60 s Коэфф. пропускания = 73

D, (мкм)	Весовое распределение	%IN	%UNDER	
1 0.20 - 0.24		(0.4)	(0.4)	1
2 0.24 - 0.29		(0.4)	(0.8)	2
3 0.29 - 0.35		(0.4)	(1.1)	3
4 0.35 - 0.42		(0.3)	(1.4)	4
5 0.42 - 0.50		(0.3)	(1.7)	5
6 0.50 - 0.60		(0.3)	(2)	6
7 0.60 - 0.72		(0.3)	(2.3)	7
8 0.72 - 0.86		(0.3)	(2.7)	8
9 0.86 - 1.04		(0.4)	(3.1)	9
10 1.04 - 1.24		(0.6)	(3.7)	10
11 1.24 - 1.49		(0.9)	(4.6)	11
12 1.49 - 1.79		(1.1)	(5.7)	12
13 1.79 - 2.15		(1)	(6.7)	13
14 2.15 - 2.59		(0.9)	(7.6)	14
15 2.59 - 3.11		(1.3)	(8.9)	15
16 3.11 - 3.73		(1.6)	(10.5)	16
17 3.73 - 4.48		(1.1)	(11.6)	17
18 4.48 - 5.37		(2)	(13.5)	18
19 5.37 - 6.45		(1.7)	(15.3)	19
20 6.45 - 7.75		(2.5)	(17.7)	20
21 7.75 - 9.30		(3.8)	(21.5)	21
22 9.30 - 11.2		(3.2)	(24.7)	22
23 11.2 - 13.4		(3.3)	(28)	23
24 13.4 - 16.1		(4.5)	(32.6)	24
25 16.1 - 19.3		(5)	(37.5)	25
26 19.3 - 23.2		(4.6)	(42.2)	26
27 23.2 - 27.9		(4.9)	(47)	27
28 27.9 - 33.4		(6.1)	(53.2)	28
29 33.4 - 40.2		(7.6)	(60.8)	29
30 40.2 - 48.2		(8.5)	(69.3)	30
31 48.2 - 57.9		(8.3)	(77.6)	31
32 57.9 - 69.5		(7.2)	(84.8)	32
33 69.5 - 83.4		(5.7)	(90.5)	33
34 83.4 - 100		(4)	(94.5)	34
35 100 - 120		(2.6)	(97.1)	35
36 120 - 144		(1.5)	(98.6)	36
37 144 - 173		(0.8)	(99.4)	37
38 173 - 208		(0.4)	(99.8)	38
39 208 - 250		(0.1)	(100)	39
40 250 - 300		(0.1)	(100)	40

Таблица соответствия размеров частиц (D, мкм) заданным значениям весовой доли

	3.49	8.67	14.6	21.3	30.6	39.5	49.0	61.3	82	300
P, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100

Таблица весовой доли частиц (P, %), соответствующих заданным значениям размеров частиц

	6.3	8.6	12.7	22.8	30.7	49.3	71	94.5	98.9	100
D, (мкм)	2	3	5	10	15	30	50	100	150	300

В таблицах приводятся значения весовых долей, содержащихся в интервалах размеров меньше указанного диаметра

Рисунок 8 – Образец 9 Кордиерит-муллит 5', глина, АГО-3, 1260°

Температура плавления смеси определялась в печи ХА-2Б пирометром. Определение прочности на изгиб и сжатие проводились по стандартным методикам. Порошки прессовали в пластинки размером 4,1x1,5x0,5, отжигали при температуре 1420 °С и подвергали разрушению.

Для сравнения были синтезированы композиты с соотношением кордиерит: муллит, равным 1 : 1, по реакции в которой в качестве исходных были взяты каолин и тальк месторождений Кемеровской области, по-существу не содержащие примесных фаз и технический гидраргиллит. Условия активации и термообработки те же самые. Анализ дифрактограмм кордиерита, муллита и новой смесевой композиции показывает значительные преимущества последней. Эксперименты по определению температуры плавления муллито-кордиеритового композита показали, что он выдерживает температуры до 1700–1720 °С. Данные по прочности показывают: на сжатие свыше 200 МПа, на изгиб 27 МПа. В результате проведенных на первом этапе (2007 г.) исследований по гранту президента Российской Федерации (МК 2686.2007.8) установлена возможность получения из природных ресурсов Кузбасса и отходов промышленности (вторичных минеральных ресурсов), с помощью механохимического способа помола смесей, получить новый муллито-кордиеритовый композит, пригодный для производства в перспективе широкого ассортимента огнеупорных и керамических изделий.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mussler, B.N. Preparation and Properties of Mullite Cordierite Composites / B.N. Mussler, M.V. Shafer // Bulletin of American Ceramic Society. – 1984. – V 5. – Pp. 705-714.

2. Пивинский Ю.Е. Теоретические аспекты технологии керамики и огнеупоров: Избранные труды. Том 1 / Ю.Е. Пивинский.– СПб.: Стройиздат, 2003. – 544 с.

3. Луханин М.В. Механохимический синтез муллита из вторичных минеральных ресурсов / М.В. Луханин, С.И. Павленко, Е.Г. Аввакумов // Огнеупоры и техническая керамика. – 2003. – № 6. – С 39-40.

УДК 691.32.001.32

Л.И. Астахова, С.И. Павленко, Н.Ф. Чертоляс, Г.М. Чуприянов\*

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

\*ООО «Амальгама-Центр», г. Новокузнецк

## КОНТРОЛЬ ОДНОРОДНОСТИ ПРОЧНОСТИ БЕТОНА КОНСТРУКЦИЙ МОНОЛИТНОГО ЖЕЛЕЗОБЕТОННОГО КАРКАСА ЗДАНИЯ В СТАДИИ СТРОИТЕЛЬСТВА

В работе приводятся данные освидетельствования контроля однородности фактической прочности бетона каркаса здания Технического центра автоматизации производств в г. Новокузнецке в стадии строительства. Прочностные характеристики колонн, ригелей и плит перекрытия определялись с помощью приборов неразрушающего контроля прочности бетона методами ударного импульса и отрыва со скалыванием, в сроки 91, 150 и 183 дней твердения. Поэлементный анализ (колонн, ригелей, плит перекрытия) показал, что часть конструкций (особенно колонны) не достигают значения проектной и прогнозируемой прочности с учетом роста прочности во времени. Предложено устранение неоднородности прочности путем пропитки структуры бетона проникающим высокопрочным раствором с помощью кальматрона.

The paper presents the data on examination of the control of frame of a building for the Technical Centre of the production automation in Novokuznetsk at the stage of construction. The strength characteristics of columns, cross bars and floor slabs were determined by devices for a non-destructive control of the concrete strength by the method of percussion impulse and teasing off with shear at 91, 150 and 183 days of hardening. The element analysis of columns, crossbars, floor slabs has shown that part of the concrete structures (columns in particular) does not attain the value of the design and prognosticated strength with the regard for its increase in time. Elimination of the strength heterogeneity by impregnation of the concrete texture with penetrating high-strength grout using Kalmatron has been suggested.

Выполнение работы обусловлено необходимостью контроля фактической прочности бетона каркаса здания Технического центра



автоматизации производства в городе Новокузнецке, находящегося в стадии строительства.

Возведение каркаса здания началось летом 2005 г. Работы по контролю прочности осуществлялись в январе 2006 г.

Корпус Технического центра автоматизации представляет собой прямоугольное в плане здание с размерами 30,3x17,9 м, трехэтажное высотой 13,5 м, каркасного типа с сеткой колонн 6x6 м. Каркас здания (колонны, ригели и плиты перекрытий) выполнен из монолитного железобетона. Колонны контролировались на отм. 0,000, +3,220, +6,520, +9,820. Перекрытия, ригели и плиты на отм. +3,320, +6,520, +9,820, +13,120. Диафрагмы жесткости из монолитного железобетона осуществлены одновременно с устройством примыкающих колонн.

При освидетельствовании железобетонных несущих конструкций здания Технического центра автоматизации выполнено инструментальное определение фактических прочностных характеристик бетона. Для определения прочностных характеристик использованы приборы неразрушающего контроля прочности бетона российского производства ИПС-МГ4, ИПС-МГ4.03 – приборы неразрушающего контроля прочности бетона методом ударного импульса в соответствии с ГОСТ 22690-88; ПОС-30МГ4 – прибор неразрушающего контроля прочности бетона монолитных и сборных железобетонных изделий и конструкций методом отрыва со скалыванием в соответствии с ГОСТ 22690.

С помощью приборов выполнены замеры прочности бетона колонн, ригелей и плит перекрытий. Расстояние между точками определения прочности в колоннах и ригелях не превышало 1 м. В плитах замеры выполнены по периметру.

Результаты замеров прочности бетона железобетонных несущих конструкций каркаса обработаны в соответствии с СП 13-102-2003 «Правила обследования несущих строительных конструкций зданий и сооружений».

Фактический класс бетона определен по формуле:

$$B = R_{cp} \cdot (1 - t_{\alpha} \cdot V) \quad (1)$$

где  $R_{cp}$  – средняя прочность бетона по результатам испытаний;

$t_{\alpha}=1,71$  – коэффициент Стьюдента (при среднем числе испытаний 25);  $V$  – коэффициент вариации прочности, который определяется по формуле:

$$V = \frac{\Delta R}{R_{cp}} \quad (2)$$

где  $\Delta R = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (R_i - R_{cp})^2}{n-1}}$  – среднее квадратическое отклонение прочности, где  $R_i$  – прочность бетона участка конструкций;  $R_{cp}$  – средняя прочность бетона по результатам испытаний;  $n$  – число испытанных участков в конструкции.

При анализе результатов определения прочности бетона железобетонных несущих конструкций здания Технического центра автоматизации принималось во внимание, что по проекту для всех конструкций каркаса класс бетона по прочности В 25 (М 300), а представленная исполнительная документация (журналы работ и документы качества работ) свидетельствуют о том, что укладываемая бетонная смесь в элементы каркаса класса по прочности В 30 (М 350). Сроки укладки, согласно журналу работ, и сроки настоящего обследования характеризуются тремя промежутками, равными 91 день, 150 дней и 183 дня. Учитывая это, согласно теории набора прочности бетоном во времени по Б.Г. Скрамтаеву, прочность бетона в любой момент вре-

мени:  $R_\tau = R_{28} \cdot \frac{\lg T}{\lg 28}$ , где  $R_{28}$  – прочность бетона в 28-дневном возрасте (проектная прочность);  $T$  – время существования конструкции в днях. Тогда для марки бетона (класса прочности) М 300 (В 25) при  $R_{28} = 18,5$  МПа:

$$R_{91} = 18,5 \cdot \frac{\lg 91}{\lg 28} = 24,32 \text{ МПа};$$

$$R_{150} = 18,5 \cdot \frac{\lg 150}{\lg 28} = 27,85 \text{ МПа};$$

$$R_{183} = 18,5 \cdot \frac{\lg 183}{\lg 28} = 28,86 \text{ МПа}.$$

Для марки бетона (класса прочности) М 350 (В 30) при  $R_{28} = 22,0$  МПа:

$$R_{91} = 22,0 \cdot \frac{\lg 91}{\lg 28} = 29,7 \text{ МПа};$$

$$R_{150} = 22,0 \cdot \frac{\lg 150}{\lg 28} = 33,0 \text{ МПа};$$

$$R_{183} = 22,0 \cdot \frac{\lg 183}{\lg 28} = 34,32 \text{ МПа.}$$

Сопоставление прогнозируемого значения прочности бетона колонн на отм. 0,000 с фактически определенной инструментальными методами свидетельствует о том, что значение прочности составляет  $5 = 12,93$  МПа,  $R_{\min} = 17,2$  МПа, что от прогнозируемой составляет соответственно 44,8 % и 59,5 %. Причем значение прочности от проектной составляет 69,9 % и 93 %.

Для колонн на отм. +3,220:  $V = 1,2$  МПа,  $R_{\min} = 7,39$  МПа, что от прогнозируемой составляет 6 % и 26,6 %; от проектной соответственно 6 % и 40 %.

Для колонн на отм. +6,520:  $V = 8,6$  МПа,  $R_{\min} = 15,5$  МПа, что от прогнозируемой составляет 35,4 % и 63,1 %; от проектной соответственно 46,5 % и 83 %.

Для колонн на отм. +9,820:  $V = 26,5$  МПа,  $R_{\min} = 30,94$  МПа, что от прогнозируемой составляет 109,0 %) и 127,2 %; от проектной соответственно 143 % и 167,2 %.

Соответствующие сопоставления для ригелей свидетельствуют о том, что для ригелей на отм. +3,220:  $V = 13,78$  МПа,  $R_{\min} = 18,27$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 47,7 % и 63,3 %; от проектной соответственно 74,5 % и 98,8 %.

Для ригелей на отм. +6,520:  $V = 14,1$  МПа,  $R_{\min} = 17,34$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 50,8 % и 62,5 %; от проектной соответственно 76,2 % и 93,7 %.

Для ригелей на отм. +9,820:  $V = 17,9$  МПа,  $R_{\min} = 23,43$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 73,6 % и 96,3 %; от проектной соответственно 96,1 % и 126,6 %.

Для ригелей на отм. +13,120:  $V = 18,5$  МПа,  $R_{\min} = 28,91$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 76,1 % и 118,9 %; от проектной соответственно 100 % и 156,2 %.

Для монолитных плит на отм. +6,520:  $V = 23,5$  МПа,  $R_{\min} = 27,49$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 84,7 % и 99,1 %.

Для монолитных плит на отм. +9,820:  $V = 30,3$  МПа,  $R_{\min} = 35,06$  МПа, что от прогнозируемой прочности составляет 124,6 % и 144,2 %; от проектной соответственно 163,8 %) и 189,5 %.

Для монолитных плит на отм. +13,120:  $V = 30,3$  МПа,  $R_{\min} = 35,06$  МПа, что соответствует тем же показателям, что и для плит на отм. +9,820.

Вышеприведенные сопоставления свидетельствуют о том, что наибольшей неоднородностью прочностных показателей бетона об-

ладают колонны. Особенно это относится к колоннам на отм. 0,000; +3,220; +6,520. Причем интегрально в этих колоннах нет проектной прочности бетона.

В ригелях неоднородность прочностных показателей меньше, но для отм. +3,220 и +6,520 интегрально нет проектной прочности бетона.

У монолитных плит, за исключением отм. +6,520, бетон имеет прочность выше прогнозируемой (с учетом роста прочности бетона) и проектная прочность обеспечивается во всех плитах на всех отметках.

Поэлементный анализ результатов определения прочности бетона железобетонных несущих конструкций здания, принимая во внимание значение прочности бетона как  $R_{min}$ , свидетельствует о том, что часть не имеет проектной прочности бетона, соответствующей  $R = 18,5$  МПа (В 300). Часть конструкций имеют прочность бетона равную или выше проектной прочности бетона, но не достигают значения прогнозируемой с учетом роста прочности бетона во времени. И, в части конструкций, прочность бетона соответствует проектной и прогнозируемой прочности.

Распределение поэлементно следующее:

1. Колонны на отм. 0,000 соответственно: 45 %, 33 %, 20,8 %.
2. Колонны на отм. +3,220: 45 %, 45 %, 10 %.
3. Колонны на отм. +6,520: 54,5 %, 31,8 %, 13,6 %.
4. Колонны на отм. +9,820: 4,5 %, 0 %, 95,5 %.
5. Ригели на отм. +3,220: 23,5 %, 41,2 %, 35,3 %.
6. Ригели на отм. +6,520: 25 %, 62,5 %, 12,5 %.
7. Ригели на отм. +9,820: 15,4 %, 15,4 %, 69,2 %.
8. Ригели на отм. +13,120: 8,3 %, 37,5 %, 54,2 %.

Освидетельствование и оценка технического состояния железобетонных несущих конструкций каркаса здания Технического центра автоматизации позволяют сделать следующие выводы:

- Бетон элементов, имеющих по проекту одинаковую прочность монолитного железобетона каркаса здания, имеет фактически различную прочность. Неоднородность показателей и их устойчивость по значениям зависит от вида конструкций (колонна, ригель и плита).
- Количественные характеристики распределения показателей прочности классифицируются как распределение по уровням прочности:

1) прочность бетона в элементе меньше требуемого проектного значения;

2) прочность бетона в элементе меньше прогнозируемого с учетом роста прочности бетона во времени, но требуемая прочность по проекту обеспечена не менее класса В 25 (М 300);

3) прочность бетона в элементе соответствует прогнозируемому росту во времени, что свидетельствует о благоприятных условиях твердения и развития цементного камня; проектная прочность бетона превышает или равна значению теоретического роста во времени.

Неоднородность (отклонение прочностных показателей от проектных), особенно на колоннах, рекомендуется устранить путем пропитки структуры бетона проникающим высокопрочным раствором с помощью кальматрона.

## **ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**

УДК 669.018.25.69

А.Ф. Софрошенков

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

## БОРИРОВАНИЕ КАМЕР ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

В статье описана новая технология борирования камер высокого давления, изготовленных из быстрорежущих сталей, с целью защиты их от воздействия высоких циклических температур

A new technology of the high-pressure chambers boronizing which are made from high-speed steels with the aim to protect them from high cyclic temperatures influence is described in this article

Камеры высокого давления для получения синтетических сверхтвёрдых материалов, изготовленные из быстрорежущих сталей, подвержены большим циклическим тепловым нагрузкам наряду с высокими циклическими давлениями, что приводит к их разрушению в результате оплавления и эрозии их рабочей части [1]. Образование прогаров и оплавлений способствуют образованию дефектных зон, которые могут служить источниками усталостных трещин (рисунок 1).

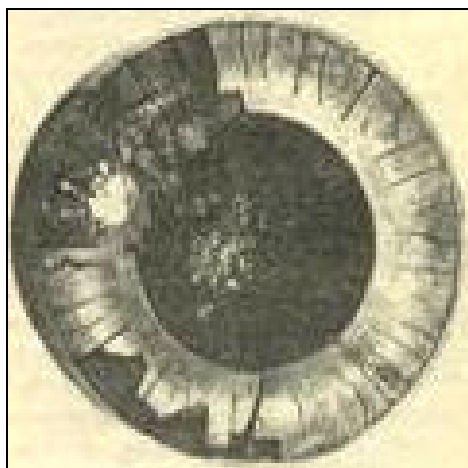


Рисунок 1 – Характерные разрушения камер высокого давления

В представленной работе рассмотрена и разработана новая технология борирования камер высокого давления с целью защиты их от

воздействия высоких циклических температур при синтезе сверхтвёрдых материалов.

До настоящего времени борирование применялось в инструментальном производстве для повышения износостойкости штампов и режущего инструмента [2]. Недостатком борирования является повышенная хрупкость слоя, т.к. бор обладает малой растворимостью в  $\gamma$ -фазе и выделяется в виде боридных фаз по границам зёрен. Бор, входя в твёрдый раствор и боридные фазы, тормозит диффузионные процессы и способствует повышению прочности сплава.

В литературе достаточно глубоко описаны используемые на практике порошковое, электролизное, жидкостное, газовое способы насыщения металла бором [3,4]. Свойства боридных покрытий в основном зависят от активности среды, температуры, продолжительности процесса, скорости охлаждения. В соответствии с диаграммой «железо – бор» боридное покрытие состоит из боридов FeB и Fe<sub>2</sub>B. Бориды устойчивы при нагреве до 800÷1000 °С. Твёрдость FeB составляет 20000 МПа, а Fe<sub>2</sub>B – 16000 МПа. Различные соотношения этих фаз позволяют получать разные характеристики диффузионного слоя.

Анализ различных способов борирования позволил определить, что метод борирования в расплавах позволяет получить на готовых изделиях равномерный диффузионный слой, используя для этой цели довольно простое оборудование. Кроме этого, такой способ борирования позволяет использовать температуру борирования для последующей термической обработки.

В работе группа быстрорежущих сталей была борирована в расплавах двух составов:

1. 40 % B<sub>4</sub>C + 60 % Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>2</sub>

2. 45 % Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>2</sub> + 15 % NaF + 25 % B<sub>4</sub>C + 15 % B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Использование данных расплавов было связано с образованием в диффузионном слое двух фаз, обладающих разной твёрдостью и хрупкостью. Регулирование составом диффузионного слоя давало возможность получить слои, которые могли обеспечить максимальную защиту камер высокого давления от эрозии. Борирование проводилось по режиму: температура насыщения 950 ÷ 1000 °С, время выдержки – 8 часов.

Полученные диффузионные слои имели в своём составе свыше 60 % фазы FeB, что приводило к охрупчиванию слоя. Слои характеризуются неравномерностью по глубине и неоднородным строением (рисунок 2).





а



б

а – расплав 1, сталь P12Ф4К5 (x 400);

б – расплав 2, сталь P12Ф4К5 (x 200)

Рисунок 2 – Структуры борированных слоёв

К недостаткам такого способа борирования следует отнести повышенную вязкость применяемых расплавов. С целью повышения пластичности боридных слоёв и активности ванны был разработан состав расплава, который обеспечивает качественный слой на быстрорежущих сталях с оптимальным соотношением боридных фаз: бура – 34÷38 масс. %; фтористый натрий – 15÷25 масс. %; карбид бора – 30÷45 масс. %; губчатый титан – 2÷3 масс. %; стеариновая кислота – 3÷5 масс. %. Борирование в данном расплаве позволило получить высокую твёрдость слоя и повысить его пластичность. Характеристика борированного слоя приведена в таблице 1.

После борирования выполнялись 2 режима термической обработки образцов: по первому режиму температура нагрева под закалку составляла 1150÷1160 °С (ниже эвтектической), по второму – температура соответствовала оптимальному значению для данной стали. Было выполнено две технологии термической обработки стали после

борирования.: по первой технологии после борирования образцы охлаждались до комнатной температуры с последующим нагревом под закалку; по второй технологии нагрев для борирования совмещался с нагревом под закалку. Термическая обработка быстрорежущих сталей имеет ту особенность, что они требуют под закалку высокие температуры нагрева, которые для исследуемых сталей превышают температуру боридной эвтектики ( $\gamma + \text{Fe}_2\text{B}$ ). Нагрев выше этой температуры вызывает оплавление борированного слоя. При нагреве под закалку на более низкие температуры не происходит достаточного насыщения аустенита вольфрамом и молибденом, что снижает механические характеристики сталей.

Таблица 1 – Характеристика борированного слоя стали Р12Ф4К5

Состав расплава	Глубина слоя, мм	Средний балл хрупкости	Состав слоя, %	Твёрдость слоя HV, МПа
Разработанный	0,08÷0,087	1,4	30÷35 FeB 65÷70 Fe <sub>2</sub> B	19000
Состав - 2	0,069÷0,076	1,6	80 FeB 20 Fe <sub>2</sub> B	20300

Обработка образцов по двум технологиям показала, что целесообразно проводить второй совмещённый режим, т.к. при этом не требуется подогрев и дополнительное оборудование, в целом сокращается время обработки стали и более полно происходят структурные превращения.

Исследование структуры борированных слоёв, полученных по первой технологии, показало, что повторный нагрев до температуры закалки уменьшает глубину борированного слоя за счёт перехода атомов бора с поверхности образца в соль. Этого не наблюдается при обработке образцов по второй технологии.

Образцы, нагретые под закалку до температуры эвтектики, после последующей закалки имеют слои Fe<sub>2</sub>B игольчатого строения (рисунок 3). Основная структура стали претерпевает изменения за счёт раздробления ледебуритной сетки и образования карбоборидов.

Нагрев под закалку образцов до оптимальных температур исследуемых сталей (выше температуры эвтектики) приводит к оплавлению боридного слоя, видно дендритное строение слоя (рисунок 4).



Рисунок 3 – Структура борированной стали P0M8C после закалки  
x200



Рисунок 4 – Структура борированной стали P0M8C после закалки от  
температуры 1200 °C x200

Рентгеноструктурный анализ показал наличие боридных и карбидных фаз. Произошло увеличение боридного и переходного слоя. Ускоренное охлаждение при закалке способствует образованию мелких кристаллов. Слой, образованный из жидкой фазы, близок к наплавленному слою. При расплавлении происходит диффузия бора в глубь металла с одновременным перемешиванием слоя с основным металлом и в дальнейшем кристаллизуется. Независимо от состава стали диффузионный слой состоит из зон: FeB + карбиды, FeB + Fe<sub>2</sub>B + карбиды, Fe<sub>2</sub>B + карбиды, переходная зона, сердцевина стали.

По разработанной технологии были обработаны камеры высокого давления Ø 35 мм (для синтеза алмазов) и Ø72 мм (для синтеза эльбора). Промышленные испытания камер из быстрорежущих сталей проводилась по режиму твёрдого сплава ВК6. Результаты испытаний

показали, что борированные слои полностью исключают эрозию. Камеры с оплавленными слоями, благодаря более высоким прочностным характеристикам за счёт оптимальных температур закалки, имеют большую долговечность, чем камеры, закалённые с более низких температур (ниже эвтектической).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Софрошенков А.Ф. Влияние циклических давлений и температур на свойства быстрорежущих сталей / А.Ф. Софрошенков // Изв. вуз. Чёрная металлургия. – 1990. – № 10. – С. 83-85.
2. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 253 с.
3. Кухарев Б.С. Интенсификация процесса порошкового борирования / Б.С. Кухарев. – Минск: Металлургия, 1983. – 149 с.
4. Смольников Е.А. Исследование возможности жидкостного борирования быстрорежущих сталей / Е.А. Смольников, Л.М. Сарманова // МИТОМ. – 1982. – № 11. – С. 30-32.

УДК [669.017 : 539.52] : 620.162.3.

Н.В. Котова, С.В. Коновалов, В.Е. Громов

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

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА СКОРОСТЬ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ

В данной работе представлены результаты исследования влияния электрического потенциала на ползучесть меди. Проанализирована зависимость относительной скорости ползучести от значения электрического потенциала, подаваемого на образец.

Investigation results of the electric potential impact upon the copper creeping rate are presented in this article. The creeping relative velocity dependence on the electric potential value fed on the sample is analyzed.

Исследованиям физических и механических свойств металлов и сплавов в процессе ползучести посвящены многие научные работы [2]. Они подтверждают: если подвергнуть металл внешнему энергетическому воздействию, это существенно влияет на течение процесса его деформации. Так, в работе [1] энергетическому воздействию подвергались алюминиевые образцы. При этом было установлено, что скорость низкотемпературной ползучести алюминия может существенно изменяться даже при малых значениях электрического потенциала (в пределах 1 В).

Среди цветных металлов и сплавов медь по своему значению и распространению занимает особое место. Медь широко применяется в электротехнике, служит основой многих важных промышленных сплавов – латуни, бронз и др.

В связи с вышеизложенным была выбрана цель данного исследования: изучение влияния электрического потенциала на относительное изменение скорости ползучести на стадии установившейся ползучести.

К испытываемому образцу от источника постоянного напряжения подводился электрический потенциал. Его величина менялась как по величине, так и по знаку в различных сериях экспериментов.

Исследования производились на образцах из медной проволоки диаметром 1 мм и длиной рабочей части 170-200 мм. Образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу при температуре 673 К.

Испытания производились при комнатной температуре. С момента приложения нагрузки в процессе растяжения образцов непрерывно фиксировалась степень удлинения образца  $\epsilon$  под действием постоянного растягивающего напряжения.

Для построения кривых ползучести как графиков  $\epsilon(t)$  использовалась специально сконструированная установка, управляемая с помощью ЭВМ. С ее помощью регистрировалось изменение длины образца через определенные промежутки времени в течение всего эксперимента. Датчиком удлинения являлась компьютерная мышь, сигнал от которой обрабатывался при помощи программ регистрации и обработки данных.

При анализе данных основное внимание уделялось стадии установившейся ползучести. На этом участке кривой ползучести скорость ползучести постоянна, т.е. зависимость  $\epsilon(t)$  описывается линейной функцией. При этом значение производной этой функции по времени задает скорость установившейся ползучести при заданных условиях эксперимента.

При проведении эксперимента первоначально определялась скорость ползучести образца без внешнего энергетического воздействия. Далее к образцу подводился электрический потенциал определенного значения, рассчитывалась скорость ползучести при воздействии потенциала. Усредненные значения скоростей ползучести находились по результатам серий экспериментов (15-20 опытов в каждой серии). Эти значения сравнивались, рассчитывалось относительное изменение скорости установившейся ползучести.

Скорости ползучести определялись при обработке кривых ползучести, полученных в ходе эксперимента. С помощью компьютерной программы обработки данных с точностью до 3 % производился поиск линейного участка кривой и функции, его описывающей.

По полученным данным строилась зависимость относительного изменения скорости от потенциала в интервале  $-2 \text{ В} \leq \phi \leq +2 \text{ В}$ .

Из полученной кривой (рисунок 1) видно, что скорость ползучести не зависит от знака потенциала, а зависит только от его абсолютного значения. Т.е. кривая является практически симметричной относительно оси  $y$ .

При этом на участке  $-1 \text{ В} \leq \phi \leq +1 \text{ В}$  скорость ползучести изменяется наиболее сильно. Причем различие скоростей ползучести при воздействии потенциала и без него максимально при значении потенциала  $\pm 0,7 \text{ В}$ . Т.е. наибольший эффект наблюдается при наименьшем значении подключаемого потенциала.

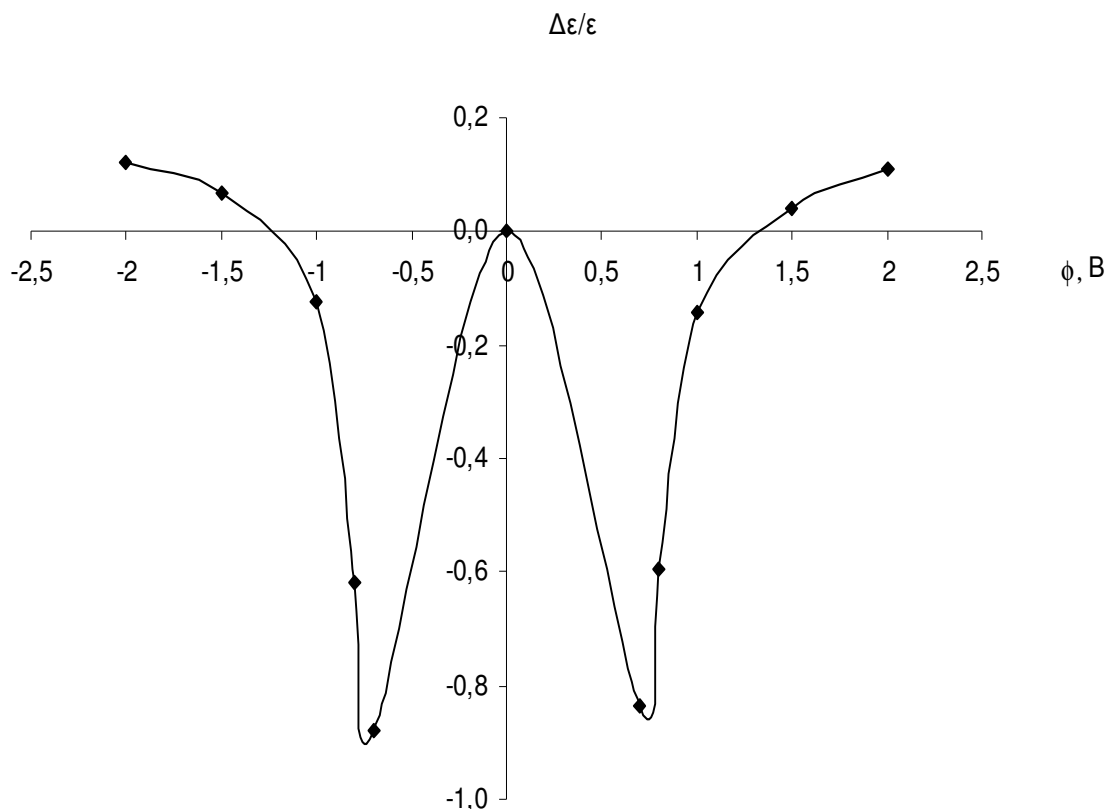


Рисунок 1 – Зависимость относительного изменения скорости ползучести от потенциала

На участке  $-2 \text{ В} \leq \varphi \leq -0,7 \text{ В}$  скорость ползучести возрастает, на участке  $+0,7 \text{ В} \leq \varphi \leq +2 \text{ В}$  – убывает. В дальнейшем планируется исследование процесса ползучести при значениях подключаемого потенциала  $-0,5 \text{ В} \leq \varphi \leq +0,5 \text{ В}$ .

Установлено, что скорость ползучести меди зависит от величины подключенного электрического потенциала, причем эта зависимость имеет сложный нелинейный характер.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Влияние электрического потенциала на процесс деформации алюминия / С.В. Коновалов, В.И. Данилов, Л.Б. Зуев [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – С.103-106.
2. Клыпин А.А. О пластической деформации металлов при наличии электрического воздействия / А.А. Клыпин // Проблемы прочности. – 1975. – № 7. – С. 20-25.

УДК 669.018.256:622.23.051.1

Т.Н. Осколкова

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

## ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В WC-CO ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ БУРОВЫХ КОРОНОК (ОБЗОР)

Описаны условия эксплуатации и причины поломки WC-Co твёрдого сплава, которым оснащают буровой инструмент.

The conditions of exploitation and the reasons of WC-Co hard alloy breakage by which the drilling tools are equipped, are described in this article.

Карбидовольфрамовые твёрдые сплавы, благодаря своим физико-механическим свойствам, продолжают оставаться одним из основных инструментальных материалов при производстве бурового инструмента. Эти механические характеристики определяются микроструктурой твёрдых сплавов, которая состоит из контактирующих между собой частиц карбида вольфрама и кобальтовой матрицы, в значительной мере различающихся по своим механическим свойствам. Наряду с такими характеристиками структуры как объёмные доли фаз, необходимо также учитывать наличие контактов между частицами WC и их протяжённость, которые описываются такими параметрами как смежность  $\Sigma S_{WC-WC}$  и связность  $N_k$  [1].

Статическая природа прочности твёрдых сплавов обуславливает существенное влияние степени соединения хрупкой карбидной фазы на прочность всего композита. Теоретический расчёт, проведённый в [2], показал, что прочность твёрдого сплава с полностью разделённой двухфазной структурой «твёрдые частицы – пластичная матрица» в 7 раз выше прочности твёрдого сплава, структура которого имеет непрерывный карбидный каркас.

Авторами работы [3] на основании экспериментальных результатов сделана попытка возможной корреляции сопротивления разрушению с такими параметрами микроструктуры как смежность, связность частиц карбида вольфрама в условиях контролируемого распространения трещины. Однако при попытке определить связь между этими параметрами микроструктуры и прочностью композита в це-



лом возникают дополнительные трудности, обусловленные наличием в твёрдых сплавах остаточных напряжений, появляющихся из-за значительного различия в коэффициентах термического расширения фазовых составляющих. Изменение степени смежности карбидной фазы неизбежно ведёт к изменению характера напряжённо-деформированного состояния, формирующегося в твёрдых сплавах в процессе охлаждения после спекания. Степень влияния  $\Sigma S_{WC-WC}$  на напряжённо-деформированное состояние твёрдых сплавов после спекания можно описать численным моделированием на основе метода конечных элементов [4, 5].

По результатам расчётов было показано, что после спекания средние остаточные напряжения в карбидной фазе твёрдых сплавов как с дисперсной, так и скелетной структурой являются напряжениями сжатия, а в кобальтовой фазе – напряжениями растяжения. Уровень средних напряжений карбидной фазы в сплавах со скелетной структурой в 2,8 раза превышает таковой у сплавов с дисперсной структурой. В сплавах увеличение степени смежности карбидной фазы также приводит к росту в ней остаточных напряжений сжатия.

При условии одинакового содержания кобальта в сплавах полное разделение зёрен карбида вольфрама кобальтовыми прослойками, как это имеет место в сплаве с дисперсной структурой, неизбежно приводит к более равномерному распределению кобальтовой фазы между зёрнами карбида вольфрама по сравнению со структурой сплава с непрерывным карбидным каркасом, где размеры кобальтовых прослоек колеблется в широком диапазоне. Тем самым дисперсная структура обеспечивает условия для более равномерного распределения остаточных напряжений по фазовым составляющим в целом и в пределах каждого отдельного элемента структуры. Появление достаточно больших областей кобальтовой фазы в сплаве со скелетной структурой приводит к значительной неоднородности в распределении средних остаточных напряжений по фазовым составляющим. Градиент напряжений по карбидному зерну в сплавах с дисперсной структурой не превышает 70-80 МПа, в то время как в сплаве со скелетной структурой градиент напряжений в отдельных карбидных зёрнах достигает 500 МПа и более [1]. К тому же участки угловых контактов карбидных зёрен между собой служат концентраторами напряжений.

Таким образом, анализ результатов численного моделирования напряжённо-деформированного состояния после спекания твёрдых сплавов с дисперсной и скелетной структурой, а также сплавов с раз-

личной степенью смежности карбидной фазы на основании работ [1-5] позволяет заключить, что более равномерное распределение кобальтовой фазы в твёрдых сплавах обеспечивает более равномерное распределение и более низкий уровень остаточных напряжений в фазовых составляющих. Создание различными технологическими приёмами при изготовлении твёрдых сплавов условий равномерного распределения кобальтовой фазы позволит уменьшить возможность, с одной стороны, формирования в зёрнах карбида вольфрама напряжённого состояния близкого к изгибу и, с другой стороны, появления локальных критических концентраций напряжений в элементах структуры твёрдых сплавов при их нагружении в рабочем режиме. Уменьшение степени смежности карбидной фазы в твёрдых сплавах позволит снизить после спекания уровень остаточных термических напряжений в фазовых составляющих и уменьшить степень деформированности кобальтовых прослоек.

Помимо сохранения после спекания остаточных термических напряжений, в период эксплуатации твёрдосплавное изделие активно взаимодействует с окружающей средой, в его объёме периодически возникают и исчезают поля напряжений и температуры, происходят упругая и пластическая деформации. Это означает, что такое изделие может рассматриваться как открытая система, которая поглощает энергию. Под действием возникающих напряжений в твёрдосплавном изделии происходит превращение кубической модификации кобальта в гексагональную, в результате в твёрдом сплаве образуются различные дефекты – дислокации (которые после снятия напряжений «замерзают») [6], поры, дисклинации, поверхности скольжения, микротрещины [7-9], которые зарождаются и затем развиваются на субмикро- (нано-), микро- и мезоуровнях [10-14]. По мере накопления эти дефекты достигают стадии самоорганизации, в объёме изделия формируется их новая структура, которая вызывает деградацию исходной структуры сплава и в конечном итоге приводит к разрушению изделия.

На основе существующего представления о механизме разрушения горных пород при ударно-поворотном бурении [15] авторы работы [8] рассмотрели воздействие горной породы на отдельно взятую твёрдосплавную вставку с рабочей поверхностью в виде полусферы, в результате которого во вставке возникают микро- и макроповреждения. В зависимости от энергии удара и длины ударника при внедрении коронки в породу на неё действует усилие от 0,06 до 0,20 МН при времени контакта от 50 до 150 мкс. За время прохождения ударной

волны по мере внедрения вставки в забой происходит дробление и прессование частиц породы с увеличением сопротивления разрушению. В момент образования спрессованного ядра породы под действием усилий, направленных на вставку, в её рабочем слое возникают напряжения сжатия. При максимальном напряжении в зоне контакта в конце цикла нагружения происходит крупный скол породы с выходом на поверхность забоя. В этот момент, благодаря быстрому снятию нагрузки, упругие силы в рабочем слое вставки вызывают на её поверхности растягивающие напряжения. При последующих взаимодействиях вставки с породой эти напряжения возникают и исчезают (циклически) в объёме вставки. Кроме механических, в рабочем слое вставки возникают циклические термические напряжения. В момент соприкосновения вставки с породой по данным [16] температура поверхности вставки достигает 500-600 °С. С этой целью проводят интенсивное охлаждение рабочей поверхности вставки водой, затем снова следуют циклы нагрева и охлаждения, которые вызывают термические напряжения в рабочем слое.

При бурении происходит не только силовое взаимодействие твердосплавной вставки с породой, но и её износ. В период дробления породы и образования в дальнейшем спрессованного ядра под рабочей поверхностью твёрдосплавной вставки разрушаются кристаллы породы, острые кромки которых изнашивают твёрдый сплав. Дополнительный износ вставок происходит после разгрузки сжатой системы «ударник – штанга – коронка – порода», когда порода в результате «отдачи» инструмента отходит от забоя на величину, регулируемую усилием подачи. В этот момент совершается поворот коронки вокруг своей оси и смещение твёрдосплавных вставок по окружности. Если образовавшийся зазор между вставками и породой мал, вставки трутся о выступы и неровности на забое. Износ бурового инструмента существенно зависит от абразивных свойств породы и твёрдости сплава. Сетка микротрещин на рабочей поверхности вставок наблюдается в том случае, когда интенсивность их образования выше, чем интенсивность износа.

Таким образом, образование дефектов на мезоуровне явилось результатом комплексного действия механических и термических напряжений, возникших в рабочем слое вставки, а также абразивного износа поверхности, контактирующей с породой.

В общей массе амортизированного инструмента износ и поломки твёрдосплавных элементов составляет 80 – 90 %. Чтобы увеличить работоспособность горнорезущего инструмента, необходимо изучить

и понять механизм зарождения и развития дефектов в твёрдосплавной вставке в процессе разрушения. В работе [8] объектом исследования была твердосплавная вставка буровой коронки, изготовленная из твёрдого сплава WC-6Co, полученного методом вакуумно-компрессионного спекания. Исследованиями данного сплава установлено, что при перфораторном бурении пород [15] в рабочей зоне вставки происходит деградация структуры спечённого твёрдого сплава на субмикро-, микро- и мезоуровнях. На субмикроуровне, в кобальтовой фазе, происходит полиморфное превращение кубической модификации кобальта в гексагональную, в частицах WC – накопление дислокаций. В дальнейшем дефекты зарождаются и развиваются на микроуровне, где образуются плоскости скольжения, поры, микро-трещины. Эти изменения структуры сплава способствуют возникновению и развитию в нём трещин на мезоуровне. Мезодефекты на рабочей поверхности вставки являются источником последующего зарождения и развития усталостных трещин. Усталостные трещины превращаются в макротрещины, которые вызывают разрушение твердосплавных вставок.

Анализ развития дефектов показывает, что работоспособность вставок можно увеличить путём многоуровневого целенаправленного формирования структуры спечённого твёрдого сплава на субмикро-, микро-, мезо- и макроуровне. Такая структура обеспечит повышение усталостной прочности и трещиностойкости твёрдосплавных вставок при их эксплуатации в условиях знакопеременных циклических нагрузок.

В настоящее время интенсивно разрабатываются два направления повышения работоспособности инструмента [9].

Первое из них рассматривает эту проблему с позиции диссипации энергии, подводимой к инструменту в период его работы. Основные положения этой теории, разработанной Дж. Си и развитой в работах [17,18], состоят в том, что разрушение материала происходит после поглощения им предельной величины энергии. Материал сохраняет свои функции в определённом диапазоне его внутренних изменений, т.е. до определённого предела деградации его структуры. Способность материала сохранять свои функции в определённом диапазоне его внутренних изменений определяется энергопоглощаемостью материала, которая характеризуется работой деформации и коэффициентом энергопоглощаемости. Согласно [17,19], усталостное разрушение спечённого твёрдого сплава наступает в тот момент, когда суммарная необратимо рассеянная в нём энергия достигает кри-

тического значения, равного предельной работе деформации при статическом нагружении.

Второе направление разрабатывает пути увеличения работоспособности инструмента с позиций теории открытых систем [20]. Под действием внешних воздействий в инструменте возникают различные дефекты – дислокации, поры, поверхности скольжения, микротрещины. По мере накопления энергии в инструменте происходит самоорганизация этих дефектов в новые структуры, при этом авторы [20] выделяют три точки бифуркации. Первая точка бифуркации соответствует страгиванию микротрещин, вторая точка определяет момент перехода движения микротрещины в режим автотрещинового роста и третья точка – период нестабильного разрушения. Следует отметить, что спечённые твёрдые сплавы являются гетерофазным материалом с высоко развитыми межфазной и контактной поверхностями, которые оказывают существенное влияние на их свойства. Исследования на трансмиссионных и растровых электронных микроскопах [10-13] позволили установить, что микротрещины зарождаются преимущественно на контактных карбидных WC/WC и межфазных WC/Co поверхностях. По этим поверхностям проходит их распространение. В кобальтовой связке микротрещины, как правило, гасятся. Если происходит полиморфное превращение  $Co_{ГЦК} \rightarrow Co_{ГПУ}$ , то в связке образуются пакеты пластин  $Co_{ГПУ}$ , в результате чего она теряет пластические свойства и перестаёт быть препятствием для продвижения усталостных трещин. После достижения микротрещиной критического размера развивается магистральная трещина, в процессе образования которой освобождается большое количество упругой энергии. Магистральная трещина проходит через все элементы структуры спечённого твёрдого сплава. Исследованиями [21] установлена такая последовательность слабых звеньев при прохождении магистральной трещины – WC/WC, WC, WC/Co, Co. Из этого анализа следует, что увеличение адгезии фаз в спечённых твёрдых сплавах будет тормозить рост усталостных трещин.

Таким образом, для увеличения работоспособности инструмента необходимо увеличить энергопоглощаемость, усталостную прочность и адгезию фаз в спечённых твёрдых сплавах [9].

В спечённых твёрдых сплавах WC-Co, (Ti,W)C-WC-Co на субмикроуровне торможение процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов может быть осуществлено путём стабилизации кубической модификации кобальта и увеличения адгезии межфазных границ. Управлять полиморфным превращением кобальта можно леги-

рованием связки различными элементами. Так, никель и железо стабилизируют кубическую модификацию кобальта, кремний, рений и рутений снижают энергию дефекта упаковки кобальта [7, 22]. Увеличить адгезию контактных и межфазных поверхностей можно введением в спечённые твёрдые сплавы адгезионно-активных элементов. В системе W-C-Co таким элементом является кремний [23, 24]. При легировании спечённых твёрдых сплавов следует избегать образования колоний субдисперсных частиц на межфазных поверхностях, которые способствуют зарождению и росту дефектов.

Микроструктура спечённых твёрдых сплавов характеризуется размером частиц карбидной фазы  $d_{WC}$ , толщиной прослоек связки  $L_{Co}$ , удельной контактной  $S_v^{WC/WC}$  и межфазной  $S_v^{WC/Co}$  поверхностями, связностью и смежностью. Увеличение толщины прослоек связки, уменьшение напряжений в ней, увеличение удельной межфазной поверхности «карбид-связка» способствуют увеличению вязкости разрушения, усталостной прочности и работы деформации. Однако эти изменения в структуре спечённых твёрдых сплавов вызывают уменьшение твёрдости, временного сопротивления при сжатии, предела текучести, модуля упругости, что неприемлемо для некоторых условий работы изделий. Это противоречие может быть устранено путём создания в твёрдосплавном изделии градиентных структур [25].

Из приведенного анализа следует, что для подавления и торможения процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов необходимо принимать меры по увеличению энергопоглощаемости спечённых твёрдых сплавов, увеличению значений порогового и критического коэффициентов интенсивности напряжения. Этого можно достигнуть путём подавления полиморфного превращения  $Co_{ГЦК} \rightarrow Co_{ГПУ}$ , увеличения адгезии контактных и межфазных поверхностей, снижения напряжений в связующей фазе, а также формирования мезоструктур.

Чтобы решить поставленную задачу, необходимо проводить целенаправленное формирование структуры спечённых твёрдых сплавов на субмикро-, микро- и мезоуровнях. Основные положения формирования мезоструктур изложены в работах [26 -32].

Авторами работ [9, 33-34] проводились исследования по усталостной трещиностойкости на твёрдых сплавах марок BK10KC-Ni, BK10KC-Si, BK10KC-Ni,Si. Все сплавы были получены по традиционной технологии порошковой металлургии спеканием в вакууме. В этих сплавах связующей фазой является кобальт, в котором растворены вольфрам, углерод и легирующие элементы. По мнению этих ав-

торов положительная роль кремния на свойства образцов вызвано его влиянием на состав поверхностей WC/WC и WC/Co. Наиболее эффективным является комплексное легирование образцов BK10KC никелем и кремнием, поскольку эти химические элементы увеличили усталостную трещиностойкость.

Из сплавов BK10KC и BK10KC-Ni,Si были изготовлены автором [9] твёрдосплавные элементы для конических вращающихся резцов, которыми был оснащён проходческий комбайн П 110. Результаты испытаний показали, что наработка на один резец, оснащённый твёрдосплавным элементом из сплава BK10KC, составила 11,8 м<sup>3</sup> разрушаемой породы, а на резец, оснащённый твёрдосплавным элементом BK10KC-Ni,Si – 24,9 м<sup>3</sup>.

Необходимо отметить, что некоторые ведущие фирмы, выпускающие твёрдосплавные элементы для горнорежущего инструмента, стремятся увеличить работоспособность этого инструмента путём увеличения размеров частиц карбида вольфрама [35], что ведёт, по мнению [9], к снижению твёрдости и износостойкости инструмента. Легирование спечённых твёрдых сплавов позволит получить положительный результат без увеличения размера частиц WC и соответственно без уменьшения твёрдости и износостойкости инструмента, хотя авторы [36] видят одним из важных направлений улучшения качества и работоспособности карбидовольфрамовых твёрдых сплавов с кобальтовой связкой в создании материалов с ультратонкой и нанокристаллической структурой.

Таким образом, во время эксплуатации буровых коронок, оснащённых вставкой из твёрдого сплава группы BK, образование дефектов на мезоуровне является результатом комплексного действия механических и термических напряжений, возникших в рабочем слое вставки, а также абразивного износа поверхности, контактирующей с породой. Работоспособность вставок можно увеличить путём многоуровневого целенаправленного формирования структуры спечённого твёрдого сплава на субмикро-, микро-, мезо- и макроуровне. Такая структура обеспечит повышение усталостной прочности и трещиностойкости карбидовольфрамовых твёрдых сплавов при их эксплуатации в условиях знакопеременных циклических нагрузок.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лошак М.Г. Влияние степени смежности карбидной фазы на формирование в твёрдых сплавах при охлаждении после спекания на-

пряжённо-деформированного состояния / М.Г. Лошак // Сверхтвёрдые материалы. – 2006. – № 1. – С. 30-37.

2. Gucer D.E. An Application of fracture statistics to the microstructure of cemented carbides / D.E. Gucer, J. Gurland // *Jernkontoret Annaler*. – 1963. – № 147. – P. 11-115.

3. Травушкин Г.Г. Взаимосвязь характеристик контролируемого разрушения некоторых твёрдых сплавов и их структуры / Г.Г. Травушкин, К.С. Чернявский, В.Н. Турчин // *Проблемы прочности*. – 1975. – № 2. – С. 105-107.

4. Idesman A.V. Finite element procedure for solving contact thermoplastic problems at large strain, normal and high pressures / A.V. Idesman, V.I. Levitas // *Comp. Idesman IdesmanMeth. In Appl. Mech. and Eng.* – 1995. – 126. – P. 39-66.

5. Лошак М.Г. Численное моделирование напряжённо-деформированного состояния / М.Г. Лошак, С.Б. Полотняк, Л.И. Александрова // *Сверхтвёрдые материалы*. – 2005. – № 4. – С. 30-40.

6. Sarin V.K. On the deformation of WC-Co cemented carbides / V.K. Sarin, T. Johannesson // *Met. Sci.* – 1975. – № 9. – P.472-476.

7. Лисовский А.Ф. Спечённые твёрдые сплавы: самоорганизация дефектов и концепция формирования структуры / А.Ф. Лисовский // *Сверхтвёрдые материалы*. – 2001. – № 6. – С. 48-53.

8. Лисовский А.Ф. Образование дефектов в твёрдосплавной вставке буровой коронки / А.Ф. Лисовский, Ю.П. Линенко-Мельников // *Сверхтвёрдые материалы*. – 2004. – № 3. – С. 84-90.

9. Лисовский А.Ф. О повышении работоспособности твёрдосплавного горнорезущего инструмента / А.Ф. Лисовский // *Сверхтвёрдые материалы*. – 2000. – № 5. – С. 15-20.

10. Manlang L. Diffracton-contrast study of microstructure and deformation process of WC-Co cemented carbide / L. Manlang, H. Xiaoying, D. Shitian // *Int. Refr. Hard Met.* – 1983. – 2, № 3. – P.129-132.

11. Johannesson B.J. Subcritical crack growth and plastic deformation in the fracture of hard metals / B.J. Johannesson, R. Warren // *Mater. Sci. Engin. A.* – 1988. – 105/106. – P. 353-361.

12. Compressive deformation and fracture in WC materials / D.J. Rowcliffe, V. Jayaram, M.K. Hibbs, R. Sinclair // *Mater. Sci. Engin. A.* – 1988. – 105/106. – P. 299-303.

13. Jonsson H. Wear of cemented carbide bits during percussive drilling in magnetite-rich ore / H. Jonsson // *Pranseeberichte fur Pulvermetall.* – 1976. – № 2. – P. 108-134.



14. Binder deformation in WC- (Co, Ni) cemented carbide composites / C.H. Vassel, A.D. Krawitz, E.F. Drake, E.A. Kenik // Metall. Trans. A. – 1985. – 16. – P. 2309-2327.

15. Линенко-Мельников Ю.П. К вопросу о механизме разрушения горных пород в шпуре применительно к штыровым коронкам / Ю.П. Линенко-Мельников // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. – Киев: ИСМ им В.Н. Бакуля, ИПЦ Алкон НАНУ, 2003. – С.273-279.

16. Jonsson H. Wear of cemented carbide bits during percussive drilling in magnetite-rich ore / H. Jonsson // Pransseeberichte fur Pulvermetall. – 1976. – № 2. – P. 108-134.

17. Иванова В.С. Количественная фрактография / В.С. Иванова, А.А. Шанявский. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 400 с.

18. Кабалдин Ю.Г. Структурно-энергетический подход к процессу изнашивания твёрдых сплавов / Ю.Г. Кабалдин // Машиностроение. – 1986. – № 4. – С. 127-131.

19. Лошак М.Г. Критерий долговечности твёрдосплавных элементов аппаратов высокого давления для синтеза сверхтвёрдых материалов / М.Г. Лошак // Сверхтвёрдые материалы. – 2002. – № 4. – С. 61-70.

20. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баканкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. – М.: Наука, 1994. – 383 с.

21. Распространение трещин в структуре сплавов WC-Co при различных видах нагружения. Исследование и разработка твёрдых сплавов / К.С. Чернявский, В.И. Туманов, Л.А. Конюхова, Н.В. Пожарский // Науч. тр. ВНИИТС. – М.: Металлургия, 1988. – С. 24-32

22. Lisovsky A.F. Physico-chemical bases of forming nanostructures in the binding phase of cemented carbides / A.F. Lisovsky // Science Hard Mater. – 1998. – № 4. – P. 115-118.

23. Lisovsky A.F. Composition and structure of cemented carbides produced by MMI-process / A.F. Lisovsky, N.V. Tkachenko // Powder Metall. Int. – 1991. – 23, № 3. – P.157-161.

24. Lisovsky A.F. On the use of the MMI-phenomenon for the of nanostructures in WC-Co cemented carbides / A.F. Lisovsky, N.V. Tkachenko // Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials. – 1997. – № 15. – P. 227-235.

25. Lisovsky A.F. Formation of gradient structure in cemented carbides: theory and practice / A.F. Lisovsky // Proc. European Conference on Advances in Hard Materials production, Italy, Turin. – 1999. – P.301-306.

26. Лисовский А.Ф. Формирование мезоструктур в спечённых твёрдых сплавах / А.Ф. Лисовский // Порошковая металлургия. – 2001. – № 1-2. – С. 91-99.
27. Куц В.И. Моделирование мезоструктуры в спечённых твёрдых сплавах / В.И. Куц, А.Ф. Лисовский, С.И. Шестаков // Сверхтвёрдые материалы. – 2003. – № 3. – С. 32-40.
28. Лисовский А.Ф. Методы формирования мезоструктур в спечённых твёрдых сплавах и их свойства (обзор) / А.Ф. Лисовский // Сверхтвёрдые материалы. – 2003. – № 4. – С. 4-10.
29. Deng X. Mechanical properties of a hybrid cemented carbide composite / X. Deng // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2001. – № 19. – P. 547-552.
30. Fand Z.Z. Fracture resistant super hard materials and hardmetals composite with functionally designed microstructure / Z.Z. Fand // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2001. – № 19. – P. 453-459.
31. Pat. 6248149 USA, B1. Hardfacing composition for earth-boring bits using macrocrystalline tungsten carbide and spherical cast carbide / A.J. Massey, J.L. Overstreet. // Publ. Jun.19, 2001.
32. Механика композитов: в 12 т. / В.Т. Головчан, А.Н. Гузь, Ю.Н. Коканенко, В.И. Куц. Т.1. Статика материалов. – К.: Наукова Думка, 1993. – 456 с.
33. Lisovsky A.F. Composition and properties of (Ti,W)C – WC-Co sintered carbides alloyed by MMI-process / A.F. Lisovsky, T.E. Gracheva, V.N. Kulakovsky // Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials. – 1995. – № 13. – P. 379-383.
34. Лисовский А.Ф. Свойства спечённых твёрдых сплавов, легированных по технологии обработки металлическими расплавами / А.Ф. Лисовский // Сверхтвёрдые материалы. – 1999. – № 4. – С. 3-15.
35. Мультианов А.С. Особокрупнозернистые сплавы WC-Co для оснащения породоразрушающего инструмента горных машин / А.С. Мультианов // Физ. мезомех: Международный журнал. – 2002. – 5, № 4. – С. 113-116.
36. Тологин А.И. Новый подход к процессу получения ультратонких твёрдых сплавов и композитов / А.И. Тологин, А.В. Лаптев // Мир техники и технологии: Международный технический журнал. – 2004. – № 12. – С. 36-37.

УДК 539.2:669.01

Д.В. Валуев, В.И. Данилов\*, Ю.Ф. Иванов\*, А.М. Апасов  
Юргинский технологический институт (филиал Томского  
политехнического университета), г. Юрга

\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
г. Томск

## ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ НЕОПТИМАЛЬНЫХ СТРУКТУР ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Проведены электронно-микроскопические исследования структурно-фазового и напряженно - деформированного состояния материала из горячекованных заготовок. Обнаружено, что скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и в ферритных прослойках перлита стали из поковки, растрескавшейся после проведения технологических операций, в полтора раза больше чем в кондиционном материале. Металл в этом состоянии имеет повышенное содержание сульфидов пластинчатой морфологии. Установлено, что причиной формирования неблагоприятного структурно-фазового состояния является повышенное содержание углерода, что привело к перегреву металла, как при обработке давлением, так и при финишной термической обработке.

Research using electronic microscope was carried out to study the structural and phase and deflected mode of material of hot-forged billets. It was revealed that the scalar density of dislocations in ferritic grains and in ferritic perlite layers of forging steel which cracked after manufacturing operations is one and a half time higher than in conditions material. Metal in this condition has higher content of sulfide of plate-type morphology. It has established that the reason of unwanted structural and phase condition is high carbon content, which lead to overheat of metal both in plastic working and final heat treatment.

Важнейшими физическими факторами, определяющими конструктивную прочность изделий из сталей, являются: тип дефектной субструктуры, морфология основных фазовых составляющих, морфология и кристаллохимическая природа выделений вторичных фаз, величина внутренних далекодействующих напряжений. Именно они во

многим определяют склонность к растрескиванию заготовок и готовой продукции при горячей ковке [1].

В настоящей работе проводились сравнительные электронно-микроскопические исследования тонкой структуры стали St52,3N (германский аналог стали 17Г1С) из кондиционной (состояние I) и растрескавшейся после окончания технологических операций (состояние II), поковок на просвечивающем микроскопе УЭМВ-125К в светлом и темном поле. Определялись тип дислокационной субструктуры в ферритных зернах и ферритных прослойках перлита, строение перлитных колоний, форма, размеры, расположение и состав частиц вторичных фаз, уровень внутренних дальнедействующих напряжений.

Предварительный анализ механических свойств [2] показал, что, если прочностные показатели обоих состояний стали находятся на одинаковом уровне, то состояние II характеризуется пониженной пластичностью. На изломах, образующихся при испытании на ударную вязкость, в этом состоянии наблюдаются значительные участки хрупкого разрушения. Стандартные металлографические исследования позволили установить [2], что в обоих состояниях сталь является феррито-перлитным агрегатом. Перлит представлен как пластинчатой, так и глобулярной модификациями. В том и другом состояниях размеры, как ферритных зерен, так и перлитных колоний существенно не различаются. В ферритных зернах наблюдаются выделения вторичных фаз, а в перлитных колониях и на межфазных границах – поры размерами до 10 мкм. Состояние II отличается повышенной пористостью, на 5-7 % более высоким содержанием перлита и более грубым строением последнего.

### **1. Результаты электронно-микроскопических исследований стали St52,3N**

Характерные для состояния II электронно-микроскопические изображения феррита, перлита глобулярной и перлита пластинчатой морфологий приведено на рисунке 1, а, б, в, соответственно. В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль этих границ, разделяя соседние ферритные зерна, например, как колония глобулярного перлита на рисунке 1, б. Пластинчатая морфология перлита является преобладающей. Важной особенностью является высокий уровень дефектности пластин цементита, которые сильно искривлены, содержат ферритные перемычки, а их поперечные размеры изменяются по длине пластины (рисунке 1, в).

Тип дислокационной субструктуры определялся отдельно в зернах феррита и в ферритных пластинах перлита. Оказалось, что ферритные пластины перлита демонстрируют более высокий уровень дефектности. Если в зернах феррита регистрируются клубковая и сетчатая субструктуры, а скалярная плотность дислокаций составляет  $\sim 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рисунок 1, а), то в ферритных пластинах перлита наблюдается только сетчатая дислокационная субструктура при скалярной плотности  $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рисунок 1, в).

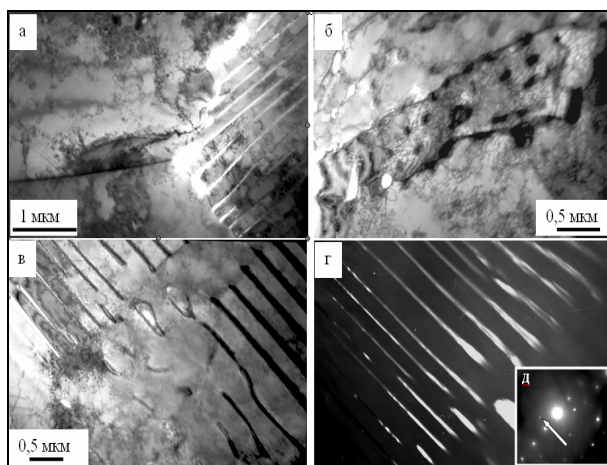


Рисунок 1 – Электронно-микроскопические изображения структуры стали St52,3N в состоянии II. а-в) светлопольные изображения; г) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[130] \text{ Fe}_3\text{C}$ ; д) микроэлектронограмма к (в), стрелкой указан анализируемый рефлекс

Частицы вторичных фаз фиксируются в теле зерен феррита и ферритных пластин перлита, по границам и в тройных стыках. Если частицы расположены в объеме зерен, то они всегда имеют округлую, глобулярную форму (рисунок 2, а, б). Средние размеры таких частиц составляют  $\sim 13$  нм. Микродифракционный электронно-микроскопический анализ показывает, что данные частицы являются сульфидами железа составов  $\text{FeS}$  или  $\text{FeS}_2$ . Частицы, расположенные вдоль границ зерен, подразделяются на три морфологические разновидности: частицы с кристаллической огранкой (рисунок 2, в), тонкие прослойки (рисунок 2, г) и глобулы (рисунок 2, д). В стыках границ зерен феррита частицы второй фазы практически везде имеют глобулярную форму. Микродифракционный анализ показывает, что частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, представляют собой карбид железа цементитного типа. У частиц в виде тонких прослоек более сложный химический состав. Они могут

быть как сульфидами железа, так и сульфидами хрома типа  $MeS$ . Наконец, частицы ограненной формы всегда являются сульфидами железа  $FeS$ .

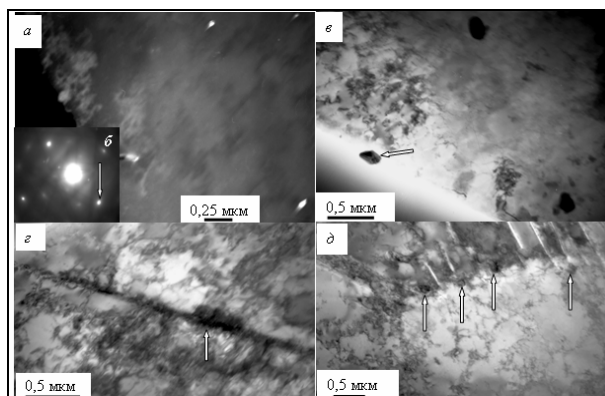


Рисунок 2 – Частицы вторичных фаз в стали (состояние II). а - темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[200] FeS_2$ , б – микроэлектронграмма к а; в, г, д – светлопольные изображения

Важной особенностью электронно-микроскопических изображений структурных составляющих материала в состоянии II является наличие в них изгибных экстинкционных контуров, которые отражают кривизну-кручение кристаллической решетки. Источниками кривизны-кручения являются межфазные границы (рисунок 1, а) или цепочки частиц вторичных фаз (рисунок 2, г, д). В [3] описан метод определения величины внутренних дальнедействующих напряжений по геометрическим параметрам (ширине) изгибных экстинкционных контуров. Здесь внутренние дальнедействующие напряжения могут достигать 300...350 МПа, что соизмеримо и даже превышает предел текучести стали [4]. Авторы [5] указывают, что дальнедействующие напряжения, определяемые электронно-микроскопическим методом, отражают состояние материала в микрообъемах, поэтому, как правило, они намного выше среднего уровня. Именно эти напряжения контролируют процессы пластического течения и разрушения на микроуровне.

Сталь в состоянии II имеет относительно высокое содержание перлита. Судя по частоте встреч колоний перлита, в фольгах концентрация углерода в материале должна быть выше 0,3 мас. %. Эта обстоятельство было отмечено и по результатам оптической микроскопии [1].

Электронно-микроскопические исследования стали St52,3N в состоянии I показали, что ее структура при общем качественном подобии заметно отличается от структуры металла в состоянии II. Здесь

материал тоже является феррито-перлитным агрегатом (рисунок 3), но количество перлита меньше и соответствует марочному содержанию углерода на уровне 0,2 мас. %. Кроме того, преобладающим является зернистый (рисунок 3, в), а не пластинчатый перлит (рисунок 3, б). В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль границ зерен феррита, разделяя их. Дислокационная субструктура в объеме зерен феррита сетчатая либо клубковая (рисунок 3, а), но скалярная плотность дислокаций несколько ниже, чем в состоянии II, и составляет  $\sim 2,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В ферритных пластинах перлита наблюдается субструктура дислокационного хаоса, или сетчатая дислокационная субструктура (рисунок 3, б). В них скалярная плотность дислокаций ниже –  $1,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , в то время как в стали из растрескавшейся поковки соотношение дислокационных плотностей в феррите и перлите было противоположным.

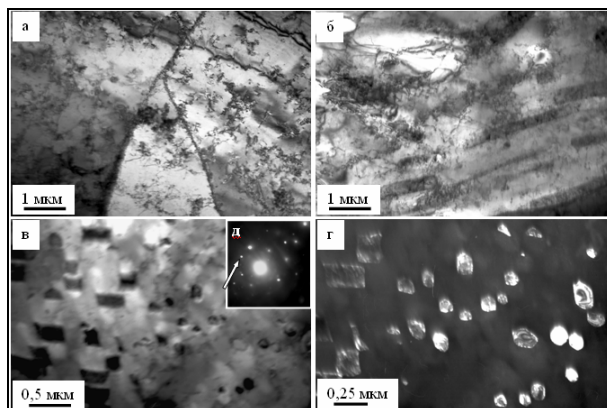


Рисунок 3 – Электронно-микроскопические изображения структуры стали St52,3N в состоянии I; а–в) светлопольные изображения; г) темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[031] \text{Fe}_3\text{C}$ ; д – микроэлектронограмма к (в), стрелкой указан анализируемый рефлекс

В объеме и по границам зерен феррита наблюдаются частицы второй фазы. Частицы, расположенные в объеме зерен, как показал микродифракционный электронно-микроскопический анализ, являются в большинстве случаев сульфидами железа. Частицы, расположенные вдоль границ зерен, имеют две морфологические разновидности – глобулы и тонкие прослойки. В стыках границ зерен феррита практически всегда частицы второй фазы имеют глобулярную форму. Частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, как и в состоянии II, являются цементитом. Более сложный химический состав имеют частицы в виде тонких прослоек. Данные прослойки чаще образованы карбидом железа состава  $\text{Fe}_3\text{C}$ , реже –

карбидом кремния состава SiC. Следует отметить, что вторая фаза в виде тонких прослоек по границам зерен наблюдается редко и обнаруживается примерно в одном случае на тридцать границ зерен феррита. Вообще для стали в состоянии I расположение выделений второй фазе по границам зерен не характерно.

## **2. Обсуждение результатов**

Электронно-микроскопические исследования стали St52,3N в обоих состояниях позволили установить:

1. Анализируемые образцы стали являются поликристаллическими агрегатами, сформированными зернами феррита и колониями перлита. Перлит по морфологическому признаку может быть разделен на пластинчатый и глобулярный.

2. Объемные доли перлита в состояниях I и II существенно различаются. Во втором случае относительная объемная доля перлита в 1,5...2 раза больше, и это означает, что концентрация углерода повышена по отношению к марочному содержанию, она может составлять ~0,3 мас. %. По морфологическому признаку в состоянии II превалирует пластинчатый перлит.

3. Локальные дальнедействующие напряжения, оцененные электронно-микроскопическим методом, в состоянии II велики и соизмеримы с пределом текучести материала.

4. В обоих состояниях наблюдаются дисперсные карбиды и включения сульфидного типа. В образце стали из растрескавшейся поковки (состояние II) сульфиды располагаются в теле ферритных зерен и по межфазным границам, тогда как в материале из кондиционной поковки (состояние I) – только внутри зерен. Их содержание в состоянии II значительно выше чем в состоянии I.

5. При одинаковых типах дислокационных субструктур (клубково-сетчатая и сетчатая) уровень дефектности в состоянии II заметно выше, чем в состоянии I. Скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и в ферритных прослойках бракованной поковки составляет  $2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  и  $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , соответственно, что в 1,1...1,7 раз больше чем в кондиционном металле.

Указанные результаты электронной микроскопии позволяют утверждать, что дефектная субструктура и фазовый состав стали в состоянии II являются неблагоприятными. Высокие локальные дальнедействующие напряжения, повышенная скалярная плотность дислокаций, большое количество сульфидов пластинчатой морфологии в межзеренных и межфазных границах, высокая пористость, преобладание пластинчатого перлита провоцируют образование трещин как



при обработке давлением, так и при термической обработке, так и при эксплуатации изделий.

Если обобщить результаты механических испытаний, оптической металлографии [1] и электронной микроскопии, то можно прийти к однозначному выводу – причиной формирования неблагоприятного структурно-фазового состояния поковок из стали St52,3N является неполное соответствие химического состава марочным требованиям. В материале оказалось повышенное содержание углерода и, по видимому, серы. Первый фактор подтвержден как результатами оптической металлографии, так и электронной микроскопии. Вторым фактором установлен только в результате дифракционных электронно-микроскопических исследований. Следствием первого фактора явилось снижение температуры критической точки  $A_3$ , которое может достигать 30...70 °С. Например, согласно [6, 7] при концентрации углерода ~ 0,2 мас. % и в отсутствие других легирующих  $A_3 = 860$  °С, а при содержании углерода ~ 0,3 мас. %  $A_3 = 830$  °С. В результате при использовании штатной технологии сталь оказывается перегретой при нагреве под окончательную термическую обработку. Кроме того, изменяется устойчивость переохлажденного аустенита. При одинаковой скорости охлаждения в стали с повышенным содержанием углерода всегда образуются более неравновесные структуры, с высоким уровнем дефектности и остаточных дальнедействующих напряжений. Аустенит в такой стали обладает повышенной прочностью, поэтому необходимы более высокие степени обжатия при горячей обработке давлением. В противном случае образуется большое количество пор. Относительно высокие температуры горячей обработки давлением и финишной термической обработки приводят к интенсивному выходу горофильных примесей (в первую очередь серы) на межфазные и межзёрненные границы. В результате появляются выделения вторичных фаз в виде тонких прослоек.

### **Заключение**

Таким образом, установлено, что сталь St52,3N из растрескавшейся заготовки имеет неоптимальное структурно-фазовое состояние, которое приводит к снижению трещиностойкости как при горячей обработке давлением, термической обработке, так и при дальнейшем использовании материала. Формирование таких структур обусловлено комплексом различных причин, ведущей из которых является повышенное содержание углерода и серы.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Формирование и эволюция структурно-фазовых состояний и свойства сталей в современных технологиях обработки давлением / Юрьев А.Б., Громов В.Е., Козлов Э.В. [и др.]. – Новосибирск: Наука. 2003. – 347 с.
2. Апасов А.М., Валуев Д.В., Данилов В.И. // Известия ТПУ. – 2007. – Т. 310. №3. – С. 90-92.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Известия вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3-14.
4. Стали и сплавы. Марочник / В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев, В.С. Палеев [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
5. Структурно-фазовые состояния металлических систем / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 356 с.
6. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali: Spravochnik. T. II. Osnovy termicheskoy obrabotki / Pod red. M.L. Bernштейna, A.G. Raxshadta. – M.: Metallurgiya, 1983. – 368 с.
7. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali: Spravochnik. T. III. Termicheskaya obrabotka metalloprodukcii / Pod red. M.L. Bernштейna, A.G. Raxshadta. – M.: Metallurgiya, 1983. – 216 с.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА  
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

УДК (666.9:620.22-419):504.064.45

Е.В. Корнеева

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

## БЕСЦЕМЕНТНОЕ ВЯЖУЩЕЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ И УГОЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Определены возможности создания нового бесцементного вяжущего из вторичных минеральных ресурсов (отходов промышленности) в связи с проблемой в области утилизации отходов производства.

The capabilities of creation new noncement knitting from secondary mineral resources are certain in connection with a problem in the field of production material recovery.

В истекшем столетии были глубоко изучены и детально разработаны технологии производства портландцементов, вяжущие свойства которых определяются наличием высококальциевых минералов  $C_3S$ ,  $C_2S$ ,  $C_3A$  и  $C_4AF$ . Синтез данных минералов сопряжен со значительными затратами топлива и электроэнергии, так как их производство представляет собой комплекс химических и физико-механических воздействий, осуществляемых в требуемой последовательности.

Цементное вяжущее в настоящее время является основным строительным материалом, и мировое производство его в настоящее время превышает 1,0 млрд. тонн в год.

В цементном производстве расходуется примерно 5 % энергии затрачиваемой в мировом промышленном производстве [1], а при производстве каждой тонны цемента в атмосферу выделяется от 0,5 до 1 т углекислоты (10 %).

В мировой и отечественной практике разработано много различных составов и технологий композиционных и смешанных бесцементных вяжущих из различных вторичных минеральных ресурсов, однако их качественные и экономические показатели, а также энергоёмкость производства не соответствует современным требованиям.

В связи с этой, достаточно важной мировой проблемой, в качестве вяжущего предлагается использовать композицию, составленную

исключительно из техногенных отходов, а значит без специального обжига и тепловой обработки исходных компонентов на основе текущего (свежего) шлака сталелитейного производства.

Сталелитейные (мартеновские и конверторные) шлаки по многим причинам не использовались, а накапливались в отвалах предприятий десятками миллионов тонн в противоположность доменным шлакам (особенно гранулированным), которые нашли широкое применение в производстве шлакопортландцемента, и уже стали дефицитными.

Основными причинами не использования сталелитейных шлаков являются: наличие в шлаках от 13 до 18 % чистого железа и до 22 % оксидного; подверженность силикатному и железистому распаду; весьма низкой активности из-за пережога извести и восстановления известняка ( $\text{CaCO}_3$ ) в отвалах при длительном хранении (свыше 70 лет).

В соответствии с заключённым по инициативе ООО «Сталь НК» контрактом (№ 4075018/25-03) творческим коллективом ГОУ ВПО «СибГИУ», начиная с 2003 года, проводилась научно-исследовательская работа по теме «Разработка технологии переработки мартеновских шлаков (выпускаемых и отвальных)» под научным руководством д.т.н., профессора С.И. Павленко. Она соответствует Приоритетным направлениям развития науки, технологий и техники Российской Федерации «Рациональное природопользование» (Пр-843) и Перечню критических технологий Российской Федерации «Технологии переработки и утилизации техногенных образований и отходов» (Пр-842), утверждённых Президентом В.В. Путиным 21 мая 2006 г.

Разработка состава бесцементного вяжущего на основе сталелитейных шлаков текущего выхода – одно из направлений этой работы.

Для обоснования возможности применения сталелитейного (мартеновского) шлака в составе вяжущей смеси, производилась проверка его качества. Для достижения цели решались следующие задачи: определение физико-механических и химических свойств, структуры и минерально-фазового состава, а также соответствие его нормам радиологической безопасности.

Так как исследуемый шлак относится к группе «ультраосновных» (коэффициент основности шлака более 1,6)  $K_{\text{осн.}} = 3$ , для создания вяжущей композиции необходима добавка–активизатор (возбудитель твердения). Она должна быть «кислым», высококремнезёмистым компонентом и, должна обладать следующими свойствами:

- связывать свободный оксид кальция, незначительное количество которого находится в шлаке (0,41-6,1);
- продукты, полученные в результате химического воздействия оксида с добавкой, должны повысить активность шлака путем образования силикатов кальция, одного из основных составляющих портландцемента;

В качестве добавки для вяжущей смеси выбраны отходы угольной промышленности – горелые породы шахтных отвалов, так как,  $K_{\text{осн.}}$  горелой породы меньше 1 ( $K_{\text{осн.}} = 0,1$ ).

Вяжущие вещества: цементы и гипсы, отличаются высоким содержанием оксидов первой и второй групп периодической системы элементов и  $K_{\text{осн.}} \geq 1,6$ . Для их производства необходимо сырье с соответствующими характеристиками. При расчёте 2<sup>x</sup> - компонентной смеси был принят коэффициент основности  $K_{\text{осн.}} = 1,6$ .

Определение соотношения компонентов состава вяжущего [2]:

Сырье с  $K_{\text{осн.}} > 1$  / Сырье с  $K_{\text{осн.}} < 1$

В числителе указан химический состав шлака, в знаменателе – химический состав горелой породы.

$$\frac{[(CaO + 0,93MgO + 0,6R_2O) - (n \cdot 0,93SiO_2 + 0,55Al_2O_3 + 0,35Fe_2O_3 + 0,7SO_3)]x}{(n \cdot 0,93SiO_2 + 0,55Al_2O_3 + 0,35Fe_2O_3 + 0,7SO_3) - (CaO + 0,93MgO + 0,6R_2O)} = 1$$

где n – заданное для вяжущего состава значение  $K_{\text{осн.}} = 1,6$ ; x – количество массовых частей сырья с  $K_{\text{осн.}} > 1$  (шлак) на одну весовую часть сырья с  $K_{\text{осн.}} < 1$  (горелая порода).

Расчет показал, что на 1 часть шлака необходимо добавить 0,33 части горелой породы.

В настоящее время горелая порода шахтных отвалов используется в подсыпке дорог, в качестве заполнителя в бетоне и сырья при приготовлении кирпича, а также в качестве активной минеральной добавки.

Для использования горелой породы в составе вяжущей композиции исследовались её физико-механические свойства; химический, минералогический и гранулометрический состав.

В работе [3], по исследованию стабилизации структуры и свойств сталелитейного (мартеновского) шлака Магнитогорского металлургического комбината, отмечалось положительное влияние сульфатных добавок-активизаторов на вяжущие свойства шлака, что и было положено в основу при подборе альтернативного источника техногенного сырья для активации поверхности компонентов вяжущей композиции. Такой компонент-активизатор, сульфатный возбудитель твердения был найден. Это нейтрализованный отработанный

электролит тяговых и стартерных кислотных аккумуляторов. Электролиты – отработанные аккумуляторные растворы, выполненные на основе серной кислоты.

Нейтрализованный отработанный аккумуляторный раствор, так называемый шлам, представляет собой обводненный гель, обладающий высокой пластичностью. Полученный в результате нейтрализации известью шлам, имеет в своем составе легкорастворимую соль амфотерного металла – свинца с серной кислотой, чем объясняется наличие в нём сульфатов этого металла.

Для обоснования возможности применения шлама в составе вяжущего, изучался его химический состав (таблица 1). Проба взята из резервуара-накопителя ОАО шахты «Абашевская» ОУК «Южкузбассуголь» (г. Новокузнецк).

В резервуар-накопитель собираются отработанные электролиты тяговых кислотных аккумуляторов подземных электровозов шахты и отработанные электролиты стартерных кислотных аккумуляторов автопредприятия шахты, для нейтрализации с целью последующей утилизации.

Таблица 1 – Химический состав отработанных электролитов

№ п/п	Наименование показателей	Характеристики пробы
1.	Плотность раствора, г/см <sup>3</sup>	1,207
2.	Показатель активности водородных ионов (рН раствора)	<1,0
3.	Среда	Кислая
4.	Концентрация раствора, %	28,3
5.	Содержание в растворе сульфат-ионов (SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> ), %	28,23
6.	Содержание в растворе ионов свинца (Pb <sup>2+</sup> ), %	0,139

Для определения основных характеристик полученного бесцементного шлакового вяжущего на основе сталелитейного (мартеновского) шлака текущего выхода ООО «Сталь НК» и добавок-отходов ОАО шахты «Абашевская» ОУК «Южкузбассуголь»: горелой породы шахтного отвала и активизатора-затворителя (нейтрализованного отработанным электролитом из резервуара-накопителя отделения нейтрализации предприятия), так называемого шлама, в Испытательном центре «Строительные материалы и конструкции» «Кузбасс» (ООО

ИЦ СМИК «Кузбасс») Органа сертификации строительной продукции (ОС «Кузбасстройсертификация») было проведено опытное формование образцов 4×4×16 см. (шлак и горелая порода размолоты на шаровой мельнице до тонкости помола 300 м<sup>2</sup>/кг). Объем шлама, требуемый в качестве добавки – активизатора, подбирался экспериментально.

Образцы выдерживались в естественных условиях при температуре (20 ± 3)°С и относительной влажности воздуха (95 ± 5) %, ГОСТ 310.4-81\*. Испытания проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 310.2, ГОСТ 310.3, ГОСТ 310.4.

Результаты эксперимента приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Характеристика шлакового вяжущего

Характеристики	Ед. изм.	Свойства, результаты испытаний
Марка	кг/см <sup>2</sup>	50
Состав вяжущего: Сталелитейный (мартеновский) шлак текущего выхода	%	70...78
Горелые породы шахтных отвалов	%	23...25
Шлам	%	7
Тонкость помола (проход через сито с сеткой № 008 по ГОСТ 6613)	%	47,5
Водошламовое отношение	-	0,34
Распływ конуса	см	16,2
Насыпная плотность в рыхлом состоянии	кг/м <sup>3</sup>	1660
Насыпная плотность в уплотненном состоянии	кг/м <sup>3</sup>	1830
Начало схватывания	час	24
Конец схватывания	час	50
Равномерность изменения объёма: кипячением лепёшек в воде	-	Выдерживает (трещины, искривления отсутствуют)
Прочность при естественном твердении 7 суток: - при растяжении на изгиб - при сжатии	МПа МПа	1,6 4,76
Прочность при естественном твердении 28 суток: - при растяжении на изгиб - при сжатии	МПа МПа	1,66 4,86



Для исследования водостойкости материала, одна партия опытных образцов выдерживались в естественных условиях ( $t = 18 \pm 20^\circ$ ), другая – в насыщенном водой состоянии для определения коэффициента размягчения.

Коэффициент размягчения колеблется от 0,85 до 1; что свидетельствует о том, что полученное шлаковое вяжущее можно отнести к водостойким (коэффициент размягчения  $\geq 0,8$ ). Следовательно, материалы приготовленные на основе разработанного вяжущего, возможно применять в сырых местах без специальных мер по защите их от увлажнения.

Электролит отработанных аккумуляторных растворов имеет различную плотность (в зависимости от их назначения), а значит, после нейтрализации, шлам имеет различный химический состав, что соответственно влияет на прочностные свойства шлакового вяжущего. С целью сравнения, для получения наилучших результатов, исследованы прочностные свойства образцов с использованием шлама различных электролитов. Результаты экспериментов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Влияние вида шлама на прочность шлакового вяжущего

Составы	Плотность отработанного электролита, моль/л.	Предел прочности при сжатии, в возрасте 28 суток, МПа
1	1,266	9,82
2	1,207	7,34
3	1,149	4,86
4	1,095	3,63
5	1,042	2,4

Исследования показали, что использование разработанного бесцементного вяжущего, сырьём для которого являются отходы промышленности, позволит решать наряду с производственно-экономическими проблемами не менее актуальные задачи – экологические.

Данное вяжущее может быть использовано для закладки выработанных пространств шахт и рудников, а также для получения искусственных каменных материалов, растворов и бетонов, не требующих высоких прочностных характеристик.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Проблемы и пути создания композиционных материалов и технологий из вторичных минеральных ресурсов / Под общ. ред. С.И. Павленко // Сб. труд. научно-практ. семинара, Новокузнецк. 2003. – С. 13.

2. Панова В.Ф. Комплексное использование природного сырья и техногенных отходов в производстве строительных материалов и изделий. Опыт лаборатории «Строительные материалы» / В.Ф. Панова // Научно-технический потенциал строительного комплекса Кузбасса. Материалы регионального научно-технического совещания 8 апреля 1999 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 1999.– С. 62-65.

3. Воронин К.М. Стабилизация структуры и свойств мартеновского шлака для повышения эффективности его использования в строительстве / К.М. Воронин – Дис....канд. техн. наук. – Магнитогорск – 1997. – 130 с.

УДК 666.972.124:691.322

Н.С. Анашкин, С.И. Павленко\*

Общество с ограниченной ответственностью «Сталь НК»,  
г. Новокузнецк

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

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕГЛАМЕНТА НА ПРОИЗВОДСТВО ЗАПОЛНИТЕЛЕЙ ДЛЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БЕТОНОВ ИЗ ОТВАЛЬНЫХ МАРТЕНОВСКИХ ШЛАКОВ

Разработанный технологический регламент устанавливает технические требования к процессу производства шлакового песка фракции 0,14...5 мм из отвальных мартеновских шлаков ООО «Сталь НК» с целью использования их в качестве заполнителей для мелкозернистых бетонов. В настоящем регламенте приводятся данные о характеристике сырья, последовательности технологических операций, их параметрах, режимах работы оборудования, обеспечивающие получение шлакового песка в соответствии с требованиями ГОСТ 5578-94.

Designed technological regulations installs the specifications to process production slag sand to factions 0,14...5 mms from open-hearth slag ООО «Steel NK» for the reason use their as aggregates for fine graind concrete.

### I. ХАРАКТЕРИСТИКА СЫРЬЯ

Для производства шлакового песка фракции до 5 мм в качестве заполнителя для мелкозернистых бетонов будут применяться два вида переработанных и отмагниченных отвальных шлаков на установках ООО «Сталь НК»:

1. Шлак фракции до 20 мм и 2) Шлак фракции 20...80 мм. Эти фракции шлака были исследованы нами по всем основным показателям, требующимся для применения их в дорожном строительстве и в качестве заполнителей для мелкозернистых бетонов [1, 2, 3]. Поэтому в данном разделе работы приводится сравнение с требованиями стандартов и рекомендации их выполнения. В соответствии с определениями ГОСТа 5578-94 [4] будем его называть:

Песок из отсевов дробления шлаков (сокращенно – шлаковый песок), представляющий неорганический зернистый сыпучий материал с крупностью зерен до 5 мм, получаемый путем выделения рассе-

вом из отсевов дробления на щебень шлаков черной и цветной металлургии.

1.1. Песок фракций до 5 мм в качестве заполнителей для бетонов должен изготавливаться в соответствии с требованиями вышеуказанного ГОСТа и настоящего технологического регламента, утвержденного ООО «Сталь НК».

1.2. Песок выпускается предприятием, в соответствии с заказами строительных и других организаций-потребителей, различной крупности (до 5 групп по модулю крупности) в соответствии с таблицей 1.

Таблица 1 – Группы песка по модулю крупности

Группа песка	Модуль крупности
Очень крупный	Св. 3,5
Повышенной крупности	Св. 3,0 до 3,25
Крупный	Св. 2,5 до 3,0
Средний	Св. 2,0 до 2,5
Мелкий	Св. 1,5 до 2,0

В мелкозернистых бетонах преимущественно используется песок крупной и средней групп с модулем крупности от 2 до 3.

1.3. Полный остаток песка на сите с сеткой 063 должен соответствовать значениям, указанным в таблице 2.

Таблица 2 – Грансостав песка в % по массе

Группа песка	Полный остаток на сите 063
Очень крупный	Св. 75
Повышенной крупности	Св. 65 до 75
Крупный	Св. 45 до 65
Средний	Св. 30 до 45
Мелкий	Св. 10 до 30

1.4. Потери при прокаливании в песке не должны превышать из отвального шлака 7 % по массе. Выпускаемый на предприятии песок удовлетворяет этому требованию (ГОСТ В269.1.97).

1.5. Песок должен обладать устойчивой структурой против силикатного и сульфидного распадов (не более 5 и 8 % соответственно). Песок, выпускаемый предприятием, также удовлетворяет этим требованиям (3,75 и 5,86 соответственно).

1.6. Содержание в песке сернистых и сернокислых соединений в пересчете на SO<sub>3</sub> не должно быть более 4,5 % по массе.

В выпускаемом песке этот показатель составляет 0,18 %.

1.7. Содержание пылевидных частиц не должно быть более 3 % в песке из отвальных шлаков при определении набуханием.

Фактически содержание их на предприятии 1,8 %.

1.8. Содержание глины в комках в песке из отвальных шлаков не должно быть более 0,25 % по массе.

Фактически ее содержание на предприятии отсутствует.

1.9. Содержание металлических включений (корольков, скрапа) не должно быть в песке более 3 %.

Фактически их содержание не превышает 1 %.

1.10. Песок не должен содержать посторонних засоряющих включений.

В отвальном переработанном шлаке (в том числе в песке) включения отсутствуют.

1.11. Песок по удельной эффективной активности (радиационно-гигиеническая оценка) для всех видов строительства должен удовлетворять требованиям ГОСТ 30108-94 по значению  $A_{эфф}$  до 370 Бк/кг. Нашими исследованиями и заключением ГУ «ЦЕНТР ГОС-САНЭПИДНАДЗОРА» установлено, что мартеновский отвальный шлак и песок из него соответствуют первому классу ( $A_{эфф} = 80 \dots 100$  Бк/кг при норме до 370) и могут применяться в строительстве без ограничений.

## II. МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ

2.1. Зерновой состав песка, содержание комовой глины определяют по ГОСТ 8735, содержание в песке пылевидных частиц методом набухания определяют в соответствии с ГОСТ 3344.

2.2. Содержание в песке металлических включений определяют по ГОСТ 3344.

2.3. Устойчивость структуры песка против силикатного и железистого распадов, потери при прокаливании определяют по ГОСТ 9758.

Поправка. ИУС 10-96.

2.4. Общее содержание сернистых и сернокислых соединений, сульфидной серы определяют по ГОСТ 8735.

2.5. Содержание оксидов железа и марганца определяют по ГОСТ 5382.

2.6. Удельную эффективную активность естественных радионуклидов в песке определяют гамма-спектрометрическим методом в соответствии с ГОСТ 30108.

### III. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ПРОИЗВОДСТВА ШЛАКОВОГО ПЕСКА

3.1. Технологическая линия (рис.) для переработки шлака в песок и хранения готовой продукции должна включать:

- приемный бункер для накопления шлака фракции до 20 мм;
- приемный бункер для накопления шлака фракции 20-80 мм (в случае необходимости и потребности заказчиков);
- для переработки шлака фракции до 20 мм во фракцию 0,14...5 мм необходимы две валковые дробилки ДВШ, обеспечивающие двухстадийное измельчение шлака;
- два ленточных конвейера В500 с железоотделителями под дробилками ДВШ;
- ленточный конвейер для подачи шлакового песка до 5 мм в раздаточные бункера;
- раздаточные бункера с секторными затворами;
- оборудование для сбора шлаковой пульпы, образующейся в результате подавления шлаковой пыли с холостых ветвей конвейеров водой, ее предварительного обезвоживания и транспортирования в приемную воронку ленточного конвейера № 1;
- грунтовый насос для перекачивания осветленной воды от сборного приемника до заводского коллектора технической воды;
- оборудование для подъема и разгрузки шлака в приемный бункер и выполнения монтажно-демонтажных и ремонтных работ на складе готовой продукции и участке измельчения (дробления).

3.2. Приемный бункер должен находиться непосредственно на территории складирования шлаков фракции до 20 мм и 20...80 мм и служит для накопления шлака и последующей его разгрузкой в приемную воронку ДВШ, а, в случае необходимости, и в автомобильный транспорт.

Форма бункера – прямоугольного сечения. В его конструкции должно быть предусмотрено устройство, обеспечивающее его разгрузку на две стороны (ДВШ и автотранспорт). Геометрический объем бункера принимается в зависимости от объема среднесуточного потребления.

3.3. Для достижения заказываемых модулей крупности шлакового песка, отвечающего требованиям ГОСТ 5578-94, необходимо применить двухстадийное измельчение исходного сырья (фр. до 20 мм) двумя валковыми дробилками типа ДВШ. Эти дробилки положительно зарекомендовали себя на протяжении нескольких лет эксплуатации на Томь-Усинской ГРЭС при дроблении сходных по размерам

и свойствам шлаков. По сравнению с другими типами дробильного оборудования, они отличаются простотой конструкции и обслуживания, небольшими габаритными размерами. По результатам работы на этом предприятии валки дробилок имеют сравнительно высокую износостойкость. Срок службы валков составляет 40-45 суток, после этого изношенные поверхности восстанавливаются для дальнейшей эксплуатации, путем наплавки износостойчивым сплавом на месте, без разборки дробилки. Двухвалковые дробилки при дроблении прочных пород могут обеспечивать степень измельчения до 6 [5], но работают при дроблении шлаков при степени измельчения от 5 до 1,65. Реализуя на первой стадии дробления степени измельчения 4-5, а на последующей 3,5...4, можно получать шлаковый песок с максимальным размером до 3 мм. При этом модуль крупности готового продукта будет находиться в пределах, предусмотренных стандартом.

#### Техническая характеристика дробилки ДВШ

Производительность при дроблении шлаков, м <sup>3</sup> /ч .....	15,7
Размер валков, мм:	
диаметр.....	500
длина.....	550
Частота вращения валков при передаточном числе редуктора U=41,34, 1/с.....	0,584
Максимальный размер кусков, поступающих на дробление, мм.....	70
Частота вращения электродвигателя, 1/мин.....	1460
Потребляемая мощность для привода валков, кВт.....	13
Габаритные размеры, мм:	
длина.....	2478
ширина.....	1530
высота.....	2380

Оптимальные режимы работы валковых дробилок осуществлять путем изменения загрузки и регулирования жесткости пружин подвижных опор ведомого вала.

Простота конструкции дробилки и наличие полного комплекта конструкторской документации (в случае необходимости) позволяют их изготавливать в условиях самого предприятия.

Расчетную производительность цеха по дроблению шлаков могут также обеспечивать валковые дробилки (МД и ДГ) [6], выпускаемые костромским заводом «Строммашина». Их применяют для дробления каменных пород с пределом прочности до 250 МПа в передвижных и стационарных дробильно-сортировочных установках.

### Техническая характеристика дробилки ДГ 400х250

Производительность, т/ч.....	20
Размер валков, мм:	
диаметр.....	400
длина.....	250
Частота вращения валков.....	1,1
Максимальный размер кусков, поступающих на дробление, мм...	85
Потребляемая мощность, кВт.....	2х4
Ширина щели между валками, мм.....	2-12
Габаритные размеры:	
длина.....	2450
ширина.....	940
высота.....	785
Масса, кг.....	1200

Монтажно-демонтажные и ремонтные работы в цехе дробления шлаков выполняются с применением электрической тали грузоподъемностью 3 т.

#### 3.4. Оборудование для транспортирования шлака и склада готовой продукции

Раздаточные бункера склада готовой продукции служат для хранения шлакового песка и погрузки его в автомобильный транспорт. Форма бункеров – комбинированная пирамидально-призматическая. Углы наклона стенок пирамидальной части к горизонту должны составлять не менее 60°. Призматическая часть каждого бункера в плане имеет квадратную форму. Бункера выполняются единым блоком. Геометрический объем бункеров следует принять из условия суточной работы цеха дробления (с учетом потребностей заказчика в сутки).

Каждый раздаточный бункер оборудуется секторным затвором с дистанционным управлением.

С целью уменьшения пылеобразования при погрузке шлакового песка в автомобильный транспорт, секторные затворы целесообразно поместить в прорезиненные рукавные воронки.

Раздаточные бункера для осуществления погрузки песка в автотранспорт должны быть подняты от пола склада на необходимую высоту.

Монтажно-демонтажные и ремонтные работы на складе готовой продукции выполняются с помощью передвижной электрической тали грузоподъемностью 1 т.



Транспортировка шлакового песка от дробилок до последнего раздаточного бункера осуществляется стационарными ленточными конвейерами, которые обеспечивают возможность перемещать транспортируемый материал в горизонтальном и наклонном направлениях. В этих конвейерах в качестве тягового и несущего органа применяется тканевая прорезиненная лента шириной 500 мм. Приводная станция конвейера размещается в верхней части рамы, а натяжная – в нижней. Рабочая часть ленты конвейера должна опираться на желобчатые трехроликовые опоры, холостая ветвь – на плоские роlikоопоры. Загружается шлак на ленту через загрузочную воронку, установленную под натяжной станцией, а разгружается с помощью двухстороннего сбрасывателя с электрическим приводом. Устанавливаются такие сбрасыватели над всеми раздаточными бункерами. Их можно также устанавливать для очистки рабочей ветви ленты от пылевидных частиц.

Рамы предлагаемых конвейеров могут собираться, например, из отдельных звеньев конвейера.

Для уменьшения пылеобразования конвейеры, транспортирующие шлак, оборудуются по всей ширине и на всю длину со стороны холостой ветви рештками со скребковых конвейеров для подачи (при необходимости) по ним водопроводной воды в необходимом количестве.

Сбор шлаковой пульпы, образующейся в результате подавления шлаковой пыли, с холостых ветвей ленточных конвейеров водой производить в металлическую емкость (бадью) объемом не менее 2 м<sup>3</sup>, заглубленную на необходимую высоту в пол цеха. Бадья должна иметь затвор, привод затвора, переливное ребро и петли для подъема или опускания.

Для предупреждения выхода из строя валковых дробилок первой и второй стадии дробления, в случае попадания железосодержащих примесей в дробимый шлак, технологической схемой предусмотрено применение железотделителя П-100м, который устанавливается над рабочей ветвью ленточного конвейера № 1 непосредственно в цехе.

#### IV. ПРАВИЛА ПРИЕМКИ

4.1. Песок должен быть принят техническим контролем предприятия-изготовителя.

4.2. Приемку и поставку песка проводят партиями. Партией считают количество песка – одного модуля крупности, одновременно от-

гружаемого одному потребителю в одном железнодорожном составе. При отгрузке автомобильным транспортом партией считают количество песка – одного модуля крупности, отгружаемое одному потребителю в течение суток.

4.3. Для проверки соответствия качества песка требованиям настоящего регламента и стандарта проводят приемосдаточные и периодические испытания.

Приемочный контроль на предприятии-изготовителе проводят ежедневно путем испытания объединенной пробы песка, отобранной с каждой технологической линии.

При приемосдаточных испытаниях определяют:

для песка из отвальных шлаков зерновой состав, содержание пылевидных частиц и содержание глины в комках.

4.4. При периодических испытаниях определяют:

- один раз в 10 сут – содержание металлических включений, форму зерен, потери при прокаливании;
- один раз в квартал – устойчивость структуры против распадов, содержание сернистых и сернокислых соединений, содержание сульфидной серы, содержание оксидов марганца и железа, прочность, насыпную плотность;
- один раз в год – значение удельной эффективной активности естественных радионуклидов.

Значение удельной эффективной активности естественных радионуклидов, устойчивость структуры против распадов, содержание сернистых и сернокислых соединений и сульфидной серы, оксидов марганца и железа, прочность и морозостойкость определяют также каждый раз при изменении сырья или технологии производства песка.

4.5. Отбор и подготовку проб песка для контроля качества на предприятии-изготовителе проводят в соответствии с ГОСТ 8735.

4.6. Партию песка считают принятой по результатам приемосдаточных и периодических испытаний, если значения показателей соответствуют требованиям настоящего регламента и стандарта.

При неудовлетворительных результатах испытаний хотя бы по одному из показателей, по этому показателю проводят повторные испытания. Результат повторного испытания является окончательным.

4.7. Количество поставляемого песка определяют по массе или объему.

Массу песка, отгружаемого в вагонах или автомобилях, определяют взвешиванием на железнодорожных и автомобильных весах, отгружаемых на судах – по осадке судна.

Объем песка в транспортном средстве определяют обмером.

Пересчет количества песка в партии из единиц массы в единицы объема производят по значению насыпной плотности, определенной во влажном состоянии на момент отгрузки.

Объем песка у потребителя должен быть определен с учетом коэффициента уплотнения, установленного по согласованию изготовителя с потребителем в зависимости от дальности транспортирования, но не более 1,10.

4.8. Каждая партия песка должна сопровождаться документом о качестве, в котором указывают:

- наименование предприятия-изготовителя и его адрес;
- номер и дату выдачи документа;
- наименование и адрес потребителя;
- номер партии и количество песка;
- номер вагона или номер судна и номера накладных;
- зерновой состав (модуль крупности) песка;
- содержание зерен пластинчатой и игловатой формы;
- потери при прокаливании;
- содержание оксидов железа и марганца, содержание сульфидной серы;
- устойчивость структуры против силикатного и железистого распада;
- содержание сернистых и сернокислых соединений;
- содержание пылевидных частиц, а для песка из отвальных шлаков и содержание глины в комках;
- содержание металлических включений;
- удельную эффективную активность естественных радионуклидов в песке.

## V. ТРАНСПОРТИРОВАНИЕ И ХРАНЕНИЕ

5.1. Песок перевозят навалом в транспортных средствах любого вида согласно действующим правилам перевозки грузов и техническим условиям погрузки и крепления грузов, утвержденным Министерством путей сообщения, правилам перевозки грузов автомобильным и водным транспортом.

При транспортировании песка железнодорожным транспортом вагоны следует загружать с учетом полного использования их грузоподъемности.

5.2. Песок хранят отдельно по модулю крупности в условиях, предохраняющих их от засорения и загрязнения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Исследование мартеновских шлаков ООО «Сталь КМК» / С.И. Павленко, С.И. Меркулова, Е.А. Автушко, У.Н. Анашкина, Н.С. Анашкин // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 10. – С. 68-71.
2. Использование отвального мартеновского шлака в качестве сырья для производства стали на ООО «Сталь КМК» / А.И. Копытов, Н.С. Анашкин, М.А. Усов, С.И. Павленко, Е.В. Филиппов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 10. – С. 64-66.
3. Исследование вторичных отходов ООО «Сталь КМК» для использования в дорожном строительстве / Павленко С.И., Филиппов Е.В., Анашкин Н.С., Автушко Е.А., Афиногенов О.П. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. Вып. 13: СибГИУ. – Новокузнецк, 2004. – С. 131-136.
4. ГОСТ 5578-94. Межгосударственный стандарт. Щебень и песок из шлаков черной и цветной металлургии для бетонов. Технические условия // МНТКС, Москва: Госстандарт. 1995. – 9 с.
5. ГОСТ 5578-94. Межгосударственный стандарт. Щебень и песок из шлаков черной и цветной металлургии для бетонов. Технические условия // МНТКС, Москва: Госстандарт. 1995. – 9 с.
6. Борщевский А.А. Механическое оборудование для производства строительных материалов и изделий / А.А. Борщевский, А.С. Ильин. – М.: Высшая школа, 1987. – 368 с.
7. Сапожников М.Я. Справочник по оборудованию заводов строительных материалов / М.Я. Сапожников, Н.Е. Дроздов. – М.: Стройиздат, 1970. – 487 с.

## **ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ**

УДК 378.018.46

Галевский Г.В., Кольчурина И.Ю., Дегтярь В.А.

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

## ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ КВАЛИФИКАЦИЯ – ФАКТОР ГУМАНИЗАЦИИ ОБРАЗОВАНИЯ В ТЕХНИЧЕСКОМ ВУЗЕ

В статье представлен опыт реализации программ дополнительного профессионального образования в СибГИУ.

In the article the experience of realization of the programs of additional professional formation in SibSIU is shown.

Процесс обучения человека, целью которого является получение образования, протекает всю его сознательную жизнь. Первичное обучение осуществляется в школах, техникумах, колледжах, лицеях, вузах, здесь человек получает общее и профессиональное образование. Результатом профессионального образования является подготовленность человека к определенному виду трудовой деятельности.

Вторичное обучение проходит в вузах, на факультетах повышения квалификации и переподготовки кадров и осуществляется по инициативе работодателя, либо самого сотрудника. Таким образом, образование осуществляется непрерывно.

Сущность непрерывного образования состоит в создании таких систем образования, которые открыты для людей любого возраста и поколения и сопровождают человека в течение всей его жизни, способствуют постоянному его развитию, вовлекают его в непрерывный процесс овладения знаниями, умениями, навыками и способами поведения. Непрерывное образование предусматривает не только повышение квалификации, но и переподготовку для изменяющихся условий, и стимулирование постоянного самообразования [1].

Одним из звеньев процесса непрерывного образования являются высшие учебные заведения, научные и практические достижения которых позволяют проводить профессиональное обучение или переподготовку специалистов. Причем проблема повышения квалификации и переподготовки кадров тем более значима, чем более высокотехнологичной и наукоемкой деятельностью занимается организация.

В практике управления персоналом организации различают следующие виды обучения:

- подготовка кадров – планомерное и организованное обучение и выпуск квалифицированных кадров для всех областей человеческой деятельности, владеющих совокупностью специальных знаний, умений, навыков и способами общения;
- повышение квалификации – обучение кадров с целью усовершенствования знаний, умений, навыков и способов общения в связи с ростом требований к профессии или повышением в должности;
- переподготовка – обучение кадров с целью освоения новых знаний, умений, навыков и способов общения в связи с овладением новой профессией или изменившимися требованиями к содержанию и результатам труда.

Эти виды обучения реализуются в программах дополнительного профессионального образования (ДПО). В соответствии с нормативными документами [2, 3], к дополнительным образовательным программам относятся: повышение квалификации, стажировка, профессиональная переподготовка и переподготовка.

Целью повышения квалификации является обновление теоретических и практических знаний специалистов в соответствии с постоянно повышающимися требованиями государственных образовательных стандартов.

Повышение квалификации включает в себя следующие виды обучения:

- краткосрочное (не менее 72 часов) тематическое обучение по вопросам конкретного производства, которое заканчивается сдачей соответствующего экзамена, зачета или защитой реферата;
- тематические и проблемные семинары (от 72 до 100 часов) по научно-техническим, технологическим, социально-экономическим и другим проблемам, возникающим на уровне отрасли, региона, предприятия (объединения), организации или учреждения;
- длительное (свыше 100 часов) обучение специалистов в образовательном учреждении повышения квалификации для углубленного изучения актуальных проблем науки, техники, технологии, социально-экономических и других проблем по профилю профессиональной деятельности.

Основной целью стажировки является формирование и закрепление на практике профессиональных знаний, умений и навыков, полученных в результате теоретической подготовки. Стажировка осуществляется также в целях изучения передового опыта, приобретения

профессиональных и организаторских навыков для выполнения обязанностей по занимаемой или более высокой должности.

Стажировка может быть как самостоятельным видом дополнительного профессионального образования, так и одним из разделов учебного плана при повышении квалификации и переподготовке специалистов.

Целью профессиональной переподготовки специалистов является получение ими дополнительных знаний, умений и навыков по образовательным программам, предусматривающим изучение отдельных дисциплин, разделов науки, техники и технологии, необходимых для выполнения нового вида профессиональной деятельности. По результатам прохождения профессиональной переподготовки специалисты получают диплом государственного образца, удостоверяющий их право (квалификацию) вести профессиональную деятельность в определенной сфере. Направление профессиональной переподготовки определяется заказчиком по согласованию с образовательным учреждением повышения квалификации.

Профессиональная переподготовка осуществляется также для расширения квалификации специалистов в целях их адаптации к новым экономическим и социальным условиям и ведения новой профессиональной деятельности, в том числе с учетом международных требований и стандартов.

В результате профессиональной переподготовки специалисту может быть присвоена дополнительная квалификация на базе полученной специальности. Профессиональная переподготовка для получения дополнительной квалификации проводится путем освоения дополнительных профессиональных образовательных программ.

Порядок и условия профессиональной переподготовки специалистов определяются федеральным органом исполнительной власти, осуществляющим проведение единой государственной политики в области дополнительного профессионального образования.

Целью переподготовки специалистов является получение ими новой специальности или квалификации на базе имеющегося высшего или среднего профессионального образования. Переподготовка рассматривается как получение второго высшего или среднего профессионального образования и осуществляется соответственно в образовательных учреждениях высшего или среднего профессионального образования. Специалистам, прошедшим переподготовку, выдается соответствующий диплом об образовании [2, 3].



Дополнительная квалификация может быть присвоена и выпускнику вуза, освоившему дополнительную образовательную программу по очно-заочной (вечерней) форме обучения. Так студент очной формы обучения, помимо основной специальности, на 3-5 курсах может получить дополнительную квалификацию. Это расширяет его сферу деятельности и востребованность на рынке труда. Для студента технического вуза дополнительное образование предоставляет возможность более широкого изучения дисциплин гуманитарного профиля.

Реализуют программы ДПО образовательные учреждения, к которым относится и Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет», осуществляющий подготовку по дополнительным образовательным программам с 1996 года. На сегодняшний день в университете действуют более 20 микроструктур, которые оказывают образовательные услуги при едином методическом руководстве Центра повышения квалификации и профессиональной подготовки специалистов (ЦПКиППС). Среди таких структур кафедры, деканаты, Управление информатизации, Центр охраны труда и промышленной безопасности и др. В начале 2008 года в их число вошла кафедра «Экономика и менеджмент», на базе которой была открыта дополнительная профессиональная образовательная программа «Менеджер по развитию персонала».

Необходимость получения вузом лицензии на право реализации этой программы продиктована требованиями времени. В современных условиях искусство управления людьми становится решающим условием, обеспечивающим конкурентоспособность предприятий и стабильность их предпринимательского успеха. Россия находится на пути к новой структуре кадрового обеспечения, и чем цивилизованней будет становиться российский бизнес и его люди, тем скорее будет возрастать потребность в менеджерах по персоналу.

В настоящее время опыт, знания и навыки работников являются главным источником эффективности и конкурентоспособности организаций. Задачей службы управления персоналом, чьи функции значительно отличаются от функций традиционных отделов кадров и охватывают широкий спектр мероприятий от приема до увольнения работника, включая деловую оценку, управление конфликтами, повышение квалификации, обеспечение безопасности персонала, мотивацию и пр., является обеспечение организации высококвалифициро-

ванными работниками, создание творческого трудового коллектива, способного к изменению, развитию, обновлению [1].

Поэтому для успешного осуществления деятельности по управлению человеческими ресурсами организации специалист должен знать: законодательные и нормативные правовые акты, регламентирующие деятельность предприятия; порядок разработки трудовых договоров учреждения, организации по управлению персоналом; законодательство о труде; основы рыночной экономики; конъюнктуру рынка рабочей силы и образовательных услуг, социологии труда, менеджмента, принципы принятия и реализации управленческих решений; основы организационного поведения, психологии труда, психологии личности, психологии делового общения: современные концепции управления человеческими ресурсами, основы трудовой мотивации и системы оценки персонала, формы и методы обучения и повышения квалификации кадров, правила и нормы охраны труда, кадрового аудита и контроллинга персонала, основы организации кадрового делопроизводства; методы обработки информации с применением современных технических средств, коммуникаций и связи.

Это обеспечивается содержанием Государственного образовательного стандарта дополнительной профессиональной образовательной программы «Менеджер по развитию персонала» и возможностями ГОУ ВПО «СибГИУ», осуществляющего подготовку специалистов по различным направлениям, в том числе и по специальности «Управление персоналом».

Среди дисциплин, изучаемых в рамках дополнительной профессиональной образовательной программы, такие как «Психология профессиональной деятельности»; «Конфликтология»; «Экономика и социология труда»; «Безопасность труда персонала»; «Мотивация персонала»; «Управление инновациями в трудовых коллективах»; «Информационные системы в сфере управления персоналом»; «Основы кадрового консалтинга»; «Организационная культура»; «Кадровое делопроизводство»; «Менеджмент качества»; «Организационное поведение»; «Управление персоналом»; «Анализ трудовых показателей»; «Правовое обеспечение кадровой работы»; «Анализ и развитие рынка труда региона» и др.

Для специалистов технических направлений (строительство, металлургия, горное дело и т.д.) перечисленные дисциплины означают гуманизацию образования, возможность создать и развивать личный интегративный подход к решению возникающих проблем. Подобный подход является актуальным, т.к. объединяет гуманитарные и техни-

ческие задачи в единую сферу, в центре которой общепризнанные нормы общества.

Профессиональная образовательная программа с присвоением дополнительной квалификации «Менеджер по развитию персонала» адресована лицам, имеющим высшее профессиональное образование в области экономики, юриспруденции, менеджмента, строительства и др. Перечисленные направления по своей сути представляют различные образовательные системы. Для субъектов этих систем возможность генерировать, осваивать и перерабатывать новые знания будет различной. Можно предположить заранее более низкий уровень восприятия новаций гуманитарного профиля для специалистов в области технических наук. Опыт, накопленный в сфере дополнительного профессионального образования в ЦПКиППС ГОУ ВПО «СибГИУ», свидетельствует о том, что после освоения 5-6 гуманитарных дисциплин, которые включают основные определения и понятия, а также образа изложения материала, различия между специалистами технических и гуманитарных специальностей устраняются. Установлено, что современное техническое образование является хорошей базой для получения гуманитарной дополнительной квалификации, т.к. гуманитарное образование не приводит к разрушению и стагнации технических знаний, а, в определенной степени, является условием их сохранения и жизнеспособности.

В ходе освоения программы «Менеджер по развитию персонала» специалист получает навыки, позволяющие формировать системное представление о процессах управления человеческими ресурсами и тенденциях развития российской и мировой теории и практики управления, выявлять проблемы при анализе конкретных ситуаций в сфере управления персоналом, предлагать способы их решения и оценивать ожидаемые результаты; систематизировать и обобщать информацию, готовить справки и обзоры по вопросам профессиональной деятельности, редактировать, реферировать, рецензировать тексты; использовать основные и специальные методы анализа информации в сфере профессиональной деятельности; разрабатывать и обосновывать варианты эффективных управленческих решений по управлению персоналом; использовать компьютерную технику в режиме пользователя для решения задач в сфере управления человеческими ресурсами. Реализация данного направления обеспечивается педагогическими кадрами университета, имеющими, как правило, базовое образование, соответствующее профилю преподаваемой дисциплины, и систематически занимающимися научно-методической дея-

тельностью, а также специалистами по управлению персоналом предприятий, привлекаемыми на договорных условиях.

Специалисты, получившие дополнительную квалификацию по управлению кадрами, могут работать в службе управления персоналом государственных и муниципальных органов власти и управления, предприятий, учреждений и организаций всех форм собственности в промышленности, торговле, на транспорте, в банковской, страховой, туристической и других сферах, в службах занятости и биржах труда.

В дополнительной профессиональной образовательной программе «Менеджер по развитию персонала», по сравнению с основными образовательными программами высшего профессионального образования, предусмотрены следующие компоненты: общепрофессиональные дисциплины (цикл ОПД), специальные дисциплины (цикл СД) и производственная практика. Это отражает направленность программы на определенный вид профессиональной деятельности и исключает освоение общих для программ высшего профессионального образования учебных дисциплин, в частности цикла естественнонаучных (цикл ЕН), которые были освоены ранее. Ведь дополнительная квалификация «Менеджер по развитию персонала» присуждается лицам, имеющим высшее профессиональное образование по управленческому, экономическому, правовому и техническому профилям.

Дополнительная профессиональная образовательная программа предусматривает возможность поэтапного освоения: может быть разбита на модули. То есть специалист сначала проходит повышение квалификации (72 часа, 100 часов и т.п.), а затем профессиональную переподготовку и т.д. Причем при освоении последующих частей программы возможен перезачет до 20 % дисциплин, которые изучались в период обучения по основным образовательным программам высшего профессионального образования или на предшествующих этапах повышения квалификации. Для студентов выпускных курсов вуза существует возможность освоения части дополнительной образовательной программы в рамках факультативных занятий [4]. То есть, по окончании вуза, выпускнику может быть присвоена, помимо основной, дополнительная квалификация высшего профессионального образования. Это повышает рейтинг вуза и специальности, особенно технической.

При условии успешного освоения дополнительной профессиональной образовательной программы, включая прохождение итоговой государственной аттестации, специалисту выдается диплом, подтвер-

ждающий право ведения профессиональной деятельности в сфере управления человеческими ресурсами.

Выводы:

1. Дополнительная квалификация «Менеджер по развитию персонала» является целостной образовательной программой, позволяющей включать модули различных уровней образования: от краткосрочного повышения квалификации до программ профессиональной переподготовки объемом более 1000 часов.

2. Профессиональная образовательная программа «Менеджер по развитию персонала» для технических специальностей позволяет создать единую образовательную сферу, в основе которой общепризнанные нормы общества.

3. Техническое высшее профессиональное образование является достаточной базой для получения дополнительной квалификации «Менеджер по развитию персонала».

4. Гуманитарное образование не приводит к стагнации технических знаний, т.к. является условием их сохранения и развития.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кибанов А.Я. Основы управления персоналом: Учебник / А.Я. Кибанов. – М.: ИНФРА-М, 2002. – 304 с.

2. Постановление Правительства Российской Федерации от 26 июня 1995 г. № 610. Об утверждении типового положения об образовательном учреждении дополнительного профессионального образования (повышения квалификации) специалистов // Сборник законодательства Российской Федерации. – 1995. – № 27, ст. 2580.

3. Постановление Правительства Российской Федерации от 10 марта 2000 г. № 213. О внесении изменений и дополнений в типовое положение об образовательном учреждении дополнительного профессионального образования (повышения квалификации) специалистов // Сборник законодательства Российской Федерации. – 2000. – № 45, ст. 3120.

4. Методические рекомендации о порядке присвоения дополнительных квалификаций в период освоения основных образовательных программ высшего профессионального образования. 15.05.2000 г. № 14-55-43.

УДК 008

ББК 74.580.2:[71:72]

Н.К. Анохина

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

## ВОПРОСЫ НАУЧНО-КУЛЬТУРНОЙ ДЕМАРКАЦИИ И ИННОВАЦИИ В СИСТЕМЕ ИНЖЕНЕРНОГО ОБРАЗОВАНИЯ

В статье отражена качественно новая взаимосвязь между современной наукой, культурой и образованием. Выявлены особенности их взаимосвязи в области научно-культурной демаркации. Обозначены инновационные элементы в системе инженерного образования. Определены вопросы, связанные с обучением инновационно-активных специалистов в рамках научно-культурной демаркации. Предложена методика индивидуализации обучения с учетом социально-психологических особенностей личности студента, позволяющая формировать гармоничного человека, развивать его способности и склонности.

The problem of interaction between the new image of science and cultural and university innovation engineering education is viewed in the article. A special attention is paid to method of training with social and psychological peculiarities students. The creativeness of scientists and students within scientific and cultural demarcation has been shown and considered as well.

Представить высшее образование без научно-исследовательской работы невозможно, как и науку без высококлассных специалистов, которых готовят вузы. Наука и образование представляют область культуры. Сегодня между наукой, культурой (ненаукой) и образованием устанавливаются качественно новые взаимоотношения, в которых отражается современное целостное видение мира. Поэтому мы сегодня пытаемся «связать» в один тугой узел мир живого и неживого, мир материальный и мир духовный, дела земные и космос, отслеживать качественный переход биосферы в ноосферу, учитывать и корректировать особенности формирующейся техносферы и пр. Все вышеназванные моменты в той или иной мере фиксируют и наука, и образование, и, конечно, культура.

Наука изменяет свой образ, она становится исторической наукой, приобретает статус не только социокультурного, но и культурного феномена. Происходит трансформация традиционной проблемы

взаимосвязи науки и культуры в проблему научно-культурной демаркации. Область научно-культурной демаркации может быть представлена как подвижная, динамическая, структурированная область между наукой и культурой, в основе которой лежат процессы дифференциации и интеграции, составляющие диалектическую основу культурных видов деятельности, в том числе познавательной и образовательной. Наибольшая активность отводится процессам дифференциации, а ее целостность представляют процессы интеграции. Проблема взаимосвязи науки и культуры презентует их генетические и исторические корни в области демаркации, в которой происходит формирование и развитие науки как имманентной части культуры [1, с. 80-84]. Причем, каждая конкретно-историческая эпоха развития науки и культуры формирует определенные типы научно-культурной демаркации, которые в социокультурном аспекте обусловлены ее социальными и культурными механизмами [2].

Характеристики современной области научно-культурной демаркации обусловлены особенностями постнеклассической науки: масштабностью, открытием новых саморазвивающихся систем (объектов исследования), в которых человек часто выступает в роли их составляющих, выдвиганием на первый план междисциплинарных, комплексных и проблемно-ориентированных форм исследований, высокой степенью информатизации, технологизации, распространением в космическое пространство и пр.

Ниже более подробно остановимся на характеристиках постнеклассической науки, поскольку они определяют многие задачи и цели в системе инженерного образования.

В постнеклассической науке популярность приобретает проблемно-ориентированный тип науки [3, с. 181-185], который по сравнению с дисциплинарным, «захватывает» все большее пространство и находит отражение в образовательной системе, в том числе в методологии (в моделировании, синергетическом подходе, гипотетико-дедуктивном методе и др.).

Сегодня ясно и то, что существует вовсе не одна, а много разных реальностей [4, с. 7]. Это реальность научная, реальность повседневной жизни, обыденного знания, субъективная реальность, реальность идеальных объектов культуры, научных и философских теорий, произведений искусства, виртуальная реальность межчеловеческой коммуникации через Интернет и др. Таким образом, в постнеклассической науке допускается существование нескольких реальностей, естественно, и соответствующих им критериев научности, вследствие

этого рассматривается иной статус иррациональности. Более того, причинно-следственные отношения в некоторых важных случаях принципиально нельзя выразить однозначно (например, в квантовой механике). Тогда между детерминизмом и индетерминизмом появляется возможность устранения их непримиримости, во многом явившаяся результатом принятия несовместимости универсальных онтологических схем. То есть возникает необходимость различать общее понятие причинности как философской категории, и как ее специфической разновидности: «однозначную» и «вероятностную» формы осуществления в разных сферах знания. Сегодня все больше ученых приходят к выводу, что необходимость и случайность внутренне связаны противоречивым единством. Индетерминизм включает представление об объективно-случайном характере событий как фундаментальном свойстве явлений [5, с. 6-8].

В определении познавательных целей науки все чаще играют решающую роль не внутринаучные цели, а внешние. Это цели экономического, социального, политического, культурного характера. Философия науки формирует общую тенденцию в истории познания как гуманизацию и аксиологизацию. Под давлением общественности наука вынуждена брать на себя ответственность не только за применяемые технологии, результаты исследования (генная инженерия, биофизика, кибернетика и др.), но и даже за планируемые цели.

Принцип универсального эволюционизма, сформировавшийся на этом этапе науки, утверждает глубокое внутреннее единство закономерностей исторической эволюции Вселенной, Универсума и эволюции органического мира вплоть до антропогенеза. На основе синергетического подхода и энергоинформационного обмена строятся модели многих задач в естествознании.

Диалогичность также характеризует современную науку, точки соприкосновения в научной сфере ищут западная и восточная культуры [6, 7]. Субстанциональность науки сегодня может быть представлена ноосферой (по В. И. Вернадскому).

Такое положение дел требует осмысления науки и как специфического феномена культуры.

Приведенный выше анализ постнеклассической науки [8, с. 631-635] свидетельствует о тенденции как бы «стирания» границ между наукой и культурой, хотя доминантным свойством науки, конечно, остается ее рациональность, представленная в форме законов логики, обоснованности, построения теорий и др. Иными словами, область научно-культурной демаркации выполняет функцию логической гра-



ницы науки, с одной стороны. Но, с другой стороны, именно, в этой области «стыковки» науки и культуры формируются их новые направления исследования, идеалы, ценностные ориентиры, методологические установки.

Область научно-культурной демаркации определяет структуру и свойства мира. Реальный ход истории науки детерминирован реальными культурными процессами дифференциации и интеграции, по-разному проявляемые в конкретные исторические периоды развития науки и культуры, что в полной мере отражает область демаркации науки и культуры (наличие конкретных типов демаркации, о чем упоминалось выше). Таким образом, область научно-культурной демаркации выполняет функции автономизации науки, как специфического вида культурной деятельности, и трансляции культурных смыслов и ценностей.

Анализ деятельности студента, ученого, а значит и любого человека, занимающегося познавательной, образовательной деятельностью, позволяет вскрыть и отрефлексировать элементы научно-культурной демаркации не только на личностном уровне, но и на уровне общекультурном, в том числе и социальном. Эта деятельность осуществляется благодаря взаимосвязи социальной и методологической установок в деятельности человека, что, в конечном счете, определяет осознание их роли как участника и творца в научном познании и культурных процессах. То есть в области научно-культурной демаркации формируется гармонически-развитая личность.

Наука считается одним из ведущих культурных видов деятельности. При этом амбивалентное влияние науки на социальный прогресс ставит многие этические проблемы, без решения которых последствия результатов деятельности многих научно-исследовательских программ непредсказуемы (экология, клонирование, психотропное оружие и пр.).

Техносфера теснит биосферу, формирует искусственный технологичный мир. И сам человек становится частично искусственным, все чаще отказываясь от непосредственного общения в человеческом обществе, предпочитая виртуальный мир компьютера, Интернета, использует микроэлектронные приспособления в своем организме (чипы), изменяет внешность, пол. Как ему кажется, что эти последние «безобидные» процедуры с изменением своего облика обеспечивают ему личную свободу, дают право выбора кем быть даже вне божественного провидения. Но здесь присутствует важный момент, а именно человек теряет связь с прошлым, а значит, – и с будущим. Иными

словами, нас все больше окружает искусственная красота, в которой оказывается можно жить без Бога, без Духовности. Экономическое благополучие, социальный статус, меркантильность для многих уже важнее искренних чувств, любви, сострадания. Этот информационно-технологичный, стремительный мир «затягивает» людей в водоворот иных отношений. Культурологические и антропологические последствия становления техносферы слабо предсказуемы. То есть, человеку в будущем предстоит, вероятнее всего, много общаться с роботами, жить среди искусственного мира, созданного инженерами.

Формирующийся искусственный мир отражает утрату духовно-нравственных ценностей, что объясняется наличием и усилением кризиса в культуре. Обсуждаемые нами вопросы были затронуты еще в начале XX века, например, немецким философом, основоположником феноменологии Э. Гуссерлем, который отмечал проявление этого кризиса в следующем: 1) ущемление творческого потенциала сознания гносеологическим формализмом; 2) дегуманизация науки, а стало быть, и всей культуры, составной частью которой она является; кризис философии, «бессилие современного рационализма»; 3) противоречие между гуманитарным и естественно-научным знанием. Все эти вопросы «перекликаются» с проблемами сегодняшнего дня [9, с. 138].

Таким образом, наука как раз «попадает» в область соприкосновения науки и культуры (научно-культурной демаркации), где и отражается вся динамика современной науки в ее противоречиях, проблемах.

Без современных технологий, средств общения, коммуникаций, передвижения жизнь человечества уже не представляется возможной, безопасной, полноценной. Перед человеком встают важные не только этические, как упоминалось выше, но и технологические и технические задачи. Ему необходимо сохранить природно-биосферную среду, вернуть естественно-целостное представление о мире, создать атмосферу духовности, а не отчужденности, замкнутости. В данной ситуации, в этом технологическом мире, главной фигурой становится инженер, в образовательной системе – инженерное образование.

На основании вышеизложенного возникает необходимость формирования целостного, гармоничного и гуманитарного Человека, особенно в системе инженерного образования.

Развитие нанотехнологии, генной инженерии, микроэлектромеханики и пр. требует уделить огромное внимание образовательной системе, методологии, пониманию инженерно-технологических процессов, происходящих не только на Земле, но и за ее пределами. В

этом состоит суть космологической ориентации образовательных инновационных проектов. В этом заключается тотальность фундаментализации и технологизации высшего инженерно-технического образования [10, с. 45].

Под фундаментализацией инженерно-технического образования понимается не только достижение высокого уровня знаний фундаментальных естественных дисциплин, но и гуманитарных, что объясняется, как упоминалось выше, наличием кризиса в культуре.

Современные ученые, мыслители предлагают следующий выход из культурологического планетарного кризиса – это автотрофно-космологическое видение мира, стратегическую цель движения человечества, указанную русской космической школой, главным образом, работами В. И. Вернадского, К. Э. Циолковского, А. Л. Чижевского.

Согласно их точке зрения в качестве глобального эволюционного механизма приобщения человека к Космосу выступает автотрофность<sup>1</sup>. Автотрофность сегодня можно понимать как негэнтропийный, самоорганизующийся, самоконтролируемый и самоуправляемый биохимический и социальный процесс.

«Особенность автотрофного видения мира заключается в следующем: 1). В автономизме человеческого технологического существования (освобождения от биосферной зависимости); 2) в оптимизации человеческой деятельности (строжайший отбор энергоемких производств с учетом автотрофных требований и запрет тех производств, которые разрушают природные и социальные естественные циклы); 3) в гармонизации естественных и искусственных миров (искусственное должно выстраиваться по законам естественного)...» [11, с. 84].

В таком случае необходимы универсальные мировоззренческие и методологические основания инженерной деятельности, связанные с переходом на новые «тонкие» природные и социальные технологии.

В данный проект, как предлагает А. Д. Московченко, требуется включить в состав фундаментальных дисциплин философию и весь

---

<sup>1</sup> Автотрофность (авто + трoфический – с гр. *trophe* питание). Растения – автотрофы, используя солнечную энергию, преобразуют ее в другие виды. В результате трoфических связей они обеспечивают питанием гетеротрофов – животный мир и человека в том числе. В последнее время в научном мире появились работы, в которых человека и животный мир относят к автотрофам, но только II рода, по сравнению с растениями – автотрофами I рода. Автотрофность II рода отражает наличие необходимого низкого уровня радиации для поддержания жизни.

комплекс социально-исторических дисциплин. О вольном университете с таким содержанием дисциплин писал В. Налимов [12, с. 23], об Академии Поэзии – А. Чижевский [13, с. 173-174]. Следует отметить, что вузы в учебных программах содержат многие указанные дисциплины, но при этом нет глубокого осознания интеграции этих знаний, единой платформы, где наука уже приобретала бы статус культурного феномена. Поэтому проблема остается открытой. Вероятно, реализация этого момента могла бы осуществляться в области научно-культурной демаркации, о характеристиках которой специально подробно было сказано в данной публикации.

С требованием времени в сибирском индустриальном университете для подготовки инновационно-активных специалистов разработаны две авторские методики: индивидуализации обучения с учетом социально-психологических особенностей личности студента и развития креативного абстрактно-логического и образного мышления. Суть этих работ заключается в следующем.

Индивидуальный подход в учебном процессе ведется с использованием индивидуальных заданий (практические, лабораторные занятия и самостоятельная работа) на основе авторского опросника по определению идеального типа индивидуальности (теоретический, практический, социальный, эстетический) студента. Обучение по такому сценарию позволяет развивать нестандартное, творческое мышление, учитывать и развивать склонности и способности студента, а последнему – по количественной оценке этих параметров «увидеть» свои слабые места и начать совершенствоваться в направлении развития гармоничной личности.

В рамках гуманитаризации образования при изучении дисциплины делается акцент на утверждении гуманистических идеалов, центризме, уникальности каждого человека, личности ученого. В связи с этим в учебный процесс вводятся элементы этики и эстетики, эмоциональные формы обучения, выдержки из биографии выдающихся ученых, поиска их духовного пути, дополнительно к академическим определениям даются «живые», образные понятия, например, из энциклопедического словаря Ф.А. Брокгауза и И.А. Ефрона и пр.

Такая форма преподавания в техническом университете оказывает существенную роль на уровень образованности, развития творческого, талантливое мышления, формирование современного научного мировоззрения молодого человека, готового понять, принять и активно участвовать в реализации инновационных процессов, идущих в науке и культуре. Кроме того, учет социально-психологических

особенностей личности студента в процессе обучения может способствовать дифференциации их по склонностям и способностям, то есть, в конечном счете, готовить инженера-теоретика, инженера-технолога, инженера-дизайнера, что становится особенно актуально в области многоуровневого образования при выпуске бакалавров и магистров.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анохина Н.К. Наука в интерьере культуры: Монография / Н.К. Анохина. – Кемерово: Кемеровский государ. ун-т культуры и искусств, 2006. – 172 с.
2. Анохина Н.К. Типы научно-культурной демаркации во взаимоотношениях науки и религии / Н.К. Анохина, П.И. Балабанов // Современные вопросы теории и практики обучения в вузе: Сб. научн. трудов. Вып. 6 / ГОУ ВПО «СибГИУ». – Новокузнецк, 2007. – С. 263-271.
3. Огурцов А.П. История естествознания, идеалы научности и ценности культуры / А.П. Огурцов // Наука и культура / Под ред. В.Ж. Келле. – М.: Наука, 1984. – С. 159-187.
4. Псевдонаучное знание в современной культуре: материалы «Круглого стола» // Вопросы философии. – 2001. – № 6. – С. 3-31.
5. Лебедев С. А. Детерминизм и индетерминизм в развитии естествознания / С. А. Лебедев, И. К. Кудрявцев // Вестн. Моск. Ун-та. Сер. 7. Философия. – 2005. – № 6. – С. 3-20.
6. Капра Ф. Дао физики [Текст] / Ф. Капра. – СПб.: «ОРИС»\* «ЯНА-ПРИНТ», 1994. – 304 с.
7. Гроф С. За пределами мозга [Текст] / С. Гроф. – М.: Центр «Соцветие», 1992. – 193 с.
8. Степин В.С. Теоретическое знание [Текст] / В.С. Степин. – М.: Прогресс-Традиция, 2003. – 744 с.
9. Гуссерль Э. Кризис европейских наук и трансцендентальная феноменология: Введение в феноменологическую философию (главы из книги) / Э. Гуссерль // Вопросы философии. – 1992. – № 7. – С. 136-176.
10. Московченко А.Д. Философия и стратегия инженерно-технического образования [Текст] / А.Д. Московченко // Инженерное образование. – 2004. – № 2. – С. 44-51.
11. Московченко А.Д. Философия и методология науки: Науч.-метод. пособие для асп. техн. ун.-тов [Текст] / А.Д. Московченко; Федер. агентство по образованию; Томск. гос. ун-т систем упр. и радиоэлектроники. – Томск: Томск. гос. ун-т систем упр. и радиоэлектроники, 2006. – 103 с.
12. Налимов В.В. Иррациональное в рациональном / В.В. Налимов // Человек. – 1991. – № 4. – С. 22-32.
13. Чижевский А.Л. Из времени в вечность. Академия Поэзии. Проект. [Текст] / А.Л. Чижевский // Духовное созерцание. – 1997. – № 3-4. – С. 164-174.

УДК 658.34:004.382.7

Т.В. Киселева

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

## ФОРМИРОВАНИЕ НАВЫКОВ БЕЗОПАСНОЙ РАБОТЫ НА КОМПЬЮТЕРЕ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ДИСЦИПЛИНЫ «БЕЗОПАСНОСТЬ ЖИЗНЕДЕЯТЕЛЬНОСТИ»

В статье проведен анализ действия вредных факторов на здоровье пользователей при работе на персональных компьютерах, даны рекомендации правильной организации труда студентов.

In the article the analysis of an operation of the harmful factors on health of the users is conducted by activity on personal computers, the recommendations of correct organization of a transactions of the students are given.

Комплексная дисциплина «Безопасность жизнедеятельности» кроме общетеоретических основ безопасности рассматривает вредные факторы в сфере профессиональной деятельности и методы и способы защиты от них. По мере развития цивилизации появляются все новые вредные и опасные факторы, и важно своевременно их выявлять. Первые персональные компьютеры (ПК) появились в 1975 г. Потребовалось почти 20 лет, чтобы стало известно о их негативном воздействии на здоровье человека. Прежде чем остановиться на этом подробнее, хотелось бы отметить, что современное обучение в вузе немислимо без использования персональных компьютеров. Поэтому важно уже на 1-ом курсе знакомить студентов с комплексом опасных и вредных факторов, воздействующих на пользователя при работе с ПК:

- повышенный уровень электромагнитных излучений (ЭМП);
- повышенный уровень статического электричества;
- повышенное содержание положительных ионов в воздухе;
- шум;
- статические перегрузки костно-мышечного аппарата и динамические локальные перегрузки мышц кистей рук;
- перенапряжение зрительного анализатора;
- умственное перенапряжение;
- эмоциональные перегрузки;

- монотонность труда.

Сотрудники Российского Центра электромагнитной безопасности провели независимое исследование ряда компьютеров, наиболее распространенных на рынке России, и установили, что «...уровень электромагнитных полей в зоне размещения пользователя превышает биологически опасный уровень».

Электромагнитное загрязнение среды обитания переходит в разряд глобальных проблем, стоящих перед человечеством. Человек не способен физически ощутить окружающие его электромагнитные поля, вследствие воздействий которых у пользователей ПК постепенно развивается целый комплекс пред- и болезненных состояний. Во многих экспериментальных работах и клинических исследованиях показано, что организм человека чрезвычайно чувствителен к вариациям ЭМП ультранизкочастотного – УНЧ (0,001...10 Гц) и очень низкочастотного – ОНЧ (10...1000 Гц) диапазонов. Экспозиция УНЧ магнитных полей может вызвать различные проявления неврологического характера: повышенная утомляемость, острые и повторяющиеся головные боли, депрессии и ряд других. Наиболее чувствительной к воздействию ЭМП, наряду с нервной системой, является система кровообращения. Это обусловлено тем фактом, что ЭМП низкой частоты наиболее близки к биологическим ритмам центральной нервной системы и биоритмам сердечной деятельности. Переменное электрическое поле (от монитора) повышает выброс ионов кальция из костной ткани, а магнитное поле влияет на электрическое напряжение между участками человеческого тела.

Основные нарушения здоровья у работающих на РС следующие: зрительные и глазные расстройства у 65...80 %, причем наибольшее снижение величины аккомодации по сравнению с возрастной нормой имеет место у пользователей в возрасте до 30 лет, в эту категорию попадают и студенты. Головные боли, повышение утомляемости, головокружение, сонливость в течение дня наблюдается у 69..76 %, повышенная раздражительность, изменение настроения, снижение интеллектуальных способностей, изменение настроения, нарушение ночного сна, ухудшение памяти – у 40...50 % пользователей. Компьютер оказывает влияние на психику, увеличивает возможность возникновения онкологических заболеваний.

Компьютеры с жидкокристаллическим экраном не наводят статического электричества и не имеют источников относительно мощного электромагнитного излучения. Эта информация, появившаяся в печати в последние годы, нуждается, очевидно, в проверке временем,

так как возможны отдаленные последствия действия электромагнитных полей на здоровье человека.

Воздух в помещениях, где находится компьютерная техника, содержит чрезмерное количество положительно заряженных ионов кислорода (в воздухе вблизи ПК отрицательных аэроионов, как правило, меньше нормы в 2-3 раза), что приводит к ухудшению здоровья, гипоксии, повышению вероятности сердечно-сосудистых заболеваний. Более 50 % людей, работающих на ПК, подвержены различным заболеваниям бронхолегочной системы. Во многом это обусловлено резким снижением иммунитета организма работающего. Помещение, где осуществляется работа на ПК, должно быть хорошо проветрено, т.к. для выполнения умственной работы мозг потребляет в 9-10 раз больше кислорода. Длительная работа компьютера наоборот, приводит к снижению концентрации кислорода в воздухе. За один час работы на компьютерах снижение концентрации кислорода достигает 1,7-1,8 об.%, а концентрация озона, увеличивается. Озон является сильным окислителем и его концентрация выше предельно допустимых величин может привести к нарушениям, обменных реакций организма, изменениям активности ряда ферментов, способствовать нарушению зрения, появлению головной боли, сухости верхних дыхательных путей и др.

В плохо проветренном помещении, помимо загрязнения воздуха органическими и вредными химическими веществами, создаются и неблагоприятные микроклиматические условия для работы на ПК. Частично это происходит вследствие работы компьютеров. Частично за счет находящихся в аудитории студентов, а также на микроклимат влияют погодные условия и ориентации помещения. В целях исключения непосредственного влияния солнечной радиации оптимальной ориентацией учебных помещений с компьютерами являются север и северо-восток и обязательно наличие жалюзи на окнах.

Исследования в области эргономики показали, что длительное сидение в неправильной рабочей позе вызывает патологический изменения межпозвоночных дисков, сдавливание органов грудной и брюшной полостей и другие отрицательные последствия, которые накапливаются постепенно и проявляются через несколько лет.

Статичная напряженная поза при продолжительной работе на компьютере может привести к воспалению мышц, связок и сухожилий спины и ног, заболеваниями позвоночника и суставов (остеохондроз, тендинит и пр.), а постоянное напряжение рук – к повреждениям запястья и сухожилий (так называемый синдром лучезапястного сус-



тава или туннельный синдром). Эти заболевания вызываются так называемыми травмами повторяющихся нагрузок и представляют собой постепенно накапливающиеся (аккумулирующиеся) недомогания, обусловленные продолжительными повторяющимися воздействиями и перетекающие в болезни нервов, мышц и сухожилий.

Влияние этого вредного фактора снижается при правильной организации рабочего места – оптимально подобранной мебели, правильном размещении элементов компьютера.

Проведенные в последние годы исследования показывают, что бесконтрольная компьютеризация привела к тому, что по данным специальной комиссии ВОЗ более, чем у половины пользователей ПК имеет место «синдром стресса оператора дисплея», действие которого проявляется в виде головных болей, подавленности, раздражительности, вялости, депрессии.

Охрана пользователей от отрицательного воздействия ПК является одной из важнейших медико-биологических и социальных задач. Проблема здоровья людей, работающих на компьютере настолько серьезна, что Европейское экономическое сообщество (ЕЭС) в 1992г. выпустило директиву №86/054/ЕЕС, в которой указано, что пользователь ПК должен быть информирован о возможном вреде здоровью и необходимых мерах безопасности. Из проведенного анализа следует, что при многофакторном одновременном воздействии ПК на здоровье, необходима многоступенчатая комплексная защита организма пользователя.

Первые нормативные документы, регламентирующие требования безопасности при эксплуатации компьютеров, были введены в нашей стране в 1998г. В настоящее время таким документом являются СанПин 2.2.2/2. 4.1340-03 «Гигиенические требования к персональным электронно-вычислительным машинам и организации работы», введенные в действие с 2003 г. При работе с ПК для сохранения здоровья необходимо неукоснительно соблюдать требования санитарных правил и норм, следить за появлением новых нормативных документов и сведений о вновь появляющихся способах защиты от вредного воздействия ПК на человека.

Эргономические, гигиенические и физкультурно-оздоровительные мероприятия позволяют всем работающим с компьютерами уменьшить почти до безвредного уровня отрицательное воздействие компьютера на здоровье.

Основные рекомендации, которые следует выполнять при работе с компьютером:

- следить за правильной позой ( не сутулиться, не класть ногу на ногу, не скрещивать ступни);
- дышать регулярно глубоко и свободно;
- моргать каждые 3-5 секунд;
- стараться периодически смотреть вдаль (например, в окно);
- делать регулярно перерывы;
- выполнять оздоровительно-профилактические упражнения (глазная аэробика, упражнения для позвоночника, шеи, рук);
- чередовать работу за компьютером с другими видами деятельности.

Длительность работы преподавателей вузов в компьютерных классах не должна превышать 4 часа в день, а максимальное время занятий для первокурсников – 2 часа в день, студентов же старших курсов – 3 академических часа при соблюдении регламентированных перерывов и перечисленных профилактических мероприятий. Эти требования должны быть учтены при организации учебного процесса в вузе.

Для студентов большинства специальностей в рабочие программы дисциплины БЖД включен раздел «Безопасность работы на ПК». Кроме лекций, как правило, предусмотрено и практическое занятие по изучению нормативного документа СанПин 2.2.2/2.4.1340-03.

Однако без должного закрепления полученных знаний они быстро забываются студентами, поэтому при чтении других разделов дисциплины, таких как «Освещение», «Электромагнитные поля», «Электробезопасность» и др. преподаватели кафедры при изложении лекционного материала вновь обращают внимание аудитории на требования СанПин 2.2.2/2.4.1340-03 либо проводят тестирование с целью проверки усвоенного материала. Кроме этого при выполнении раздела дипломного проекта «Безопасность и экологичность проекта» отдельным студентам в качестве индивидуального задания выдаются для проработки вопросы, связанные с безопасностью работы на ПК. Как показывает опыт работы кафедры, такой тренинг идет на пользу студентам и позволяет приобретать и закреплять навыки безопасной работы на ПК, что безусловно будет полезно для их последующей профессиональной деятельности.

## **ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ**

УДК 669.71

В.А. Крюковский

ИТЦ Объединенной компании «РУСАЛ», г. Санкт-Петербург

РЕЦЕНЗИЯ НА УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ ДЛЯ ВУЗОВ  
«МЕТАЛЛУРГИЯ АЛЮМИНИЯ. ТЕХНОЛОГИЯ.  
ЭЛЕКТРОСНАБЖЕНИЕ. АВТОМАТИЗАЦИЯ» (АВТОРЫ:  
Г.В. ГАЛЕВСКИЙ, Н.М. КУЛАГИН, М.Я. МИНЦИС,  
Г.А. СИРАЗУТДИНОВ)

Алюминий является важнейшим цветным металлом, по объему производства намного опережающим другие цветные металлы, а среди конструкционных материалов уступающим только стали. Стабильно высокий спрос на алюминий и, соответственно, высокие темпы прироста производства обусловлены его уникальными физико-химическими свойствами, благодаря которым он нашел широкое применение в электротехнике, авиа- и автостроении, транспорте, производстве бытовой техники, строительстве, упаковке пищевых продуктов и других отраслях.

Алюминиевая промышленность России занимает доминирующее положение в производстве цветных металлов в стране и по выпуску первичного алюминия находится в группе мировых лидеров. В условиях ориентации российских производителей алюминия на мировой рынок и транснационального характера их производственной и экономической деятельности, прогнозируемого в среднесрочной перспективе падения цен на первичный алюминий актуальными становятся вопросы снижения себестоимости его производства для сохранения существующей в отрасли нормы прибыли. Для сохранения конкурентоспособности российским производителям необходимо предпринять срочные усилия по модернизации основных производственных мощностей и совершенствованию технологии, строительству и пуску новых современных высокоавтоматизированных и механизированных предприятий, что позволит значительно поднять экономическую эффективность и экологическую безопасность производства алюминия. Действительно, инвестиционные планы объединенной компании «РУСАЛ» предусматривают модернизацию и расширение производственных мощностей алюминиевых предприятий Сибири, завершение строительства предприятия мирового уровня – Хакасско-

го алюминиевого завода, строительство нового энергометаллургического комплекса – Богучанской ГЭС и алюминиевого завода, а в дальнейшем – Тайшетского и Усть-Илимского заводов.

В условиях изменяющейся стратегии отрасли возникают новые задачи в сфере подготовки и переподготовки специалистов, что обуславливает необходимость создания адекватных учебно-информационных ресурсов. Авторским коллективом, сформировавшимся на базе кафедры металлургии цветных металлов Сибирского государственного индустриального университета, в течение последних 10 лет подготовлено и издано 10 учебных пособий, охватывающих различные аспекты электролитического производства алюминия. В их числе – «Металлургия алюминия» (1-е и 2-е изд-е, 1999 г., 2000 г.), «Металлургия вторичного алюминия» (1998 г.), «Технология производства электродных масс для алюминиевых электролизеров» (1999 г.), «Экология и утилизация отходов в производстве алюминия» (1-е и 2-е изд-е, 1997 г., 2005 г.), «Металлургия алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции и прогнозы» (2004 г.), «Производство алюминиевых сплавов» (2006 г.), «Современные методы анализа и контроля в металлургии алюминия. В 3-х томах» (2006 г.). Учебные пособия оказались свревременными и достаточно востребованными. В настоящее время они используются в образовательной, научной и проектно-производственной деятельности более чем 80 разнопрофильными организациями России, Украины, Таджикистана, Казахстана, Азербайджана, Венгрии: органами государственного надзора Российской Федерации, центральными и региональными библиотеками, высшими учебными заведениями, институтами и центрами подготовки и повышения квалификации кадров промышленности, научно-исследовательскими и проектными организациями, промышленными предприятиями России и стран СНГ. Среди изданных учебных пособий научно-техническая общественность России и ряда зарубежных стран особенно высоко оценила содержание, качественный уровень и полиграфическое исполнение учебного пособия «Металлургия алюминия», что предопределило необходимость его 2-х изданий в 1999 г. и 2000 г. Оно удостоено медалей региональных сибирских выставок «Образование. Карьера. Занятость», «Книга Сибири» и признано победителем регионального конкурса Администрации Кемеровской области «Лучшее учебное пособие – 2003».

В то же время в последние 10 лет произошли значительные изменения в подходах к содержанию и направлению модернизации действующих алюминий-производящих предприятий, проектированию и

строительству новых. Это предопределило необходимость актуализации содержания учебного пособия «Металлургия алюминия» и подготовки его 3-его издания. Учебное пособие существенно расширено и по своей структуре заметно отличается от предыдущих изданий. Авторы сочли необходимым впервые включить в него такие вопросы, как влияние свойств глинозема на технологию электролиза, транспортирование глинозема и его дозирование в электролит, методические основы определения геометрических размеров электролизеров, распределение тока в электролизере, электроснабжение серий электролиза и методы поддержания их токового режима, электробезопасность в условиях сверхдлинных серий, автоматизированные системы управления технологическими процессами. Таким образом, в новом издании рассмотрены вопросы, без положительного решения которых в настоящих условиях и в ближайшем будущем невозможно эффективное управление процессом электролиза и дальнейшее повышение его технико-экономических показателей.

Таким образом, с учетом отмеченных особенностей структуры и характера изложения материала предлагаемое учебное пособие является междисциплинарным и рекомендуется к использованию студентам вузов, обучающихся по направлению 150100 – Metallургия при изучении ими дисциплин «Электротехника и электроника», «Основы производства и обработки металлов», «Metallургия легких металлов», «Metallургия алюминия», «Моделирование процессов и объектов в metallургии», «Информационные технологии в metallургии» и др. Оно может быть полезно аспирантам, преподавателям и специалистам учебных и научно-исследовательских институтов, инженерно-технологических центров, слушателям факультетов повышения квалификации и специалистам технологических и инжиниринговых служб алюминиевых заводов.

УДК 629.162.2658.587.1

А.В. Бородулин

Институт Черной Metallургии Национальной Академии наук  
Украины, г. Днепропетровск.

## УЧЕНИЕ И.Д. СЕМИКИНА В СВЕТЕ ТЕОРИИ ПОЗНАНИЯ

Рассмотрены научно - методологические аспекты энергетической теории печей в свете теории познания, взаимодействия научных школ и приоритета отечественной науки. Теория и практика познания показывают, что элементарный, расчлененный, рациональный, количественный и всеобщий характер энергетической теории печей определяет ее актуальность в настоящем и будущем и не только в металлургии.

Scientific and methodological aspects of energy theory of furnaces are considered from the point of view of epistemology, interaction of scientific schools and the priority of national science. The theory and practice of knowledge demonstrate that elementary, partitioned, rational, numerical and general character of the energy theory determines its topicality at present and in future and not only in metallurgy .

*Основная закономерность, которую установила физика,  
– это закон сохранения энергии.  
П.Л. Капица*

### **Состояние вопроса и задачи исследования**

Методологическое и философское осмысливание развития научно-технической мысли в металлургии и металлургической теплотехнике, в частности, представлено в современной литературе весьма скромно в отличие, например, от энергетики [1]. Полезным и приятным исключением из обыденной заботы о выживании науки явилась научно-техническая конференция в Уральском политехническом институте «С научным наследием Б.И. Китаева в XXI век». В последнее время в этом направлении появились новые и интересные разработки, например, [1 – 10].

Гражданским долгом и важной исторической задачей ученых является сохранение для грядущих поколений памяти о тех деятелях, которые внесли существенный вклад в теорию и практику производ-

ства металла. Особое место в этой элитной когорте занимает выходец из оренбургских казаков, выпускник Томского индустриального института (1921), фундатор энергетической теории печей (1930), первый заведующий кафедрой металлургических печей (1934) Днепропетровского металлургического института (ДМетИ), профессор Иосиф Данилович Семикин (1898 – 1971), 110 годовщину со дня рождения которого отмечает техническая общественность в этом году.

### **Энергетическая теория печей в свете теории познания**

Список ученых, ставящих во главу угла в теории познания энергетический базис – представительный [1]. Так философ А.А. Богданов отмечает: «тот же самый принцип – превращения энергии, – по которому организуется машинное производство, является основной закономерностью познания в науках, технических и естественных». Биологи А. Лотка и Б. Макфадьен (1925) пришли к выводу [11]: «Так как данное количество вещества может быть использовано в трофической пирамиде многократно, а количество энергии используется лишь однажды, продуктивность следует характеризовать величиной потока энергии на единицу площади в единицу времени» (сравним определение скорости нагрева металла). Эколог К Уатт подчеркивал [11]: «Когда основой для расчета продуктивности служит количество вещества, всегда имеют место недооценки потока энергии в трофической пирамиде», а Юджин Одум утверждал [12]: «Если можно измерить поток энергии, то, в конце концов, можно определить и продуктивность». Эти примеры позволяют более четко увидеть место энергетической теории печей в ряду тех концептуальных подходов при изучении явлений в естествознании, технике, экономике, где на ведущее место ставится энергетический базис. В развитие энергетического начала в теории и практике познания огромный вклад вложили наши выдающиеся соотечественники и гениальные мыслители С.А. Подолинский (1850 – 1891), Н.Ф. Федоров (1828 – 1903), В.И. Вернадский (1863 – 1945), Н.М. Федоровский (1886 – 1956) и другие [13 – 16].

Работы создателей энергетической теории печей далеки от предмета исследования этих ученых, но их общий гносеологический подход и превентивное выделение энергетического базиса демонстрирует удивительное единство, как живой, так и неживой природы и является предметом специального исследования.

Здесь уместно вспомнить крылатые слова С.А. Подолинского [13]: «Поскольку любая человеческая деятельность связана с затратой энергии, значит мерой возможности общества может служить его



энергетический бюджет». Он же рассматривал труд следующим образом: «труд – это проявление энергии человеческого организма, посредством которого он добывает те количества энергии, которые без его вмешательства недостает в природе для обменов нужных человеку». Этот подход послужил началом энергетической теории стоимости в экономике. Примером энергетического анализа функционирования экономики служит диаграмма «валовой национальный продукт – затраты энергии» (рисунок 1).

Зависимости между ВВП и потребностью в энергии используются во многих цивилизованных странах, а, например, в Японии энергоёмкость ВВП рассматривается как комплексный энергоэкологический критерий. Анализ кривой «input – output», приведенной на рисунке, показывает, что беда не в том, что у нас мало энергоресурсов, а в том, что на единицу ВВП мы расходуем энергии значительно больше, чем в высоко развитых странах.

В экономике нашего Отечества громадная мощность холостого хода и низкий (для общества) коэффициент полезного преобразования энергии. Энергетический анализ экономики государства, региона, предприятия не получил должного признания в нашем обществе по разным причинам [17]. Вопросы сокращения затрат энергии являются ведущими при повышении конкурентоспособности металла на мировом рынке. Особое внимание должно уделяться взаимосвязям между затратами энергии, сырья, объемами производства и качеством металлопродукции на базе методов системного анализа.

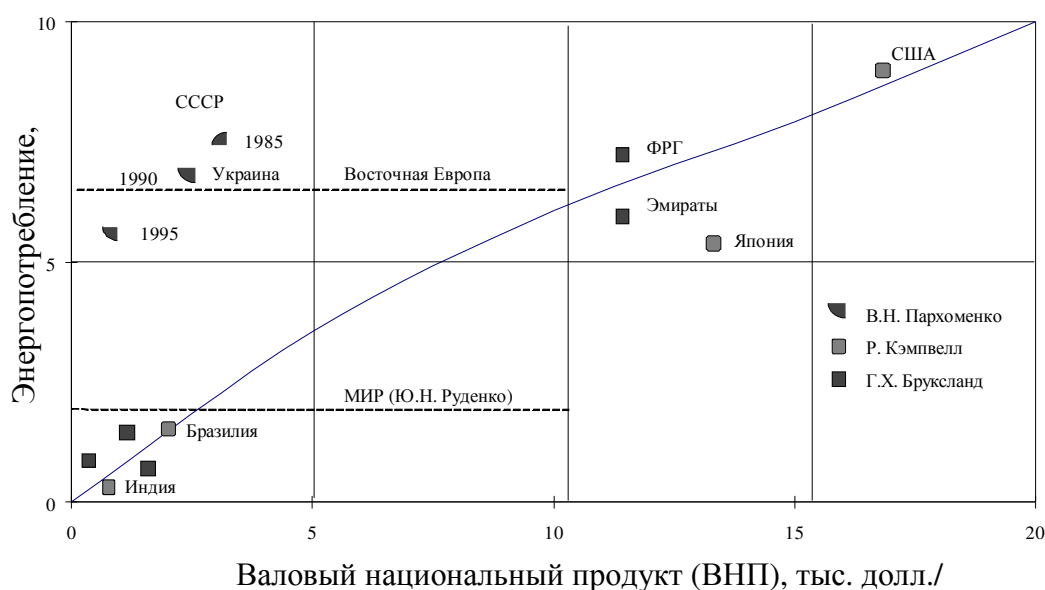


Рисунок 1 – Энергетический базис экономики некоторых стран мира

Отмеченные изъяны экономики во многом связаны с потерей управления и слабым информационным обеспечением общества. Как подчеркнул Н.Н. Моисеев: «Информация, так же как и энергетика, является основой человеческой деятельности и развития общества. Недостаток информации делает человека слепым, не дает ему возможности правильно использовать свою силу, и это не может быть компенсировано никаким наращиванием мощности!» Информационная служба потому и существует, что затраты на нее малы по сравнению с выигрышем, получаемым в энергоемких и материалоемких процессах, действующих в экономике и управляемых на основе обработки информации.

### **Методологические аспекты творчества И.Д. Семикина**

Осенью 1957 года для нас, студентов – второкурсников ДМетИ, энергетическая теория начиналась с определения печи, которое своими корнями уходит к классической работе Николая Евгеньевича Скаредова [18]: «Всякая печь – есть, прежде всего, аппарат для передачи тепловой энергии или только для нагрева массы металла, или вместе с тем для совершения некоторых физико-химических процессов, требующих затраты тепла. И рациональнее такой аппарат характеризовать количеством энергии, которое он может развить или передать в одну секунду, а не весом перерабатываемого материала». Это первое, что мы усвоили на лекциях по металлургической теплотехнике от своего декана профессора И.Д. Семикина (ИДС – Идеино Движущаяся Сила, так порой называли его и студенты, и сотрудники).

Будучи ученым с огромной фантазией и практической направленностью, он уделял особое внимание осмысливанию проблемы на «гуманитарном уровне» [19-28], ИДС чувствовал и отвечал за каждую цифру, демонстрируя прекрасные образцы научного детерминизма. Утверждаем, что в своем творчестве он постоянно следовал меткому выражению Пифагора: «...без цифр нельзя ни знать, ни думать». Строгости и одновременно смелости в научном деле он постоянно учил и поучал и своих последователей, и своих противников: принимая экзамены у студентов (например, третье задание по расчетам сжигания топлива, будучи отличником, я сдавал ему 4 раза: «Молодой человек! Расчеты, здравый рассудок, показывают – бери выше, иди вперед, а Вы боитесь? Вы еще ни за что не отвечаете, а уже боитесь! Трусость мысли – вот что нас губит» и ... мягким жестом управлял молодого человека вместе с тетрадкой, которые он просматривал до последней цифры, в очередной раз учиться делать свои вы-

воды), работая с аспирантами, инженерами, выступая на заседаниях кафедры, защитах диссертаций, ученых и технических советах институтов, НТО, предприятий, министерств. Весьма поучительны его творческие дискуссии с М.А. Глинковым, А.Д. Готлибом, В.П. Линчевским, иными оппонентами [22, 25, 29].

Для научного творчества И.Д. Семикина характерен принцип практической целесообразности, слияния во времени и пространстве технической и научной мысли. Он обладал замечательной способностью объяснять сложные вопросы просто, наглядно и плодотворно, использовал мощнейший метод исследования каким является редукционизм - сведение сложного явления к анализу более простых процессов. Это давало ему возможность подойти к решаемой проблеме с широкой философской точки зрения и обосновать ее решение, как нечто обязательное, имеющее всеобщее применение к агрегату, процессу или способу производства. Здесь стоит напомнить утверждение П.Л. Капицы [30]: «Основная закономерность, которую установила физика, - это закон сохранения энергии!»

Рациональность, расчлененность, выделение доминирующего звена, «элементарность», количественный характер энергетической теории печей сделали ее исключительно приспособленной для технической изобретательной мысли, комбинирующей с практической целью и новые, и уже известные элементы. Это позволило И.Д. Семикину без излишнего академизма, но всегда изящно и достаточно строго получать к нужному времени конкретные результаты. Отметим комплексное исследование тепловой работы отражательных печей, модель тепловой работы мартеновской печи в период завалки, анализ тепловых процессов при продувке ванны горячим воздухом и кислородом и др. [24, 26, 27].

Развивая понятие КИТ применительно к фурменному очагу домны, ИДС выполнил теплотехническую оценку использования различных топлив и рассчитал нормы «тепловой компенсации» кислорода, природного газа, угольной пыли и пара в зоне горения доменной печи. Эта работа опубликована ранее (1957) известных исследований Ю.С. Борисова, И.И. Коробова, Н.И. Красавцева, Н.К. Леонидова, З.И. Некрасова, А.Н. Рамма, И.Б. Страшникова. Так зарождался целый класс оптимизационных задач в теории металлургии чугуна [3].

Технологи оценили эту работу, как пионерскую, лишь спустя 40 лет в оригинальной монографии В.Н. Андропова [31]. К таким изящным инженерным находкам относится и новая конструкция горна доменной печи, охлаждаемая снизу водой, предложенная И.Г. Полов-

ченко и И.Д. Семикиным, и прямоточная печь – конвертер с доменными воздухонагревателями и др. [3, 4, 7].

Энергетическая теория печей позволяет переводить по оптимальным траекториям теорию и практику проектирования, технику и технологию производства и обработки металла из областей, хотя и целенаправленных, но эмпирических, а, порой, и случайных находок на системную, созидательную и количественную дорогу. Так было и так будет и далее [32-37].

При разработке любой теории самое трудное – это приоритеты. Принципы доминирующего звена, заложенные в фундаментальной работе «Тепловая работа мартеновской печи», прошли красной нитью через всю инженерную и научную деятельность И.Д. Семикина. Все его творчество подчинено доминирующей идее: «Успех решает большая тепловая мощность печи!»

В это время американские металлурги – цветники имели аналогичный девиз: «More air, more coke – more production!» Пожалуй, проще и точнее сказать тяжело.

Так согласно закономерностям энергетической теории печей зависимости для определения производительности домны  $P$ , т/ч и удельного расхода теплоты  $K$ , МДж/т чугуна имеют вид:

$$P = \frac{M_{\text{общ}}\eta - Q_{\text{прп}}}{\Delta I}, \quad (1)$$

$$K = \frac{\Delta I}{\eta} + \frac{Q_{\text{прп}}}{\eta P} \quad (2)$$

Здесь  $M_{\text{общ}}$  – общая тепловая мощность печи, МВт;  $\eta$  – коэффициент использования топлива (КИТ);  $Q_{\text{прп}}$  – тепловые потери рабочего пространства печи, МВт;  $\Delta I$  – тепловой дефицит (тепловая работа) единицы продукции (чугуна, стали, проката и др.), МДж/т чугуна.

Эти уравнения (1 – 2) совместно с условием замыкания для параметров колошникового газа можно рассматривать по терминологии Н.Н. Моисеева и как минимальную математическую модель доменной плавки, получившую от ее создателя И.Д. Семикина в процессе дискуссии авторское название – теплоэнергетическая [3]. Зависимости (1 – 2) являются компактной формой записи энергетического баланса и впервые, по-видимому, применялись в работе [24], в дальнейшем - при анализе работы печей различного технологического назначения в черной, цветной металлургии, химической технологии (таблица 1).

Таблица 1 – Энергетика промышленных печей различного технологического назначения

Агрегат	Параметры	$M_{\text{Общ}}$ , МВт	$\frac{M_{\text{Х.Х}}}{M_{\text{Общ}}}$ , %	$t_{\text{печь}}$ , °С
Доменные печи объемом, м <sup>3</sup>	5500...1000	1000...200	5...20	1450...1550
Воздухонагреватели доменных печей объемом, м <sup>3</sup>	5500...1000	300...60	10...15	1400
Мартеновские печи емкостью, т	600...200	150...40	25...30	1750
Методические печи производительностью в час, т	340...75	230...65	20...25	1300
Нагревательные колодцы емкостью, т	140...40	10...4	10...15	1300
Вращающиеся печи для обжига доломита длиной, м	90...75	40...30	20...30	1650...1750

В зависимостях (1 – 2) изящно сочетаются основополагающие идеи металлургической теплотехники – энергетический и балансовый принципы функционирования печей. Использование понятий  $M_{\text{Общ}}$ , КИТ,  $\Delta I$  и  $Q_{\text{прп}}$  – есть структурированная, наиболее перспективная форма энергетического баланса печей. От них – наиболее естественный путь к процессам теплообмена, сжиганию топлива, аэродинамике не только рабочего пространства печи, но и воздушного, газового и дымовых трактов.

И.Д. Семикин и его последователи неоднократно показывали, что по возможностям теплообмена, сжигания топлива и механики газов имеются резервы увеличения тепловой мощности печей зачастую в несколько раз (1,5 – 3 раза), а коэффициент использования тепла может изменяться лишь на 10 – 15 %. (с 0,5 до 0,6 – 0,7). Поэтому тепловая мощность является величиной первого ранга, а КИТ – величиной второго ранга. Что касается величины  $\Delta I$  – то ясно, что чем легче тепловая работа, тем скорее ее можно сделать.

Обильная тепловая мощность печи не является самоцелью, она только обеспечивает необходимый температурно-тепловой режим в печи. Температура является важнейшей характеристикой качества тепла с точки зрения энергетической ценности и входит в комплексный параметр – КИТ. И.Д. Семикин уделял особое внимание этому параметру, подчеркивая термодинамическое происхождение КИТ. Подход И.Д. Семикина стройнее и логичнее, чем у В. Хейлигенштедта и перекликается с известными разработками С.Г. Тройба [28].

Движение вперед, создание нового требует, прежде всего, хорошего, основательного понимания старого. История науки показывает, что одно из направлений ее развития – совершенствование ме-

тодов описания уже известных закономерностей путем «свертывания» их во все более общие и емкие образы, понятия, знания. Этим достигается важнейший методологический результат, т.к. использование более компактных методов представления информации не только помогает быстрее «добраться до существа дела», сократив предварительную умственную работу, и более четко представить нашу задачу, но и позволяет намного проще и быстрее решать конкретные задачи, чем посредством прежних, более развернутых методов. И по существу определяет прогресс науки и техники.

Утверждаем, что в работах И.Д. Семикина, опирающихся на классические труды Н.Е. Скаредова, их последователей в дополнении к балансовому методу исследования печей плодотворно развивался системный подход. В итоге – построение стройной теории тепловой работы промышленных печей различного технологического назначения [4, 7, 18-28, 32-37]. Такие теории играют важную роль в науке и позволяют с единых энергетических позиций изучить широкие классы явлений, а среди калейдоскопа эмпирических факторов увидеть стройные здания, где каждый из них, как кирпич, ложится на свое место.

### **О взаимодействии научных школ и приоритетах в науке**

В отличие от многих ученых, ИДС, прошедший богатую заводскую школу, уделял должное внимание управлению и организации науки и производства, он неоднократно подчеркивал, что «от взглядов на теорию зависит состояние практики, а это уже дело государственной важности». Да, в развитии нашей науки не все шло «так просто и гладко» и истина рождалась в столкновениях научных школ, уровней технических знаний, гражданских позиций, жестких дискуссиях, порой и борьбе за рабочие места и далеко не всегда цивилизованными методами. Но мы оказываем медвежью услугу себе и, особенно, молодому поколению, сравнивая энергетическую теорию с «лысенковщиной» в замечательных книгах и т.п. [8, 38].

Если сравнивать энергетическую теорию с достижениями в биологии, то вклад и методология научного творчества ИДС значительно ближе к работе Грегора Менделя, чем к работам Г.Д. Лысенко. Знакомясь с методологией создания гениальной работы Г. Менделя, видим, как поразительная глубина и логичность анализа, интерпретация результатов основывается на впервые примененном математическом вариационно-статистическом методе доказательства основных положений работы, необычном для того времени, в которой мастерски со-

четалась ботаника и математика [39]. Таков и И.Д. Семикин, который, обладая мощной логикой, порой интуитивно развивал в металлургии традиции передовых отечественных инженеров, сочетая пионерские работы по энергетике печей и «с цифрой, и с мерой».

В истории не легко, но необходимо быть объективным. И сторонники, и противники энергетической теории печей должны прямо и честно признать: Ее создатели не промахнулись. Они бесцеремонно и однозначно выбрали доминирующий фактор – тепловую мощность печи и ... «схватили быка за рога»! Можно уточнять, как и насколько удачно им удалось этого зверя завалить – это другое дело. Опыт показывает, что успехи и неудачи в технике, как и в жизни, во многом решает и человеческий фактор, и организационная структура в целом. Давно настало время быть более объективными, или, хотя бы, более талейрантными. Над фактами надо последовательно и системно и работать. Иначе гибель. С начало культуре, а потом и обществу.

В своей теории И.Д. Семикин обратил внимание на то, что «Все промышленные печи занимают на технической лестнице отдельную ступень и классифицируются под особый самостоятельный вид технических агрегатов. Такое обособленное положение печей вело к тому, что печи долгое время не имели стройной научной теории, определяющей их место и связь с существующими областями человеческого знания».

Для понимания печного процесса важно уметь выделить их устойчивые энергетические характеристики. Поучительна история становления этих показателей. В [1] Л.А. Мелентьев отмечает «В настоящее время стали тривиальными понятия «условный расход холостого хода» и «характеристика относительных приростов», которые являются определяющими при выборе оптимальных режимов эксплуатации энергетических систем. В работах проф. Б.Л. Шифрисона, Н.А. Сахарова, выполненных в начале 30-х годов, и в более поздних исследованиях энергетические характеристики связывали расход подведенной энергии с отдельными элементами системы. Они выявляли ту часть энергии («условный расход холостого хода»), которая не зависит от нагрузки, и ту ее часть («характеристика относительных приростов»), которая зависит от нагрузки.

Аналогичные пионерские разработки проводились и в металлургии. И.Д. Семикин ввел новое для печного дела понятие – «холостой ход» печи, перенося его из отдела тепловых машин, т.к., по его мнению, мартеновская печь есть тепловая машина со всеми ее родовыми признаками [21 - 23]. Далее ИДС развил понятие энергетических ха-

рактических в метод температурно-тепловых диаграмм металлургических процессов в печах и инженерную модель теплопроводности, получивших широкое применение при исследовании и управлении режимами нагрева в печах различного технологического назначения [21-26, 32-37]. В настоящее время аналогичные диаграммы используются за рубежом для управления энергопотреблением на предприятии в целом. Такие системные модели и подходы в теплоэнергетике отечественной металлургии по разным причинам до сих пор находятся лишь в опытной стадии [35, 36].

К сожалению, в последнее время мы порой теряем многое из того, что создавалось нашими научными лидерами и целыми поколениями инженерно-технических работников. Как нелепую пощечину научной и технической общественности со стороны деловых и политических кругов можно рассматривать, например, слепую пропаганду зарубежных рекомендаций по повышению эффективности сжигания топлива путем регулирования коэффициента избытка воздуха (рисунки 2 и 3) и прочая и прочая. Пытаются поучать нас, где мы и сами «маленько» ученые. Диалектика! Или что то иное. Наверное, иное.

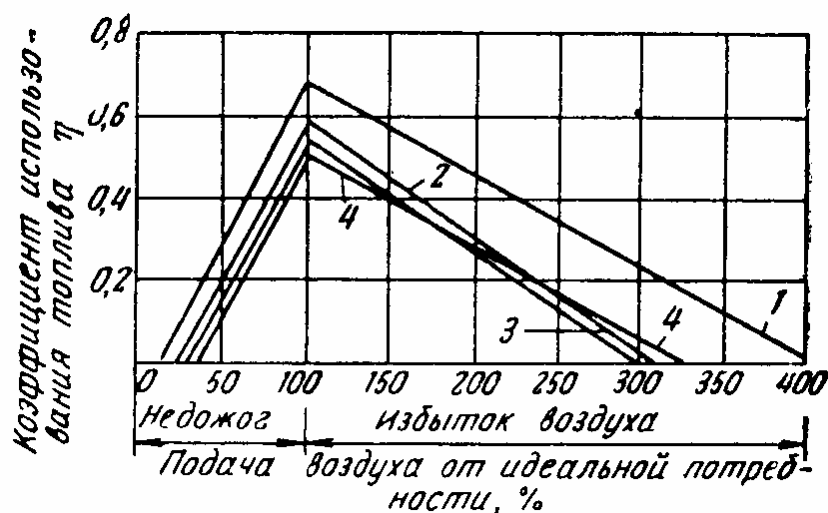


Рисунок 2 – Влияние расхода воздуха на величину КИТ в условиях мартеновской печи ( $t_{\text{дым}} = 1700 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{возд}} \cong t_{\text{газ}} \cong 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ) при сжигании водяного газа – (1), смешанного газа (смесь доменного и коксового газов  $Q_H^P = 8,4 \text{ МДж/м}^3$ ) – (2), холодного коксового газа – (3), мазута без подогрева – (4) по И.Д. Семикину [28, с.137].



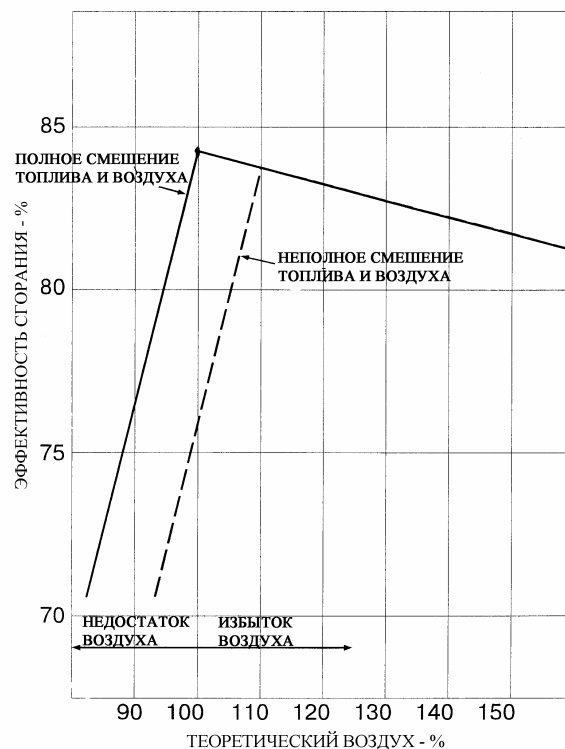


Рисунок 3 – Влияние расхода воздуха на эффективность сгорания природного газа при температуре дыма в дымовой трубе 360 °F при полном и неполном смешивании топлива и воздуха (по версии WEC [40, с. 17]).

Понимая, что достояния науки являются интернациональными, а лук и стрелы изобретали не только славяне, мы и в XXI веке не должны забывать о приоритетах отечественной науки и национальных интересах. Когда общество захлестнула волна неэффективного правления и преклонения перед Западом, важно проявить «волю к развитию», а если надо, то и «стойкость при поражении», сохранить и передать молодому поколению технологические знания, опыт, творческие традиции, знамена, все то, что составляет достояние отечественной науки. Time presses!

Крайняя широта, общность и «элементарность» содержания приводит энергетическую теорию в ее наиболее принципиальных положениях в непосредственное соприкосновение с философией, точнее с теорией познания, где И.Д. Семикин так же сказал свое слово [19]. Единство поколений, теории и практики познания представляют силу, против которой не устоят никакие преграды. Привлечение способной молодежи в науку, сосредоточение усилий оставшихся в строю исследователей на выводе экономики из кризиса позволит обеспечить и

проведение фундаментальных исследований. Это необходимое, но недостаточное условие развития науки, техники и общества.

### **Заключение**

1. Среди различных гносеологических подходов в естествознании, технике, экономике, экологии особое место занимает энергетический подход. Развитие этого подхода положено трудами С.А. Подольского, Н.Ф. Федорова, В.И. Вернадского, Н.М. Федоровского и других ученых.

Ведущая роль энергетики в металлургических процессах отмечалась в основополагающих работах В.Е. Грум-Гржимайло, М.А. Глинкова, Э.М. Гольдфарба, Г.И. Демина, Д.А. Диомидовского, Н.Н. Доброхотова, Г.П. Иванцова, Б.Р. Именитова, И.Г. Казанцева, К.В. Кирша, Б.И. Китаева, Б.И. Лукоянова, Е.А. Ницкевича, И.М. Рафаловича, Ю.И. Розенгарта, Б.В. Старка, Н.Ю. Тайца, В.Н. Тимофеева, Ф.Р. Шкляра и других, где подчеркивалось, что тепловая энергетика печей в значительной мере определяет количество и качество получаемой металлопродукции.

2. Наиболее четко такая концепция лежит в основе энергетической теории печей Н.Е. Скаредова - И.Д. Семикина, сыгравшей выдающуюся роль в формировании металлургической теплотехники, как науки, создании энергетического фундамента отечественной металлургии в периоды индустриализации страны, стахановского движения, Отечественной войне, и послевоенном возрождении тяжелой промышленности. Анализируя научное и инженерное наследие ее создателей с методологического, концептуального, содержательного аспектов, констатируем, что оно лежит в русле современной теории познания, представляет огромную научную ценность и самое важное – оно архиактуально и в настоящее, еще смутное время.

3. Целесообразно общими усилиями издать на сайтах Интернета малодоступные работы классиков металлургической теплотехники, например, [18-25, 41-42] и более активными методами обучать молодежь умению творчески мыслить и принимать решения, а не просто преподносить слушателям сумму знаний. По-видимому, долг ученых заключается не в противопоставлении одних теорий другим, благородная цель заключается в конвергенции и оптимальном развитии достижений различных научных школ. В этом направлении предстоит постоянная методическая, организационная и научная работа.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мелентьев Л.А. Очерки истории отечественной энергетики / Л.А. Мелентьев. – М.: Наука. 1987. – 279 с.
2. Бородулин А.В. Некоторые исторические аспекты развития теплотехники доменного процесса. Научные школы УПИ – УГТУ № 2 / А.В. Бородулин // С творческим наследием Б.И.Китаева – в XXI век. Мат. междуна. конф. – Екатеринбург: УГПУ, 1998. – С. 76-82.
3. Бородулин А.В. Вклад И.Д. Семикина в теплотехнику доменного производства и его развитие / А.В. Бородулин, Н.М. Можаренко, И.И. Кобеза // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 1998. – № 4. – С. 70-74.
4. Абраменков Ю.Я. И.Д. Семикин – жизнь и деятельность / Ю.Я. Абраменков // Metallургическая теплотехника. Государственная metallургическая академия Украины. Сб. научных трудов (Энергетика. Metallургия.) Том 1. – Днепропетровск: ГМетАУ, 1999. – С. 22-31.
5. О принципах конструирования печей и управления доменной плавкой инженера Владимира Ивановича Гулыги. / В.И. Большаков, А.В. Бородулин, В.И. Нетронин [и др.] // Новини науки Придніпров'я. Інженерні дисципліни. – 2003. – № 1. – С. 60-70.
6. Metallург Иван Соколов. Серия «Выдающиеся metallурги Урала» / В.А. Мазур. Под ред. М.Е. Главацкого и Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург, 2003. – 256 с.
7. Бородулин А.В. Принципы конструирования печей И.Д. Семикина. Metallургия России на рубеже XXI века / А.В. Бородулин, Л.Г. Панюхно // Сб. науч. тр. междуна. науч.-практ. конф. Том I / Под ред. Е.В. Протопопова / СибГИУ. – Новокузнецк, 2005. – С. 297-305.
8. Стальпроект. 1915 – 2005. 90 лет в Российском печестроении. Фрагменты истории / Ф.И. Вибе, В.Л. Гусовский, Р.В. Гребенников А.Е. Лифшиц, Г.Е. Марьянчик, А.Б. Усачев. – Екатеринбург: Уральское литературное агентство, 2006. – 308 с.
9. Быть автором жизни. К 80 – летию со дня рождения заслуженного деятеля науки техники РФ, лауреата премии Правительства РФ, почетного профессора УГТУ – УПИ, профессора, доктора технических наук Юрия Гавриловича Ярошенко. Научно – биографическое издание / Отв. ред. проф. Н.А. Спирин. – Екатеринбург: УГТУ – УПИ, 2007. – 188 с. с ил.
10. Институт черной metallургии им. З.И. Некрасова. Посвящается 100-летию со дня рождения академика Зота Ильича Некрасова /

Под ред. чл.-корр. НАН Украины, д-ра техн. наук, проф. В.И. Большакова. – Днепропетровск: АРТПРЕСС, 2007. – 448 с. + вкл. 24 с.

11. Уатт К. Экология и управление природными ресурсами / К. Уатт. – М.: Мир, 1971.

12. Одум Ю. Основы экологии / Ю. Одум. – М.: Мир, 1975. – С. 65.

13. Подолинский С.А. Труд человека и его отношение к распределению энергии // Слово. Год третий, апрель-май. – Т. IV-V. – С.-Пб., 1880. – С. 135-211.

14. Федоров Н.Ф. Философия общего дела. Статьи, мысли и письма / Н.Ф. Федоров. – Т. 1, вып. 1. С биографией написанной А. Остроумовым. – Изд. 2-е. – Харбин, 1928.

15. Вернадский В.И. О задачах и организации прикладной научной школы, АН СССР. – Л., 1928. – С. 8. Избранные сочинения. Т. 1. – М.: 1954. – 526 с.

16. Федоровский Н.М. Классификация полезных ископаемых по энергетическим показателям / Н.М. Федоровский. – М-Л.: Изд. АН СССР, 1935. – 96 с.

17. Об информационном обеспечении энергетической безопасности Украины / Анохин А.Б., Бородулин А.В., Вишневский Б.Н. [и др.] // Экология и теплотехника – 1996 (дополнительные доклады и тезисы). Труды международной конференции. – Днепропетровск, 1996. – С. 3-8.

18. Скаредов Н.Е. Критическая температура сталеплавильной печи / Н.Е. Скаредов // Труды съезда деятелей по горному делу и металлургии. – Екатеринослав: Типография И. Когана, 1911. – С. 246-263. (В Российской государственной библиотеке: R457/402).

19. Семикин И.Д. Материя и ее основные свойства / И.Д. Семикин // Металлургическая теплотехника. Государственная металлургическая академия Украины. Сб. науч. труд. (Энергетика. Металлургия.) Том 1. – Днепропетровск: ГМетАУ, 1999. – С. 11-21.

20. Семикин И.Д. Общие основы тепловой работы печей / И.Д. Семикин // Глава 6 в книге В.Д. Румянцева и В.М. Ольшанского Теплотехника. Учебное пособие, с. 284 – 304. / Под ред. В.И. Губинского. – Днепропетровск: Пороги, 2002. – 325 с.

21. Семикин И.Д. Тепловая работа мартеновских печей / И.Д. Семикин. – Металлург. – 1930. – № 4-5. – С. 581-616.

22. Семикин И.Д. По вопросу о расчете мартеновских печей (ответ доценту М.А. Глинкову) / И.Д. Семикин // Уральская металлургия. – 1935. – № 2. – С. 27-30.

23. Семикин И.Д. Расчет мартеновской печи в свете стахановской практики / И.Д. Семикин // Теория и практика металлургии, – 1936. – № 1. – С. 84-94.
24. Семикин И.Д. Тепловая работа медеплавильных отражательных печей / И.Д. Семикин, М.Д. Шаблин // Цветные металлы, – 1939. – № 3. – С. 71-85.
25. Семикин И.Д. О расчете процесса нагрева слитков / И.Д. Семикин // Сталь. – 1939. – № 4-5. – С. 36-42.
26. Семикин И.Д. Нагревание шихты в мартеновской печи в процессе завалки / И.Д. Семикин // Сталь. – 1952. – № 8. – С. 702-710.
27. Семикин И.Д. Анализ тепловых процессов при продувке металла воздухом и кислородом / И.Д. Семикин // Днепропетровский металлургический институт. Научные труды. Выпуск XXX. Производство стали. Харьков. – М.: Металлургиздат. 1953. – С. 11-25.
28. Семикин И.Д. Топливо и топливное хозяйство металлургических заводов / И.Д. Семикин, С.И. Аверин, И.И. Радченко. – М.: Металлургия, 1965. – 392 с.
29. По поводу «Письма в редакцию» инж. И. Семикина, помещенного в журнале «Теория и практика металлургии» № 12 за 1937г. / Липский М.П., Мовшович М.П., Истомин А.В., Литвин П.Л. // Советская металлургия. – 1938. – № 1. – С. 54.
30. Капица П.Л. Письма о науке. 1930 – 1980 / Сост. П.Е. Рубинин. – М.: Московский рабочий, 1989. – 400 с. Фотоматериалы из архива П.Л. Капицы.
31. Андронов В.Н. Современная доменная плавка / В.Н. Андронов. – С-Пб.: Издательство СПбГТУ, 2001. – С. 52-54, 83-84, 98.
32. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / Ю.И. Розенгарт, Б.Б. Потапов, В.М. Ольшанский, А.В. Бородулин. – Киев – Донецк: «Вища школа», 1986. – 294 с.
33. Свинолобов Н.П.. Решение общих задач симметричного и несимметричного нагрева пластины методом разделения переменных Фурье / Н.П. Свинолобов. – Днепропетровск.: ГМетАУ, 1997. – 219 с.
34. Высокотемпературные теплотехнологические процессы и установки в металлургии / М.И. Ревун, Б.Б. Потапов, В.М. Ольшанский, А.В. Бородулин. – Запорожье: Изд. Запорожской инженерной академии, 2002. – 443 с.
35. Проблемы и перспективы энергоиспользования на Западно – Сибирском металлургическом комбинате / Айзатулов Р.С., Анохин А.Б., Бородулин А.В. [и др.] // Сталь. – 1998. – № 8. – С. 90-97.

36. Домна в энергетическом измерении / А.В. Бородулин, А.Д. Горбунов, В.И. Романенко, Г.И. – Орел – Кривой Рог: СП «Мир», 2004. – 412 с.

37. Metallurgical furnaces. Theory and calculations: Textbook. In 2 volumes. / V.I. Gubinskiy [et al.]; Under the general editing of V.I. Timoshpolskiy and V.I. Gubinskiy. – Minsk: Belorussian Science, 2007. – T. 1. – 596 p., T. 2 – 832 p.

38. Вибе Ф.И. Повесть о трудолюбивом Груме / Ф.И. Вибе. – Пермь: Пермское книжное изд-во, 1989. – 318 с.

39. Гайсинович А.Е. Зарождение и развитие генетики / А.Е. Гайсинович. – М.: Наука, 1988. – 423 с.

40. Руководство по энергосбережению. Всемирный центр по охране окружающей среды (WEC). – 1997. – 118 с.

41. Грум-Гржимайло В.И. Творчество промышленное, художественное и научное // Я был тем муравьем, который понемногу сделал большое дело. – Екатеринбург: УрГУ, 1994. – 193 с.

42. Старк Б.В. Явления нагрева в муфельных печах / Б.В. Старк. // ЖРМО. – 1926. – № 2. – С. 184-196.

## 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 мая 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 11.01.2008 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.

Усл.печ.л. 19 Уч.-изд.л. 20,2 Тираж 300 экз. Заказ 180

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.

Издательство СибГИУ