

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 16

Под редакцией профессора Г.В. Галевского

Москва  
Новокузнецк  
2006

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. 16 / Редкол.: Г.В. Галевский (главн. ред.) и др.: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2006. – 219 с., ил.  
ISBN 5-7806-0238-7**

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

Федеральная целевая программа «Интеграция».

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

Ил. 64, табл. 30, библиогр. назв. 121

*Редакционная коллегия:* д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, вице-президент РАЕН *В.Ж. Аренс*; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *Г.В. Галевский* (главн. редактор), СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, чл.-корр. РАН *А.В. Елютин*, Гиредмет; к.х.н., проф., д.ч. МАНЭБ *Н.М. Кулагин*, СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *В.А. Роменец*, МИСиС; к.х.н., проф., советник РАЕН *В.В. Руднева* (отв. секретарь), СибГИУ; к.т.н., доц. *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,  
2006

**ISBN 5-7806-0238-7**

## СВЕДЕНИЯ О РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

Быстров В.А.	д-р техн. наук, проф., НФИ КемГУ, г. Новокузнецк
Бородулин А.В.	д-р техн. наук, в.н.с., институт ЧМ НАН 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. Международ- ной академии энерго-информационных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
Дегтярь В.А.	д-р хим. наук, профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк
Ерастов В.В.	д-р техн. наук, проф., КузГПА, г. Новокузнецк
Козлов Э.В.	д.ф.-м.н., проф., д.ч. МАН ВШ, ТГАСУ, г. Томск
Никитин А.Г.	д-р техн. наук, проф., 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. Международ- ной академии энерго-информационных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
Селянин И.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Чернятевич А.Г.	д-р техн. наук, проф., д.ч. АИН Украины, ДГТУ, г. Днепродзержинск
Якушевич Н.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк

## СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
<b>ПРЕДИСЛОВИЕ</b>	7
<b>МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ</b>	8
В.А. Дорошенко, Б.В.Дорошенко	9
НОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛА	
А.Г. Никитин, Д.Ю. Бойко, А.Ю. Векессер	15
ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОДУКЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕРЕДЕЛОВ, ИСПОЛЬЗУЮЩИХ ЩЕКОВЫЕ ДРОБИЛКИ	
В.В. Руднева	21
ИССЛЕДОВАНИЕ ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ В ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ РЕАКТОРЕ	
В.А. Долинский, С.Ф. Бугаев, Л.Д. Никитин, А.В. Кошельников	30
ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА МОДЕЛИ РОТОРНОГО ЗАГРУЗОЧНОГО УСТРОЙСТВА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ	
М.В. Темлянцев	42
ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ С ШАГАЮЩИМИ БАЛКАМИ	
В.В. Ерастов, В.Н. Перетятько, В.В. Барыльников, В.В. Почетуха	46
СРАВНЕНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЛОСКОЙ И ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОЦЕССАХ КОМБИНИРОВАННОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ОМД МЕТОДОМ ВЕРХНЕЙ ОЦЕНКИ	
Р.Ф. Нугуманов, Е.В. Протопопов, Т.Р. Галиуллин, А.Г. Чернятевич, В.В. Соколов, Л.А. Ганзер	53
АНАЛИЗ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ ШЛАКОВОГО ГАРНИСАЖА НА ФУТЕРОВКУ КОНВЕРТЕРА	
В.Н. Перетятько, Н.В. Темлянцев	63
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРОЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ НА УДАЛЕНИЕ ОКАЛИНЫ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА СЛЯБОВ ПОД ПРОКАТКУ	
В.Б. Деев, А.П. Войтков, И.Ф. Селянин	71
ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АК7Ч	
В.В. Руднева	75
ОСОБЕННОСТИ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ В ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ РЕАКТОРЕ	

В.М. Павловец	82
ИССЛЕДОВАНИЕ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ СУШКИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ	
А.А. Пермьяков, Н.Ф. Якушевич, А.А. Назарова, Н.И. Кувшинникова	92
ТИПОМОРФНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОЗИТА В СОСТАВЕ ШЛАКОВ ТИТАНО-МАРГАНЦЕВЫХ ЛИГАТУР	
В.И. Романенко, А.Г. Швец, А.В. Бородулин, А.Л. Чайка, А.И. Швачка	101
К ВОПРОСУ СТАБИЛИЗАЦИИ ДУТЬЕВОГО РЕЖИМА В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ	
<b>ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ</b>	111
В.В. Руднева	112
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И АТТЕСТАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ	
В.А. Быстров, Е.А. Видяпина	120
ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВИДОВ ИЗНОСА	
В.В. Руднева	128
ИССЛЕДОВАНИЕ КОАЛЕСЦЕНЦИИ И КОАГУЛЯЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДА КРЕМНИЯ В РАСТВОРАХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ	
<b>ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ</b>	134
О.В. Тихонькова, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, Э.В. Козлов	135
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЗАКАЛЕННОЙ НА МАРТЕНСИТ ЛИТОЙ СТАЛИ ПРИ ОТПУСКЕ	
Л.В. Корнева, Т.Н. Осколкова	141
ВЫСОКОПРОЧНЫЕ РЕЛЬСЫ НА ОСНОВЕ БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРЫ	
Э.В. Козлов, В.А. Малиновская	148
ПРОЧНОСТЬ НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20Х2Н4А НА ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ	
О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских, В.Е. Громов	154
МЕХАНИЗМЫ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛОМАССО-ПЕРЕНОСА ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ	
<b>ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ</b>	161
В.В. Руднева	162
МИРОВОЕ ПРОИЗВОДСТВО КАРБИДА КРЕМНИЯ: ОЦЕНКА, ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ	

С.Г. Галевский	172
ПРОИЗВОДСТВО ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЯ: МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ	
Н.И. Новиков, Д.А. Некрасов, В.А. Быстров	180
ПЛАНИРОВАНИЕ ЧИСЛЕННОСТИ ПЕРСОНАЛА ПРЕДПРИЯТИЯ ПРИ ИННОВАЦИИ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ	
П.П. Баранов, Т.А.Залышкина	187
УЧЕТНАЯ ПОЛИТИКА КАК ИНСТРУМЕНТ ОПТИМИЗАЦИИ НАЛОГООБЛОЖЕНИЯ ФОНДОЕМКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ	
<b>ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ</b>	194
Г.В. Галевский, В.А. Дегтярь, Ю.А. Пустовойт, Е.С. Становая	195
СОЦИАЛЬНО-ПСИХОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ПРИВЛЕКАТЕЛЬНОСТИ ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫХ ПРОГРАММ СИБГИУ	
Н.К. Анохина	201
ПРОБЛЕМА НАУЧНО-КУЛЬТУРНОЙ ДЕМАРКАЦИИ	
<b>ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ</b>	210
В. И. Веревкин	211
РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ «ОКИСЛЕНИЕ И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ СТАЛИ В ПРОЦЕССАХ НАГРЕВА ПОД ОБРАБОТКУ ДАВЛЕНИЕМ» / ТЕМЛЯНЦЕВ М.В., МИХАЙЛЕНКО Ю.Е. – М.: ТЕПЛОТЕХНИК, 2006. – 200 с.	
Ф.И. Иванов	214
РЕЦЕНЗИЯ НА УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» / А.М. АПАСОВ, Г.В. ГАЛЕВСКИЙ, В.И. ДАНИЛОВ. – ТОМСК: ИЗД-ВО ТПУ, 2005. – 622 с.	
<b>К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ</b>	217

## ПРЕДИСЛОВИЕ

16-й выпуск ВЕСТНИКА ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ СЕКЦИИ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК. ОТДЕЛЕНИЕ МЕТАЛЛУРГИИ включает научные труды ведущих специалистов России и Украины в области металлургии, металлостроения, физики металлов, экономики и экологии. Помимо публикаций исследователей ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» (г. Новокузнецк), он содержит работы ученых Института черной металлургии им. З. И. Некрасова, (г. Кривой рог), ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет» (г. Томск), Института сильноточной электроники СО РАН (г. Томск). В работах принимали участие сотрудники таких крупных стальпроизводящих предприятий как ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», ОАО «Новокузнецкий Металлургический Комбинат», «Криворожсталь». Авторами предложены уникальные промышленные разработки в области черной и цветной металлургии, обработки металлов давлением.

Сборник охватывает новые направления в сфере высшего профессионального образования. В нем представлены результаты использования перспективных современных образовательных методик и технологий при подготовке квалифицированных инженеров.

Редакционная коллегия выражает признание авторам статей за сотрудничество и заранее благодарна за отзывы по данному изданию.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И  
СПЛАВОВ**



В.А. Дорошенко, Б.В. Дорошенко  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## НОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛА

Проведены анализ современных бескоксовых процессов производства металла и их классификация. Дана оценка сравнительной эффективности процессов производства первичного железа.

The analysis of modern processes of metal production without coke and their classification are brought. The estimation of comparative efficiency of primary iron production processes is given.

Развитие бескоксовых процессов производства металла обусловлено следующими причинами:

- снижение затрат на используемое железорудное сырье;
- снижение затрат на используемую для получения металла энергию вследствие ее экономии и возможности применения более доступных ее видов;
- получение альтернативного металлолomu железосодержащего материала и повышение качества стали за счет исключения содержания тяжелых цветных металлов;
- улучшение экологической обстановки ввиду отсутствия коксохимического и агломерационного производств.

Промышленное развитие получили два направления бескоксового производства первичного железа:

- твердофазное восстановление оксидов железа с получением металлизированного сырья;
- жидкофазное восстановление оксидов железа с получением жидкого углеродистого полупродукта.

Эти направления были сформулированы еще в 1899 г. выдающимся русским металлургом Д.К. Черновым. В настоящее время разработано около 100 процессов получения металла, на них выдано более 1000 патентов. Разработана классификация этих процессов по видам получаемого металлопродукта, используемого восстановителя, типу агрегата (рисунок 1).

Для каждого типа агрегата указаны реализуемые в них процессы. В левой части рисунка приведены твердофазные процессы с по-

лучением металлизированного сырья, а в правой – процессы жидкофазного восстановления с получением железа в виде углеродистого продукта – чугуна. В таблице 1 приведены используемые и предлагаемые к использованию процессы бескоксового получения железа.

Таблица 1 – Классификация процессов бескоксового производства железа

Процесс	Сырье	Топливо / восстановитель	Продукт	Месторасположение
<b>Шахтная печь</b>				
Midrex	кусков. руда / окатыши	природный газ	губч. железо / мет. окатыши	во всех регионах мира
HYL III	кусков. руда / окатыши	природный газ	губч. железо / мет. окатыши	ЛебГОК (Россия) г. Посвен (Венесуэла)
<b>Шахта + плавильный реактор</b>				
Tech-nored	окатыши	кокс	чугун	Бразилия
<b>Шахта + реактор – газификатор</b>				
Corex	кусков. руда / окатыши	уголь	чугун	г. Поханг (Ю.Корея) г. Торангалу (Индия)
<b>Реакторы кипящего слоя (каскад) + реактор – газификатор</b>				
Finex	мелкая руда	уголь	чугун	г. Поханг (Ю.Корея)
<b>Реакторы кипящего слоя (каскад)</b>				
Circored	мелкая руда	природный газ	брикеты	Тринидад
Finmet	мелкая руда (<12мм), осущ.	природный газ	губч. железо / брикеты	г. Ориноко (Венесуэла) Зап. Австралия
Fior	мелкая руда (<10мм)	природный газ	-	г. Ориноко (Венесуэла)
Circofer	мелкая руда	уголь газифицированный	брикеты	г. Франфурт (ФРГ)
<b>Печь с вращающимся подом</b>				
Iron Dynamics	рудно-угольн. окатыши (сух.)	уголь	губч. железо	г. Бутлер (США)
Redmelt	рудно-угольн. окатыши	уголь	губч. железо	г. Элвуд (США)
ITmk3	брикеты мелкой руды	уголь	грунулиров. железо, 1-2% С	г. Какогава (Япония)

Продолжение таблицы 1

Fastmet	брикеты мелкой руды	уголь	губч. железо / брикеты	г. Какогава (Япония)
Comet	мелкая руда	уголь	губч. железо	г. Льеж (Бельгия)
Вращающаяся трубная печь				
SL/RN и др.	кусков. руда / окатыши	уголь	губч. железо	Бразилия, Перу, ЮАР, Индия
Плавильный циклон + реактор жидкофазного восстановления				
CCF	мелкая руда, металл. пыль	уголь	жидкий полупродукт	г. Имуйден (Нидерланды)
Реактор кипящего слоя + реактор жидкофазного восстановления				
Dios	мелкая руда, металл. пыль	уголь	жидкий полупродукт	г. Кэйхин (Япония)
Реактор жидкофазного восстановления				
Hismelt	мелкая руда, металл. пыль	уголь	жидкий полупродукт	г. Квинана (Австралия)
Ромельт	мелкая руда, металл. пыль	уголь	жидкий полупродукт	ОАО «НЛМК» (Россия)

Началом промышленного развития твердофазных процессов по производству металлизированного сырья можно считать 1971 г., когда в США и ФРГ были введены в эксплуатацию первые шахтные печи процесса Мидрекс годовой мощностью 400 тыс. т каждая. С 1984 г. наблюдается устойчивый рост производства металлизированного сырья, объем которого составил более 43,2 млн. т. Основная масса металлизированного сырья производилась в Латинской Америке (37%), на Ближнем Востоке – Северной Африке (26%) и Азии – Океании (21%). В основных металлопроизводящих странах – Северной Америке, Западной Европе, Японии и Китае производство металлизированного сырья было незначительно. Это видно из приведенных ниже данных, млн.т:

Латинская Америка	15,96
Ближний Восток – Северная Африка	11,48
Азия – Океания (включая Японию и Китай)	9,17
Северная Америка	2,69
СНГ – Восточная Европа	1,92
Африка	1,53
Западная Европа	0,46

Доля процессов с использованием для металлизации газа составила 92,6%. Данные по производству металлизированного сырья приведены ниже, %:

Мидрекс	68,2
---------	------

ХиЛ III	18,6
ХиЛ I	3,2
SL/RN	2,8
Другие процессы:	
восстановитель – уголь	4,7
восстановитель – газ	2,6

Мировыми лидерами производства металлизированного сырья являются Венесуэла, Мексика, Индия, Иран, Саудовская Аравия. На их долю приходится около 6% мирового производства этого продукта. В каждой из этих стран производится 3-7 млн. т металлизированного сырья в год. Степень использования производственной мощности агрегата Мидрекс составляет 100-106%, ХиЛ III – 82%, а вращающихся печей – 71%.

Размещение производства металлизированного сырья по всему миру определяется двумя факторами:

- наличием дешевого по отношению к мировым ценам природного газа;
- наличием высококачественного железорудного сырья (>65% Fe) и минимальным содержанием пустой породы (~2,5% SiO<sub>2</sub>).

При существующих ценах на природный газ, которые следуют за ценами на нефть, выгоднее поставлять его на мировой рынок, нежели использовать на производство металлизированного сырья. Поэтому в настоящее время производство металлизированного сырья развивается в тех странах, где его стоимость ниже мировой.

В последние годы в твердофазных процессах с шахтными печами начали использовать новые технологические решения:

- применение окисленных окатышей с защитным покрытием для предотвращения их слипания, что позволяет повышать температуру восстановления при металлизации;
- повышение давления в шахтных печах для улучшения газодинамики;
- интенсификация процессов восстановления путем вдувания кислорода с восстановительным газом.

В результате появилась возможность увеличить производительность шахтных печей путем повышения температуры восстановления до 900 °С и более, а также увеличения диаметра шахтных печей с 5 до 6,5 м.

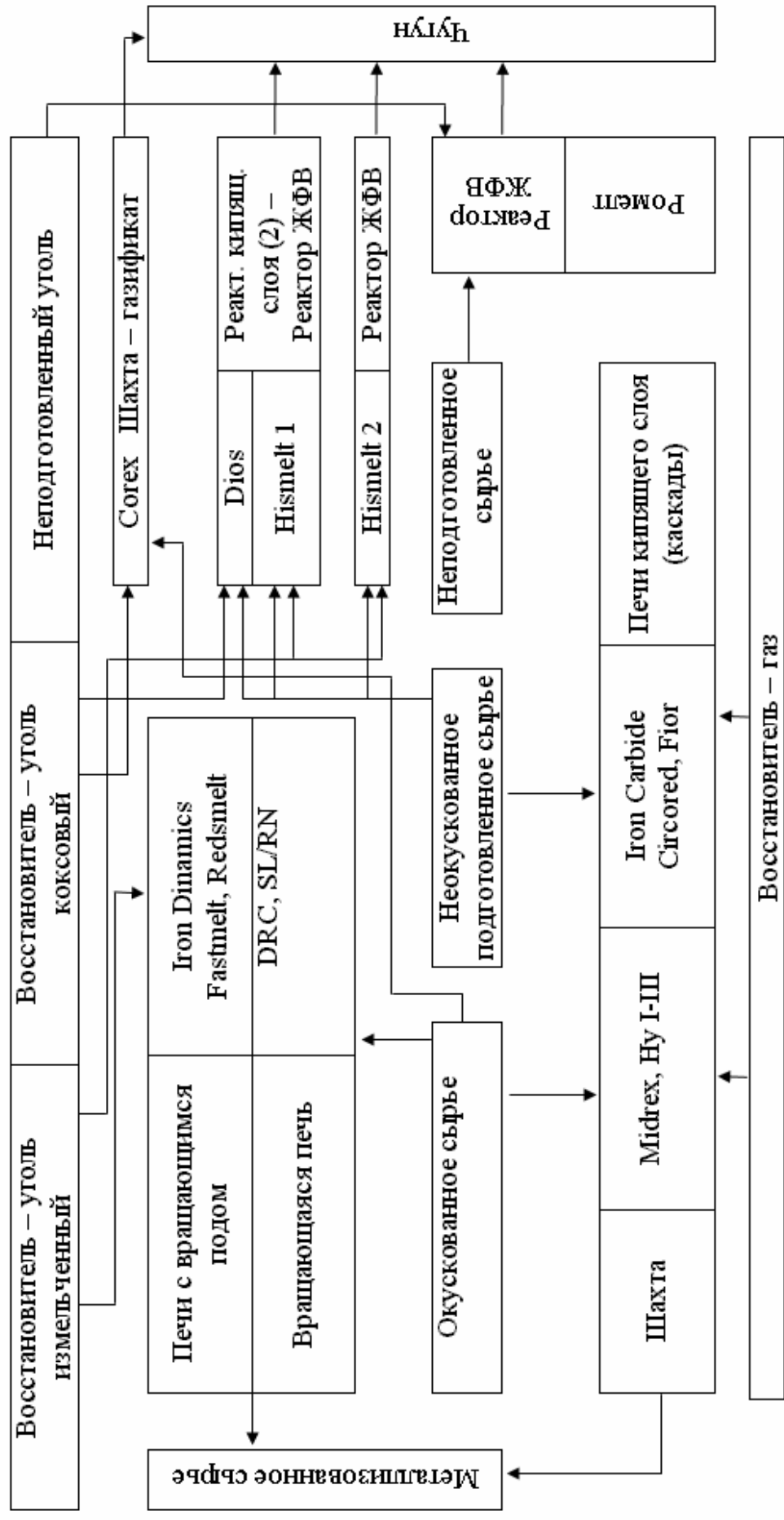


Рисунок 1 – Классификация процессов бескокового производства железа

Годовая производительность одного модуля для производства металлизированного сырья на некоторых заводах уже составляет 1,2-1,5 млн. т вместо 400-450 тыс. т в начальный период развития.

Применение реформирования природного газа в шахтных печах позволяет до 10 % снизить удельные капитальные затраты.

Восстановление в шахтных печах с помощью газа требует окискованного железорудного сырья, в том числе окатышей. Содержание мелочи в шихте не должно превышать 3-6 %. В то же время современные методы добычи богатых железных руд связаны с увеличением доли мелочи в общем объеме. Ее окискование требует дополнительных капитальных затрат и удорожает производство металлизированного сырья. Поэтому актуальной является разработка процессов твердофазного восстановления, которые позволяют использовать железорудную мелочь.

Оценка сравнительной эффективности процессов производства первичного железа показали, что затраты на топливо самые низкие в процессах Мидрекс и ХиЛ III. Это связано с относительно низкой ценой природного газа. Фактически в настоящее время цена на газ для потребителей выше.

Затраты на уголь в процессах Ромелт и Хайсмелт практически одинаковы. Процесс Хайсмелт использует более дорогое пылеугольное топливо, которое инжектируется в плавильный конвертер, но расход его ниже на 20 %, чем в процессе Ромелт. Однако для процесса Ромелт затраты на уголь – гарантированный проектный показатель, а для процесса Хайсмелт – это данные разработчиков, носящие нередко рекламный характер.

В целом расходы по переделу наиболее высокие для процесса Ромелт. Это связано прежде всего с самым высоким расходом кислорода и принятой относительно низкой единичной мощностью агрегата Ромелт.

УДК 621.926

А.Г. Никитин, Д.Ю. Бойко, А.Ю. Векессер  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОДУКЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕРЕДЕЛОВ, ИСПОЛЬЗУЮЩИХ ЩЕКОВЫЕ ДРОБИЛКИ

Определена взаимосвязь качества технологических машин и качества выпускаемой продукции. Проанализировано влияние зазоров в шарнирах кинематических пар кривошипных машин на возникновение динамических нагрузок и предложены способы их снижения.

The connection of technological machines quality and the quality of launched products is defined. The influence of clearances in the joints of kinematic pairs of the crank machines on dynamic forces is analyzed and ways of reduction of these forces are suggested.

Научно-технический прогресс в металлургии, горном деле и многих других отраслях промышленности во многом зависит от уровня развития оборудования и качества выпускаемой продукции.

Повышение качества продукции металлургических и других производств – проблема сложная, многоплановая, связанная с решением зачастую противоречивых задач, не поддающихся однокритериальному выбору параметра оптимизации, требующая дальнейшего развития фундаментальной науки о деформациях и напряжениях и направлений ее составляющих: теорий сопротивления материалов, упругих и пластических деформаций, механических колебаний и удара с учетом максимального приближения к реальным условиям производства изделий и эксплуатации машин.

Современные тенденции развития металлургического производства характеризуются созданием новых и совершенствованием традиционных технологических операций и процессов обработки не только металлов, но и многих других материалов, используемых в металлургических переделах и процессах, например, ферросплавов.

Качество технологических машин, являющихся, в свою очередь, изделиями, определяется совокупностью свойств, которые заклады-

ваются в процессе научных изысканий, технологических и конструкторских разработок, задаются в процессе производства машины, а выявляются при их эксплуатации, и потому имеют тенденцию к ухудшению за счет физического и морального износа [1].

В современных условиях показатели качества должны иметь не только количественное измерение, но и обязательную ценностную оценку затрат на их достижение и стабильное сохранение численной величины в течении заданного времени.

Многочисленные показатели качества металлургического производства, являющиеся динамическими, изменяющимися во времени величинами, делятся на две взаимовлияющие группы.

К первой группе относятся показатели точности получаемой продукции в направлении приложения усилий деформирования и стабильность этой точности в течение заданного времени или программы производства. Очевидно, что этот показатель зависит не только от выбранного технологического процесса, но и от совершенства применяемых средств обработки (прокатный стан, дробилка и т.д.). Взаимосвязь между параметрами точности готовой продукции и конструкции машины проявляется через коэффициент жесткости силовой системы последней.

Однако не лимитированное повышение жесткости вовсе не означает пропорциональное повышение точности получаемой продукции и уменьшения затрат энергии на упругие деформации, а сопряжено с увеличением такого важнейшего показателя машины как материалоемкость, ибо ведет к увеличению сечения деталей силовой системы и динамического воздействия на обрабатываемый материал и окружающую среду (фундамент, здания), в которой трудится человек. Динамическое воздействие машины на обрабатываемый материал является фактором, отрицательно сказывающимся на несущей способности машины, снижая ее прочность и надежность в работе, и повышая вибрации машины вместе с фундаментом, ухудшающее психофизическое состояние обслуживающего персонала.

Ко второй группе относятся показатели качества оборудования, характеризующие его производительность, надежность и долговечность, энергоемкость и материалоемкость, комфортность труда, определяемая эргономикой, эстетикой, техникой безопасности и экологией.

Машины для обработки материалов относятся к технологическому оборудованию, обладающему наиболее широкими возможностями для практически неограниченного повышения производитель-



ности труда, обеспечивая получение готовой продукции путем совмещения транспортных и технологических движений рабочих органов (прокатные станы, дробилки). Однако эти возможности не означают, что качественный показатель производительности может оцениваться только теоретически максимально достигаемой скоростью технологических движений рабочих органов машины и, соответственно, минимально возможным временем обработки.

Ограничительными факторами величины показателя производительности являются стабильно достигаемые показатели надежности и долговечности машин (наработка на отказ и работа до гарантированно допустимого износа или поломки) с обязательной оценкой экономических затрат на производство, эксплуатацию машин и ее обслуживание для достижения стабильной надежности и долговечности (ремонтные работы всех видов). Следовательно, показатель производительности должен оцениваться не только количеством продукции в единицу времени, но, главным образом, количеством продукции в единицу времени, отнесенным к материальным затратам в рублях на получение этого количества продукции, то есть технико-экономической достижимой производительности.

Формирование показателей энергоемкости технологических процессов и обрабатываемых средств должно осуществляться не на базе гипотез и предположений о статическом состоянии деформируемого тела, как это осуществляется традиционно, а с обязательным учетом скорости перемещения рабочих органов и упругих свойств не только обрабатываемого материала, но и силовых элементов машины как единой системы. Упругие деформации системы вместе со скоростью перемещения рабочего органа являются не только источником динамического воздействия на обрабатываемое тело, но и главными факторами, определяющими скорость перемещения рабочего органа во время выполнения технологической операции, а именно эта скорость и является определяющей энергоемкостью процесса и машины.

Показатель качества – материалоемкость, может быть отнесен как к качеству технологического процесса, характеризуемого коэффициентом использования материала, так и к качеству машины, определяя ее массу.

Важность ограничения величины этого показателя качества заключается не только во влиянии его на капитальные затраты производства и стоимость машины, но и в зависимости от массы машины и составляющих ее элементов сопутствующих показателей точности получаемой продукции через коэффициент жесткости и показатели

несущей способности машин (надежность, прочность, производительность) через параметры виброустойчивости и виброактивности, влияющих не только на надежность работы машины, а следовательно, и ее производительность, но и на показатели комфортности труда (вибрации, шум, безопасность).

Одним из основным показателей качества дробильных машин, широко используемых в металлургическом и других производствах, характеризующих их технический уровень и конкурентоспособность, является надежность в условиях эксплуатации, которая количественно оценивается отсутствием отказов в процессе работы. Среди многочисленных технических причин относительно кратковременных, но достаточно частых простоев машин с кривошипных приводом в условиях эксплуатации первое место занимают простои, обусловленные выходом из строя элементов шарниров кинематической цепи.

Дробилки вообще, и щековые в частности, служат для измельчения материала, причем к конечному продукту дробления предъявляются различные требования, связанные в основном с точностью размеров и конфигурацией. В щековых дробилках материал измельчается за счет раздавливания, раскалывания и частичного истирания в пространстве между двумя щеками при их периодическом сближении.

Характер движения подвижной щеки, обеспечивающий заданные характеристики качества конечного продукта дробления, зависит от кинематических особенностей механизма щековой дробилки. За время использования щековых дробилок было предложено и осуществлено большое количество самых разнообразных кинематических схем механизма дробилок.

В основу классификации щековых дробилок, предложенной Б.В. Клушанцевым [2], положен характер движения подвижной щеки, так как именно он определяет важнейшие технико-экономические параметры дробилок. При всем многообразии приведенных в классификации кинематических схем механизма качания подвижной щеки следует отметить, что все они реализуются с использованием в конструкции шарниров, которые обеспечивают подвижность деталей машины.

Однако шарниры имеют существенный недостаток, заключающийся в том, что палец в обойме находится с зазором. Это обстоятельство является существенным, так как обуславливает соударение элементов шарнира во время их относительного движения в зазоре при изменении направления движения ведущего звена (перебег зазо-

ра) во время работы механизма, и, как следствие, повышенный износ элементов шарнира, а также возникновение дополнительных динамических сил, достигающих значительной величины и снижающих надежность машины в целом.

Износ элементов кинематических пар, образующих шарнир, приводит к нарушению точности хода подвижной щеки дробилки, что снижает качество конечного продукта дробления.

Существует два способа устранения данного недостатка: во-первых, замена шарнира подвижным элементом, выполненным в виде упругой балки [3]; во-вторых, использование механизмов выборки зазоров в шарнире [4].

При использовании упругой балки шарнир исключается из кинематической цепи, однако применять такую схему можно только при возвратно-поступательном движении исполнительного механизма, причем с увеличением хода значительно возрастают габариты дробилки из-за роста длины упругой балки, которая должна работать в условиях упругой деформации. Шарниры, обеспечивающие вращательное движение звеньев механизма, например, коренные опоры кривошипного вала и сочленения кривошипа с шатуном, заменить упругой балкой невозможно. Следовательно, использование упругой балки ограничено.

Применение механизмов выборки зазоров в шарнирах кинематической цепи, которые в процессе всего цикла работы кривошипного привода качания подвижной щеки дробилки обеспечивают постоянный контакт поверхностей подвижных звеньев, позволяет предотвращать перебег зазоров и, следовательно, возникновение дополнительных динамических сил.

Экспериментальные исследования показали, что при использовании этих способов уменьшается износ элементов кинематических пар, образующих шарнир, значительно снижаются динамические нагрузки, и увеличивается межремонтный срок.

Таким образом, повышение качества машины улучшает качество продукции и увеличивает ее производительность.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1.Бойцов Б.В. Проблемы качества в России / Б.В. Бойцов, Ю.В. Кранев // Кузнечно-штамповочное производство. – 1997. – №12. – С. 2 – 4.
- 2.Клушанцев Б.В. и др. Дробилки. Конструкции, расчет, особенности эксплуатации / Б.В. Клушанцев и др. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
- 3.Люленков В.И. Щековая дробилка с упругими элементами / В.И. Люленков и др. // Материалы науч.-практической конф. «Проблемы механики машиностроения». – Новокузнецк, СибГИУ, 2005. – С. 205 – 210.
- 4.Орлов П.И. Основы конструирования. Т.1 / П.И.Орлов – М.: Машиностроение, 1988. – 560 с.

УДК 669.046:661.655'685

В.В. Руднева

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ В ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ РЕАКТОРЕ

Проведено исследование пиролиза углеводородов в плазменном потоке азота. Установлено, что в зависимости от макрокинетических условий (начального теплосодержания плазменного потока, удельного расхода углеводородов, состава газа-теплоносителя) степень конверсии углерода сырья в устойчивые газообразные соединения при температуре 3000-4000 К достигает 0,90-0,98. В более низкотемпературной области отмечается усиление сажеобразования. Практически полное подавление процессов «газификации» и конденсации углерода достигается при введении в плазменный поток кислорода.

An experiment was conducted for piroliz of hydrocarbons into nitrogen forrent. It was established what depending on macrokinetic conditions (first thermic capacity of the plasm torrent, specific consumption of the hydrocarbons, composition of a heat value-gas) degree conversion of carbon-raw materials to stability gasiform combination at temperature 3000-4000 K reach 0,90-0,98. In more low-temperature area it began to foot form. Practically completly depressing of gasification and condensation may be reached by introduction oxygen into plasm torrent.

Исследование макрокинетики процессов высокотемпературного пиролиза углеводородов представляет несомненный научный и практический интерес с точки зрения создания теории нанотехнологии плазмометаллургического производства тугоплавких карбидов. В литературе имеются сведения о подобных процессах, обобщенные, в частности, в работе [1] и показывающие, что наряду с температурными условиями состав продуктов пиролиза могут определять и такие факторы, как исходный состав углеводородного сырья, скорость газа-теплоносителя, массовые соотношения газа-теплоносителя и углеводородного сырья, состав газовой фазы и др. Подобная многофакторность и полное отсутствие экспериментальных данных о пиролизе используемого в исследуемых процессах карбидообразования в каче-

стве восстановителя пропана подтверждают необходимость изучения данного процесса.

Термодинамика высокотемпературных взаимодействий в системах C–H–N, C–H–O–N

Проведение термодинамического анализа систем C–H–N и C–H–O–N позволяет получить первичную информацию о возможном составе газовой фазы, формирующемся в процессах, протекающих при восстановительном плазмометаллургическом синтезе карбидов в результате пиролиза углеводородов и их взаимодействия с газом-теплоносителем. Использование для термодинамического анализа имеющихся данных по расчету равновесных составов в этих системах не представляется возможным ввиду существенно иных соотношений компонентов по сравнению с достигаемыми в плазмометаллургическом синтезе [2-6].

Необходимые для анализа равновесные составы газообразных и конденсированных продуктов пиролиза рассчитывались «константным» методом [7]. При расчетах рассматривалась область температур 2000-6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. В качестве исходных данных использовались константы равновесия образования соединений из элементов.

При расчете равновесных составов систем C–H–N и C–H–O–N учитывалась возможность образования в газовой фазе компонентов H, H<sup>+</sup>, H<sub>2</sub>, N, N<sub>2</sub>, O, O<sub>2</sub>, NH, NH<sub>2</sub>, NH<sub>3</sub>, C, C<sup>+</sup>, C<sub>2</sub>, C<sub>3</sub>, C<sub>4</sub>, C<sub>5</sub>, CH, CH<sub>2</sub>, CH<sub>3</sub>, CH<sub>4</sub>, C<sub>2</sub>H, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>, C<sub>2</sub>H<sub>3</sub>, C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>, CN, CN<sup>-1</sup>, NCN, CNN, CNC, NCC, C<sub>2</sub>N<sub>2</sub>, HCN, HCCN, CO, CO<sub>2</sub>, OH<sup>-</sup>, H<sub>2</sub>O, NO, NO<sub>2</sub> (источник термодинамических данных [7]), C<sub>4</sub>N<sub>2</sub> (данные работы [8]), C<sub>3</sub>H, C<sub>4</sub>H, C<sub>3</sub>HN, C<sub>4</sub>H<sub>2</sub> (источник данных – работа [3]); в конденсированном состоянии образуется углерод C<sub>к</sub> [7]. Результаты расчета равновесных составов рассматриваемых систем приведены на рисунках 1 и 2.

В системе C–H–N в области температур 2800-4000 К, в которой возможно протекание процессов карбидообразования, основными углеродсодержащими компонентами газовой фазы являются соединения HCN, C<sub>3</sub>H, C<sub>2</sub>H, причем концентрация углеводородных радикалов растет с увеличением содержания в системе водорода (рисунок 1). Конденсация углерода из газовой фазы термодинамически возможна при температуре ниже 2400 К. Введение в систему кислорода, моделирующее состав газовой фазы, формирующейся при полном восстановлении металлов из их оксидов или окислении технологических га-

зов синтеза, приводит к появлению в газовой фазе оксида (II) углерода – единственного устойчивого во всем исследуемом интервале температур газообразного углеродсодержащего соединения (рисунок 2, *a*) – и предотвращает конденсацию углерода. При избытке углерода в системе (рисунок 2, *б*) составы газовой и конденсированной фаз и характер изменения их с температурой в основном подобны приведенному на рисунке 1, *a* для системы C – H – N.

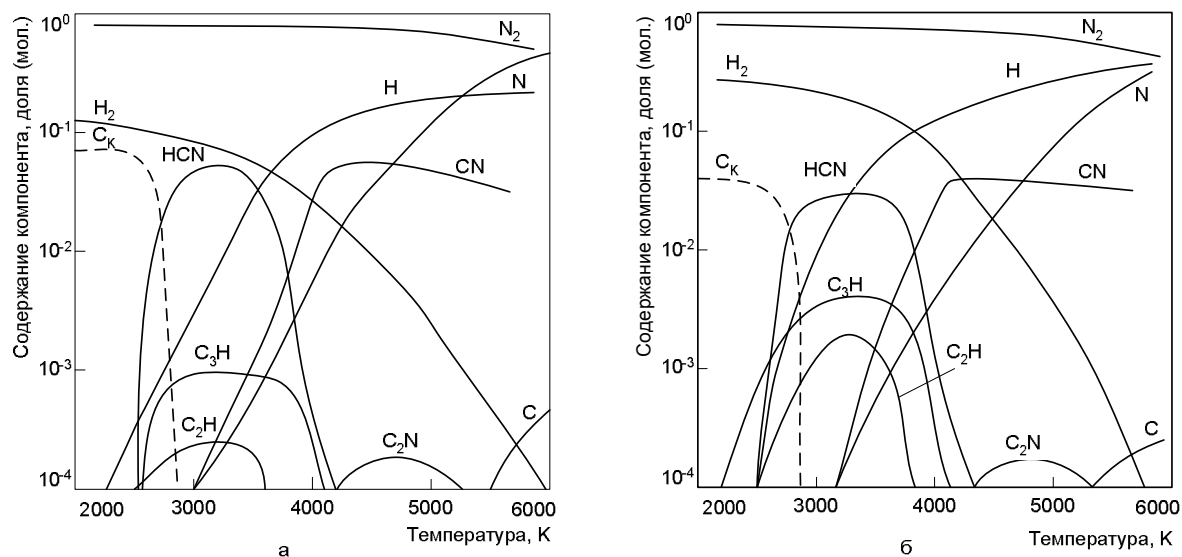


Рисунок 1 – Зависимость равновесного состава системы C – H – N от температуры соотношения компонентов:

*a* – C : H : N = 0,75 : 2 : 20;

*б* – C : H : N = 0,75 : 6 : 20

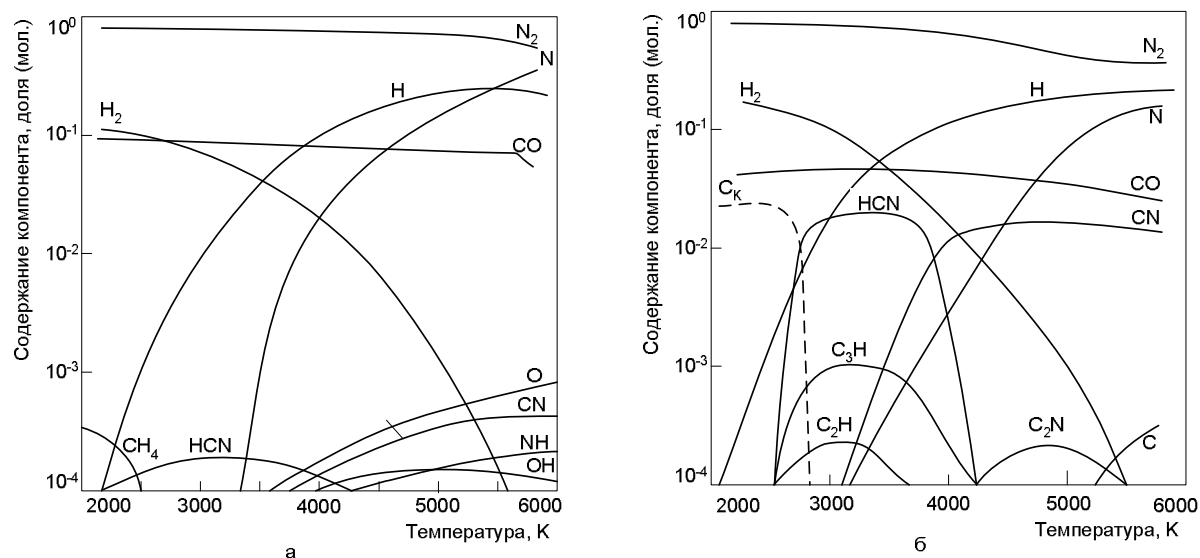


Рисунок 2 – Зависимость равновесного состава системы C – H – O – N от температуры соотношения компонентов:

*a* – C:H:O:N = 0,75:2:0,75:20;

*б* – C:H:O:N = 1,1:2,9:0,75:20

## МАКРОКИНЕТИКА ПРОЦЕССОВ ПЛАЗМЕННОГО ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ

Пиролиз углеводородов осуществлялся в трехструйном прямом точном цилиндрическом плазменном реакторе диаметром 0,046 м с двухслойной асбест-графитовой футеровкой. Газ-теплоноситель, его удельный расход  $G$ , мощность  $P$  генерирующего плазменный поток дугового разряда, распределение среднemasсовой температуры и скорости плазменного потока по длине реактора были такими же, как при исследовании особенностей синтеза карбида кремния из микрокремнезема и пропана [9].

Исследование температурной зависимости состава газообразных и конденсированных продуктов пиролиза основывалось на зондовом отборе проб конденсата и газовой фазы из различных зон реактора. Методика такого отбора проб идентична описанной в работе [9] при исследовании продуктов синтеза карбида кремния из микрокремнезема и пропана. Температура  $T$  продуктов пиролиза в различных зонах реактора принималась равной среднemasсовой температуре потока. Конденсированные продукты пиролиза исследовались рентгеновским, химическим и масс-спектрометрическим методами. Состав газообразных продуктов восстановления определялся с помощью хроматографического анализа. Способ отбора проб подобен описанному в работе [9].

Плазменному пиролизу подвергался технический пропан, содержащий 87,10 % пропана – пропилена, 2,74 % этана, 3,86 % изобутана, 6,38 % изобутилена. Характер зависимости состава продуктов пиролиза от температуры показан на рисунке 3. Остаточное содержание пропана в газовой фазе во всем исследуемом интервале температур не превышало 0,05 % (объемн.), в связи с чем на рисунке 3 кривая температурной зависимости для него не приведена.

На температурной зависимости состава продуктов пиролиза можно выделить две области, отличающиеся степенью завершенности процесса  $C_3H_8 \rightarrow C_k$ , т.е. области газификации и конденсации углевода.

В области газификации, наиболее интересной для процессов карбидообразования, при температуре выше 3000 К практически весь углерод сырья связан в цианистый водород HCN и ацетилен  $C_2H_2$ , образующиеся, по-видимому, при рекомбинации углеводородных радикалов в процессе закалки. Процессами рекомбинации может быть объяснено также присутствие ацетилена и цианистого водорода в



пробах газовой фазы и при более высокой температуре, т.е. в области термодинамической неустойчивости. Максимальная концентрация цианистого водорода достигается при разбавлении азота водородом и аммиаком, т.е. при взаимодействии продуктов пиролиза с продуктами аммонолиза – атомарными азотом и водородом (рисунок 3, линия – –  $\Delta$  – –). Разбавление одним только водородом менее эффективно и приводит лишь к незначительному перераспределению углерода между цианистым водородом и ацетиленом (рисунок 3, кривые – –  $\bullet$  – – и –  $\cdot$  –  $\bullet$  –  $\cdot$  –). Введение в плазменный поток кислорода в стехиометрическом к углероду соотношении не только практически полностью подавляет процессы образования цианистых соединений, но и предотвращает конденсацию в этом температурном интервале углерода за счет связывания его в устойчивый при этих температурах монооксид углерода.

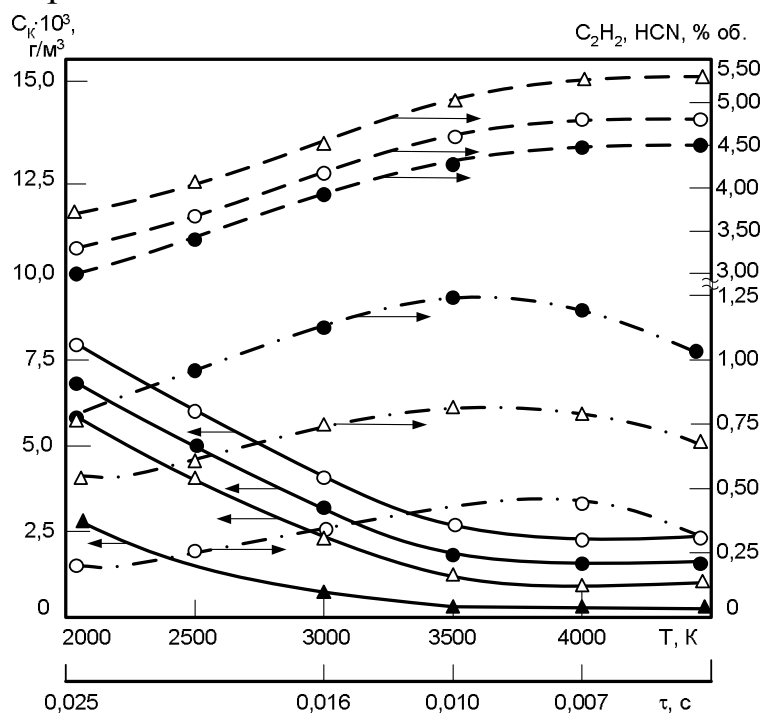


Рисунок 3 – Состав продуктов пиролиза пропана в плазме азотной ( $\circ$ ), азотно-водородной с содержанием водорода 20,0 % объемных ( $\bullet$ ), азотно-аммиачно-водородной ( $\Delta$ ) и азотно-кислородной с содержанием кислорода 6,5 % объемных ( $\blacktriangle$ ) при  $P = 80$  кВт,  $G_{N_2} = 4,64$  г/с,  $G_{C_3H_8} = 0,16$  г/с,  $G_{NH_3} = 0,18$  г/с,  $G_{H_2} = 0,11$  г/с:  
—, — — — и —  $\bullet$  — — — - соответственно содержание сажи, цианистого водорода и ацетилена

Следует отметить, что в области газификации степень превращения углерода сырья в газообразные соединения определяется не только температурой, но и энергетическими характеристиками (теплосодержанием  $H$ ) плазменного потока (рисунок 4, *a*), удельным по массе расходом углеводородов, т.е. загруженностью реактора (рисунок 4, *б*) и концентрацией аммиака и, следовательно, атомарного азота в плазме (рисунок 4, *в*).

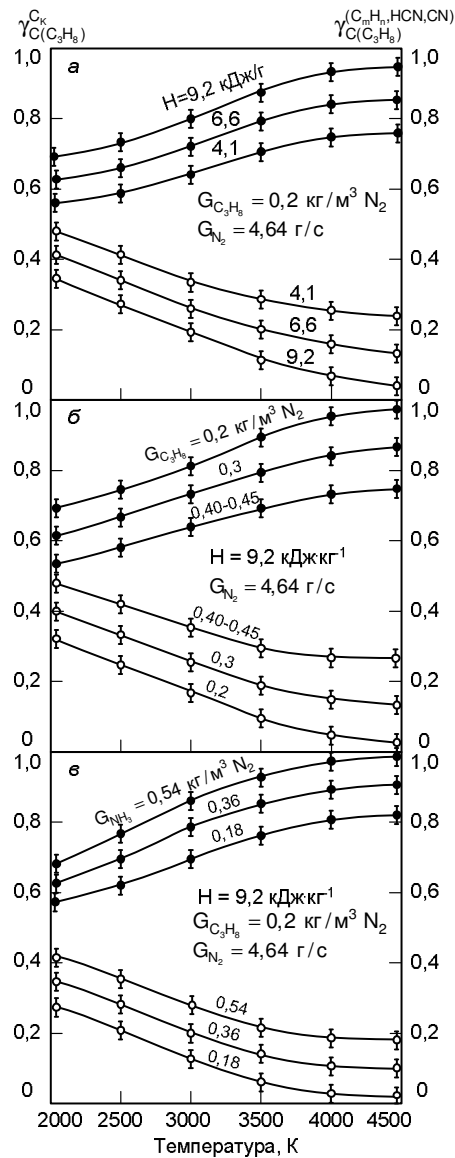


Рисунок 4 – Температурная зависимость степени превращения углерода сырья в газообразные (●) и конденсированные (○) продукты в азотном плазменном потоке в зависимости от теплосодержания  $H$  плазмы (*a*), удельного по массе расхода  $G_{C_3H_8}$  углеводородов (*б*) и добавок в плазменный поток аммиака (*в*)

При этом сдвиг максимума степени превращения в сторону избытка аммиака свидетельствует о рекомбинации атомарного азота, образующегося при аммонолизе, в малоактивную молекулярную форму. Характер зависимости степени превращения от теплосодержания плазменного потока и удельного расхода углеводородов свидетельствует о принципиальной возможности осуществления при рабочих энергетических характеристиках реактора переработки углеводородного сырья в широком их концентрационном соотношении.

В области конденсации (рисунок 3) при температуре 3000-2000 К наблюдается снижение концентрации в газовой фазе цианистого водорода и ацетилена при одновременном повышении выхода углерода, т.е. наибольшее развитие получают процессы сажеобразования. При этом максимальное (до  $8,5 \text{ г/м}^3$ ) содержание сажи достигается при проведении пиролиза в плазменном потоке азота (рисунок 3, кривая —  $\circ$  —). Добавка к газу-теплоносителю водорода в количестве до 15-30 % (объемн.) или смеси водорода и аммиака снижает выход сажи до  $6,0-7,5 \text{ г/м}^3$  (рисунок 3, кривые —  $\bullet$  — и —  $\Delta$  —), что объясняется неполным разложением углеродсодержащих соединений, остаточная концентрация которых составляет 3,5 % (объемн.) для цианистого водорода и 0,9 % (объемн.) для ацетилена. Еще более низкое ( $1,5 - 2,0 \text{ г/м}^3$ ) содержание сажи достигается при пиролизе в потоке азотно-кислородной плазмы, что свидетельствует о практически полном подавлении процессов сажеобразования, обусловленном окислением пропана в наиболее высокотемпературных зонах. При задании стехиометрического соотношения C/O содержание цианистого водорода и ацетилена в отходящих газах составляет менее 0,02-0,03 % (объемн.) и хроматографически не обнаруживается. Следует отметить, что наряду с областью конденсации процессы сажеобразования протекают во всем исследуемом интервале температур, что подтверждается ходом кривых температурной зависимости содержания в газообразных продуктах углерода. При этом практически нерегулируемое и близкое для различных условий пиролиза содержание сажи в газообразных продуктах, достигаемое в области, ограниченной температурами 3000-4000 К, обусловлено, по-видимому, воздействием низкотемпературной зоны, формирующейся вблизи интенсивно охлаждаемых стенок реактора по всей его длине.

Проведенный анализ температурной зависимости состава продуктов пиролиза пропана и степени превращения углерода сырья в газообразные углеродсодержащие соединения показывает, что при оптимальном сочетании ряда входных параметров возможно дости-

жение значительной (0,98) степени превращения (рисунок 4), т.е. близкого к предельному термодинамически прогнозированному, что свидетельствует об оптимальности найденных макрокинетических условий пиролиза. При этом добавки в газ-теплоноситель аммиака и водорода могут рассматриваться в качестве управляющих воздействий, обеспечивающих в сочетании с закалкой, реализуемой при температурах 2750-3500 К, подавление процессов конденсации углерода, и подтверждают технологическую целесообразность синтеза карбидов в азотно-аммиачно-водородной плазме, содержащей до 15-30 % (объемн.) водорода. Задание и поддержание этих технологических параметров в установленных интервалах оптимальных значений позволяет на стадии синтеза ограничить содержание свободного углерода в карбидах до уровня в 1,5-2 % (по массе), соответствующего неуправляемому содержанию сажи в отходящих газах в пределах 2 – 3 г/м<sup>3</sup>.

## ВЫВОДЫ

В зависимости от макрокинетических условий, определяемых сочетанием таких параметров, как начальное теплосодержание плазменного потока, удельный расход углеводородов, состав газ-теплоносителя, степень конверсии углерода сырья в устойчивые газообразные соединения при температуре 3000-4000 К достигает 0,90-0,98. В более низкотемпературной области отмечается усиление процессов сажеобразования: концентрация углерода в пирогазе достигает 8,5 г/м<sup>3</sup> азота, что соответствует степени конверсии 0,31. Практически полное подавление процессов «газификации» и конденсации углерода достигается при введении в плазменный поток кислорода.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Плазма в химической технологии / В.Д. Пархоменко [и др.]. – Киев: Техника, 1986. – 144 с.
2. Talbd J. Calculs des equilibres thermodynamiques a haute temperature dans le cas du System C – H – N en yuc de luerc applications dans un reacteur a plasma // Annales de Chimic. – 1976. - V. 8, № 5. – S. 227-238.
3. Spangenberg H.J. Thermodynamische Funktion verschiedener Kohlen – Wasserstoff – Stickstoff – Verbindungen und Radikals bei hohen Temperaturen und die Zusammensetzung von CHN – Plasmen //

Zeitschrift für physikalische Chemie. – 1974. – В. 255, № 1. – С. 1-15.

4. Bikhan G. Zur gleichzeitigen Bildung von Blausäure und Azetylen im Stickstoffplasmastrahl / G. Bikhan, H.J. Spangenberg // Chemische Technik. – 1975. - № 12. – С. 736-738.

5. Ганз С.Н. Исследование термодинамики процесса пиролиза углеводородов в азотной плазме / С.Н. Ганз, Ю.И. Краснокутский // Химическая технология. – 1971. - № 19. – С. 18-24.

6. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: Справ. изд. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.

7. Глушко В.П. Термодинамические свойства индивидуальных веществ – Справочник в 4-х томах. – М.: Наука, 1978-1982 гг.

8. Рождественский И.Б. Теплофизические свойства химически реагирующих гетерогенных смесей / И.Б. Рождественский, В.Н. Гуттов, Н.А. Жигульская. – М.: НИИ Минэнерго СССР, 1973. – 125с.

9. Руднева В.В. К вопросу о механизме образования карбида кремния в плазмометаллургическом реакторе // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. - № 7. – С. 24-28.

УДК 669.162.24

В.А. Долинский\*, С.Ф. Бугаев, Л.Д. Никитин, А.В. Кошельников  
\*ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк  
ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА МОДЕЛИ РОТОРНОГО ЗАГРУЗОЧНОГО УСТРОЙСТВА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Роторное загрузочное устройство изменило регулировку и управление загрузкой шихты на колошнике доменной печи. На доменной печи №2 установили частотный преобразователь привода ротора для обеспечения равномерного распределения шихты по окрестности и радиусу колошника. Спроектирована и изготовлена модель РЗУ в масштабе 1:5.

Rotary the loading device has changed adjustment and management of loading burden on колошнике a blast furnace.

On a blast furnace №2 have established the frequency converter of a drive of a rotor for maintenance of uniform distribution burden on a vicinity and radius of furnace top/ Model РЗУ in scale 1:5 is designed and made.

Внедрение роторного загрузочного устройства (РЗУ) привело к существенным изменениям в подходе регулирования и управления загрузкой и распределением шихтовых материалов на колошнике доменной печи. Транспортировка шихтовых материалов до поверхности засыпи имеет свои особенности и складывается из следующих этапов:

- 1) загрузка скипами шихтовых материалов в правую и левую направляющие воронки и далее в приемную воронку;
- 2) подача порции шихты в промежуточный бункер (промбункер);
- 3) выпуск материала из промбункера;
- 4) распределение приёмной плитой ротора порции шихты на потоки, кратные количеству лопастей ротора;
- 5) движение материала по лопастям вращающегося ротора;
- 6) сход шихты с лопастей и движение по траектории до поверхности засыпи;
- 7) падение на поверхность засыпи и формирование конечного профиля шихты в колошниковой зоне печи.

На доменной печи № 2 во время проведения капитального ремонта первого разряда установлен частотный преобразователь привода ротора для обеспечения необходимого равномерного распределения шихты по окружности и регулирования в широком диапазоне заданного распределения её по радиусу колошника. В связи этим возникла необходимость в проведении сопоставительного анализа технологических характеристик нового и старого алгоритма управления загрузочным устройством, заданного алгоритма загрузки шихтовых материалов в печь.

Для выполнения исследовательской работы была спроектирована и изготовлена модель РЗУ в масштабе 1:5 (рисунок 1). На раму 1 (сварной конструкции с площадками для обслуживания) были смонтированы остальные узлы модели РЗУ. Узел промбункера 2 с большим конусом 3 был съемным и устанавливался на корпус привода распределителя. Промежуточный бункер представлял собой сварную чашу конической формы, усеченную к низу, с фланцем для стыковки с корпусом привода распределителя 4. Открытие большого конуса производилось вручную. Привод распределителя состоял из конического редуктора, клиноременной передачи, двигателя и пульта управления привода ротора. Пульт управления в свою очередь состоял из частотного преобразователя и рабочей станции. Ротор лопастной 5 представлял собой сложную пространственную конструкцию и состоял из вала, ступицы и пяти лопастей. Ступица представляет сварную конструкцию, состоящую из центральной втулки с фланцами и плитами крепления лопастей. Лопасть представляла собой скругленную плоскость, наклоненную под определенными углами к горизонту и относительно вертикальной оси ротора. Расстояние от оси ротора до внешней кромки лопасти плавно увеличивалось в направлении, противоположном уклону лопасти к поверхности колошника 6. Лопастей ротора закреплялись на ступице фиксирующим сварочным швом и состояли из приемной самофутерующейся и загрузочной частей. Общий вид ротора, смонтированный на валу привода распределителя, представлен на рисунке 2.

В нижней части рамы был установлен колошник, который разделен на шесть равновеликих секторов. Для удаления шихты,сыпающейся с лопастей ротора, применялись выкатные тележки.

Шихта из бункера для хранения материалов через дозатор засыпалась в промбункер. Затем с помощью крана промежуточный бункер устанавливался на верхний фланец корпуса привода распределителя. В период выгрузки материалов выдерживалась скорость открывания

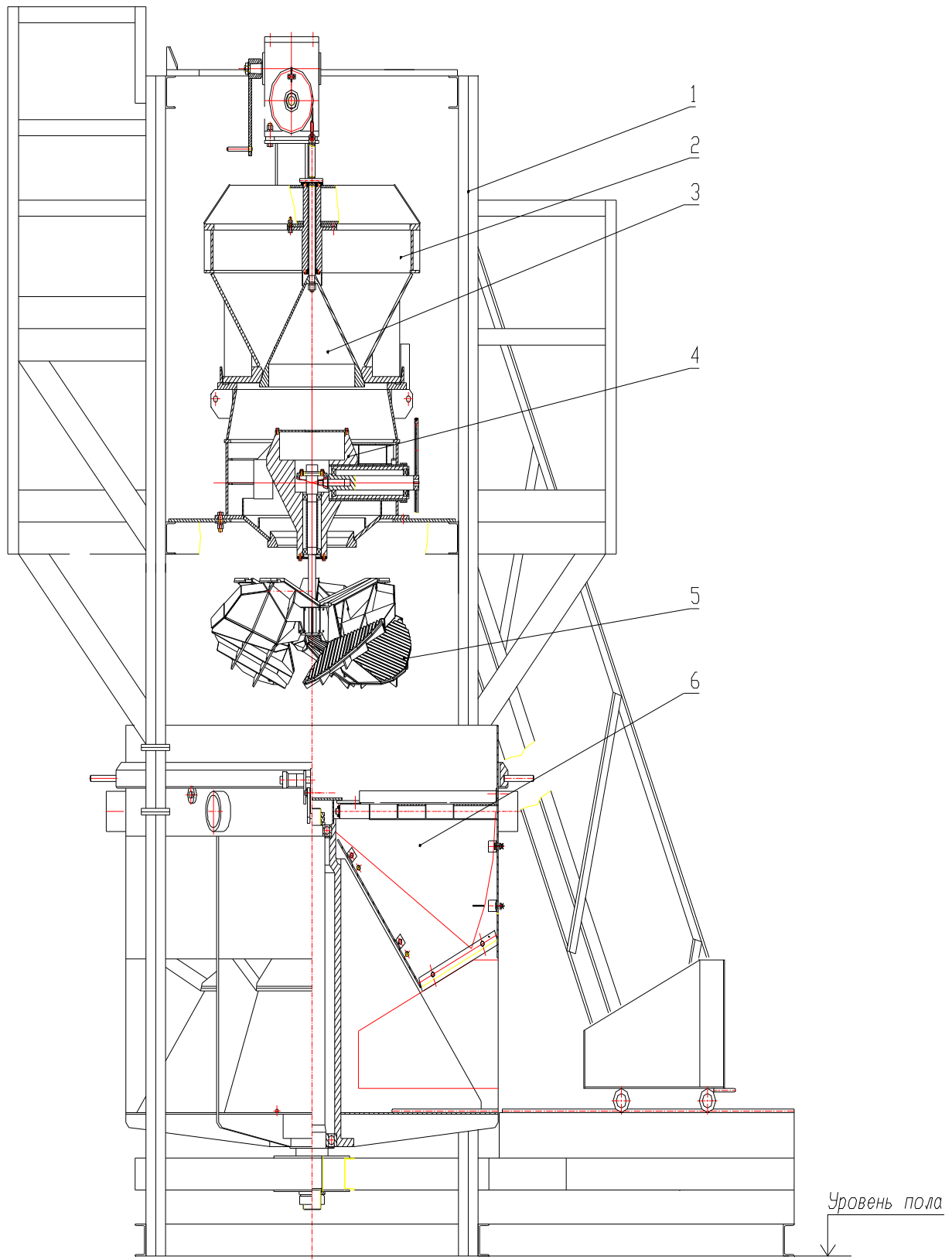


Рисунок 1 – Общий вид модели роторного загрузочного устройства  
1 - рама сварная; 2 - бункер промежуточный; 3 - большой конус; 4 - привод распределителя; 5 - ротор; 6 - колошник



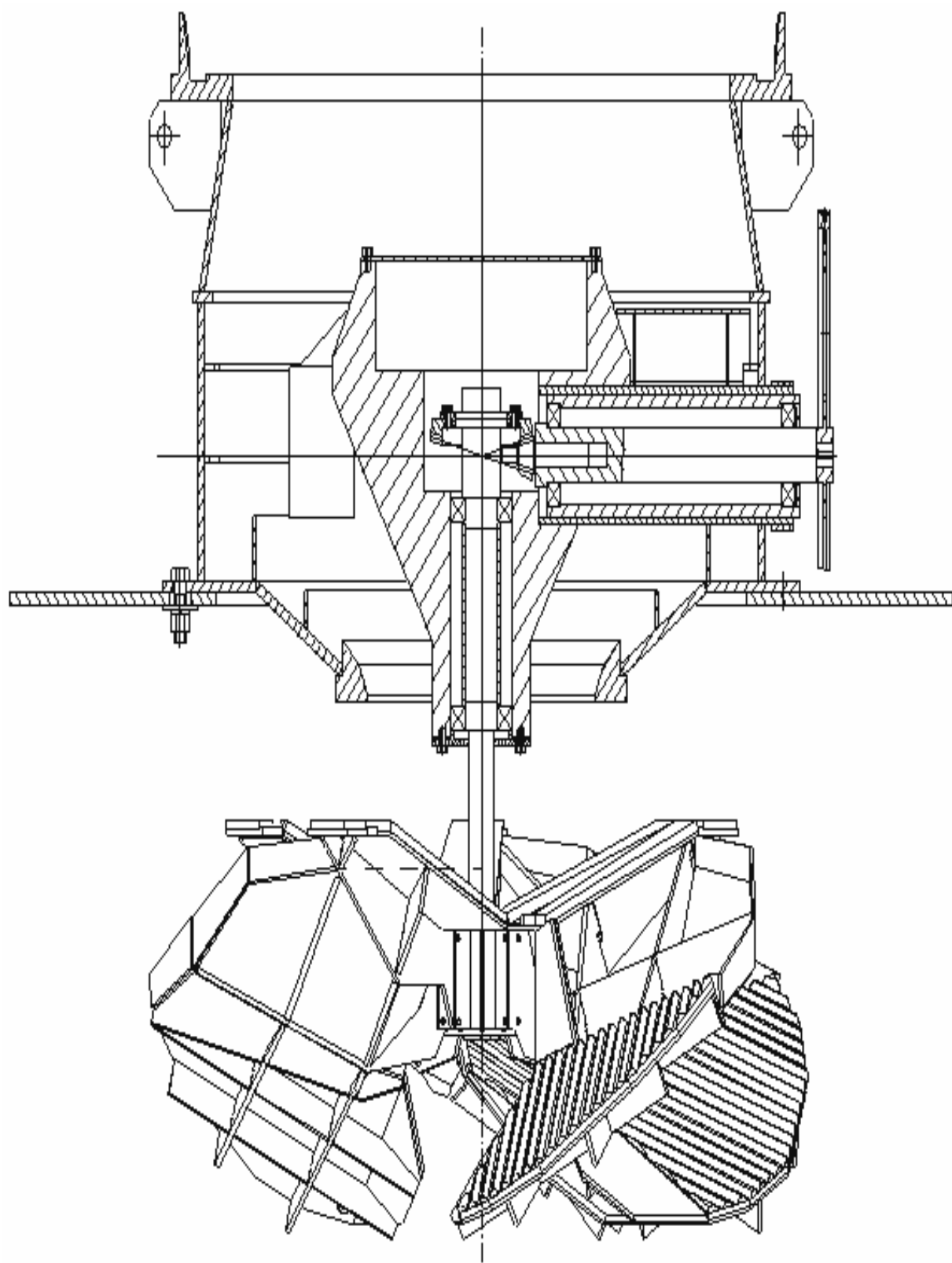


Рисунок 2 – Общий вид ротора

большого конуса. При открывании большого конуса шихта из промбункера через кольцевую щель поступала в корпус привода распределителя и далее на вращающиеся лопасти роторного распределителя. На поверхности вращающихся лопастей происходило формирование пяти потоков шихтовых материалов, которые, равномерно распределяясь по окружности, образовывая на колошнике кольцевой гребень с пологими откосами.

Шихтовые материалы, используемые при проведении опытов на модели РЗУ, соответствовали следующим коэффициентам подобия:

$$\text{коэффициент подобия скорости} - K_v = \sqrt{K_L} = \sqrt{5} = 2,236;$$

коэффициент подобия времени –

$$K_t = K_L / K_v = K_L / \sqrt{K_L} = \sqrt{5} = 2,236;$$

коэффициент подобия угловой скорости –

$$K_\omega = K_v / K_t = \sqrt{K_L} / K_t = 1 / \sqrt{K_L} = 1 / \sqrt{5} = 0,447 .$$

Принимая плотность материала модели и природы одинаковой, т.е.  $K_\rho=1$ , получали, что  $K_m=K_L^3=125$ .

Опыты проводились с коксом и агломератом. Моделирование шихтовых материалов производилось по объёмному фактору, вес одной подачи кокса и железорудных материалов, их фракционный состав с учетом перерасчета на масштаб 1:5 по коэффициентам подобия приведены в таблице 1.

В опытах по определению скоростной характеристики роторного распределителя использовался плоский поддон с боковой стенкой, выполненный в масштабе моделирования, соответствующий диаметру колошника доменной печи.

Таблица 1 – Масса порции и фракционный состав шихтовых материалов

Агломерат			Кокс		
	Модель	Натура		Модель	Натура
Масса порции,	0,317	39,6	Масса порции,	0,088	11,0
Фракционный состав, мм	5÷10	25÷50	Фракционный состав, мм	10÷20	50÷100

Опыты проводились с коксом и агломератом. Уровень загрузки составлял 2,2 м и 1,225 м, скорость вращения ротора изменялась от 3 до 13 <sup>об</sup>/<sub>мин</sub> (на натуральном объекте). Загрузка материала производилась в периферийную и центральную зону. Результаты модельных ис-

следований при загрузке материалов в периферийную и центральную зону, пересчитанные в натуральную величину по коэффициентам подобия, приведены в таблицах 2 и 3. По полученным данным построены графики зависимости радиуса укладки гребня материала от числа оборотов ротора для различных уровней загрузки и режимов вращения ротора (рисунки 3, 4)

Таблица 2 – Результаты исследований скоростной характеристики ротора при загрузке материала в периферийную зону

Уровень загрузки, м	Скорость, об/мин	Материал	
		Агломерат	Кокс
		<b>РАДИУС ГРЕБНЯ, М</b>	
2,2	3	2,225	2,725
	8	2,700	3,350
	13	3,288	3,850
1,225	3	1,838	2,125
	8	2,425	2,750
	13	2,925	3,275

Таблица 3 – Результаты исследований скоростной характеристики ротора при загрузке материала в центральную зону

Уровень загрузки, м	Скорость, об/мин	Материал	
		Агломерат	Кокс
		<b>РАДИУС ГРЕБНЯ, М</b>	
2,2	3	1,300	1,800
	8	0,550	1,175
	13	0,125	0,650
1,225	3	1,200	1,350
	8	0,475	0,950
	13	0,075	0,563

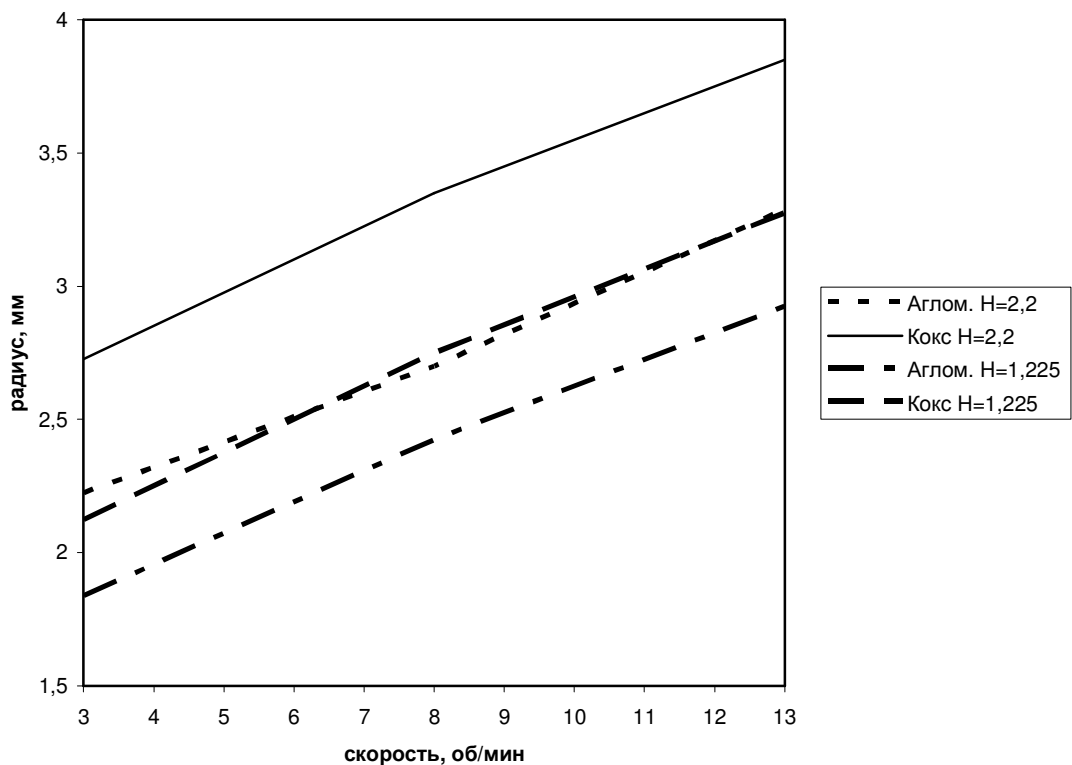


Рисунок 3 – Зависимость радиуса укладки гребня материала в периферийную зону от числа оборотов ротора для различных уровней

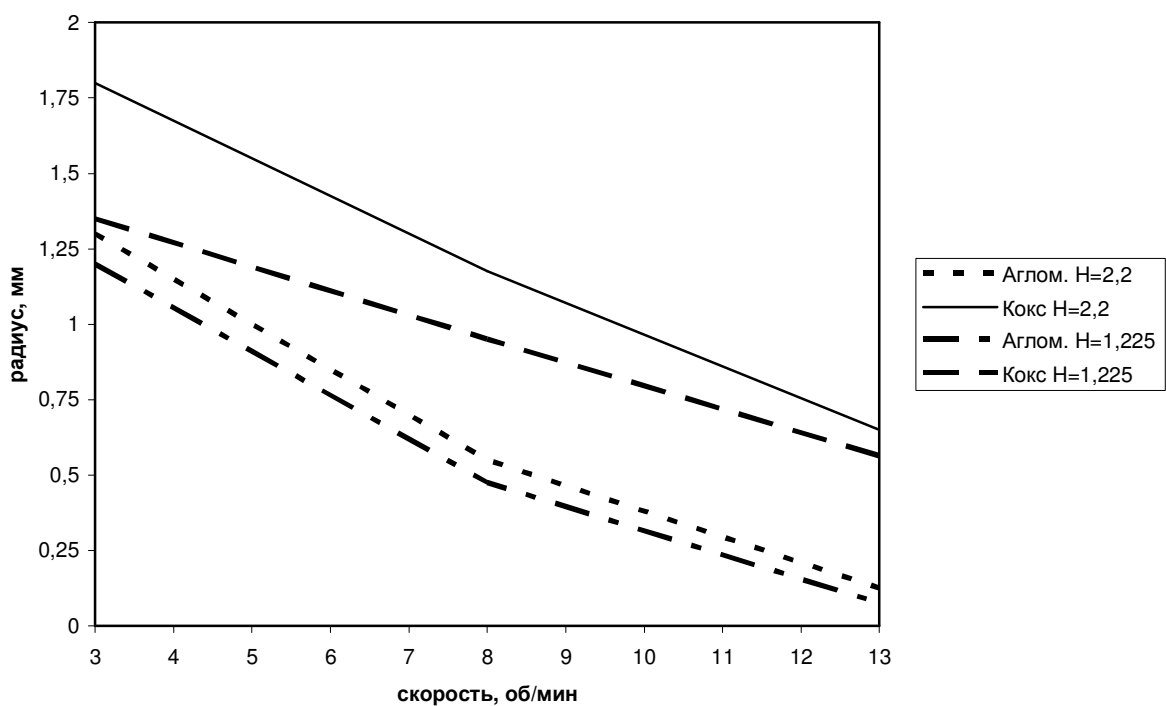


Рисунок 4 – Зависимость радиуса укладки гребня материала в центральную зону от числа оборотов ротора для различных уровней

При скорости вращения ротора 3 об/мин гребень материалов располагается ближе к осевой части печи, с увеличением уровня загрузки радиус укладки материала увеличивается. При одинаковой для кокса и агломерата скорости вращения ротора и уровне загрузки радиус укладки кокса на колошнике больше (см. рисунок 4).

Математически зависимость числа оборотов ротора от радиуса укладки материалов и от текущего значения уровня загрузки может быть представлена в виде:  $N = A_0 \times R - A_1 \times H - A_2$ ,

где  $A_0, A_1, A_2$  – коэффициенты уравнения регрессии, определенные по полученным данным на модели.

Значения коэффициентов  $A_0, A_1, A_2$  для агломерата и кокса, при их загрузке в периферийную и центральную зону (на натуральном объекте), представлены соответственно в таблицах 4 и 5.

Таблица 4 – Значения коэффициентов  $A_0, A_1, A_2$  для агломерата

Коэффициент	Центральная зона		Периферийная зона
$A_0$	8,4660	$A_0$	9,2736
$A_1$	0,6512	$A_1$	3,2497
$A_2$	12,1414	$A_2$	10,2365

Таблица 5 – Значения коэффициентов  $A_0, A_1, A_2$  для кокса

Коэффициент	Центральная зона		Периферийная зона
$A_0$	9,9558	$A_0$	8,7610
$A_1$	2,5953	$A_1$	5,3165
$A_2$	14,3209	$A_2$	9,2873

При проведении опытов по определению скоростной характеристики ротора частотный преобразователь, имея обратную связь с двигателем, снимал токовую нагрузку с него и передавал на рабочую станцию, где сохранялась вся информация. На рисунке 5 представлена диаграмма изменения токовой нагрузки на двигателе при загрузке агломерата на периферию со скоростью 8<sup>об</sup>/мин, которая отображалась на интерфейсе во время загрузки (время, с точностью 0,01 с). Аналогичные диаграммы получены при проведении других опытов. Анализ токовой нагрузки на двигатель позволил определить значения пара-

метров  $T$ ,  $T_1$  и  $T_2$ , необходимых для многокольцевого режима загрузки шихтовых материалов, средние значения этих параметров представлены в таблице 6 – для двух скипов, в таблице 7 – для одного скипа.

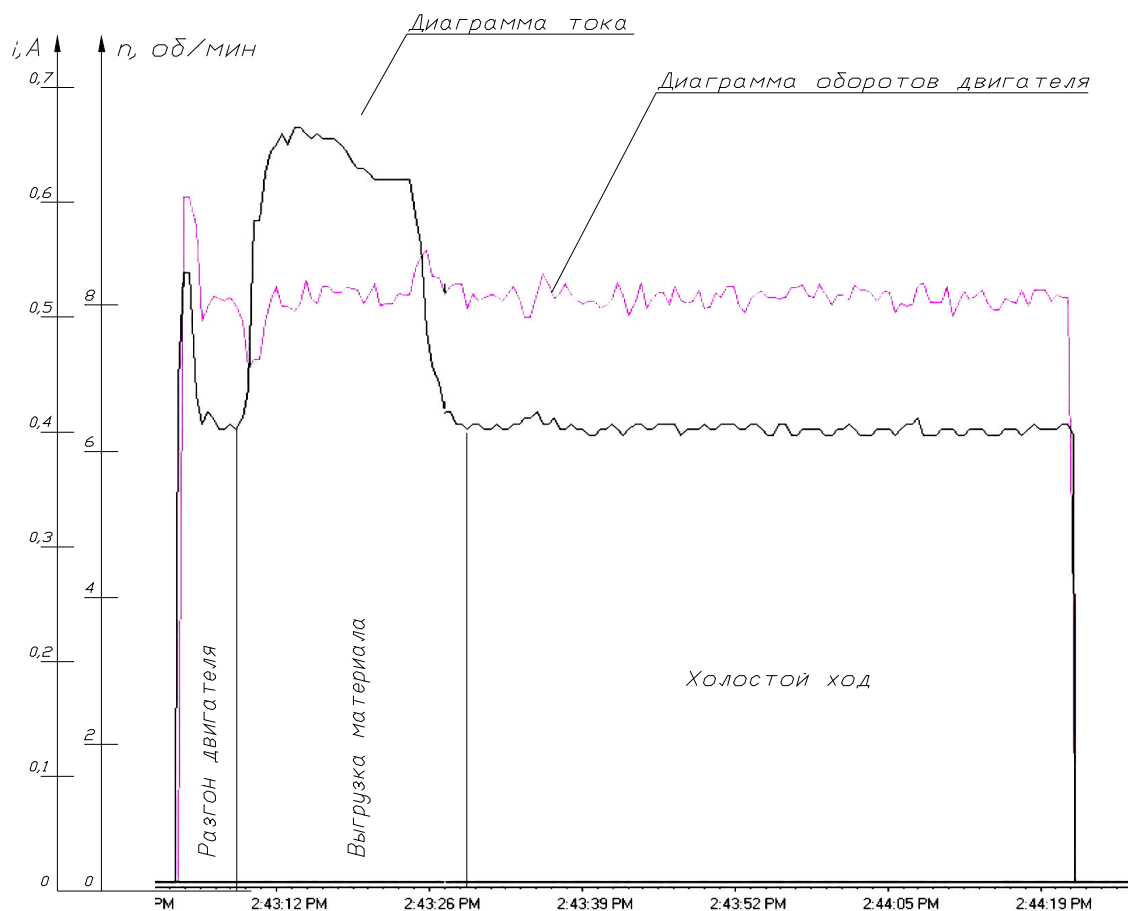


Рисунок 5 – Изменение токовой нагрузки и числа оборотов ротора при кольцевой загрузке руды, в случае задания числа оборотов ротора в ручном режиме –  $8 \text{ об/мин}$

Таблица 6 – Значения параметров  $T$ ,  $T_1$  и  $T_2$  при загрузке двух скипов материала

Время, с	Руда	Кокс
$T$	5,6	4,5
$T_1$	15,7	38
$T_2$	29,1	42

Значения параметров  $T$ ,  $T_1$  и  $T_2$  для одного скипа изменятся и представлены в таблице 7.

Таблица 7 – Значения параметров  $T$ ,  $T_1$  и  $T_2$  при загрузке одного скипа материала

Время, с	Руда	кокс
$T$	5,6	4,5
$T_1$	11	26,6
$T_2$	20,4	29,4

Графически зависимость расходной характеристики ротора может быть представлена в виде:

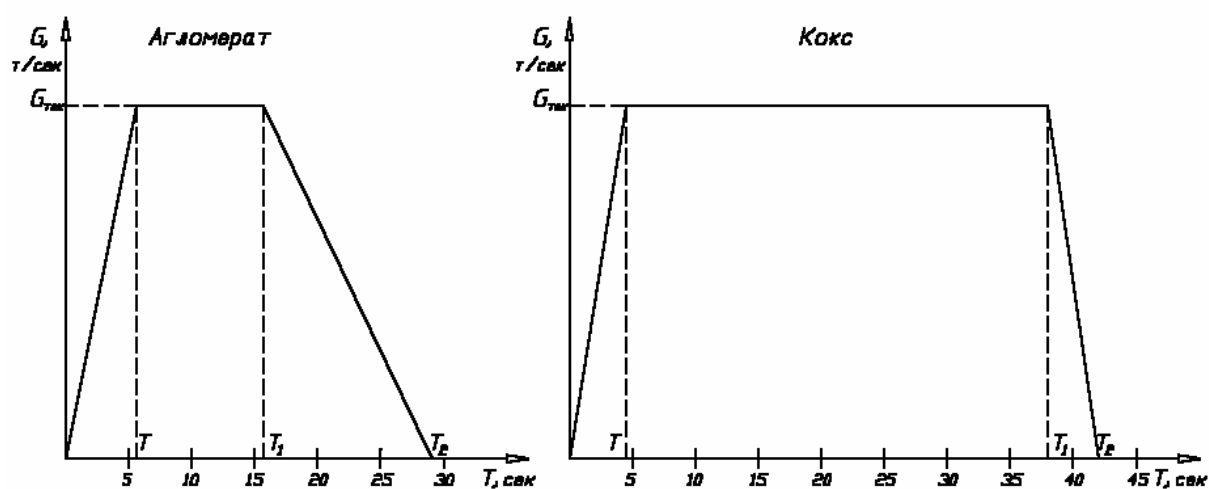


Рисунок 6 – Расходная характеристика для агломерата и кокса

Значения коэффициентов  $A_0$ ,  $A_1$ ,  $A_2$ , а также значения параметров  $T$ ,  $T_1$  и  $T_2$  для агломерата и кокса были введены в алгоритм автоматического управления загрузкой доменной печи.

Для проверки работоспособности алгоритма управления использовалась спиральная загрузка материала. Задавался начальный и конечный радиус укладки материала и производилась выгрузка материала на плоский поддон. Далее проводился анализ полученного профиля засыпи. Спиральная загрузка производилась как с периферии в центр, так и наоборот.

Анализ результатов спиральной загрузки агломерата на радиус 4 – 8 показывает, что материал уложен ровным слоем, начиная от периферийной зоны поддона и заканчивая четвертым радиусом, далее профиль засыпи имеет угол естественного откоса. Полученные данные наглядно демонстрируют работоспособность алгоритма управления и правильность определения коэффициентов, характеризующих поведение агломерата и кокса при различных режимах загрузки.

После проведения эксперимента на рабочей станции рассчитывали распределение объема материала, выгружаемого из промбункера по каждому радиусу спиральной загрузки в соответствии со временем выгрузки каждого объема ротором (рисунок 7).

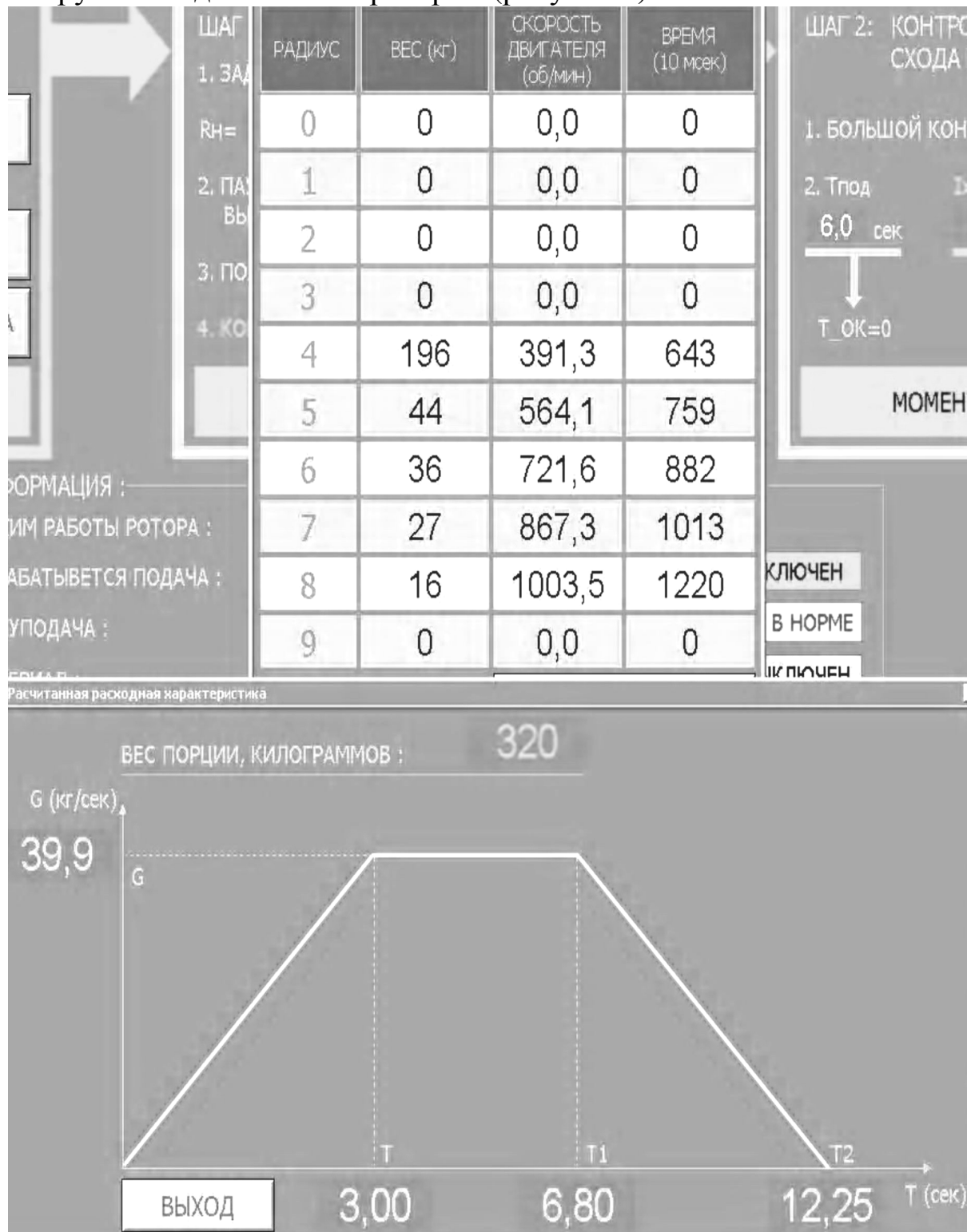


Рисунок 7 – Расчет распределения объема выгружаемого материала



## ВЫВОДЫ

1) Алгоритм управления роторным распределителем для доменной печи № 2 соответствует предъявляемым требованиям, является технологически более совершенным относительно ранее применяемых алгоритмов и обеспечивает:

а) необходимое равномерное распределение шихтовых материалов по окружности доменной печи;

б) регулирование в заданном диапазоне радиального распределения шихтовых материалов;

2) программа по управлению вращением роторным распределителем соответствует заданному алгоритму загрузки шихтовых материалов;

3) полученные данные свидетельствуют о работоспособности алгоритма управления и правильности определения коэффициентов, характеризующих поведение агломерата и кокса при различных режимах загрузки.

УДК 669.046.564:621.785

М.В. Темлянцев

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ С ШАГАЮЩИМИ БАЛКАМИ

В статье представлены результаты промышленных экспериментов по исследованию угара и обезуглероживания непрерывнолитых заготовок рельсовой стали при нагреве в методических печах с шагающими балками\*.

In the article the outcomes of industrial experiments on research of an oxidation and decarbonization continuously cast slugs of rail steel at heating in methodical furnaces with walking beams are presented.

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

В январе 2006 г. на ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» введена в эксплуатацию методическая печь с шагающими балками с торцевой загрузкой и торцевой выдачей металла, построенная по проекту итальянской фирмы Techint. С этого времени комбинат отказался от применения устаревшей схемы нагрева, использующей несколько нагревательных устройств по следующим вариантам [1]:

1) Толкательные методические печи стана «500»→нагревательные колодцы блюминга→камерные печи Сименса;

2) Ямы стана «500»→нагревательные колодцы блюминга→камерные печи Сименса;

3) Толкательные методические печи стана «500»→камерные печи Сименса;

4) Нагревательные колодцы блюминга→камерные печи Сименса.

Печь с шагающими балками имеет следующие характеристики: посад заготовок осуществляют в два ряда, отапливается природным

газом, общий расход газа на печь 11700 м<sup>3</sup>/ч, расход воздуха 110000 м<sup>3</sup>/ч, тепловая мощность 148 МВт, максимальная производительность до 250 т/ч. В верхней, нижней сварочной и нижней томильной зонах установлены боковые горелки, в верхней томильной – сводовое отопление посредством плоскопламенных радиационных горелок, всего в печи установлено 82 горелки. Внутренняя длина печи 49,35 м, ширина – 11,2 м. Число шагающих и неподвижных балок по 6 шт., скорость перемещения металла 55 – 65 мм/с, привод балок – гидравлический. Воздух, подаваемый на горение подогревают до температуры 520 – 530 °С в стальном трубчатом рекуператоре. При нагреве НЛЗ рельсовой стали с холодного посада температура в начале печи составляет 850 – 900 °С, конечная температура нагрева металла 1250 – 1270 °С, время нагрева 3,0 – 3,5 ч.

После вывода печи на проектный режим нагрева проведены эксперименты по исследованию угара и обезуглероживания непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) рельсовой стали марки Э76Ф\*. Исследование глубины обезуглероженного слоя проводили металлографическим способом на образцах-наездниках массой 2 – 3 кг устанавливаемых на поверхность блюмов перед загрузкой в печь и снимаемых после выдачи заготовок из печи. Угар определяли по методу планиметрирования – измерения площади и взвешивания пластинок окалины [2].

При суммарной продолжительности нагрева НЛЗ 4 ч 20 мин угар составил 0,93 г/см<sup>2</sup>, толщина окалины 2,9 мм, что соответствует потери полезной массы металла в среднем на 1,6 %. При нагреве по ранее действовавшим схемам нормативное время пребывания НЛЗ в печах было почти в 2 раза больше, угар при этом достигал 1,24 г/см<sup>2</sup>, толщина окалины 3,9 мм что соответствует потери полезной массы металла в среднем на 2,1 %. Микроструктура (×400) последовательно расположенных слоев окалины, образующейся на НЛЗ при нагреве в ПШБ представлена на рисунке 1, их строение характерно для окалины углеродистых сталей [3].

Глубина обезуглероженного слоя НЛЗ после нагрева по старой технологии и в ПШБ крайне неравномерна и после нагрева в нагревательных колодцах и печах Сименса составляет 1,54 – 3,08 мм, при среднем значении 2,31 мм. После нагрева НЛЗ в ПШБ глубина обезуглероженного слоя колеблется в пределах 0,77 – 2,00 мм, при среднем значении 1,39 мм. На рисунке 2 представлена микроструктура

---

\* В работе принимали участие Кожеурова Л.Т., Сюсюкин А.Ю., Темлянцев Н.В.

(×50) поверхностных слоев НЛЗ после нагрева в нагревательных колодцах, печах Сименса и ПШБ.

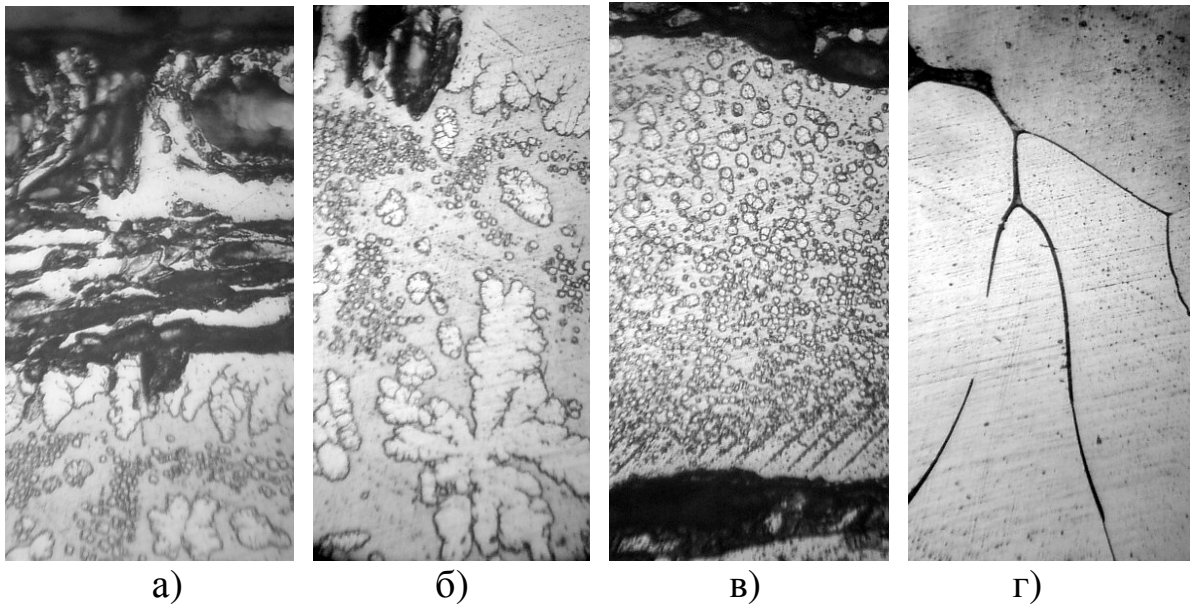


Рисунок 1 – Микроструктуры слоев окислы: слой, контактирующий с атмосферой печи (а), контактирующий с поверхностью стали (г), промежуточные слои (б, в)

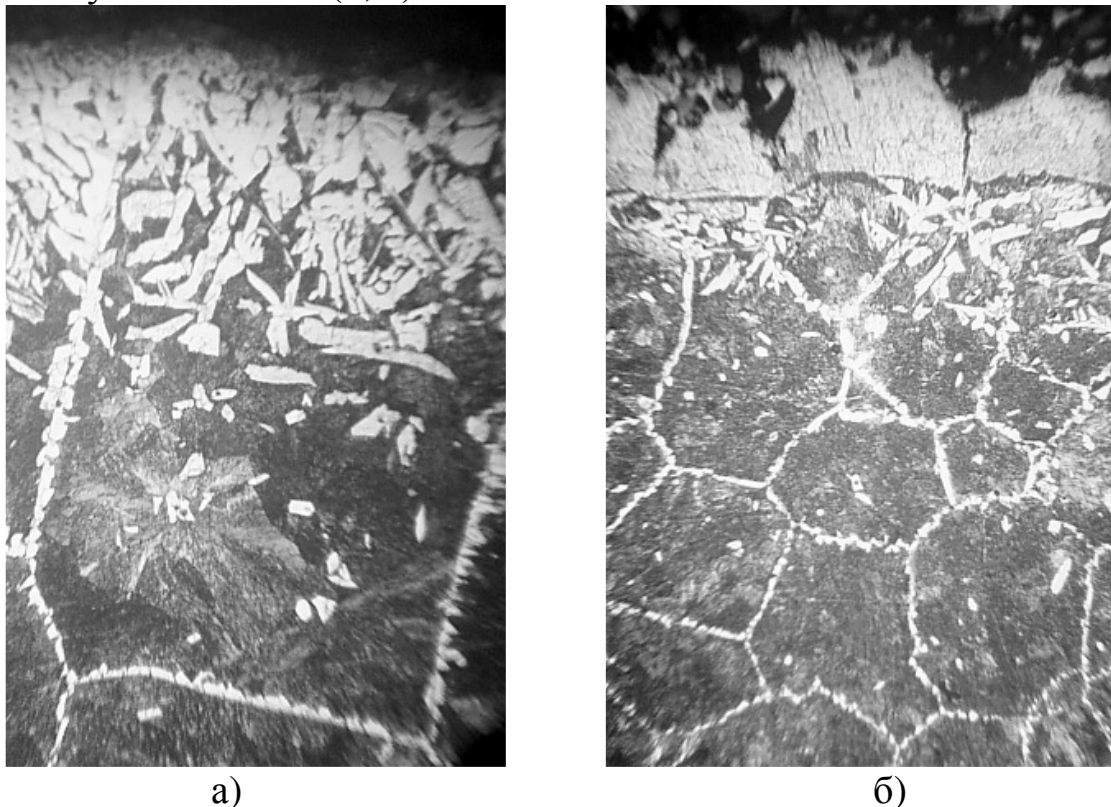


Рисунок 2 – Микроструктуры поверхностных слоев НЛЗ нагретых в нагревательных колодцах и печах Сименса (а) и ПШБ (б)

Переход на нагрев НЛЗ рельсовой электростали в методических печах с шагающими балками позволил сократить не только общее время нагрева, но и время пребывания металла в области высоких температур (более 900 – 950 °С), в которой интенсивно протекают процессы окисления, обезуглероживания, роста зерна стали. В частности, как видно из рисунка 2 бал зерна НЛЗ нагретых в нагревательных колодцах и печах Сименса составляет 1– 0, а после нагрева в ПШБ 3 – 2.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нагрев под прокатку непрерывнолитых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 51 – 53.
2. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
3. Казанцев Е.И. Промышленные печи. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.

УДК 621.735

В.В. Ерастов, В.Н. Перетяцько, В.В. Барыльников, В.В. Почетуха  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## СРАВНЕНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЛОСКОЙ И ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОЦЕССАХ КОМБИНИРОВАННОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ОМД МЕТОДОМ ВЕРХНЕЙ ОЦЕНКИ

Работа посвящена использованию решений, полученных на основе разработанных методик и алгоритмов с применением ЭВМ методом верхней оценки для анализа кинематики течения в плоских и осесимметричных процессах комбинированного выдавливания.

The work is devoted to employment of decisions, have received on the base worked methodic and algorithm with the application electronic computer by the method of upper valuation for analysis of flow kinematics in flat and axis symmetric processes of multifunction squeezing.

Расчет течения материала при комбинированном выдавливании будет неправомерным, если исходить только из постоянства объема заготовки, так как имеются две или более полостей для выдавливаемого материала. Размеры выдавливаемых деталей зависят от условий деформирования. Процесс комбинированного выдавливания при истечении материала в открытые полости является саморегулирующимся и происходит при минимальных затратах энергии, которая выступает как регулируемый параметр. Следовательно, она в этом случае становится вариационной [1]. Для расчета осесимметричного комбинированного выдавливания можно использовать результаты, полученные по аналогичным расчетным схемам плоских процессов. В этом случае оценка результатов осесимметричного процесса производится с учетом поправочных коэффициентов по значениям плоского процесса [2].

Рассмотрим подобные схемы прямого выдавливания в условиях осевой симметрии и плоской деформации.

При прямом выдавливании стакана (рисунок 1,а) скорость истечения металла в зазор

$$V_1 = \frac{R}{R-r} \cdot V_0 \quad (1)$$

для плоского деформирования и

$$V_1' = \frac{R^2}{R^2 - r^2} \cdot V_0' \quad (2)$$

для осесимметричного выдавливания,

где  $R$ - радиус или половина ширины контейнера;  $r$ - радиус или половина ширины пуансона;  $V_0, V_0'$ - соответственно скорость деформирующего инструмента в плоском и осесимметричном случаях.

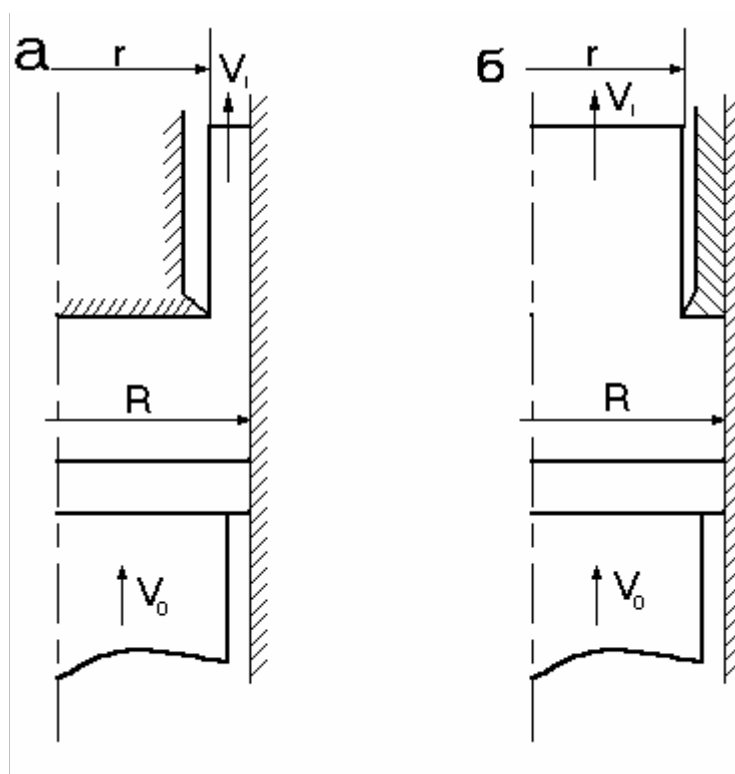


Рисунок 1 – Прямое выдавливание стакана (а) и стержня (б)

При равенстве скоростей инструмента  $V_0$  и  $V_0'$  скорости истечения металла в полость будут связаны зависимостью для процесса выдавливания стакана:

$$V_1 = V_1' \cdot \frac{R+r}{R} = V_1' \cdot \left(1 + \frac{r}{R}\right) \quad (3)$$

Для прямого выдавливания стержня (рисунок 1,б) эта зависимость выглядит так:

$$V_1 = V_1' \cdot \frac{r}{R} \quad (4)$$

Эксперименты, проведенные для осесимметричного комбинированного выдавливания, позволили определить скорость истече-

ния металла в верхнюю полость относительно скорости движения нижнего инструмента. Для осуществления подобного прямого истечения в верхнюю полость в случае прямого выдавливания необходимо, чтобы скорость условного пуансона в соответствии с выражением (2) определялась по формуле

$$V_y' = V_1' \cdot \frac{R^2 - r^2}{R^2}$$

при выдавливании стакана и по формуле

$$V_y' = V_1' \cdot \frac{R^2}{r^2}$$

при выдавливании стержня.

Подбирая скорость движения нижнего подвижного инструмента в условиях плоского деформирования такой, чтобы обеспечить равенство скоростей условных пуансонов, как для плоского, так и для осесимметричного случаев, и задавая подобранную таким образом скорость движения инструмента в качестве граничного условия при использовании алгоритмов расчета на основе метода верхней оценки, получим относительную скорость истечения металла в верхнюю полость для плоской задачи.

При использовании алгоритмов расчета по методу верхней оценки скорость инструмента обычно задается равной величине единицы скорости, а остальные рассчитанные скорости определяются относительно этой скорости. Таким образом, независимо от скорости инструмента при расчете скоростей истечения металла величины их находятся относительно скорости инструмента, и изменение скорости инструмента приводит к пропорциональному изменению этих относительных скоростей.

Следовательно, можно считать, что при комбинированном выдавливании течение металла в прямом направлении осуществляется за счет движения условного пуансона, имеющего одинаковую скорость для осесимметричного и плоского процессов.

Тогда относительные скорости истечения металла в прямом направлении будут связаны соотношениями (3) для выдавливания в прямом направлении стакана и (4) для выдавливания стержня.

Исходя из этого, сопоставимость кинематических результатов осесимметричного и плоского комбинированного выдавливания очевидна и определяется лишь применением соответствующих формул. Целесообразно произвести пересчет значений относительных скоро-



стей, полученных при осесимметричном комбинированном выдавливании в условиях проводимого эксперимента, и сравнить его с результатами плоского комбинированного выдавливания, подвергнутого теоретическому расчету и экспериментальной проверке.

Основным сравниваемым параметром является скорость истечения металла в верхнюю полость  $V_1$  относительно скорости движения инструмента  $V_0$ . Сравнение производится для случая плоского комбинированного выдавливания. Для этого экспериментальные значения скорости при осесимметричном выдавливании пересчитываются по соотношениям (3) и (4) в значения, соответствующие плоскому выдавливанию. Полученные при пересчете с осесимметричного случая на плоский значения относительной скорости истечения металла в верхнюю полость сравниваются с результатами экспериментального плоского выдавливания, а также с результатами теоретического расчета по различным предлагаемым схемам (рисунок 2).

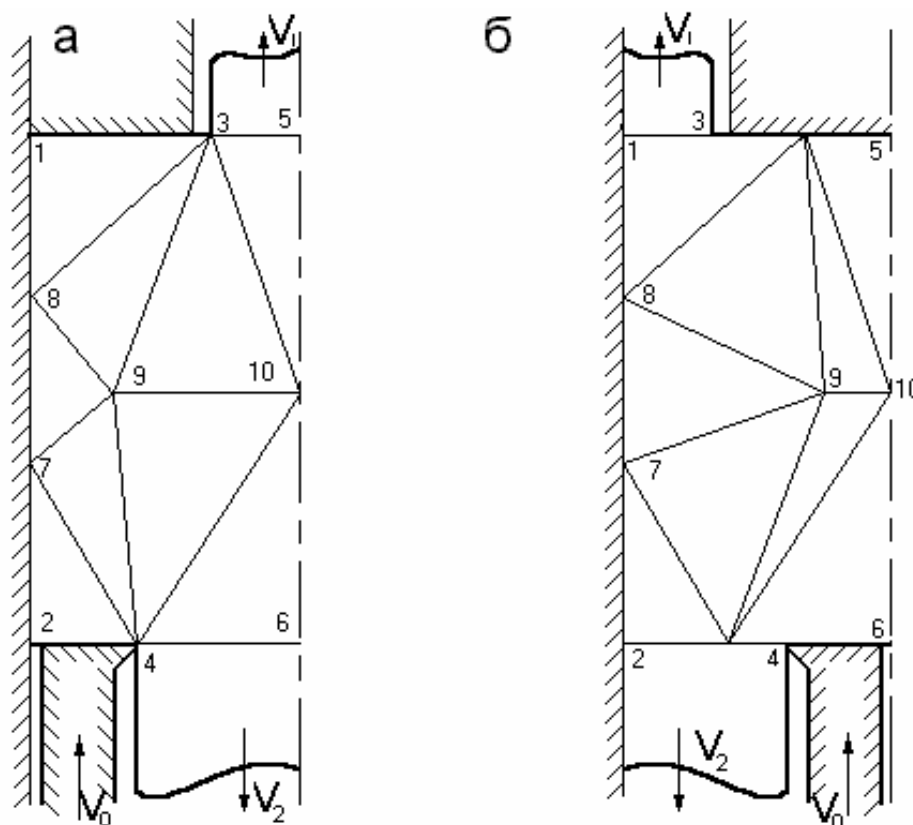


Рисунок 2 – Кинематически возможные поля скоростей для выдавливания заготовок «стержень – стержень» (а) и «стакан – стакан» (б)

В таблице 1 сведены сравниваемые параметры относительной скорости при получении заготовки типа «стержень – стержень», а в таблице 2 – для заготовок типа «стакан – стакан».

Таблица 1 – Сравнение кинематических параметров процесса выдавливания заготовки «стержень – стержень»

Номер этапа	$\mathcal{E}_1$	$\mathcal{E}_2$	Значение $V_1/V_0$			
			осесимметричного эксперимента	пересчитанное на плоский случай	плоского эксперимента	расчетное
1	0,7	0,5	1,92	1,3475	1,41	1,2155
2	0,7	0,5	1,92	1,3482	1,31	1,1415
3	0,7	0,5	1,76	1,12	1,06	1,1372

Сравнение производится в процессе деформирования, условно разделенном на ряд равноценных этапов. Этапом считалось 20 % сближения верхнего и нижнего инструментов. Исходной принята цилиндрическая сплошная заготовка, имеющая высоту, равную диаметру. Величины обжатия верхнего инструмента  $\mathcal{E}_1$  и нижнего инструмента  $\mathcal{E}_2$  рассчитаны в соответствии с рисунком 2 по формулам

$$\mathcal{E}_1 = \frac{X(5) - X(3)}{X(5) - X(1)}; \quad \mathcal{E}_2 = \frac{X(6) - X(4)}{X(6) - X(2)}.$$

Таблица 2 – Сравнение кинематических параметров процесса выдавливания заготовки «стакан – стакан»

Номер этапа	$\mathcal{E}_1$	$\mathcal{E}_2$	Значение $V_1/V_0$			
			осесимметричного эксперимента	пересчитанное на плоский случай	плоского эксперимента	расчетное
1	0,5	0,6	0,82	1,2375	1,28	1,2997
2	0,5	0,6	1,03	1,5375	1,32	1,2598
3	0,5	0,6	1,15	1,525	1,21	1,1976
4	0,5	0,6	1,08	1,6125	1,23	1,2005

Теоретические расчеты проведены по усовершенствованию алгоритму на основе метода верхней оценки [1, 3]. Алгоритм построен на теоретических предпосылках о несжимаемости и не нарушении сплошности жесткопластического тела. Реализованы математические зависимости, позволяющие увязать в единую модель систему жестких треугольных блоков, образующих очаг деформации. С учетом граничных условий на поверхностях контакта металла и скоростных ус-

ловий возможно варьирование параметров, определяющих вид разрывного поля скоростей. Этими параметрами являются координаты вершин блока, а также скорости отдельных блоков. Алгоритмы расчета энергосиловых и кинематических параметров плоских процессов ОМД по методу верхней оценки на основе кинематически возможных полей скоростей и жестких треугольных блоков реализованы в виде программы расчета на ЭВМ.

Вид исходного поля из треугольных областей может быть выбран произвольно. Однако согласно принципам идеальной пластичности к действительному будет то кинематически возможное поле скоростей, которое даст наименьшее значение мощности деформирования, что является верхней ее оценкой.

Представленные на рисунок 2 системы очага деформирования показали из нескольких отобранных вариантов наименьшее значение мощности деформирования для рассматриваемых в работе относительных размеров и соотношений комбинированного выдавливания заготовок.

Анализ результатов свидетельствует о том, что полученные теоретическим расчетом с применением разработанного алгоритма значения кинематических параметров в случае плоской деформации, находятся в достаточно хорошем соответствии с данными эксперимента по плоскому комбинированному выдавливанию. Однако следует обратить внимание на то, что варианты систем разбиения очага деформации на треугольные области необходимо применять с учетом как величин обжатий при истечении металла в верхнюю и нижнюю полости, так и величины очага деформации (т.е. расстояния между верхним и нижним инструментами), отбирая те варианты, которые дают меньшие значения мощности деформирования. В целом результаты расчетов с введением кинематических варьируемых параметров положительны и в большинстве случаев дают хорошее приближение к полученным экспериментально.

Результаты осесимметричного комбинированного выдавливания позволяют отметить некоторые зависимости для кинематических параметров процесса. Так, выявлено, что при определении скорости истечения металла в верхнюю полость при получении заготовки типа «стержень – стержень» можно пользоваться соотношением (4) в случае, если отношение  $r/R$  в этом выражении значительно отличается от единицы. В противном случае, если  $r/R \rightarrow 1$ , можно для первого приближения использовать расчетные данные соответствующего

плоского случая. Это следует из анализа выражения (4) и в основном подтверждается экспериментально.

При получении заготовки типа «стакан – стакан» при пересчете кинематических параметров с осесимметричного на плоское деформирование использовано выражение (3). Результаты экспериментов позволяют оценить правомерность такого подхода для определенных соотношений  $r/R$  (см. рисунок 1,а). В соответствии соотношением (3) можно предположить, что в случае, если  $r/R$  невелико ( $r/R \rightarrow 0$ ), данные осесимметричного выдавливания неплохо совпадают с данными теоретического расчета соответствующего плоского деформирования. Но при  $r/R$ , значительно отличающемся от нуля, следует использовать соотношение (3) для сопоставимости параметров соответствующего осесимметричного и плоского процесса.

Достаточно простые предположения позволяют использовать результаты теоретического расчета кинематических параметров комбинированного выдавливания, в большинстве случаев соответствующих экспериментальным, и для оценки аналогичного осесимметричного выдавливания.

Анализ результатов показал сходимость теоретических и экспериментальных значений, что позволяет сделать вывод о правильности подхода к реализации алгоритмов и их работоспособности. Введение варьируемых кинематических параметров не только позволило осуществить алгоритмизированный расчет, но и дало возможность производить рациональный отбор кинематически возможных полей скоростей для получения надежных решений.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. К возможности использования нелинейного математического программирования в методе верхней оценки/ Ю.А.Алюшин, В.Е.Логинов, В.В.Ерастов, Д.В. Евстифеев // Изв.вузов. Черная металлургия. 1977. №8. С.84 - 87
2. Алюшин Ю.А. Еленев С.А. Применение энергетического метода для расчета и анализа процессов пластического формоизменения металлов // Исслед. Процессов пласт. Деформаций металлов М., 1965. С. 106 - 108.
3. Алюшин Ю.А., Ерастов В.В., Барыльников В.В. О возможности уточнения полей скоростей в методе верхней оценки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1984. №4. С.35 – 38.

УДК 669.184.244.66

Р.Ф. Нугуманов, Е.В. Протопопов\*, Т.Р. Галиуллин,  
А.Г. Чернятевич, В.В. Соколов, Л.А. Ганзер\*  
ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
\*ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## АНАЛИЗ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ ШЛАКОВОГО ГАРНИСАЖА НА ФУТЕРОВКУ КОНВЕРТЕРА

На основании проведенного анализа преимуществ и недостатков работы кислородно-конвертерных цехов по технологии продувки конвертерной ванны с формированием в ходе операции шлаков с повышенным содержанием MgO (8-14%), последующей их раздувки азотными струями с целью нанесения шлакового гарнисажа, предложена новая технология раздувки жидкоподвижного конечного шлака газопорошковыми струями.

A new technology of fuse final slag blast by gas powder jets has been suggested. The analysis of work of oxygen converter shops concerning the converter bath blast technology with forming slags during the operation has been carried out. Besides formed slags with the increased content of MgO (8-14%) have been blown by nitric jets with the purpose of drawing slag facing.

В настоящее время практически во всех конвертерных цехах отечественной отрасли и за рубежом расширяется применение технологии нанесения на футеровку конвертера шлакового гарнисажа способом раздува азотными струями, формируемыми при подаче азота через верхнюю многосопловую кислородную фурму, специально подготовленного конечного шлака с повышенным содержанием оксида магния.

Благодаря приемам ошлакования и локального торкретирования общепринятой для кислородных конвертеров футеровки из периклазоуглеродистых (MgO-C) изделий ее стойкость доведена на зарубежных металлургических предприятиях до 10-23 тыс. плавок [1, 2]. Таких результатов в зарубежной металлургии добились в результате комплексного подхода в решении проблемы, когда наряду с ошлакованием и локальным торкретированием магнезиоуглеродистой футе-

ровки, особенно цапфенных зон, были выведены на соответствующий уровень операции:

- более качественной подготовки металлолома, шлакообразующих магнезиальных материалов, предварительного рафинирования чугуна перед конвертерной плавкой;

- сокращения цикла плавки и исключения исправлений операции (додувок) путем применения фурмы - зонда для измерения температуры ванны и содержания в ней углерода;

- снижения температуры металлического полупродукта на выпуске из конвертера благодаря использованию в дальнейшем печниковша;

- контроля толщины футеровки и нанесенного шлакового гарнисажа на разных участках в ходе кампании конвертера при использовании лазерных измерительных систем:

- высококачественной подготовки к эксплуатации всех вспомогательных систем и оборудования: механического привода, систем охлаждения опорных колец и корпуса конвертера, кислородных фурм, систем отвода, очистки и улавливания конвертерного газа, оборудования для транспортировки стали и шлака.

Даже в случае применения перечисленного комплекса мероприятий все же главными факторами, обеспечивающими рост показателей стойкости футеровки, выступают применение магнезиальных флюсов для формирования насыщенного MgO конечного шлака и способ нанесения шлакового гарнисажа на стены конвертера [2].

Вышеописанный комплексный подход к повышению стойкости футеровки конвертеров внедряется в настоящее время на ведущих металлургических предприятиях России [3]. Однако освоенная в кислородно-конвертерных цехах технология выплавки стали в большегрузных конвертерах под шлаками, содержащими 8-14 % MgO, с нанесением шлакового гарнисажа, дополнительным факельным торкретированием и подваркой футеровки позволила довести стойкость агрегатов за кампанию до 2500-3000 плавов в ОАО ЗСМК [4], до 3700-4500 плавов в ОАО ММК [5] и до 3800-4500 плавов в ОАО «Северсталь» [3]. Последнее свидетельствует о необходимости совершенствования существующих и разработки новых технологических вариантов повышения стойкости футеровки конвертеров, чтобы достигнутые показатели соответствовали достижениям зарубежной металлургической практики.

Сегодня использование магнезиальных шлакообразующих материалов (обожженных доломита и доломитизированной извести)

стало обычным для преобладающего большинства зарубежных и отечественных металлургических предприятий, поскольку перенасыщенный MgO шлак может значительно увеличить срок службы футеровки конвертера. За рубежом и в бывшем СССР на протяжении 70-80-х годов XX столетия до освоения технологии раздувки конечного шлака было разработано достаточно много способов ведения конвертерной плавки с использованием магнезиальных флюсов [6-8], направленных на повышение стойкости футеровки конвертеров без снижения качества выплавляемой стали. В ходе обстоятельных исследований были сделаны следующие основополагающие выводы:

- замедление коррозионного износа футеровки конвертеров обусловлено приближением активности MgO шлака к активности MgO футеровки, а отсутствие износа футеровки может быть достигнуто при условии насыщения основного шлака магнезией, повышение вязкости шлака и образовании защитного шлакового гарнисажа [9];

- существенных результатов по повышению стойкости футеровки можно добиться лишь при пересыщении шлака MgO в конце продувки (до 8-12 %) [10]. Такие шлаки, как правило, содержат большое количество дисперсной твердой фазы, придающей шлаку способность образовывать гарнисажное покрытие;

- на ход шлакообразования и показатели стойкости футеровки конвертеров значительное влияние оказывают физико-химические свойства магнезиальных флюсов. Предпочтительно использование мелкокусковых мягкообоженных и ожелезненных магнезиальных шлакообразующих материалов (доломита и доломитизированной извести) [6-8, 10].

Наиболее быстрое насыщение шлака оксидом магния в определенных периоды продувки конвертерной ванны обеспечивается в случае вдувания через верхнюю фурму в кислородных струях порошкообразного мягкообоженного доломита или каустического магнезита (полуобоженного магнезита), благодаря чему износ футеровки снижается настолько, что отпадает необходимость в торкретировании [10];

- в зависимости от шихтовых условий с повышением содержания оксида магния в шлаке свыше 6-8% становится все труднее обеспечить требуемое низкое содержание фосфора и серы в выплавляемой стали [6-8];

- продувка конвертерной ванны при наличии шлаков, содержащих свыше 8 % MgO, сопровождается усиленным выносом металла из конвертера, что приводит к повышенному расходу разжижителей

шлака, снижению выхода жидкой стали и образованию шлакометаллических настывей на продувочной фурме, горловине конвертера и металлических конструкциях газоотводящего тракта [6-8].

Внедрение технологии раздувки подготовленного конечного шлака (с содержанием до 8-14 % MgO) в конвертере азотными струями через верхнюю фурму не обошлось без проблем как в зарубежной [1-3], так и в отечественной практике [3-5]. В оптимальном технологическом варианте дутьевой и шлаковый режимы конвертерной плавки при использовании магнезиальных шлакообразующих материалов должны обеспечивать:

- ускоренное растворение присадок магнезиальных флюсов с наведением с самого начала продувки жидкоподвижного основного шлака с поддержанием в нем оптимальной концентрации MgO в течение преобладающего времени операции при одновременном обеспечении требуемых физико-химических свойств шлака (вязкости, основности, окислительной, фосфор- и серопоглотительной способности);

- спокойный без выбросов и выносов характер продувки ванны в режиме «заглубленных» кислородных струй при расположении уровня вспененного шлака выше среза наконечника фурмы;

- формирование на окончательной стадии продувки максимально насыщенного MgO гарнисажного шлака с необходимой жидкоподвижностью, чтобы обеспечить эффективную раздувку последнего на стены конвертера с формированием высокостойкого гарнисажа.

Практически это организовать в условиях нестабильных параметров шихтовки конвертерной плавки чрезвычайно сложно, особенно в случае, когда в ходе продувки ванны, а в худшем варианте при вынужденных додувках, необходимо обеспечить удаление серы и фосфора, а также определенную температуру металла на выпуске для данной марки стали.

Фактически в большинстве конвертерных цехов, где в настоящее время применяют технологию нанесения шлакового гарнисажа, внесли изменения в состав конечного шлака по содержанию оксида магния. Его оптимальное содержание в конечном шлаке перед раздувкой, как правило, составляет 8-14 % [1-3].

В качестве корректирующих в ходе продувки состав шлака добавок, обычно используют кусковые мягкообожженный доломит и доломитизированную известь [1, 2, 6-8] в количестве 15-30 кг/т стали при расходе обычной извести 30-50 кг/т.



В последнее время на металлургических предприятиях России в качестве дополнительных магнезиальных шлакообразующих материалов применяют:

- ожелезненную доломитизированную известь (72,0-83,6 % CaO; 3,0-3,8 % SiO<sub>2</sub>; 8,9-11,8 % MgO; 2,7-2,9 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [7];

- ожелезненный доломит (59,5-59,9 % CaO; 4,1-3,8; SiO<sub>2</sub>; 31,2-31,8 % MgO; 3,4-3,9 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [7, 8, 14];

- ожелезненный известково-магнезиальный флюс ИМФ (49,0-51 % CaO; 1,5-4,0 % SiO<sub>2</sub>; 31,0-34,0 % MgO; 1,0-1,5 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [11-14];

- флюс ожелезненный магнезиальный ФОМ (80,0-90,0 % MgO; 1,5-3,0 % CaO; 1,5-3,5 % SiO<sub>2</sub>; 6,0-8,0 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [9, 14, 28];

- самораспадающиеся магнезиальные гранулы СМГ различного состава (70-85 % MgCO<sub>3</sub> и Mg(OH)<sub>2</sub>, до 10 % С, до 11 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [9, 12, 13, 28].

По мнению авторов работ [12-14] использование этих новых магнезиальных флюсов взамен традиционных мягкообожженных доломита и доломитизированной извести способствует ускоренному формированию шлака, обогащенного оксидом магния в пределах 8-14 %. При этом обеспечивается требуемая жидкоподвижность шлака для эффективного нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера и нормального хода продувки. Вместе с тем можно отметить и некоторые недостатки использования таких материалов:

- содержащийся в ожелезненном известково-магнезиальном флюсе (ИМФ-30) оксид кальция под воздействием атмосферной влаги в процессе транспортировки и перегрузки флюса гидратирует с образованием Ca(OH)<sub>2</sub>, что приводит к снижению прочностных характеристик флюса, увеличению количества мелочи и, соответственно, выносу и насыщению его водородом [14]. При присадках ИМФ-30 высокое содержание в шлаке MgO достигается только на конечной стадии продувки вследствие недостаточной скорости поступления в шлаковый расплав, что связано с низким содержанием в ИМФ-30 MgO и высоким содержанием CaO;

- использование ФОМ [14, 15], разработанного как альтернатива шлакообразующему флюсу ИМФ, ведет к ухудшению шлакообразования на конвертерах малой садки (150-160 т), особенно при выплавке средне- и высокоуглеродистых сталей. Отсутствие в ФОМ оксидов кальция вынуждает использовать ФОМ только совместно с другими магнезиальными флюсами (обожженный или ожелезненный доломит, ИМФ-30), что предопределяет необходимость наличия дополнительных свободных бункеров над конвертером;

- более интенсивное снижение температуры ванны на окончательной стадии операции при использовании модификаторов сталеплавильных шлаков СМГ [14, 15], а также трудность индивидуального подбора модификатора ввиду изменяемых условий хода конвертерной плавки.

Наряду с положительным эффектом существующие на сегодняшний день технологии ремонта футеровки посредством нанесения шлакового гарнисажа при раздувке подготовленного конечного шлака имеют и целый ряд существенных недостатков [4]. Так, увеличение содержания MgO в шлаке до 8-14 % по ходу операции путем рассредоточенной присадки дополнительных магнезиальных шлакообразующих материалов сопровождается ухудшением хода продувки и рафинирующих свойств шлака из-за постоянного увеличения его вязкости. Изменение рафинировочных свойств, особенно если в шлаке содержится более 8 % MgO, отрицательно сказывается на десульфурации и дефосфорации расплава [1-8], способствует развитию «сворачивания» шлака, из-за чего значительно усиливается вынос мелких капель металла, происходит интенсивное заметалливание кислородной фурмы, горловины конвертера и экранных поверхностей котла-утилизатора [9]. Все это, соответственно, приводит к сокращению выхода жидкой стали.

В случае использования варианта исправления состояния конечного шлака перед раздувкой, добавки сырого доломита, известняка, углеродсодержащих материалов с продувкой ванны азотно-кислородными струями [11] не позволяют гарантированно обеспечить необходимые физико-химические свойства шлака из-за значительного охлаждающего эффекта и замедленной скорости растворения присаженных материалов.

Следует учесть также то, что в формировании шлакового гарнисажа на футеровке конвертера в процессе раздувки участвует только часть подготовленного конечного шлака, а значительная часть сливается в шлаковую чашу и отправляется на шлаковый двор. В результате наблюдается нерациональное использование присаженных магнезиальных шлакообразующих материалов, особенно более дорогостоящих (ИМФ, ФОМ, СМГ) в сравнении с обычными традиционными мягкообожженными доломитом и доломитизированной известью.

Выполненный анализ показывает, поскольку технология нанесения шлакового гарнисажа представляет собой компромиссный вариант сохранения жидкого шлака в конвертере с образованием высокостойкого гарнисажа на поверхности футеровки при затвердевании

шлака, то важным моментом процесса раздувки жидкоподвижного шлака является охлаждение его брызг ниже точки плавления непосредственно при соприкосновении с футеровкой с одновременным приобретением необходимых огнеупорных свойств гарнисажа.

Для эффективного решения поставленной задачи, по мнению авторов настоящей статьи, целесообразно по ходу продувки конвертерной ванны присаживать только строго определенное количество магнезиальных материалов для формирования с начала операции жидкоподвижного высокоосновного вспененного шлака с оптимальным содержанием MgO (5-8 %). В результате обеспечивается снижение интенсивности износа огнеупорной футеровки и протекание продувки в режиме «заглубленных» кислородных струй, когда вспененный шлак с повышенной фосфор- и серопоглоотительной способностью перекрывает нижний торец фурмы, что способствует уменьшению выноса металла и заметалливания технологического оборудования. После выпуска металла из конвертера целесообразно обеспечивать совмещение операций подготовки конечного шлака и нанесение шлакового гарнисажа путем раздувки шлакового расплава нейтральными либо слабоокислительными струями, несущими во взвешенном состоянии дешевые порошкообразные магнезиальные шлакообразующие и углеродсодержащие материалы<sup>1</sup> с использованием существующего, как правило, в цехах оборудования для выполнения операции торкретирования (рисунок 1).

Такая операция обеспечивает формирование шлаковых брызг с необходимыми физико-химическими свойствами непосредственно в зонах воздействия нейтральных либо слабоокислительных газовых струй на первичный шлаковый расплав с направленным движением частиц шлака совместно с огнеупорным порошком и намораживанием гарнисажа на стены конвертера. При этом возможно формирование шлакового гарнисажа с более высоким содержанием дисперсной MgO, чем при существующих технологиях, при значительно меньшем расходе дорогостоящих магнезиальных шлакообразующих материалов. По аналогии с воздействием на шлак СМГ возможна раздувка первичного шлакового расплава газопорошковыми струями, несущими порошкообразные смеси необожженных магнезиальных и углеродсодержащих материалов и т.д.

---

<sup>1</sup> Техническая разработка патентуется.

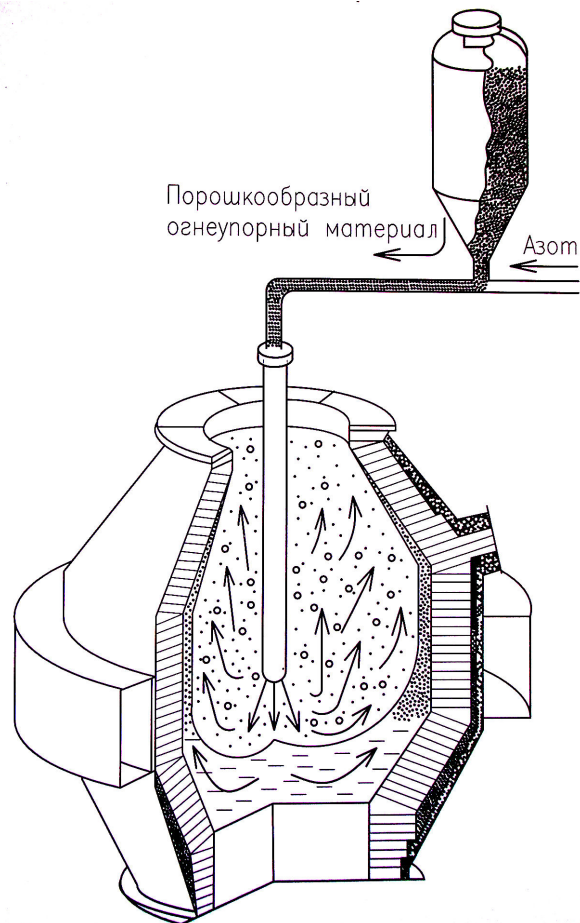


Рисунок 1 – Принципиальная схема процесса нанесения шлакового гарнисажа газопорошковыми струями

В условиях работы кислородно-конвертерных цехов СНГ имеются предпосылки для отработки и внедрения предлагаемой технологии ведения конвертерной плавки с нанесением шлакового гарнисажа путем раздувки шлака газопорошковыми струями, так как в преобладающем количестве цехов используется оборудование для факельного торкретирования футеровки. Естественно, при отработке технологии необходимо решить вопросы оснащения конвертеров:

- специальными фурмами, приспособленными как для кислородной продувки конвертерной ванны, так и последующей раздувки конечного шлака газопорошковыми струями. Возможен вариант установки в каретке кислородной фурмы и специальной раздувочной фурмы;

- модернизированными системами подачи порошкообразных материалов, подвода к верхней фурме отдельных потоков кислорода и азота с регулируемой возможностью их смешивания и использования в качестве несущего порошкообразного магнезиального материала газа для раздувки шлака.

Предстоит большой объем исследований в направлениях установления:

- оптимального дутьевого режима газопорошковой раздувки шлака при различных количествах состава порошкообразных магнезиальных шлакообразующих материалов, их смесей с углеродсодержащим материалом, а также нейтральных и слабоокислительных газовых струй;

- химического и минералогического составов огнеупорных свойств и стойкости нанесенного шлакового гарнисажа с повышенными содержаниями оксида магния (более 14 %).

На основании проведенного анализа преимуществ и недостатков работы кислородно-конвертерных цехов по технологии продувки конвертерной ванны с формированием в ходе операции шлаков с повышенным содержанием MgO (8-14 %), последующей их раздувки азотными струями с целью нанесения шлакового гарнисажа, предложена новая технология раздувки жидкоподвижного конечного шлака газопорошковыми струями.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sian C., Wenyan Y., Conglie Z. Slag splashing for Bao Steel's 300 metric ton BOF and Qystallographic structure of its slag // Iron and Steelmaker. 2000. №7. P. 39-41.

2. Messina C.J. Slag splashing in the BOF – World wide status, practices and results // Iron and Steel Engineer. 1996. № 5. P. 17-19.

3. Разработка и внедрение комплекса мероприятий по повышению производства и качества выплавляемой стали в кислородно-конвертерных цехах / В.Ф. Рашников, А.А. Мордашов, С.М. Чумаков и др. // Metallurg. 2000. № 7. С. 43-44.

4. Перспективные направления продления срока службы футеровки конвертеров / А.В. Мокринский, А.Н. Лаврик, В.В. Соколов и др. // Сталь. 2004. № 5. С. 40-44.

5. Особенности технологии выплавки конвертерной стали в ОАО ММК / Р.С. Тахаутдинов, В.Ф. Коротких, А.Ф. Сарычев и др. // Сталь. 1999. № 11. С. 18-19.

6. Дидковский В.К., Третьяков Е.В. Использование магнезиальных шлакообразующих материалов для повышения стойкости футеровки кислородных конвертеров. – М.: 1985 (Обзорная информация / ин-т «Черметинформация», сер. «Сталеплавильное производство», вып. 4, 23 с).

7. Старов Р.В., Нечкин Ю.М., Явойский В.И. Влияние технологических особенностей конвертерной плавки на износ футеровки // Производство стали в кислородно-конвертерных и мартеновских цехах. – М.: Metallurgia, 1978. С. 25-28.

8. Работа кислородных конвертеров на магнезиальных шлаках / Н.И. Ярошенко, Р.В. Старов, Е.В. Третьяков и др. // Сталь. 1971. № 9. С. 793-796.

9. Grasjean J.C., Riboud P.V. Consistance des laitiers de convertisseurs et tartinage // Revue de Metallurgie. 1983. V. 80. № 7. P. 571-584.

10. О растворимости окиси магния в кислородно-конвертерных шлаках / К.-Х. Обст, Э. Шюрман, Г. Манн и др. // Черные металлы. 1980. № 20. С. 23-28.

11. Совершенствование способов ремонта футеровки 160-т конвертеров с применением нейтральных газов / Р.С. Айзатулов, Е.В. Протопопов, В.В. Соколов и др. // Сталь. 1999. № 5. С. 39-42.

12. Использование высокомагнезиальных материалов в конвертерной плавке / К.Н. Демидов, А.М. Ламухин, О.Ф. Шатилов и др. // Труды седьмого конгресса сталеплавателей (г. Магнитогорск, 15-17 октября 2002 г.). М.: ОАО «Черметинформация». 2003. С. 186-193.

13. Использование высокомагнезиальных материалов в конвертерной плавке / К.Н. Демидов, А.М. Ламухин, О.Ф. Шатилов и др. // Сталь. 2004. № 2. С. 12-16.

14. Выплавка стали в конвертерах с использованием флюсов с высоким содержанием оксидов магния / К.Н. Демидов, А.М. Ламухин, О.Ф. Шатилов и др. // Новые огнеупоры. 2005. № 5. С. 13-21.

15. Опыт производства и применения модификаторов сталеплавильных шлаков / Ю.А. Дмитриенко, В.Н. Коптелов, И.Г. Марясев, К.Н. Демидов // Сталь. 2005. № 1. С. 30-33.

УДК 669.046.564:621.785

В.Н. Перетяцько, Н.В. Темлянцев  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРОЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ НА УДАЛЕНИЕ ОКАЛИНЫ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА СЛЯБОВ ПОД ПРОКАТКУ

В статье представлены результаты исследований влияния строения поверхностных слоев низко- и среднелегированных марок сталей на удаление окислов после высокотемпературного нагрева слэбов под прокатку.

In the article the outcomes of researches of influence of a structure of surface stratum various marks of steel on deleting oxides after high-temperature heat slab under rolling are represented.

Одним из важных факторов оказывающих наибольшее влияние на удаление окислов является химический состав металла. Причем сведения о влиянии отдельных легирующих элементов весьма противоречивы. Практика производства толстолистовой стали показывает, что при прокатке слэбов из углеродистых марок сталей печная окисла отделяется от металла уже в первых двух пропусках, в то время как с низколегированных сталей, содержащих медь (10Г2СД) и никель (15ХСНД), вследствие более прочного сцепления окисла удаляется с поверхности только после 5 – 7 пропусков.

По данным [1] прочность сцепления первичной окислы у спокойных марок сталей выше, чем у кипящих, что связано с повышенным содержанием в первых кремния. В то же время экспериментальные данные показывают, что увеличение содержания кремния в углеродистых сталях при производстве автолиста способствует значительному снижению количества металла, пораженного вкатанной окислой (вторичной).

Слябы высокоуглеродистых и легированных сталей по сравнению с малоуглеродистыми имеют более трудноотделяющуюся от металла окислу.

При рассмотрении влияния такого фактора, как химический состав металла необходимо учитывать, что решающую роль на проч-

ность сцепления окалины с металлом оказывает не изменение химического или фазового состава окалины, а состояние поверхности границы раздела металл – окалина [2]. В случаях, когда проникновение оксидов вглубь металла по границам зерен отсутствует или весьма незначительно и между сталью и окалиной имеется резкая граница, при пластической деформации окалиноудаление происходит без особых затруднений, при этом поверхность отрыва достаточно гладкая. При удалении пористой окалины ее отделение может происходить по слою с наименьшей прочностью.

Двойственность влияния отдельных элементов начинает проявляться при повышенных температурах нагрева, когда легирующие элементы образуют легкоплавкие эвтектики и соединения. Например, сульфидные эвтектики кобальта имеют температуру плавления 877 °С, меди – 1070 °С, никеля – 645 °С; медь, молибден, ванадий и кремний образуют оксиды  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{MoO}_3$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$  и  $\text{Fe}_2\text{SiO}_4$  (фаялит) с температурой плавления 1230 °С, 795 °С, 674 °С и 1205 °С соответственно. Появление жидкой фазы сопровождается ионизацией границ зерен стали, проникновение окалины между ними интенсифицируется (происходит рост смешанной зоны) и, как следствие, ее прочность сцепления с металлом возрастает. В частности, указанный эффект характерен для сталей, легированных никелем. Одной из причин образования мазковой окалины на поверхности горячекатаных полос является подплавление слябов при нагреве в печах. Г.М. Палий отмечает, что при прокатке металла, нагрев которого сопровождался оплавлением окалины, наблюдается максимальная прочность ее сцепления с поверхностью стали, и удаление окалины гидросбивом не приносит желаемого результата. В работах Ю.М. Чижикова наглядно проиллюстрировано влияние увеличения содержания в стали некоторых легирующих элементов на глубину проникновения оксидов (размер смешанной зоны) при 8-часовой выдержке при 1200 °С. При этом автор делает вывод, что алюминий, хром, кремний, вольфрам и медь способствуют снижению размера смешанной зоны, в то время как кобальт, молибден и никель увеличивают ее.

Наиболее сильно вдавливание окалины, образование оспин и рябизны проявляется в случаях, когда твердость окалины выше твердости металла. Этому способствует снижение температуры окалины и повышенное содержание в ней легирующих элементов стали, например хрома. В частности, на нержавеющей сталях образуется плотная, трудноудаляемая окалина [1].



Удаление окалины с поверхности слябов, нагретых под прокатку является важной технологической операцией, оказывающей непосредственное влияние на качество поверхности листовой продукции. Для ее рациональной организации необходимы практические данные об особенностях удаления окалины сталей различных марок, установление причин и механизмов повышенной прочности сцепления металла и оксидов.

Для этого проведена серия лабораторных экспериментов. Условия, в которых проведены опыты в настоящей работе приближены к промышленным при прокатке стали на гладкой бочке и существенно отличаются от условий исследований прочности сцепления окалины с металлом посредством осадки нагретых образцов, испытаний на разрыв соединения сталь – окалина, деформации образцов при комнатной температуре, проведенных в работе [2]. Целенаправленный выбор условий экспериментов позволяет изучить состояние поверхности сталь – окалина максимально приближенное к промышленным условиям.

Для проведения экспериментов было выбрано 5 марок сталей: 30ХГСА, 15ХСНД, 40Х, 3ПС, 60С2. Химический состав исследуемых марок сталей представлен в таблице 1. Образцы для исследований, размерами 10x40x50 мм, вырезали из горячекатаного листового проката. После нагрева до температур  $t=1050, 1150$  и  $1250$  °С и 60-минутной выдержки в электрической печи СУОЛ-0,25.1/12,5И1 с нагревателями из карбида кремния образцы прокатывали на лабораторном дуо-реверсивном прокатном стане с гладкими валками диаметром 140 мм. Обжатия  $\epsilon$  при этом достигали 10, 20, 30 %, а скорости деформации 1,7-2,1 1/с. После прокатки образцы охлаждали на воздухе. До и после опытов их геометрические размеры измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах ВЛР-200 с точностью до 0,5 мг. Окалину удаляли травлением в подогретом до 40-60 °С 10%-ном растворе  $H_2SO_4$  с добавкой 0,1 г/л тиомочевины.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых марок сталей

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P
3пс	0,18	0,52	0,08	0,04	0,04	0,06	0,029	0,010
40Х	0,41	0,71	0,27	0,94	0,05	0,06	0,011	0,022
60С2	0,59	0,74	1,73	0,18	0,05	0,03	0,005	–
15ХСНД	0,15	0,50	0,60	0,70	0,40	0,30	0,011	0,022
30ХГСА	0,30	0,92	0,97	0,93	0,05	0,07	0,012	0,022

Помимо геометрических размеров до и после нагрева и прокатки измеряли: массу исходного образца, массу образца с окалиной после охлаждения образца после прокатки, массу окалины, отделившуюся в процессе прокатки, массу образца после прокатки и стравливания остатков налипшей окалины.

Зная эти массы определяли массу окалины оставшуюся на образце после прокатки. По полученным данным определяли количество окалины, отделившейся от образцов после единичного обжата.

Исследование микроструктуры поверхностных слоев образцов проводили на микроскопе МИМ-10.

Из рисунка 1 видно, что поверхность раздела металл – окалина для стали марки 3пс достаточно ровная, а следы глубокого проникновения оксидов внутрь металла по границам зерен или наличие развитой смешанной зоны отсутствуют во всем исследуемом температурном интервале.

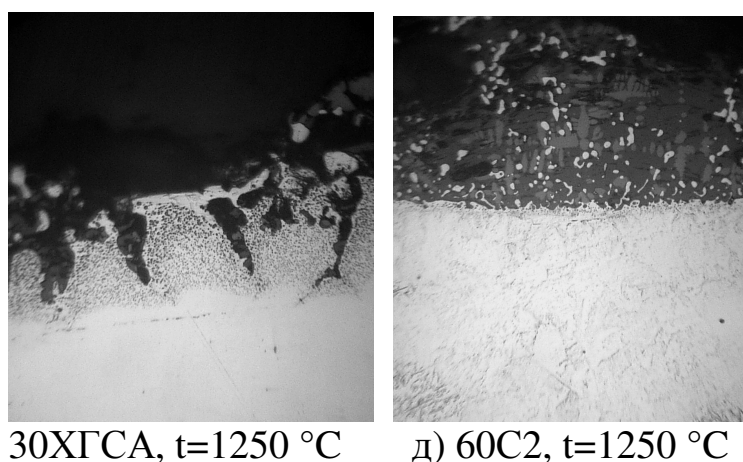
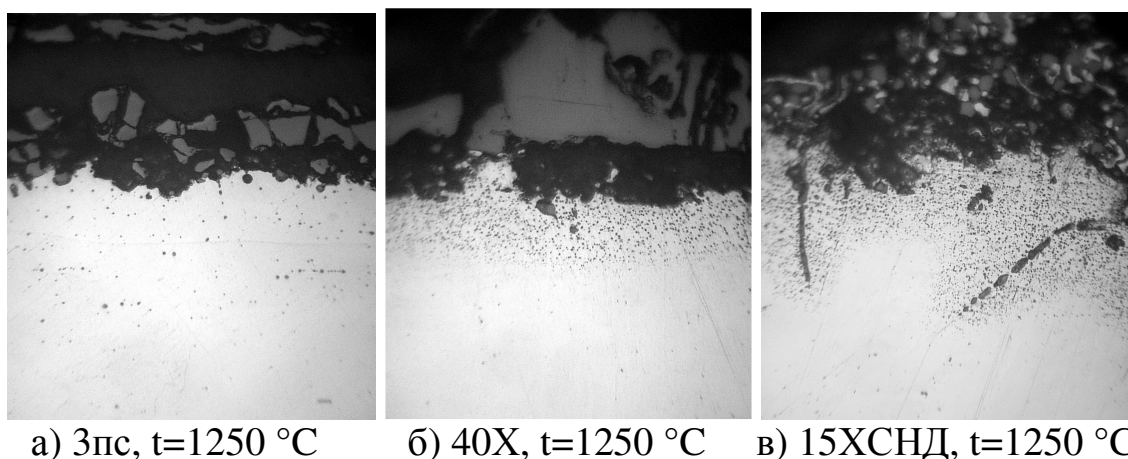


Рисунок 1 – Фото поверхности не травленные образцы

Поверхность раздела металл – окалина у марки 40Х менее ровная по сравнению со сталью 3пс, однако выраженные следы зернограничного проникновения оксидов в сталь отсутствуют, развитой смешанной зоны так же не наблюдается. Относительно не высокая отделяемость окалины от стали на наш взгляд связана с влиянием повышенного содержания хрома, в частности в работе [2] отмечено, что хром, никель и молибден увеличивают прочность сцепления окалины со сталью. Определенную роль при этом, вероятно играет твердость окалины, поскольку более твердая окалина сильнее вдавливается в металл и соответственно прочность сцепления ее больше, чем мягкой окалины.

Нагрев до температур 1250 °С стали марки 15ХСНД приводит к значительному проникновению оксидов в глубь металла, что отчетливо видно из рисунка 1. Проникновение оксидов происходит по границам зерен на глубину до 0,10 – 0,15 мм и более. Интенсивное проникновение оксидов вглубь металла связано с отрицательным влиянием повышенного содержания в стали меди и никеля. Оно вызвано легкоплавкостью сульфида никеля и оксида меди  $\text{Cu}_2\text{O}$ . При этом формируется крайне не ровная поверхность раздела сталь – окалина, что увеличивает сцепляемость окалины со сталью. При этом при деформации стали отделение окалины происходит не по поверхности раздела сталь – окалина, а по наименее прочным слоям окалины. По данным Ю.В. Гончарова, для углеродистых сталей отрыв окалины по границе вюстит – металл происходит при температурах не более 1070 – 1090 °С, а при более высоких – по границе вюстит – магнетит [3]. Уменьшение температуры нагрева способствует снижению проникновения оксидов вглубь металла. При температуре 1050 °С количество удаленной окалины на образцах после прокатки также достаточно велико, однако это явление связано не с проникновением оксидов в сталь, а с формированием относительно тонкого и плотного слоя окалины толщиной 0,23 – 0,24 мм. Как отмечено в работе [2] уменьшение толщины окалины способствует более прочному сцеплению ее с металлом.

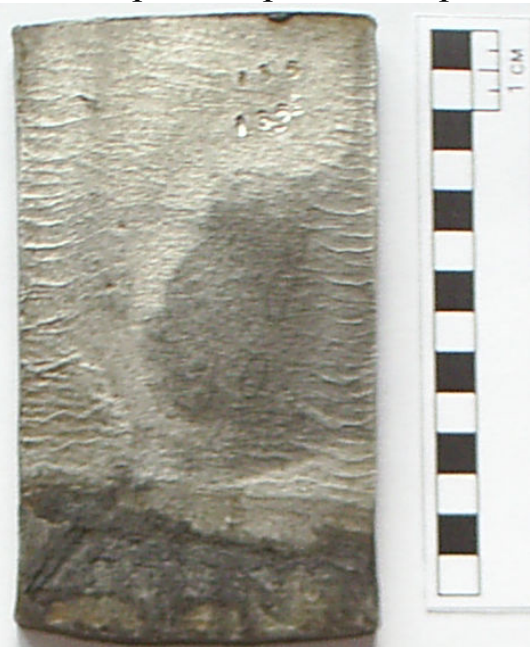
Хромокремнемарганцовистая сталь марки 30ХГСА в интервале температур 1100 – 1225 °С окисляется менее интенсивно по сравнению с другими исследуемыми, что связано с положительным влиянием хрома и кремния в области температур до 1180 – 1200 °С. При температурах нагрева 1050 и 1150 °С поверхность раздела сталь – окалина достаточно гладкая без следов значительного проникновения оксидов в сталь. Однако при температуре нагрева 1250 °С зерногра-

ничное проникновение значительно интенсифицируется и достигает 0,04 – 0,08 и более мм. Отмеченное явление связано с образованием в окалине фаялита, который был идентифицирован в ней с помощью рентгенофазового анализа. Несмотря на это благоприятное влияние повышенной температуры нагрева на удаление окалина вероятно связано с уменьшением степени ее вдавливания в сталь в связи с размягчением, чему способствует повышенное содержание кремния и марганца. В частности по данным [2, 3] окалина углеродистых сталей размягчается при 1215 – 1225 °С, марганцовистых сталей размягчается в среднем при 1100 – 1130 °С, кремнистых – при более 1140 °С.

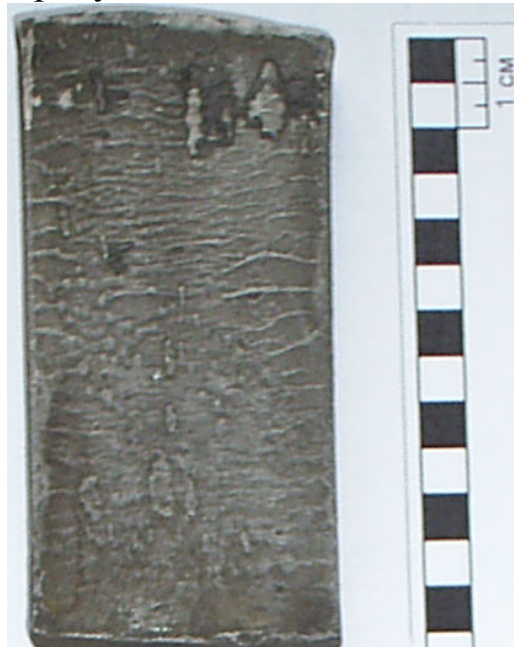
Кремнистая сталь марки 60С2 наиболее чувствительна к температуре нагрева, что связано с легкоплавкостью фаялита, образующегося в окалине. При нагреве до температур 1200 – 1250 °С окалина этой марки стали оплавляется, а ее толщина при этом достигает 1 – 1,2 мм. При температуре нагрева 1250 °С поверхностный слой металла имеет сильно развитую смешанную зону до 0,2 мм. Внутренний слой окалина содержит частицы металла округлой формы, которые представляют собой бывшие зерна стали фактически полностью обезуглероженные (до феррита) и сильно окисленные по границам. Наличие такого слоя значительно затрудняет отделение окалина. Поверхность образцов, нагретых до температур 1250 °С имеет низкое качество, высокую шероховатость, а на боковых поверхностях присутствуют участки, которые можно классифицировать как микротрещины или микрорванины, вызванные низкой прочностью границ зерен, по которым произошло проникновение легкоплавкого фаялита в поверхность стали. При температурах нагрева 1150 и 1050 °С смешанная зона фактически отсутствует, а поверхность раздела достаточно гладкая, однако повышенное содержание кремния увеличивает твердость окалина, что усиливает ее вдавливание в металл при деформации и ухудшает отделение окалина. В то же время в работе [2] отмечено, что повышенное содержание кремния в стали способствует некоторому снижению прочности сцепления окалина со сталью вследствие образования хрупкого промежуточного слоя силикатов. Вероятно, эффект повышенной хрупкости окалина проявляется в более высокой ее отделяемости при повышении степени деформации т.е. в случаях, когда она подвержена более интенсивным растягивающим напряжениям. При прокатке стали марки 60С2 рекомендуется нагрев до температур не более 1150 – 1180 °С и повышенные степени деформации в первых проходах, по возможности до 20 – 25 %.

Анализируя полученные данные можно сделать вывод, что при высокотемпературном нагреве до 1200-1250 °С и более кремний оказывает негативное влияние на отделяемость окалины. Поскольку в стали марки 3пс содержание кремния минимально – 0,08 % его отрицательное влияние фактически не сказывается, а в стали марки 60С2 с содержанием кремния 1,73 %, проявляется максимально. Зернограничное проникновение оксидов в металл и образование смешанной зоны может не только ухудшать удаление окалины при деформации, но и снижает качество поверхности проката, увеличивает ее шероховатость, приводит к образованию микрорвантин.

Визуальная оценка поверхности образцов после прокатки показала, что для легированных сталей 40Х, 60С2 и 30ХГСА, для которых свойственно формирование окалины повышенной твердости, особенно при пониженных температурах нагрева и высоких степенях обжатия характерно образование поперечной (поперек направлению прокатки) рябизны, представляющей собой ручьиистые выпуклости достигающие в ширину 0,1 – 0,5 мм, причем в большей степени выраженной по краям образцов. Расстояние между смежными выпуклостями составляет примерно одинаковую величину, достигающую для различных марок сталей и режимов деформации 2 – 5 мм. Характерный вид поперечной рябизны представлен на рисунке 2.



а) 60С2  $t=1150$  °С,  $E=29,6$  %



б) 40Х  $t=1150$  °С,  $E=38,1$  %

Рисунок 2 – Поверхность образцов после прокатки

Более детальное исследование этого явления позволило установить его причину и механизм. При захвате валками образца покрытого окалиной происходит явление внеконтактной высотной утяжки, проявляющееся в том, что высота полосы начинает уменьшаться еще до соприкосновения металла и окалины с валками [4]. Внеконтактная утяжка приводит к разрушению относительно хрупкого слоя окалины, как было отмечено выше, рябизна возникает обычно при пониженной температуре нагрева, при более высоких температурах нагрева окалина более пластична и может деформироваться (растягиваться и утончаться без разрывов), приводя при деформации к образованию некоторого расстояния между смежными пластинками разрушившейся окалины. При деформации в валках, вследствие охлаждения при контакте с ними, окалина становится еще более твердой и вдавливаются в металл, при этом сталь заполняет пространство (трещины), образовавшиеся между смежными пластинками окалины, таким образом, после удаления окалины на поверхности образца образуется выпуклость. По данным А.П. Грудева [4] внеконтактная высотная утяжка распространяется по ширине полосы неравномерно, она более выражена вблизи кромок, чем посередине. По этому рябизна образуется в большей степени вблизи кромок образцов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянцев М. В., Михайленко Ю. Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Северденко В.П., Макушок Е.М., Равин А.Н. Окалина при горячей обработке металлов давлением. – М.: Metallurgia. 1977. – 208 с.
3. Гончаров В.Ю. Микроструктура и механические свойства печной и воздушной окалины // Обработка металлов давлением: Сб. науч. тр. – М: Metallurgia, 1967. № 52. С. 208 – 220.
4. Грудев А.П. Захватывающая способность прокатных валков. – М.: «СП Интернет Инжиниринг», 1998. – 183 с.

УДК 621.746

В.Б. Деев, А.П. Войтков, И.Ф. Селянин  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АК7Ч

В статье рассмотрено влияние различных способов обработки расплава на механические свойства алюминиевого сплава АК7ч после коррозионностойких испытаний. Показано, что наилучший эффект дает совместное использование термовременной обработки расплава и флюса «МХЗ», при этом возможно использование повышенного количества низкосортной шихты.

Influence of different methods of melt treatment on corrosion stability of aluminium alloy «АК7ч» was investigated. The best effect is given by joint action of temperature-time treatment of melt and flux «МХЗ» and using of increased quantity of low-grade stock were shown.

Газовые и неметаллические включения, попадая в отливки, способствуют образованию различных видов пористости и других дефектов. Поэтому от степени рафинирования расплава зависят как механические, так и специальные (коррозионностойкость, герметичность, жаропрочность и др.) свойства сплава. В настоящее время рафинирование металлических расплавов от газов и неметаллических включений является обязательной операцией перед разливкой. Многочисленные способы рафинирования позволяют достаточно эффективно регулировать содержание газовых и неметаллических включений в расплавах, и соответственно, в готовых отливках.

Разработаны комбинированные способы обработки [1, 2, 3], включающие несколько способов рафинирования и воздействий на расплав, и позволяющие за счет более эффективной очистки значительно улучшить механические и служебные свойства отливок. Помимо известных способов рафинирования, актуальным также является разработка и совершенствование ресурсосберегающих технологий воздействия на расплав. Широкое распространение при выплавке многих литейных сплавов получила термовременная обработка (ТВО) расплава [2, 4, 5], которая не требует дополнительного оборудования

и позволяет (особенно при индукционной плавке) использовать шихту практически любого состава и качества. Применение ТВО расплава в сочетании с продувкой аргоном, флюсованием, вибрацией позволило получить алюминиевые литейные сплавы с требуемым уровнем механических и литейных характеристик, при этом содержание низкосортной шихты в плавке было увеличено до 70...80 % [6].

В данной работе исследовали механические свойства сплава АК7ч, обработанного в процессе разных плавки хлористым марганцем, препаратом «Дегазер» (88...90 %  $C_2Cl_6$ , 10...12 % NaCl), флюсом «МХЗ» (50 % NaCl, 35 % KCl, 15 %  $Na_2SiF_6$ ) как отдельно, так и совместно с ТВО расплава. Для исследований использовали печь сопротивления. Содержание вторичных материалов состава АК7ч (лом, отходы, возврат) в шихте во всех плавках составляло 75...80 %. Расплавы, технология обработки которых включала программу ТВО, охлаждали после требуемого перегрева и выдержки до температуры рафинирования (730...750 °С) добавками в расплав кокильного возврата сплава АК7ч. Рафинирующие добавки вводили с помощью «колокольчика». После рафинирования выдерживали расплав до окончания реакции, затем удаляли шлак. Температура заливки во всех вариантах равнялась 730...740 °С. Склонность сплава к коррозии определяли по потере механических свойств, которые до и после коррозионностойких испытаний изучали на стандартных образцах. Применяли термическую обработку образцов по режиму Т5. Коррозионностойкие испытания образцов проводили в течение трех месяцев в 3 % растворе NaCl + 0,1 %  $H_2O$ . Результаты исследований приведены в таблице 1, из которой видно, что эффективность положительного влияния того или иного вида обработки можно оценить как по определенному «запасу» механических свойств после коррозионных испытаний, так и по степени «потери» свойств в результате коррозии.

Полученные результаты показали, что наибольшие потери механических свойств в результате коррозии наблюдаются при обработке расплава препаратом «Дегазер» и хлористым марганцем. Однако совместная обработка расплава ТВО и указанными добавками увеличивает коррозионную стойкость сплава, что способствует повышенным механическим свойствам после коррозии.

Наилучший результат обнаружен при обработке расплава флюсом «МХЗ». «Потери» механических свойств после коррозионных испытаний были минимальными по сравнению с образцами из сплавов, обработанных препаратом «Дегазер» и хлористым марганцем.



Предварительная ТВО еще больше усиливает эффект действия флюса, особенно при его содержании 0,8 % от массы расплава.

Таблица 1 – Механические свойства сплава АК7ч

Технология обработки расплава	До коррозионностойких испытаний		После коррозионностойких испытаний		Потери в результате коррозии, %	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходный сплав	208	3,2	192	1,7	7,5	48,4
0,5 % «Дегазера»	216	3,8	202	2,2	7,2	42,3
0,8 % «Дегазера»	221	4,6	207	2,7	6,4	41,8
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 12...15 мин) и 0,5 % «Дегазера»	223	4,9	211	3,1	5,2	36,4
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 12...15 мин) и 0,8 % «Дегазера»	229	5,3	218	3,4	5,0	34,8
0,1 % $MnCl_2$	214	4,4	202	2,6	5,7	38,6
0,2 % $MnCl_2$	220	4,7	208	3,0	5,6	36,1
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 10...13 мин) и 0,1 % $MnCl_2$	224	5,2	212	3,3	5,3	35,9
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 10...13 мин) и 0,2 % $MnCl_2$	227	5,1	214	3,4	5,4	34,7
0,6 % флюса «МХЗ»	220	5,0	208	3,6	5,1	28,5
0,8 % флюса «МХЗ»	225	4,7	217	3,5	5,5	24,3
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 12...15 мин) и 0,6 % флюса «МХЗ»	234	5,8	224	4,4	4,9	23,7
ТВО (нагрев до температуры 1000 °С, выдержка 12...15 мин) и 0,8 % флюса «МХЗ»	242	5,6	230	4,1	5,2	25,8

Таким образом, комплексная обработка расплавов высокотемпературным перегревом и рафинированием является целесообразной в процессе плавки и позволяет существенно повысить механические свойства литейных алюминиевых сплавов, несмотря на повышенное количество низкосортных материалов в шихте. Негативное действие коррозии на механические свойства сплавов становится слабее.

## ВЫВОДЫ

Исследование механических свойств сплава АК7ч после различных способов рафинирования показало, что комплексная обработка расплава имеет значительную перспективу, особенно при использовании в шихте повышенного количество вторичных материалов – отходов, лома, возврата. Данные технологии обработки позволили повысить механические свойства сплава, которые сохранялись и после коррозионностойких испытаний.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Альтман М.Б., Стромская Н.П. Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1984.–128 с.
2. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
3. Макаров Г.С. Закономерности рафинирования расплава при непрерывном литье слитков алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 1991. № 12. С. 15–18.
4. Туркин С.А., Кульбовский И.К. Влияние температурной обработки расплава чугуна и типов шихтовых материалов на свойства отливок // Литейщик России. 2004. № 3. С. 7–10.
5. Тягунов Г.В., Колотухин Э.В., Авдюхин С.П. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла // Литейное производство. 1988. № 9. С. 8, 9.
6. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.

УДК 661.655'685

В.В. Руднева

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

## ОСОБЕННОСТИ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ В ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ РЕАКТОРЕ

Исследованы особенности карбидообразования при восстановительном синтезе карбида кремния в плазмометаллургическом реакторе. Установлено, что механизм плазмометаллургического процесса получения карбида может быть представлен в виде схемы, включающей высокотемпературную зону (5600-3200 К), в которой происходит формирование реакционной смеси, и более низкотемпературную зону (3200-2800 К), в которой протекают процессы карбидообразования при взаимодействии в газовой фазе.

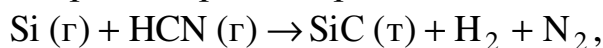
It was analysed carbideformation at restoration synthesis silicon carbide into plasmametallurgical reactor.

It was established what mechanism plasmametallurgical process receiving carbide may be showed as scheme including high-temperature zona (5600-3200 K) where reaction mixture forming and more low-temperature (3200-2800 K) where carbideformation process into gas phase go on.

Экспериментально установленная возможность достижения за крайне ограниченное время пребывания в плазмометаллургическом реакторе реакционных смесей высоких степеней карбидизации дает полное основание предполагать возможность реализации этих процессов по принципиально иным механизмам, существенно отличающимся от механизма традиционных твердофазных взаимодействий, сводящихся либо к образованию оксикарбидов при карботермическом восстановлении оксидов, например, ванадия, титана, циркония, либо к последовательной трансформации кристаллических структур в направлении повышения содержания связанного углерода, как, например, это имеет место при синтезе карбида хрома, либо к газификации оксидного сырья с последующим взаимодействием с углеродсодержащими материалами при синтезе карбида кремния.

Косвенным подтверждением подобного предположения является также установленные ранее зависимость степени карбидизации от

состава газовой фазы, нехарактерное для традиционной технологии сочетание управляющих воздействий, а также результаты исследования фазового и химического состава продуктов синтеза, их дисперсности и морфологии. Однако подобная интерпретация дает лишь гипотетические представления о процессах карбидообразования, описываемые в случае карбида кремния реакцией



требующей для своего углубления прямых экспериментальных исследований или математического моделирования достаточно высокого уровня.

Однако ввиду наложения таких известных ограничений, как сверхвысокие температуры, высокие скорости движения реакционных смесей и обусловленные этим малые времена их пребывания в реакторе, малые объемы реакционных зон – постановка и проведение экспериментальных исследований крайне затруднены. Из известных средств диагностики в настоящее время лишь зондовая позволяет реализовать традиционную методику исследования подобных процессов, предполагающую изучение температурной зависимости состава газовой фазы и твердых продуктов синтеза. Несмотря на такой существенный недостаток, как практически неконтролируемое внесение в высокотемпературный поток локальных возмущений, вызванных интенсивным охлаждением зондов, и значительную трудоемкость исследований, обусловленную неизотермичностью потока по сечению и связанную с этим необходимостью использования усредненных по сечению данных, можно, интерпретируя результаты зондирования в разумном сочетании с изученными термодинамическими и кинетическими закономерностями исследуемых процессов, получить достаточно обширную для анализа и обсуждения экспериментальную информацию и выявить некоторые каналы развития процессов карбидообразования. Естественно, что формируемые с помощью подобных методов исследования представления об изучаемых процессах не являются единственными и по мере совершенствования методики и экспериментальных средств диагностики они будут и расширяться, и углубляться.

Ниже приведены результаты исследования особенностей образования карбида кремния при синтезе его из микрокремнезема и пропана в трехструйном прямоточном плазмометаллургическом реакторе, полученные при реализации рассматриваемого подхода. Экспериментальные исследования проводились на цилиндрическом реакторе диаметром 0,046 м с гарниссажной футеровкой. Расход газа – тепло-

носителя (азот технической чистоты) составлял 3,0 г/с, что позволяло при мощности дугового разряда 55 кВт генерировать плазменный поток, характеризующийся распределением среднемассовой температуры и скорости по длине реактора, приведенными в таблице 1.

Таблица 1 – Изменение среднемассовой температуры и скорости потока по длине реактора

Показатель	Длина реактора, м							
	0 <sup>*)</sup>	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7
Температура, К	5600	4050	3550	3200	2850	2650	2350	2200
Скорость, м/с	33,2	24,9	21,9	19,2	17,3	15,9	14,5	13,5

\*) параметры плазменного потока на входе в реактор

Исследование температурной зависимости состава газообразных и конденсированных продуктов синтеза основывалось на зондовом отборе проб конденсата и газовой фазы из различных зон реактора. Отбор проб осуществлялся металлическим интенсивно охлаждаемым (расход воды 45,0 г/с) зондом, выполненным в виде трубки с внутренним диаметром 0,003 м и длиной 0,5 м, соединенным с консольно-вакуумным насосом КВН-8, создающим разрежение 10-20 кПа. При этом конденсированные продукты синтеза улавливались на фильтре из стальной сетки саржевого плетения марки С-120, а газообразные отбирались в пипетку. Фильтр и газовая пипетка устанавливались между зондом и вакуумным насосом. При зондировании реактора скорость закалки продуктов синтеза составляла  $10^4 - 10^5$  град/с. Отбор проб проводился с интервалом в 300 °. Температура продуктов синтеза в различных зонах реактора принималась равной среднемассовой температуре потока. Конденсированные продукты синтеза исследовались рентгеновским методом и о соотношении фаз судили по относительной интенсивности характерных линий [1]. Состав газообразных продуктов восстановления исследовался с помощью хроматографического анализа [1]. Отбор проб из реактора проводился при каждой температуре в семи точках с координатами  $x = (1/4; 1/2; 3/4; 1; 5/4; 3/2; 7/4) r$  ( $r$  – радиус реактора). При этом было установлено отсутствие радиального градиента концентраций оксида углерода, водорода, цианистого водорода, ацетилена, вследствие чего использовались их средние значения.

Исследования температурной зависимости газообразных и конденсированных продуктов плазменного синтеза проводились в интер-

вале температур 2000-4000 К. Вид температурной зависимости концентрации газообразных углеродсодержащих компонентов и соответствующий температурным условиям фазовый состав конденсированных продуктов синтеза карбида кремния приведены на рисунке 1.

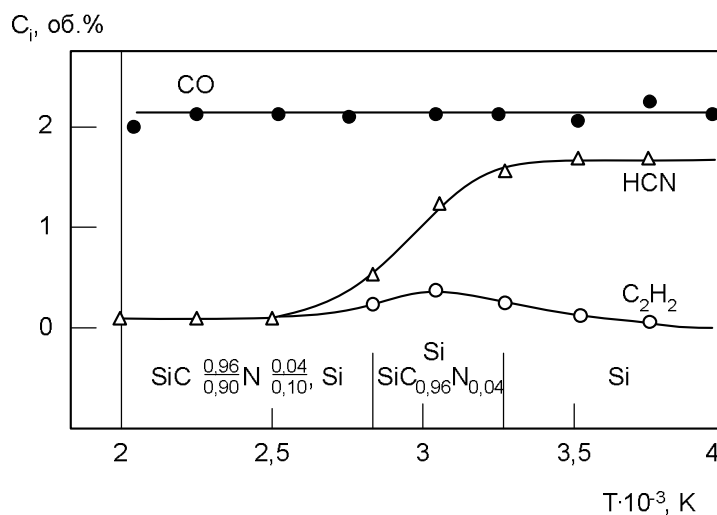


Рисунок 1 – Температурная зависимость концентрации в газовой фазе углеродсодержащих соединений и фазового состава продуктов синтеза карбида кремния

Основываясь на полученных результатах и изученных ранее морфологических особенностях наноразмерного порошка карбида кремния, осаждаемого в виде частиц трех- и шестигранных форм, что свидетельствует об образовании их по механизму пар – кристалл, процесс синтеза карбида кремния можно представить в виде обобщенной гипотетической схемы, одноканальный вариант которой приведен на рисунке 2.

Приведенная схема, естественно, не исчерпывает все многообразие промежуточных стадий и возможных каналов протекания реакций, имеющих место в плазмометаллургическом реакторе. Тем не менее, анализ этой схемы дает возможность выявить и сопоставить конкурирующие процессы, определяющие фазовый и элементный химический состав синтезируемых соединений. Для анализа представляется целесообразным выделение в плазменном потоке ряда пространственно разделенных зон, отличающихся по температурным условиям и, следовательно, по типу процессов, получающих в них преимущественное развитие.

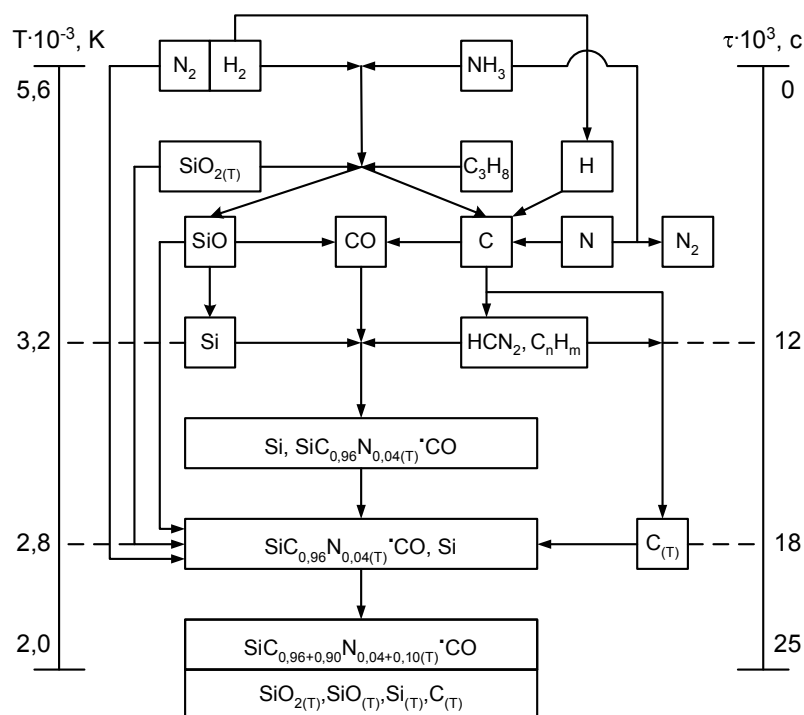


Рисунок 2 – Предполагаемая схема взаимодействия диоксида кремния с пропаном в потоке низкотемпературной плазмы

В первой, наиболее высокотемпературной зоне, ограниченной сверху начальной температурой плазменного потока, протекают процессы, обеспечивающие формирование реакционных смесей необходимых составов: испарение, диссоциация и восстановление диоксида кремния, пиролиз углеводородов, газификация углерода. Характерной особенностью процессов газификации диоксида кремния является образование в качестве промежуточного продукта летучего субоксида  $\text{SiO}$ , сопутствующего карбиду при перегрузке реактора по сырью. Этот процесс при повышенной крупности порошкового сырья и пониженной мощности дугового разряда может оказывать существенное влияние и на фазовый состав карбида кремния.

Во второй, более низкотемпературной зоне, ограниченной температурным интервалом 3200-2800 К, внутри которого происходит значительное снижение концентрации основного карбидизатора – цианистого водорода, с достаточно большой вероятностью можно предполагать протекание процесса карбидообразования при взаимодействии в газовой фазе.

Наряду с описанным в рассматриваемой зоне на поверхности сформировавшихся сверхмалых частиц карбида активно протекают сорбционные процессы, приводящие к поверхностному насыщению их технологическими газами и газообразными продуктами синтеза, из

которых наиболее важное значение имеет монооксид углерода, обеспечивающий пассивирующий эффект [2].

В третьей, самой низкотемпературной зоне, ограниченной интервалом 2800-2000 К, происходит азотирование частиц карбида кремния. Содержание азота в карбиде кремния является функцией температуры закалки и, следовательно, длительности азотирования образовавшихся в потоке частиц. Эта зависимость для температуры закалки 2000-2800 К представлена графически на рисунке 3.

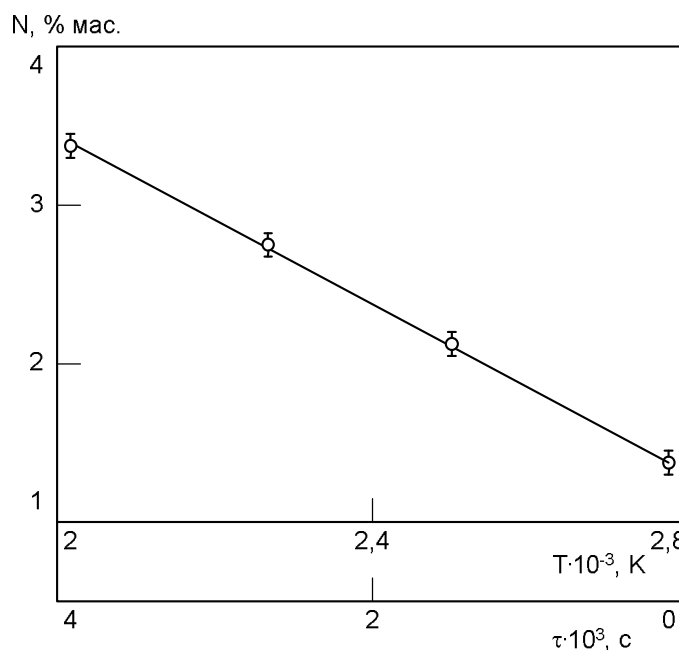


Рисунок 3 – Зависимость содержания азота в карбиде кремния от температуры закалки и продолжительности азотирования

## ВЫВОДЫ

Исследованы особенности карбидообразования при восстановительном синтезе карбида кремния в плазмометаллургическом реакторе. Установлено, что механизм плазмометаллургического процесса получения карбида кремния отличается от механизма традиционных твердофазных взаимодействий и для одноканального варианта может быть представлен в виде схемы, включающей высокотемпературную зону (5600-3200 К), ограниченную начальной температурой плазменного потока, в которой происходит формирование реакционной смеси, обусловленное процессами испарения, диссоциации и восстановления диоксида кремния, пиролиза углеводородов, газификации углерода; более низкотемпературную зону (3200-2800 К), ограниченную



температурным интервалом, внутри которого происходит значительное снижение концентрации циановодорода, в которой протекают процессы карбидообразования при взаимодействии в газовой фазе; зону азотирования частиц карбида кремния (2800-2000 К). Эти взаимодействия дополняются поверхностным насыщением высокодисперсных продуктов технологическими газами и газообразными продуктами синтеза.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Сб. науч. тр. «Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии» / СибГИУ – Новокузнецк, 2003. – Вып. 12. – С. 78-86.

2. Галевский Г.В. Оценка сорбционной активности ультрадисперсных порошков тугоплавких соединений в воздушной среде / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Сб. науч. тр. СибГИУ «Перспективные промышленные технологии и материалы» / Сибирский государственный индустриальный университет – Новосибирск: Наука, 2004. – С. 66-71.

УДК 669.162.12:622

В.М. Павловец

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ СУШКИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ

Представлена характеристика технологических участков «сырого» тракта производства железорудных окатышей, на которых может быть организована последовательная многоступенчатая сушка материалов. Исследование сушки окатышей проводили в лабораторных условиях, моделирующих сушку окатышей на работающем окомкователе (участок А), на участке выдачи сырых окатышей из окомкователя на транспортёрную ленту (участок Б) и на участке В транспортировки окатышей от окомкователя до обжиговой машины.

The characteristic of technological sites of a «crude» path of manufacture nodulize on which consecutive multistage drying of materials can be organized is presented. Research of drying it nodulize is spent in the laboratory conditions modelling drying nodulize on working pelletize, on a site of delivery crude nodulize from pelletize on carrier a tape and on a site of transportation nodulize from pelletize up to roast vehicle.

Продувкой слоя влажных железорудных окатышей нагретыми струями сжатого или высоконапорного вентиляторного воздуха на технологических участках «окомкователь - транспортерная лента» можно осуществить предварительную многоступенчатую сушку окатышей и снизить их влажность. Окатыши, обработанные струями нагретого до 300 – 350 °С сжатого воздуха на «влажных» участках технологической цепи, содержат существенно меньшее количество слабосвязанных частиц на своей поверхности, что позволяет уменьшить запыленность горновых газов, отходящих от теплотехнического агрегата. Организация режимов продувки (предварительной сушки) зависит от особенностей движения слоя окатышей на соответствующих участках производственной цепи. Технологических участков, расположенных по ходу движения влажных окатышей, может быть, как минимум, три. Для производственной цепи аппаратов, содержащих тарельчатый окомкователь, первый участок (участок А) представлен

рабочим пространством окомкователя, где происходит формирование сырых окатышей. Второй участок (участок Б) – это технологическое пространство, на котором происходит выдача окатышей из окомкователя на транспортерную ленту. На третьем участке (участок В) сырые окатыши транспортируют к обжиговому агрегату. На участке А предварительная сушка может быть организована продувкой струями пересыпающегося (циркулирующего) слоя окатышей на работающем окомкователе непосредственно перед выдачей кондиционных окатышей из тарели [1]. Сопла сжатого воздуха, установленные к слою под углом в  $90^\circ$ , располагаются в нижней части тарели в зоне циркуляции потока сырых кондиционных окатышей. На этом участке окомкователя рост массы и размеров окатышей практически завершен и, перед тем, как покинуть рабочее пространство тарельчатого окомкователя, перевалившись через борт, они совершают циркуляционное движение с невысокой скоростью (менее 0,5 м/с) в течение 20-30 с. Предварительной сушке способом продувки благоприятствует вращательное движение окатышей, которые перекатываются на верхнем горизонте комкующегося слоя. При этом поверхность окатышей, обращенная к нагретым струям, постоянно обновляется. Размеры продуваемого (высушиваемого) слоя на этом участке минимальные и не превышают 1-2 диаметров окатышей, т.е. около 15-30 мм. Влажная шихтовая пыль, образующаяся при продувке слоя, остается в рабочем пространстве окомкователя и усваивается движущимся слоем влажных окатышей. Участок Б технологической цепи, где возможна продувка слоя и предварительная сушка окатышей, находится между бортом тарели и транспортерной лентой. На этом участке происходит выдача окатышей из окомкователя и поток сырых кондиционных окатышей свободно падает из тарели на ленточный транспортер с высоты 0,6-1,0 м (она зависит от высоты борта) с расходом, равным производительности окомкователя. На участке Б можно реализовать достаточно большое количество режимов предварительной сушки окатышей. Слой окатышей может быть продут нагретым воздухом по одной из применяемых на практике схем: в режиме прямо- и противотока, перекрестного тока. Подбором параметров продувки на этом участке можно снизить скорость падения окатышей и направление движения слоя, уменьшить вероятность разупрочнения окатышей при ударе [2]. Поток сырых материалов можно ограничить каналами простой (прямолинейным, спиральным) формы или каналами более сложного профиля и сечения. Каналы, по которым движутся сырые окатыши от окомкователя к ленте, могут быть выполнены из резины, прорезиненной

ткани, термопластмассы или металла. Основное теплотехническое требование к ним – наличие теплоизоляции. Температура горячего воздуха на входе в канал не должна превышать 300-350 °С. Наиболее существенным недостатком режимов предварительной сушки окатышей на участке Б являются ограничения по давлению и скорости воздуха. Здесь наиболее эффективен вентиляторный воздух, т.к. сжатый воздух (в частности в противоточном режиме) ограничивает движение материалов, поэтому пылеобразование на этом участке практически отсутствует. Участок В технологической цепи, где возможна реализация предварительной сушки способом продувки плотного слоя сырых окатышей, движущегося со скоростью 0,8-1,2 м/с, это транспортерная лента длиной до 30 м от места выдачи сырых окатышей из окомкователя до загрузочного устройства на обжиговой машине. Особенность этой схемы продувки слоя заключается в том, что над слоем устанавливают малогабаритный горн, снабженный дутьевыми соплами диаметром 5-10мм для подачи нагретого воздуха. Многочисленные струи нагретого воздуха, истекающего из сопел, располагаются на небольшой высоте (5-50мм) над поверхностью плотного слоя влажных окатышей. Достоинством участка В для предварительной сушки является относительно малая высота (50-150 мм) и ширина (500-800 мм) слоя окатышей.

Цель настоящей работы – опытным путем показать возможность предварительной сушки сырых окатышей продувкой движущегося в перекрёстном токе (участок А), неподвижного (участок В) и свободно падающего слоя материалов (участок Б) низкотемпературным потоком горячего воздуха, подаваемым в противоточном режиме.

Схема экспериментальной установки (рисунок 1), моделирующей работу участков А и Б, методика экспериментов представлены в источнике [3].

Ее основой являлся металлический сетчатый поддон, на который загружали сырые окатыши диам. 14,5 – 15,5 мм и влажностью 8,40 – 8,45 %, предварительно полученные на тарельчатом окомкователе из тейского концентрата, содержащего 1 % бентонита. В сетчатом поддоне формировали фрагмент неподвижного плотного слоя окатышей размером 220 × 220 мм и высотой  $h_{сл}$ , равной 50, 100, 150 и 200 мм. Продувку слоя сырых окатышей осуществляли одиночной струей, истекающей из сопла диаметром  $d_0 = 10$  мм, установленным под углом 90° к поверхности слоя окатышей. Сопло имело возможность вертикального перемещения для регулирования расстояния  $L$  между срезом сопла и поверхностью слоя окатышей. Подогрев ком-

прессорного воздуха осуществляли в электропечи СУОЛ. Для улавливания частиц сырой шихты, выдуваемой струей из слоя окатышей, под слоем устанавливали бункер-накопитель, выполняющий функцию пылеуловителя, на дне которого был уложен тканевый фильтр. Вся опытная установка располагалась на чистом листе бумаги размером  $1,5 \times 1,5$  м для визуального и инструментального контроля за пылевыносом с поверхности слоя окатышей. Длительность продувки слоя составляла 20 с.

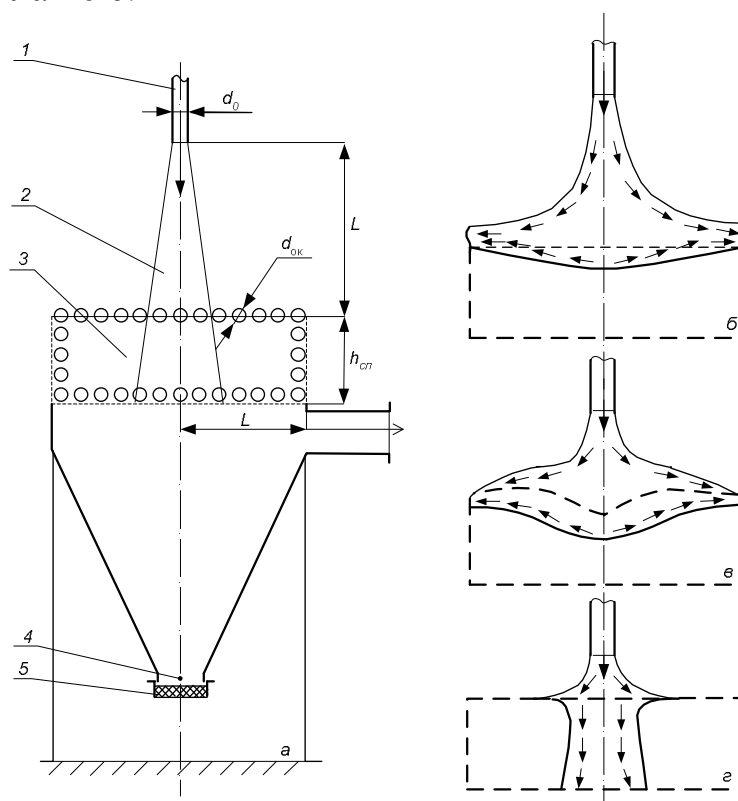


Рисунок 1 – Схема (а) экспериментальной установки для продувки слоя сырых окатышей низкотемпературными струями сжатого воздуха и схематичное изображение режимов взаимодействия струи и слоя окатышей – свободное растекание воздуха на поверхности слоя (б), образование воздушной полости в слое (в), фильтрация воздуха через слой (г):

1 – сопло для подачи нагретого сжатого воздуха; 2 – струя горячего воздуха; 3 – слой сырых железорудных окатышей; 4 – бункер-накопитель уловленной пыли; 5 – тканевый фильтр

После эксперимента слой окатышей разбирали и отбирали пробы окатышей на нескольких горизонтах (при  $h = 0$ ,  $h = 25$  и  $h = 50$  мм, где  $h$  – расстояние от поверхности слоя окатышей до соответствующего горизонта слоя). Горизонтальной координатой слоя был параметр  $l/d_0$ , где  $l$  – расстояние от оси струи до соответствующего места

отбора проб в горизонтальной плоскости на определенном уровне слоя;  $d_0$ -диаметр сопла. Отбор проб начинали с оси слоя, совпадающей с осью струи ( $l/d_0 = 0$ ), и заканчивали на границе слоя ( $l/d_0 = 11$ ). У окатышей, взятых из слоя, определяли влажность и прочность на сжатие. Затем рассчитывали безразмерную влажность окатышей, по которой оценивали степень удаления влаги из материала

$$\Theta_W = W_H/W_K,$$

где  $W_H$  и  $W_K$  – влажность окатышей до и после продувки, %.

Во время продувки измеряли температуру горячего воздуха по сечению струи, после чего рассчитывали безразмерную температуру  $\Theta_t$  струи по формуле

$$\Theta_t = \frac{t_i - t_{o.c}}{t_c - t_{o.c}},$$

где  $t_i$  – температура воздуха на оси струи у поверхности слоя, °С;  
 $t_{o.c}$  и  $t_c$  – температура окружающей среды и воздуха на срезе сопла, °С.

Результаты экспериментов представлены на рисунках 2 – 6. Как было установлено (рисунок 2), при продувке слоя нагретой струей воздуха происходит сушка влажных окатышей, поверхность которых интенсивно теряет влагу. Степень удаления влаги из окатышей зависит от глубины  $h$  их расположения в слое, удаленности от оси струи (от параметра  $l/d_0$ ) в горизонтальной плоскости, от геометрических ( $L$ ) и тепловых ( $t_c$ ,  $\Theta_t$ ) характеристик струи. Если продувать слой в интервале значений  $\Theta_t$ , равных 0,18 – 0,32, то сушатся окатыши преимущественно верхних горизонтов слоя ( $h = 0 \div 25$ мм), причем на границе слоя ( $l/d_0 = 11$ ) значения  $\Theta_W = 0,88 \div 0,92$  достаточно близки значениям параметра  $\Theta_W = 0,81 \div 0,83$  на оси ( $l/d_0 = 0$ ) струи.

В этом режиме продувки окатыши на поверхности слоя высотой  $(1 \div 2)d_{ок}$  сушатся с достаточно высокой равномерностью. Если продувать слой в интервале значений  $\Theta_t$ , равных 0,32 – 0,56, то в этом случае режим свободного растекания сопровождается деформацией слоя и образованием воздушной полости. Расход воздуха, участвующий в фильтрации слоя, увеличивается, и поток проникает на глубину 50 мм. Наибольшее удаление влаги из окатышей происходит в осевой зоне струи, где  $\Theta_W = 0,91$ . Поскольку расход воздуха, участвующего в

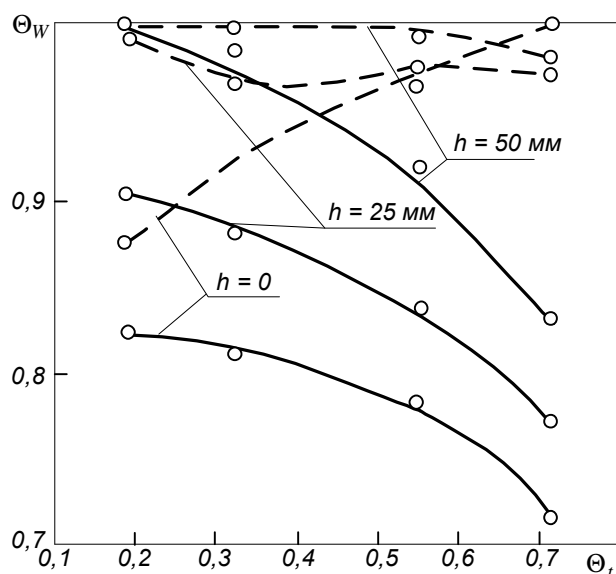


Рисунок 2 – Зависимость безразмерной влажности окатышей от параметра  $\Theta_t$  на разных горизонтах слоя при  $t_c = 100\text{ }^\circ\text{C}$ : — — —  $l/d_0 = 0$ ; - - -  $-l/d_0 = 11$

режиме свободного растекания по поверхности слоя ( $h = 0$ ) уменьшается, то сушка окатышей на границе слоя также ухудшается и параметр  $\Theta_w$  повышается до 0,97. То же характерно для глубины слоя, превышающей 25 – 30 мм, где окатыши практически не сушатся и параметр  $\Theta_w$  не ниже 0,97 – 1,0. При значениях  $\Theta_t > 0,56$  преобладает режим фильтрации (чистой продувки), когда удаление влаги происходит на всех горизонтах слоя в границах горячей струи, достигая значений  $\Theta_w$ , равных 0,71, 0,76 и 0,81 соответственно при  $h$ , равных 0, 25 и 50 мм. При  $\Theta_t = 0,56 \div 0,74$  процесс сушки переносится в глубину слоя окатышей. Поскольку основной объем горячего воздуха поступает в слой, то на его поверхности растекание воздуха незначительно, поэтому на границе слоя удаление влаги из окатышей минимально и параметр  $\Theta_w$  не ниже 0,98. Как показывают эксперименты (рисунок 3), прочность  $\Pi$  окатышей меняется в зависимости от параметров  $\Theta_w$  и  $\Theta_t$ .

Основная причина роста прочности с 6,5 Н/окатыш у сырых окатышей до 32,8 Н/окатыш у полностью сухих заключается в изменении структуры сырых окатышей при уменьшении их влажности после продувки слоя. Во время продувки слоя и сушки окатышей происходит изменение структуры, и окатыши переходят от влажного упруго-пластичного состояния ( $\Theta_w = 0,8 \div 1,0$ ) в упруго-пластично-хрупкое ( $\Theta_w = 0,4 \div 0,8$ ), далее – в упруго-хрупкое ( $\Theta_w = 0,2 \div 0,4$ ) и в хрупкое

( $\Theta_w = 0 \div 0,2$ ). Последнее состояние характерно для полностью сухих окатышей. Этот переход сопровождается образованием прочных сетчатых коагуляционных структур от связывания частиц шихты зернами бентонита. Полнота перехода бентонита в коагуляционное состояние зависит от влажности окатышей и параметра  $\Theta_w$ , в соответствии с которым формируется определенный уровень прочности окатышей.

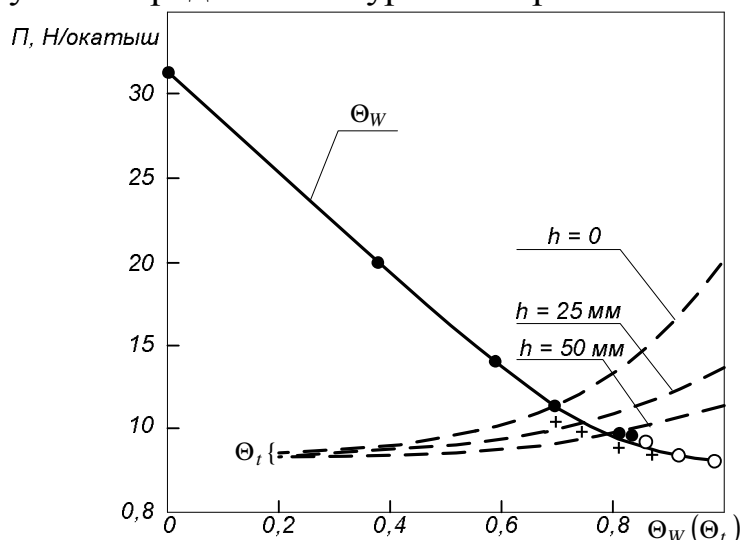
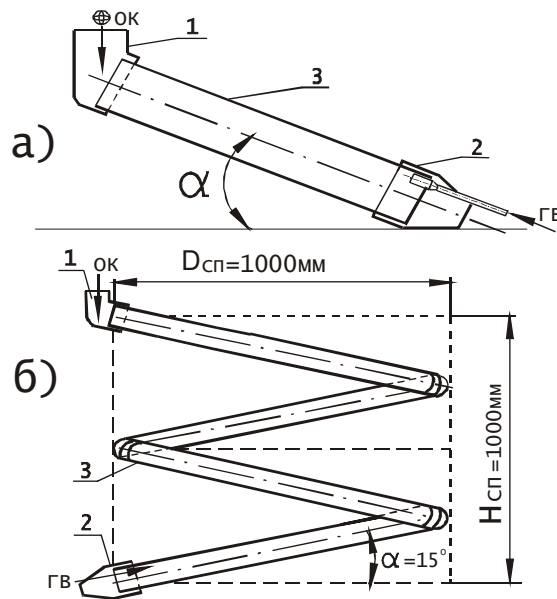


Рисунок 3 – Зависимость прочности окатышей от параметров  $\Theta_w$  и  $\Theta_t$  на различных горизонтах слоя окатышей при  $t_c = 100$  °C:  
 ● –  $h = 0$ ; + –  $h = 25$  мм; ○ –  $h = 50$  мм

Для реализации задачи, моделирующей работу участка Б, использовали две экспериментальные установки, схемы которых показаны на рисунке 4. Обе установки снабжены загрузочным устройством, куда самотёком из бункера - питателя подавали влажные окатыши. Окатыши в установках I и II двигались по каналам сверху вниз в режиме противотока в потоке восходящего горячего воздуха. Установка I представлена прямой круглой трубой длиной 2,0 м, наклонённой под углом  $\alpha$  к горизонту. Угол наклона трубы к горизонту изменялся от 30 до 90°. Труба выполнена из резины достаточно высокой жесткости и выдерживала температуру до 350 °C. Экспериментальная установка II представлена резиновой трубой длиной 6,2 м, намотанной на жесткий каркас размером 1000 × 1000 мм, в форме спирали с числом оборотов, равным 1,8.

Угол наклона витков спирали к горизонту был постоянным и составлял 15°. Длина и диаметр каналов в установках I и II оставались неизменными. Расход горячего воздуха контролировали счётчиком газа РС-40М. Окатыши диаметром 15,0 – 16,0 мм влажностью 8,4%





1-загрузочное устройство для окатышей; 2-приемное устройство для окатышей (накопитель); 3-резиновая труба, ( $d_{тр}=0,048м$ ).  
 а) установка I-прямой канал ( $L_{тр}=2,0м$ ); б) установка II- спиральный канал ( $L_{тр}=6,2м$ ); ОК-окатыши; ГВ-горячий воздух.

Рисунок 4 – Схемы экспериментальных установок

были предварительно получены на тарельчатом окомкователе диаметром 0,62 м. Для исключения подсыхания окатыши были помещены в эксикатор. Изменяемыми параметрами были угол наклона трубы к горизонту (установка I), расход и температура воздуха (установка II). В экспериментах измеряли температуру воздуха на входе и на выходе из каналов, температуру окружающего воздуха, температуру трубы. Для измерений использовали ртутные термометры 2-го класса точности. После предварительной сушки в каналах окатыши поступали в приёмное устройство, из которого отбирали пробы (10-15 окатышей) для определения влажности окатышей, значение которой усредняли. Количество удаляемой влаги определяли следующим образом

$$\Delta W = W_n - W_k, \%$$

На рисунке 5 представлены результаты экспериментов предварительной сушки окатышей на установке I, а на рисунке 6 – на установке II.

Установили, что максимальное количество влаги, удалённой из окатышей на установке I составило 0,81% (абс.), а на установке II – 1,22% (абс.) при  $t_b = 150 \text{ } ^\circ\text{C}$ . Можно прогнозировать, что повышение температуры воздуха позволит повысить степень влагоудаления из окатышей. Причём конвективный перенос тепла протекает от тепло-

носителя к окатышам, перекачиваемым на поверхности горячих каналов от загрузочного устройства к накопителю.

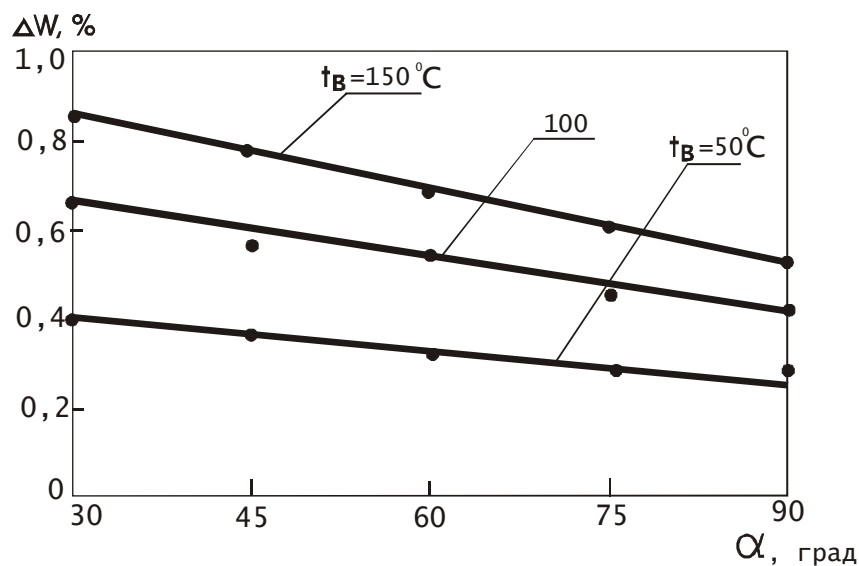


Рисунок 5 – Зависимость количества удаленной из окатышей влаги от угла наклона прямого канала для установки I.

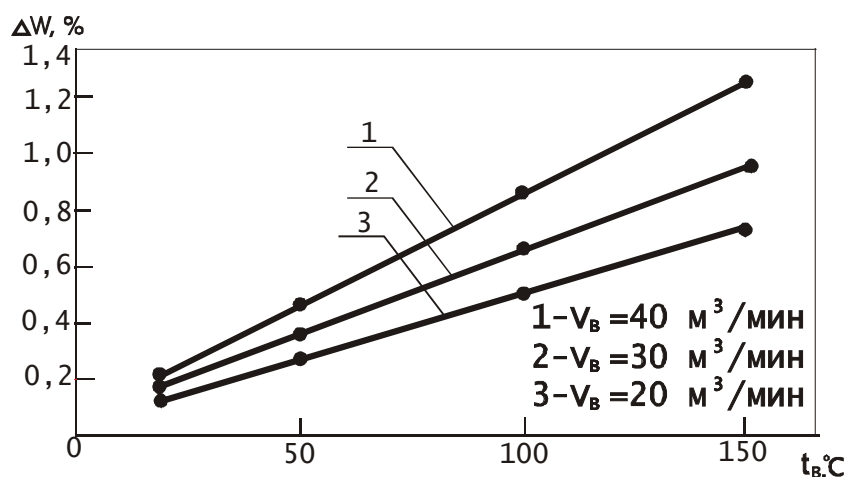


Рисунок 6 – Влияние температуры горячего воздуха на влагоудаление из окатышей, движущихся по спиральному каналу установки II.

Особенностью режимов предварительной сушки является противоточное движение окатышей в восходящем потоке горячего воздуха. Часть тепловой энергии передаёт окатышам горячая поверхность трубы. Эти факторы благоприятны для предварительной сушки окатышей. Влага испаряется из тонкого поверхностного слоя толщиной 2 - 3 мм, температура которого превышает 100 °C на выходе из канала установки II при t<sub>B</sub> = 150 °C. Механизм сушки при t<sub>B</sub> > 100 °C преимущественно термический, активированный бародиффузией. При низких температурах теплоносителя (t<sub>B</sub> < 100 °C) преобладает баро-

диффузионный перенос влаги в газовую фазу. Обе установки имеют аэродинамические особенности, ограничивающие интенсивность предварительной сушки окатышей по скорости горячего воздуха. В частности, при высокой скорости воздуха, превышающей верхний предел скорости витания, окатыши застревают в канале и происходит их выброс. Для окатышей диаметром 15,0 – 16,0 мм её расчётная величина для установки I ( $\alpha = 90^\circ$ ) составляет 27,8 – 30,2 м/с. Для стабильного схода материалов с уменьшением  $\alpha$  требуется снижение скорости воздуха в канале. Поэтому для установки II ( $\alpha = 15^\circ$ ) стабильная работа устройства обеспечивалась максимальной скоростью воздуха (на свободное сечение), равной 3,6 – 3,8 м/с. Установка I ( $\alpha \geq 30^\circ$ ) способна работать при более высокой скорости воздуха (4,4 – 4,6 м/с). Эти скорости горячего воздуха может обеспечить низконапорный вентилятор типа ВВД-28-300М. Для установки II увеличение угла наклона ветвей спирали сокращает длину канала и, наоборот, уменьшение угла наклона спирали увеличивает длину канала и число оборотов спирали. Это требует уменьшения скорости и расхода  $V_v$  горячего воздуха. Одновременно увеличивается длительность термообработки до 15–20 с. Достоинством установки II, обладающей более протяжённым каналом, является высокая степень теплообмена между воздухом и окатышами. В частности, на входе в канал при температуре горячего воздуха 150 °С на выходе из канала она составляет 28 – 30 °С при  $t_{oc} = 16$  °С. Для опытных установок не выявили ограничений по температуре горячего воздуха.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент № 2236472. Способ сушки окатышей. Россия. Павловец В.М. Выдан 20.09.2004 //, Изобретения, полезные модели, 2004. № 26. Заявка № 20031091115/02 от 31.03.2003 г.
2. Патент № 2241048. Способ сушки окатышей. Россия. Павловец В.М. Выдан 27.11.2004 // Изобретения, полезные модели, 2004. № 33. Заявка № 2003130655/02 от 16.10.2003 г.
3. Павловец В.М. Продувка слоя влажных железорудных окатышей низкотемпературными струями сжатого воздуха // Изв. вуз. Чёрная металлургия, 2006. №2. с. 7-12.

УДК 548:549.641.22:669.295

А.А. Пермяков, Н.Ф. Якушевич, А.А. Назарова,  
Н.И. Кувшинникова  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## ТИПОМОРФНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОЗИТА В СОСТАВЕ ШЛАКОВ ТИТАНО-МАРГАНЦЕВЫХ ЛИГАТУР

Титанозит TiO установлен и детально изучен в шлаках титано-марганцевых лигатур. Он имеет глобулярно-скелетную форму кристаллов, содержит изоморфные примеси Fe, Al, Mn, Ca, находится в тесной парагенетической ассоциации с металлом, шпинелидами, корундом и алюмопсевдобрукитом. Твердость титанозита колеблется в пределах 1550-1682 HV.

Titanosite (TiO) was established and studied in details in the slag of the titanium-manganese alloy. It has the spheroidal-skeletal form of crystals. It contains the isomorphic impurity of Fe, Al, Mn and Ca. It is in close paragenesis with metal, spinel- lides, corundum and aluminapseudobrookit. The hardness of titanosite is 1550-1682 HV.

В качестве исходного минерального сырья для покрытий сварочных электродов обычно используют дорогостоящие рутиловые концентраты и низкоуглеродистый ферромарганец. Актуально заменить их более дешевым ильменитовым концентратом (55-65 % TiO<sub>2</sub>) и марганцеворудным концентратом Жайремского ГОКа (42 % Mn) и полученными из него лигатурами. В настоящее время шихты покрытий подбираются произвольно без четких теоретических обоснований и технолого-минералогического контроля. В СибГИУ под руководством Н.Ф. Якушевича [1, 2] были разработаны составы исходных шихт, проведены комплексные исследования лигатур. Технолого-минералогические исследования исходного минерального сырья и синтезированных продуктов нами проведены в Лаборатории экологии и комплексного исследования минеральных отходов СибГИУ [3, 4]. В процессе исследования были детально изучены минералы шлаков, редко встречаемые в геологических условиях.

Синтез лигатуры осуществлялся в крупнолабораторной установке, собранной из двух графитовых тиглей емкостью 10 л. Нижний тигель служил приемником жидкого металла, образующегося в про-

цессе синтеза и вытекающего из реактора через отверстие диаметром 9 мм в днище реактора, что предотвращало науглероживание металла за счет длительного контакта с днищем графитового тигля при высоких температурах и обеспечивало хорошее отделение металла от шлака, закалку металла в холодном приемнике и отсутствие ликвации в сплаве. Верхний тигель служил непосредственно реактором. В него загружалось 12 кг порошковой шихты. Общая высота слоя шихты составила 230 мм. Температура в реакторе измерялась с помощью вольфрам-рениевой термопары. В загруженном виде реактор помещался в нагревательную установку, где в течение 6 часов нагревался до температуры 400 °С. Часть шихты (5,5 кг) была загружена в 7 алюминиевых контейнеров, которые нагревались вместе с реактором до температуры 400 °С. Нагретый до 390 °С реактор с шихтой помещался в металлоприемник, в лунки для запальной смеси укладывались три бумажных патрона, в каждом из которых помещалась смесь: 2 г селитры, 2 г алюминиевого порошка, 1 г магниевой стружки, реактор накрывался крышкой с отверстием для выхода газов и ввода контейнеров с добавками шихты, после чего был осуществлен запал шихты. Проплавление шихты проходило спокойно без выбросов шихты и выплесков шлака. Рост температуры в нижней части реактора в месте установки термопары начался примерно через 1 мин с момента зажигания запальной смеси и через 1,5 мин достигал температуры 1650 °С. С этого момента началось кипение расплава, сопровождавшееся обильным выделением газов и пыли. Контейнеры с алюминием последовательно вводили в зону реакции, что позволило увеличить время синтеза при 1650-1910 °С до 5 мин и обеспечить полное восстановление и хорошую отсадку металла. К концу восьмой минуты синтез и газовыделение практически прекратились ( $t=1600$  °С), а к концу девятой минуты при  $t=1450$  °С прекратилось снижение температуры (началась эвтектическая кристаллизация конечного расплава). В результате плавки получено: лигатуры в виде слитка и корольков - 4,165 кг и шлака - 12,863 кг. Из шлака для технолого-минералогического анализа отобраны пробы на минералогические исследования и определения возможности их использования.

**Титанозит** TiO представляет собой самый низший из всего ряда окисел титана. В литературе мы не встречали названия этого минерала, так как в природных минеральных ассоциациях он не встречается. Поэтому мы предлагаем называть его **титанозитом**. название будет означать: титан - главный металл, «О» - класс оксидов, «З» - закисный оксид, «ит» - от литос, что означает буквально камень или минерал.

Минеральный состав титановых шлаков представлен ниже:

	Содержание, %		
	Ti-1	Ti-2	Ti-3
Металл (Fe, Mn, Ti)	1.04	4,02	6,18
Титанозит (TiO)	21.49	23.11	24.76
Шпинель (Mg, Fe, Ti, Mn) <sub>1-x</sub> (Al, Ti, Fe) <sub>2-2/3x</sub> O <sub>4</sub>	41.93	37.9	29.21
Титановый корунд (Al, Ti) <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5.81	7.67	7.93
Алюмопсевдобрукит (Al, Ti, Fe) <sub>2</sub> TiO <sub>5</sub>	19.83	23.97	24.71
Рутил (TiO <sub>2</sub> )	0.42	0.52	0.48
Титанит (CaTiSiO <sub>5</sub> )	3.53	1.66	1.32
Кнебелит ((Mn, Fe) <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub> )	3.22	-	3.49
Силикатное стекло	2.73	2.17	1.92
Карбид титана (TiC)	субмикроскопические включения		

Впервые описание монооксида титана было выполнено академиком Белянкиным [5], более поздние исследования [6] добавили к этому описанию немного.

Кристаллизуется титанозит в кубической системе Fm3m с периодом решетки  $a_0 = 4,24 \text{ \AA}$ . Для стехиометрического соединения TiO  $a_0 = 4,1766 \pm 1,0001 \text{ \AA}$ , уд. вес 4,917 г/см [7]. В исследованных шлаках период решетки колеблется от 4,15 до 4,25  $\text{\AA}$ . Понижение параметра решетки обусловлено ее дефектностью, за счет изодиморфной примеси шпинелидов или катионов более высокой валентности.

Титанозит редко присутствует в чистом виде. Изоморфно он может неограниченно растворять Fe, Mg, Cr, V. Титанозит с Mn и Ca образует несовершенную изоморфную смесь.

Кристаллохимическая формула титанозита с учетом химического состава шлаков из различных плавок имеет следующий вид:

$(\text{Ti}_{0.75}\text{Fe}_{0.11}\text{Mg}_{0.06}\text{Mn}_{0.08})\text{O}$  – из шлака Ti-1

$(\text{Ti}_{0.81}\text{Fe}_{0.12}\text{Mg}_{0.06}\text{Mn}_{0.01})\text{O}$  – из шлака Ti-2

$(\text{Ti}_{0.72}\text{Fe}_{0.15}\text{Mg}_{0.09}\text{Mn}_{0.03})\text{O}$  – из шлака Ti-3

Кроме изоморфных примесей титанозит содержит пойкилитовые включения TiN и TiC.

Содержание Mn и других изоморфных примесей в титанозите пропорционально, содержанию его в шлаке. Рентгеноструктурные исследования подтверждают наш кристаллохимический пересчет формул титанозита. Там, где изоморфной примеси Mn в титанозите

больше (Ti-1 и Ti-3), межплоскостные расстояния увеличены по сравнению с таковыми Ti-2.

Межплоскостные расстояния титанозита, Å

hkl	I	Вюстит [2] $d_{hkl}$	Титанозит (расч.) $d_{hkl}$	Шлака Ti-1 $d_{hkl}$	Шлака Ti-2 $d_{hkl}$	Шлака Ti-3 $d_{hkl}$
111	8	2,486	2,423	2,45	2,40	2,42
200	10	2,153	2,098	2,08	2,07	2,095
220	6	1,523	1,484	1,56	1,47	1,484

Зависимость параметров ячейки титанозита от валового содержания окислов марганца в шлаке представлена на рисунке 1.

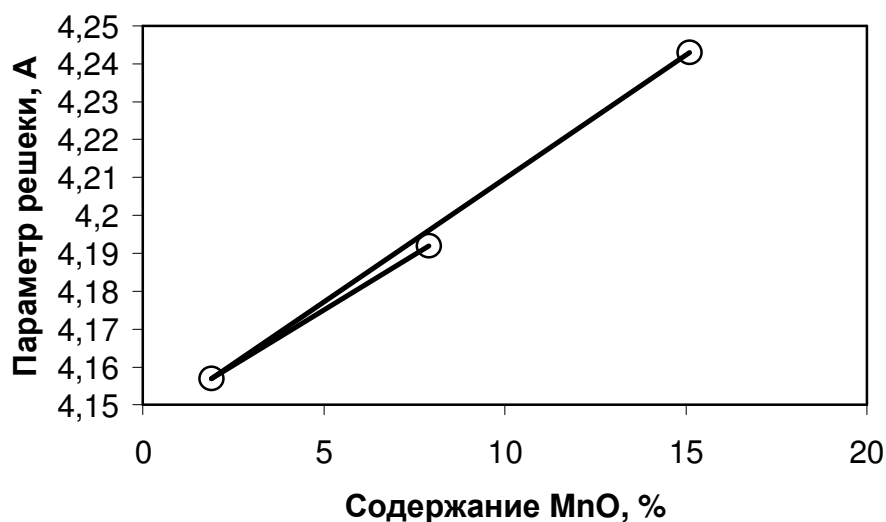


Рисунок 1 – Зависимость параметра решетки титанозита от содержания MnO

Форма кристалла титанозита – кубоктаэдр с неравномерным развитием граней гексаэдра и октаэдра. Кристаллы чаще всего кривогранные, антискелетные. Изменения относительных энергий разных граней титанозита в процессе их развития показывают, что они всегда шероховатые, следовательно, новые слои зарождаются в центре грани, т.е. нормальный рост преобладает над тангенциальным. Близкие значения энтропии кристаллизации граней {111} и {100} обуславливают кубоктаэдрический габитус кристаллов титанозита. Скелетные кристаллы титанозита на основании полученного расчета должны иметь форму ромбододекаэдрического реберного пучка, каждый луч которого состоит из кубоктаэдрических субиндивидов, что полностью соответст-

вует данным наших кристалломорфологических исследований. Реальная форма скелетного титанозита представлена на рисунке 2.



Рисунок 2 – Глобулярно-скелетная форма титанозита (белое). Изометричные кристаллы шпинели (серое) и удлиненные кристаллы титанистого корунда (темно-серое), отраженный свет, иммерсия,  $\times 750$

Кристаллизуется в форме глобулярно-изометричных (рисунок 3) или удлиненных за счет скелетной кристаллизации зерен. Образует сростания с корундом ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) (рисунок 4), шпинелью ( $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ) (рисунок 5), тиалитом ( $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ). При сростании с идиоморфным корундом титанозит образует ксеноморфные формы, свидетельствующие о более поздней его кристаллизации. Двойники и спайность отсутствуют. Иногда образует оторочки и различного рода прорастания. Также имеет способность образовывать эвтектические радиально лучистые сростания со шпинелью и алюмопсевдобрукитом.

Парагенетические ассоциации титанозита в шлаке весьма разнообразны. Металлические включения, как правило, со всех сторон окаймлены титанозитом. Иногда мелкие металлические включения видны непосредственно в кристалле титанозита, однако и в этом случае они, бесспорно, являются пойкилитовыми реликтовыми включениями, на которые нарастает более поздний титанозит. Шпинель содержит синтаксиальные и эксклюзионные включения титанозита. В процессе кристаллизации шпинели изоструктурные компоненты титанозита накапливаются в кристаллизационном дворике растущего кристалла шпинели. При достижении критической концентрации они эпитаксиально нарастают на поверхности кристалла шпинели, образуя типичные эвтектические прорастания. Титанозит в этом случае образует упорядоченный рой глобулярных вращаний в шпинели (рисунок 3).





Рисунок 3 – Титанозитовые (белое) и алюмопсевдобрукитовые (светло-серое) эвтектические прорастания, шпинель и корунд – черные, шлак Ti-2, отраженный свет, иммерсия,  $\times 1500$

Часть компонентов титанозита изодиморфно растворяется в растущем кристалле шпинели, образуя высокозаокисную титансодержащую шпинель, гомогенную только при высокой температуре. С понижением температуры происходит эксклюзионный распад с выпадением изометричных выделений титанозита и пластинчатых ульвита  $\text{Fe}_2\text{TiO}_4$ , ориентированных параллельно гексаэдрическим плоскостям (рисунок 6).

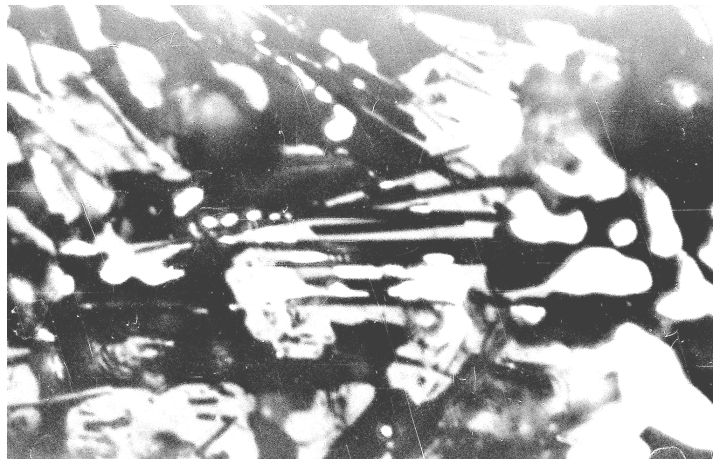


Рисунок 4 – Титанозит (светлое) образует глобулярные зерна в сростании с идиоморфными, пластинчатыми кристаллами корунда (черные). В процессе кристаллизации корунд расщепляется по пинакоидальным граням за счет эпитаксиального нарастания алюмопсевдобрукита (серое), шлак Ti-2, отраженный свет, иммерсия,  $\times 1500$

После завершения кристаллизации шпинели в межзеренных интерстициях накапливается тонко кристаллическая сыпь титанозита, четко подчеркивающая контуры кристаллов шпинели. После завершения кристаллизации титанозита образуется алюмопсевдобрукит. Он захватывает пойкилитовые включения титанозита и шпинели или зонально обрастает кристаллы титанозита.

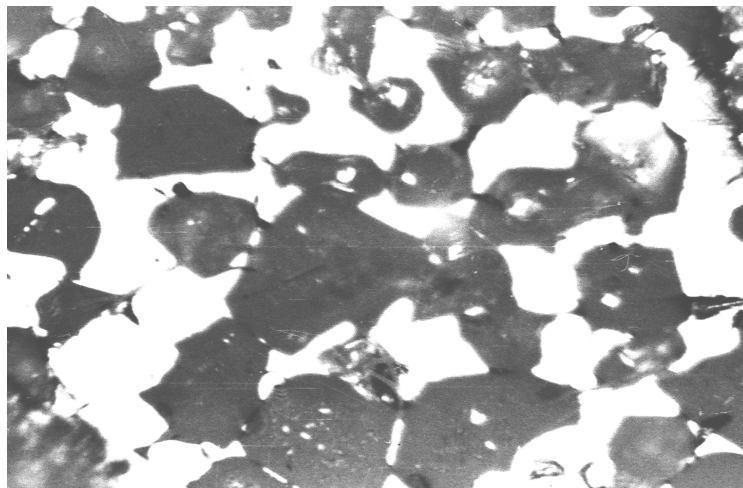


Рисунок 5 – Изометричные кристаллы шпинели цементируются ксеноморфным титанозитом, в котором наблюдаются игольчатые включения рутила, шлак Ti-2, отраженный свет, иммерсия,  $\times 750$

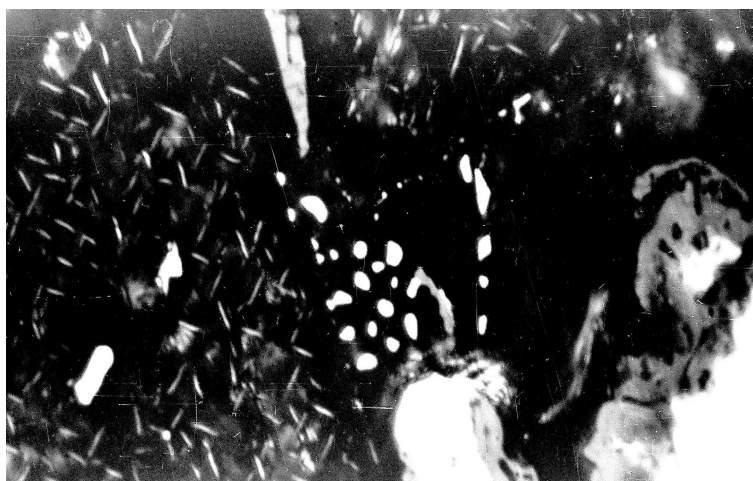


Рисунок 6 – Эксклюзионная структура прорастания шпинели ульвитом и титанозитом, шлак Ti-2, отраженный свет, иммерсия,  $\times 1500$

Физические свойства титанозита: непрозрачен, оптически изотропен, макроскопический цвет черный. Отражательная способность высокая. В отраженном свете золотисто-желтый. В темном поле не-

прозрачен. В поляризованном свете эффект анизотропии отсутствует. У твердых растворов - TiN золотисто-желтая окраска приобретает оранжевый оттенок, а у TiO - TiC - розоватый. Плотность 4,93, твердость 1600 HV. Непластичен, полируется хорошо.

Кристаллохимические особенности и парагенезис титанозита указывают на то, что он образует со шпинелью изодиморфную смесь. Заниженные параметры кристаллической решетки, не смотря на наличие изоморфной примеси крупных катионов марганца, указывают на частичную растворимость шпинелидных компонентов в структуре титанозита. Наличие эксклюзионных включений титанозита в шпинели так же свидетельствует о частичной растворимости титанозитов в шпинели. Это в свою очередь указывает, что в шпинели присутствует изоморфная примесь титана, которая понижает параметры кристаллической решетки шпинели.

Диагностические признаки. В проходящем свете включения титанозита нельзя отличить от других непрозрачных минералов. В отраженном свете на шлифах распознается легко по весьма характерному золотисто-желтому цвету, округлой форме кристаллов и травимости разбавленной серной кислотой.

Условия образования. Образуется при окислении металлического титана в области высоких температур при большом дефиците кислорода. Может образоваться при окислении нитрида титана и при восстановлении более богатых кислородом окислов титана. Главная масса титанозита образуется при восстановлении высших окислов титана в алюминотермическом синтезе титано-марганцевых лигатур, протекающем в магнетитовых тиглях при температуре 1650-1910 °С. При остывании расплава первыми кристаллизуются металлический титан и шпинелиды. Затем кристаллизуется титанозит.

Титанозитсодержащие шлаки титано-марганцевых лигатур состоят из очень твердых минералов: корунда с твердостью 2055-2191 HV, шпинели - 1378-1505 HV, титанозита – 1550-1682 HV, поэтому могут использоваться в качестве абразивных материалов. Также могут использоваться как огнеупорные материалы, так как температура плавления шпинели 2135 °С, титанозита – 1750-2020 °С, алюмопсевдобрукита – 1890 °С.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А.В. Сафонов (научн. рук.: д.т.н., проф. Н.Ф. Якушевич). Синтез титанмарганцевых лигатур и ферротитана методом внепечной алюминотермической плавки. // Сборник материалов Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Совершенствование методов поиска и разведки, технологии добычи и переработки полезных ископаемых». – Красноярск, 2003. – С. 207-208.
2. Н.Ф. Якушевич, Б.М. Лябошкин, Ю.В. Пожидаев, А.В. Сафонов, Д.А. Ситников. Получение титанмарганцевых лигатур из ильменитовых и марганцеворудных концентратов // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2004. № 4. – С. 20-22.
3. Назарова А.А., Архипова И.С. Кристалломорфология и твердость галаксита// Тр. IX Международный научный симпозиум им. акад. М.А. Усова «Проблемы геологии и освоения недр» – Томск, 2005. С. 105-106.
4. Назарова А.А. Кувшинникова Н.И. О пиррофаните из титаномарганцевых лигатур// Тр. IX Международный научный симпозиум им. акад. М.А. Усова «Проблемы геологии и освоения недр» – Томск, 2005. С. 106-107.
5. Белянкин Д.С. Низшие окислы титана в шлаках алюминотермического процесса / Д.С. Белянкин, В.А. Боголюбов, В.В. Лапин // ДАН СССР, 1949. - Т. 65. - № 5.
6. Литвинова Т.И. Петрография неметаллических включений / Т.И. Литвинова, В.П. Пирожкова, А.К. Петров. – М.: Металлургия, 1971. – С. 184.
7. Минералы. Справочник/ Под ред. Ф.В. Чухрова. М: Наука. 1967. -Том 2, вып. 3. - С. 39-40.
8. Дымкин А.М., Пермяков А.А. Онтогения магнетита (по материалам изучения руд и агломератов). - Свердловск: УНЦ АН. 1984. – 184 с.
9. Пермяков А.А. Морфология скелетных кристаллов магнетита./Записки Всесоюзного минералогического общества. - Ленинград, 1974. -Ч. 103, вып.2. - С. 251-254.

УДК 669.162.288.662.749.2

В.И. Романенко, А.Г. Швец, А.В. Бородулин\*, А.Л. Чайка\*,  
А.И. Швачка\*

КГМК «Криворожсталь», г. Кривой Рог

\*Институт черной металлургии НАН Украины,  
г. Днепропетровск

## К ВОПРОСУ СТАБИЛИЗАЦИИ ДУТЬЕВОГО РЕЖИМА В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Оснащение воздуходувных машин автоматической стабилизацией параметров доменного дутья и противопомпажной защитой повышает эффективность работы системы воздуходувная машина – блок воздухонагревателей – доменная печь.

The equipment of pressure-blowing machines by automatic stabilization of parameters blast blow and guard increases an overall performance of a system the pressure-blowing machine - block air-heating blast furnaces.

В надежной и экономичной работе доменной печи работа системы подачи и нагрева комбинированного дутья играет особую роль. Система подачи дутья в доменную печь представляет сложную комбинацию турбокомпрессоров, воздухонагревателей, трубопроводов, регулирующей и запорной аппаратуры, а характеристики воздуходувных машин во многом определяют параметры высокоэффективной работы доменных печей: производительность печи, расход кокса, ровность хода печи, вынос колошниковой пыли и др. [1 - 4].

Работа турбокомпрессоров, без действенной противопомпажной защиты не обеспечивает безаварийную работу агрегата, так как в случае входа компрессора в глубокий помпаж, возможны серьезные повреждения оборудования. Рабочая зона турбокомпрессора определяется такой, что бы она была удалена от границы помпажа на 0,4 - 0,5 ати, поэтому агрегаты работают с открытым клапаном «СНОРТ», сбрасывая в атмосферу обогащенный кислородом сжатый воздух.. Работая с пониженным давлением нагнетания, нет возможности повышать давление под колошником доменных печей. На комбинате постоянно ведется работа по модернизации системы управления доменными компрессорами и накоплен положительный опыт модернизация с использованием оборудования фирмы «Compressor Controller Corporation», США [1].

Модернизированная система обеспечивает: поддержку заданного расхода обогащенного дутья на доменную печь независимо от ее сопротивления или заданного давления; предотвращение помпажа компрессора с учетом приближения рабочей точки к линии помпажа не более 0,1 ати, что дало повышение давления в нагнетании компрессора на 0,3-0,4 ати; безударное переключение с режима поддержания заданного расхода на режим поддержания заданного давления и обратно по дискретным сигналам от системы управления доменным процессом; регулирование частоты вращения турбокомпрессорного агрегата за счет управления расходом пара приводной паровой турбины; ограничение частоты вращения турбины; автоматический безударный переход из режима поддержания регулируемого параметра, если значение ограничиваемого параметра достигает допустимого значения; непрерывное самотестирование системы с сигнализацией места и характера отказа; сохранение работоспособности системы при отказе датчиков и каналов связи.

В апреле 2004 года и на доменной печи №9 была внедрена система автоматического регулирования и противопомпажной защиты на турбокомпрессоре дутья №12 ТЭЦ – 3. На рисунке1 приведена энергетическая характеристика двух ступеней турбокомпрессора ТВД – 12 доменного дутья на печи №9.

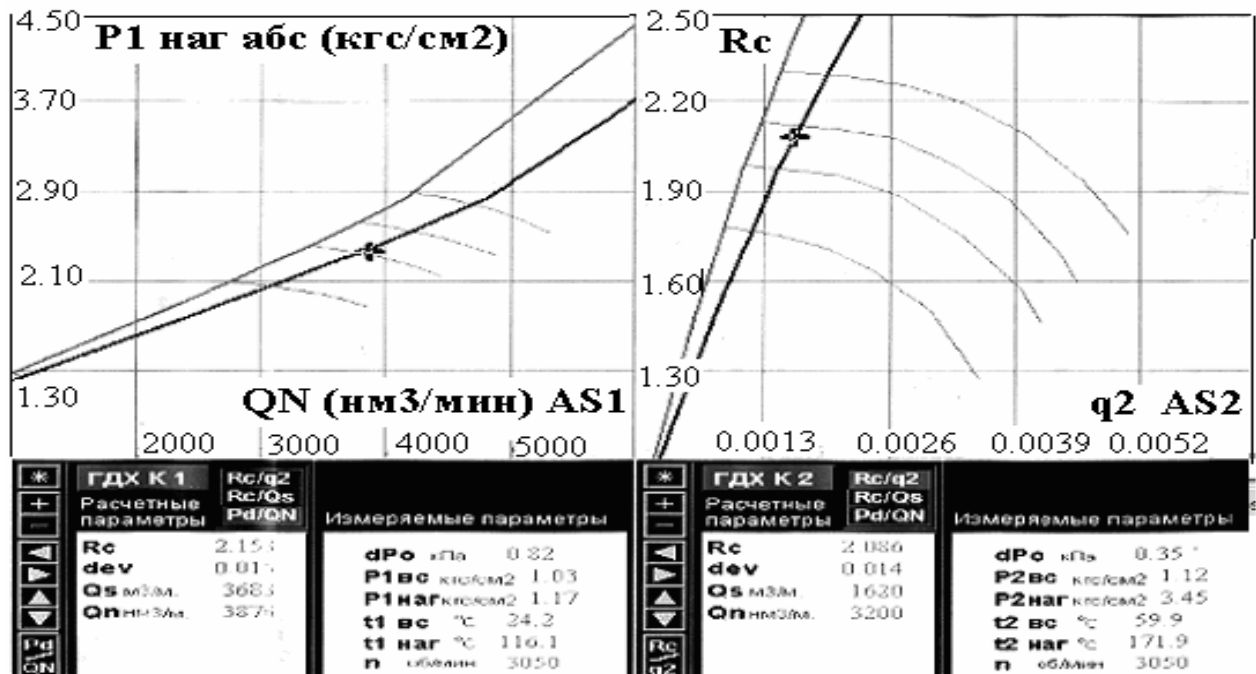


Рисунок 1 – Энергетическая характеристика турбокомпрессора дутья с системой автоматического регулирования и противопомпажной защитой

Доменная печь введена в эксплуатацию в ноябре 2003 года после капитального ремонта I – го разряда. Опыт эксплуатации ТВД – 12 на этой печи показал, что работа доменной печи №9 с вводом системы автоматического регулирования, за счет стабильности дутьевого режима улучшила экономические показатели; система позволяет выполнять пуск агрегата в автоматическом режиме; параметры воздуха, подаваемого в домну, поддерживаются постоянными по расходу и давлению, независимо от сопротивления сети воздухопровод – воздухонагреватель - доменная печь; система автоматически поддерживает заданное содержание кислорода в дутье; система выполняет разгон агрегата для ликвидации резких изменений давления воздуха при заполнении воздухонагревателей. на монитор компьютера выведены все показатели работы агрегата с сигналами об их отклонении от нормы, что позволяет оперативному персоналу вести безаварийный режим работы.

На рисунке 2 сопоставлены параметры доменного дутья на печи №9 при работе этого компрессора и ТВД –13, не оборудованного системой автоматического регулирования и противопомпажной защитой.

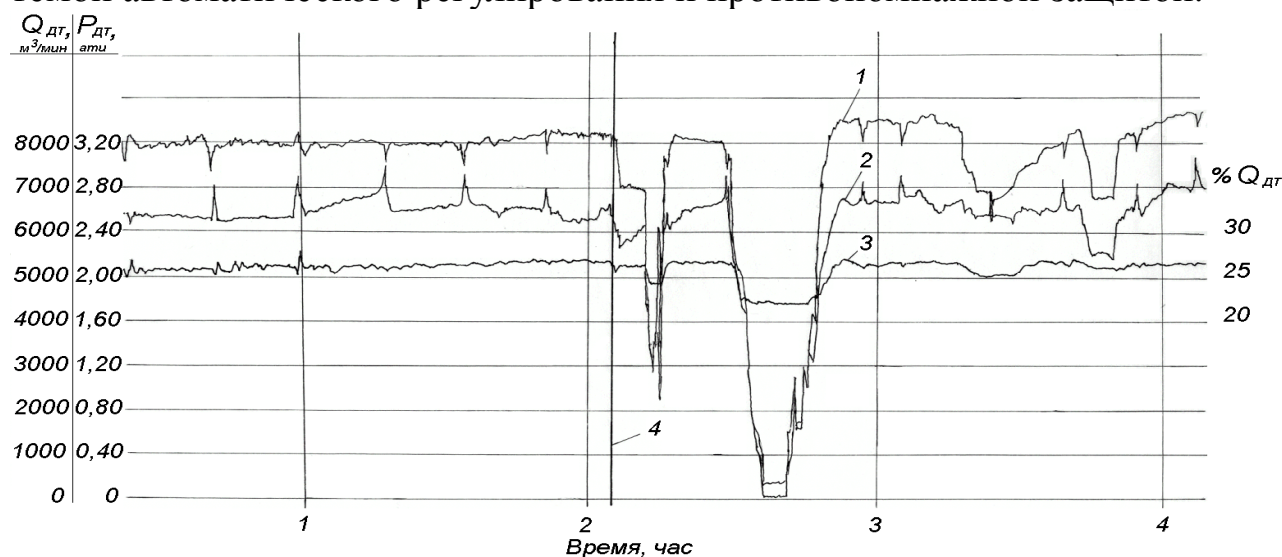


Рисунок 2 – Давление  $P_{ДТ}$ , ати (1), расход  $Q_{ДТ}$ , м<sup>3</sup>/ мин, (2) и содержание кислорода в дутье  $\%O_{ДТ}$  (3) при работе турбокомпрессоров с системой автоматического регулирования и противопомпажной защитой (слева от разграничительной линии 4) и без системы авторегулирования (справа от разграничительной линии 4)

Модернизированная система ТВД №12 позволила сместить рабочую точку турбокомпрессора в зону меньших производительностей без снижения надежности работы агрегата с надежной защитой от

помпажа. За счет этого потери дутья снижены до 7,8% против 14% на турбокомпрессорах без системы автоматического регулирования.

Сопоставление технических показателей доменной плавки и технико – экономическая оценка влияния автоматической стабилизации параметров доменного дутья ТВД 12 ТЭЦ 3 на показатели работы доменной печи №9 выполнена согласно руководящему документу [3] (таблица.1).

Таблица 1 – Влияние автоматической стабилизации параметров доменного дутья ТВД 12 на показатели работы доменной печи

Показатели	Периоды работы доменной печи №9			
	(А I)	(А II)	(В I)	(В II)
Период работы печи, дата	01.02.04 - 31.03.05	01.05.05 - 10.06.05	16 - 26.10.04	01 - 12.10.05
Длительность работы, суток	60	61	11	12
№ воздуходувных машин	ТВД 13/14	12/13 или 12/14	ТВД 13/14	ТВД 12/14
Автостабилизация параметров дутья	нет	есть	нет	есть
Содержание кремния в чугуне, %	0.81	0.77	0.86	0.83
Расход условного топлива, кг/т (чуг)	580	581	579	573
Удельный расход кокса, кг/т (чуг)	452.5	442.0	440.6	441.2
Приведенный расход кокса, кг/т (чуг)	-	449.3	-	436.3
Сокращение приведенного расхода кокса кг/т чугуна	-	-3.2	-	-4.3

Результаты расчетов и показатели работы доменной печи №9 с ноября 2003 по апрель 2005г. в базовые (А I, В I) без автоматизации и со-



поставимые периоды (А II, В II) с автоматизацией показанные в таблица 1. Экономия кокса на доменной печи №9 в периоды работы с автоматизацией составила 3 -4 кг кокса /т чугуна. Основные показатели дутьевого режима работы доменной печи №9, обеспечиваемые параллельной работой двух из трех воздуходувных машин ТВД №12, №13 и №14 ТЭЦ – 3 показаны в таблице 2.

Таблица 2 – Режим работы турбовоздуходувных машин ТЭЦ – 3

Месяцы 2004 г.	Часы работы в месяц турбовоздуходувных машин			Доля времени работы ТВД №12
	ТВД №12	ТВД №13	ТВД №14	
апрель	527	615	453	0,33
май	710	710	0	0,50
июнь	706	230	476	0,50
июль	390	628	427	0,27
август	728	728	0	0,50
сентябрь	651	320	331	0,50
октябрь	381	303	685	0,28
ноябрь	179	498	676	0,13

Стабильность газодинамической работы доменной печи определялась по среднеквадратичным отклонениям давления дутья и колошникового газа (таблица3, рисунки 3 и 4).

О влиянии режима работы воздуходувных машин на стабильность газодинамической работы печи №9 можно судить по доле времени работы ТВД №12 в месяц, оснащенной системой автоматической стабилизации параметров дутья. Время работы ТВД №12 оказывает влияние на давление дутья (рисунок 3). С увеличением времени работы модернизированной ТВД №12 отклонения в давлении дутья уменьшаются, а стабильность дутьевого режима увеличивается.

Таблица 3 – Отклонения в параметрах работы доменной печи № 9

Месяц 2004 г.	<i>среднеквадратичные отклонения параметров работы печи</i>							
	Давления дутья $\Delta P_{д, ати}$	Давления колошника $\Delta P_{к, ати}$	Расхода дутья $\Delta V_{д, м^3/мин}$	Расхода природного газа $\Delta V_{пг, м^3/мин}$	Температур дутья, $\Delta T_{д, °C}$	Расхода кокса $\Delta K, кг/т$ чугуна	Производительности печи $\Delta P, т/сутки$	Показаний термомпар шахты $\Delta T_{ш, °C}$
IV	0.1312	0.1104	191	12	13	13	610	25
V	0.129	0.146	328	9	13.4	55	1551	34
VI	0.071	0.074	127	17	9	14	662	21
VII	0.118	0.140	154	26	10	56	1294	28
VIII	0.132	0.114	240	18	21	11	772	37
IX	0.082	0.078	163	27	23	24	1730	37
X	0.156	0.150	431	21	39	26	2053	46
XI	0.231	0.155	387	23	33	54	1778	45

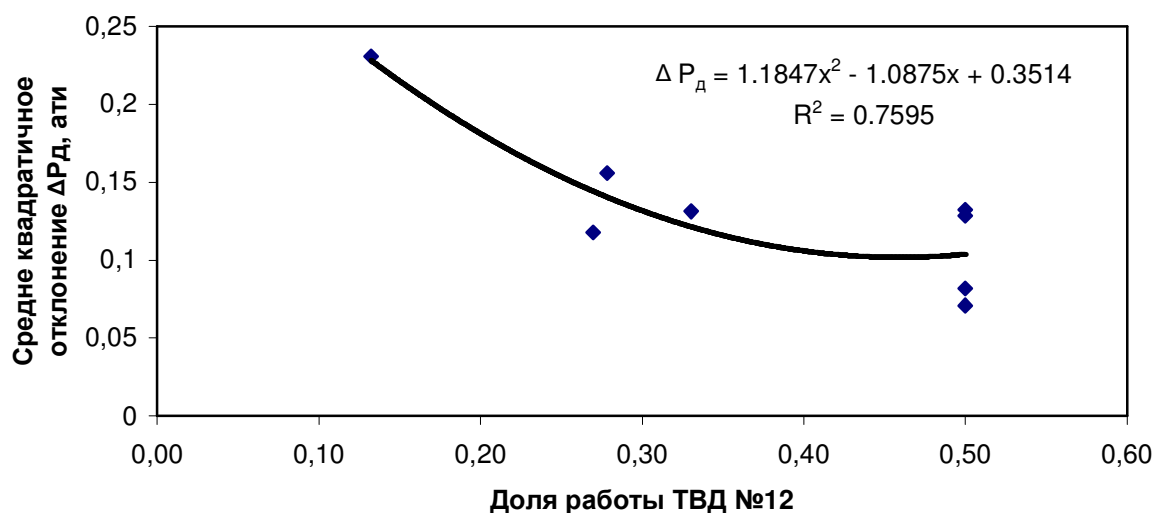


Рисунок 3 – Влияние работы ТВД №12 на давление горячего дутья  $\Delta P_{д}$

Разброс точек давления дутья при одной и той же доли работы ТВД №12 от общего времени работы воздуходувных машин связан с изменением давления на колошнике, которое определяется и технологическими условиями плавки и оказывает влияние на дутьевой режим печи (рисунок 4). Полином, отражающий зависимость изменения давления горячего дутья от работы машины ТВД №12  $\sigma$  и давления на колошнике  $\Delta P_k$ , имеет вид:

$$\Delta P_d = -0,503 + 0,129\sigma + 9,173\Delta P_k + 0,736\sigma^2 - 25,05\Delta P_k^2 - 5,798\sigma\Delta P_k;$$

$$R=0,97; \mu=0,99 \quad (1)$$

Здесь R - среднеквадратичное отклонение;  $\mu$  - коэффициент корреляции.

Колебания давления дутья и колошниковога газа влияют на тепло-газодинамический режим работы печи, что отражается на расходе кокса, производительности печи и качестве чугуна (таблица 3).

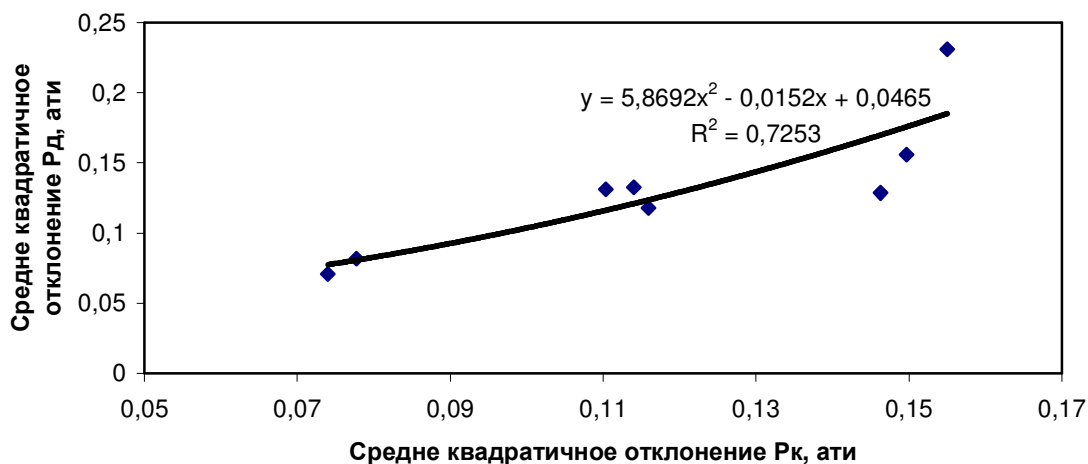


Рисунок 4 – Взаимосвязь давлений на колошнике  $P_k$  и горячего дутья  $P_d$

Полученные по данным таблицы 3 зависимости средне квадратичных отклонений показателей доменной плавки  $\Delta P$ ,  $\Delta K$ ,  $\Delta Si$  и их абсолютных значений  $P$ ,  $K$ ,  $Si$  подтверждают это положение:

$$\Delta P = -1181,1 - 3050,4*\Delta P_d - 125,2*\Delta P_k + 5,7*\Delta V_d + 64,1*\Delta V_{III} - 44,4*\Delta T_d + 7,8\Delta V_o; \quad R = 0,99; \mu = 0,99 \quad (2)$$

$$P = 8287,5 + 1841,9*\Delta P_d - 1672,5*\Delta P_k - 0,8*\Delta V_d - 24,6*\Delta V_{III} + 6,4*\Delta T_d - 2,5*\Delta V_o; \quad R = 0,9; \mu = 0,95 \quad (3)$$

$$\Delta K = -173,2 - 156,7*\Delta P_d + 1462,4*\Delta P_k + 0,05*\Delta V_d + 6,3*\Delta V_{III} - 4,9*\Delta T_d + 0,2*\Delta V_o; \quad R = 1; \mu = 1 \quad (4)$$

$$K = 407,6 - 6,1 \cdot \Delta P_d + 507,4 \cdot \Delta P_k - 0,1 \Delta V_d + 0,6 \cdot \Delta V_{\text{ПГ}} + 0,3 \cdot \Delta T_d - 0,05 \cdot \Delta V_o; \quad R = 1; \mu = 1 \quad (5)$$

$$\Delta Si = 0,098 - 0,189 \cdot \Delta P_d + 0,367 \cdot \Delta P_k - 0,0001 \cdot \Delta V_d + 0,0003 \cdot \Delta V_{\text{ПГ}} + 0,006 \cdot \Delta T_d - 0,0005 \cdot \Delta V_o; \quad R=1; \mu=1 \quad (6)$$

$$Si = 0,863 - 0,454 \cdot \Delta P_d + 2,789 \cdot \Delta P_k - 0,002 \Delta V_d - 0,013 \cdot \Delta V_{\text{ПГ}} + 0,015 \Delta T_d + 0,0006 \Delta V_o, \quad R = 1; \mu = 1 \quad (7)$$

Здесь среднеквадратичные отклонения  $\Delta P$  – производительности печи, *т чугуна/сутки*;  $\Delta K$  – расхода кокса, *кг/т чугуна*;  $\Delta Si$  - доли кремния в чугуне,  $\Delta T_d$  – температуры дутья,  $^{\circ}C$  и расходов  $\Delta V_d$  – дутья, *м<sup>3</sup>/мин*;  $\Delta V_{\text{ПГ}}$  – природного газа, *м<sup>3</sup>/мин*;  $\Delta V_o$  – технологического кислорода, *м<sup>3</sup>/сутки*;

Полученные зависимости изменения содержания кремния в чугуне показывают, что колебания качества выплавляемого чугуна на ДП 9 в 2004г., связаны со стабильностью тепло - газодинамических условий работы печи, в поддержании которых не последнюю роль играют воздуходувные машины. Стабильность тепло-газодинамического режима оценивали по среднеквадратичным отклонениям давления дутья и колошниковога газа и по среднеквадратичному отклонению показаний термопар в шахты (рисунок 5). Эта стабильность оказывает решающее влияние на основные показатели доменной плавки, температурно - тепловые нагрузки на ограждение и в итоге на системную надежность работы печи.

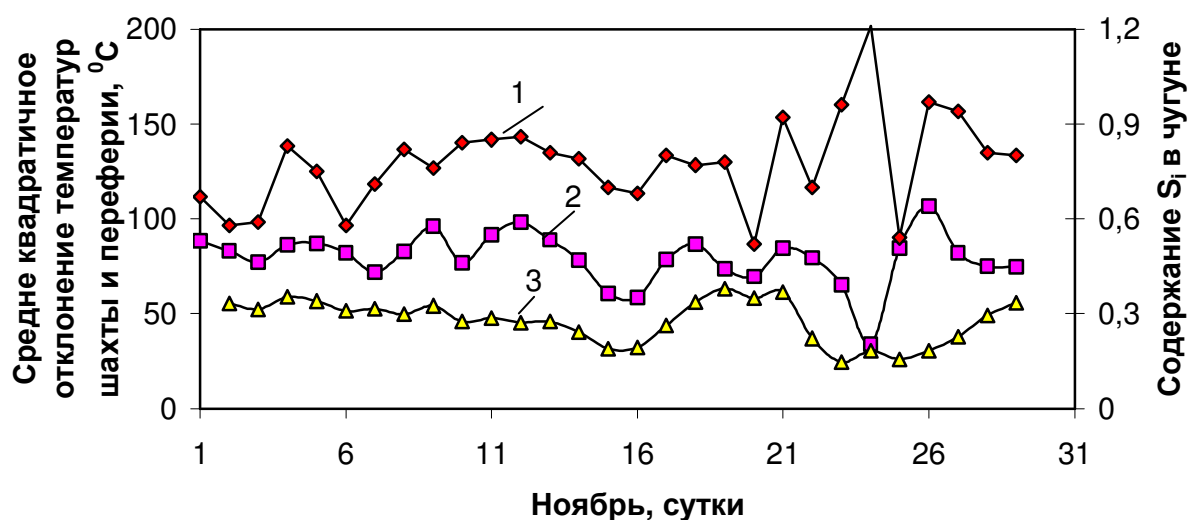


Рисунок 5 – Связь между содержанием кремния в чугуне (1) и средне квадратичным отклонением показаний термопар шахты (2) и периферии (3) в ноябре 2004г. Печь останавливали 10, 23 и 24 ноября

Уравнения, которые связывают среднеквадратичное отклонение показаний термопар шахты  $\Delta T_{ш}$  с отклонениями в параметрах дутья и производительности доменной печи приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Связь показаний термопар шахты и параметрами работы печи

Среднеквадратичное отклонение показаний термопар в шахте	R
$\Delta T_{ш} = -10,1963 + 30,35348 \cdot \sigma + 0,010433 \cdot \Delta P_{д} + 145,9125 \cdot \Delta P;$ (8)	0,86
$\Delta T_{ш} = 18,77 + 0,76 \cdot \Delta T_{д};$ (9)	0,87
$\Delta T_{ш} = 17,59 + 0,065 \cdot \Delta V_{д};$ (10)	0,7
$\Delta T_{ш} = 10,157 + 0,346 \cdot \Delta T_{д} + 0,041 \cdot \Delta V_{д} + 0,347 \cdot \Delta V_{п};$ (11)	0,92

Полиномиальные зависимости, которые связывают отклонение показаний термопар шахты с показателями доменной плавки, приведены ниже:

$$Si = 6,988 + 0,006 \Delta T_{ш} - 0,009 T_{бал} - 1,327 P_{д} + 0,945 P_{к};$$

$$\dots R = 0,83; \mu = 0,91 \quad (12)$$

$$K = 4020,7 + 0,261 \Delta T_{ш} - 1,927 T_{бал} - 21,290 P_{д} + 64,697 P_{к};$$

$$\dots R = 0,82; \mu = 0,91, \quad (13)$$

где  $T_{бал}$  – балансовая температура в фурменном очаге (ФО) в домне,  $^{\circ}C$ . [4].

Модернизация системы управления доменными компрессорами для печей объемом  $2000 \text{ м}^3$  снизила удельные расходы теплоты на выработку дутья на 5 %, что составило экономию 460 тыс. гривен в год; работающие от этого турбокомпрессора доменные печи, стабилизируются по режиму дутья.

Установлено положительное влияние и работы ТВД №12 с автоматизированным регулированием параметров на стабилизацию дутьевого режима печи №9 КГМК, что сократило расход кокса на 3 – 4 кг/т чугуна.

Стабилизация дутья перспективна и для повышения технической надежности ограждения печи, качества чугуна, уменьшения количества сгоревших фурм, внешних потерь теплоты и сокращения расхода кокса, обеспечивающего «запас теплоты» для компенсации неконтролируемых возмущений [6, 7].

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Швец А.Г.// Модернизация системы подачи дутья в доменную печь. Теория и практика металлургии. Тематич. выпуск. - 2001. №2 (220). С.31 - 32.
2. Гуцуленко В.Н., Горбунов А.Д., Гуцуленко В.В. Вопросы управления нестационарными явлениями в системе дутья и вибрационного горения в кауперах. Теория и практика производства чугуна: Сб. тр. междун. науч.–техн. конференции.- Кривой Рог. Криворож-сталь. 2004. с.514 - 518
3. В.Г. Антипов. Доменные печи. Нормативы расхода кокса. Руководящий документ. ТУ МЧМ СССР./ В.Г. Антипов, А.П. Пухов, И.Г. Товаровский и др.// Днепропетровск - М.: 1987, 14 с..
4. А.В. Бородулин. Домна в энергетическом измерении /А.В. Бородулин, А.Д. Горбунов, В.И. Романенко, Г.И. Орел. // Кривой Рог: КГГМК, СП «Мир». 2004, 412с.
5. С.А. Загайнов. Совершенствование технологии доменной плавки на основе прогноза ее режимов методами моделирования. Автореферат ... доктора технических наук. Екатеринбург. 2005. 47 с.
6. А.В. Бородулин. Наружные тепловые потери доменных печей и расход кокса./ А.В. Бородулин, А.В. Брюхов, И.В. Мченский и др.// Металлургия России на рубеже XXI века. Сб. науч. тр. междун. науч – практ. конферен. Том I. - Под ред. Е.В. Протопопова. СибГТУ. Новокузнецк. 2005.–58–65

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ  
МАТЕРИАЛЫ**

В.В. Руднева

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И АТТЕСТАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ

Проведена комплексная физико-химическая аттестация наноразмерного порошка карбида кремния, полученного при плазменном синтезе из микрокремнезема, включающая изучение фазового и химического состава, кристаллической структуры и микроискаженности решетки, дисперсности и морфологии частиц.

It was conducted complete physics-chemistry certification of nano-size carbide powder received by plasma-synthesis from microsilica.

This certification includes scrutiny of phase and chemistry composition, crystalline structure, dispersion and morphology of the particles.

В настоящее время эффективность применения нанопорошков тугоплавких соединений в композиционном материаловедении во многом определяется достоверностью информации об их физико-химических свойствах, что делает актуальной постановку и проведение подобных исследований.

Целью настоящей работы явилось проведение комплексной физико-химической аттестации карбида кремния, синтезированного углеводородным восстановлением микрокремнезема в плазменном потоке азота. Используемые при аттестации методы исследования и особенности их применения к наноматериалам подробно описаны в [1].

Основные характеристики карбида кремния приведены в таблице 1. Можно видеть, что при температуре  $5600 \div (2800-3000)$  К продуктом плазменного синтеза в системе  $\text{SiO}_2 - \text{C}_3\text{H}_8 - \text{N}_2$  является тройное соединение состава  $\text{SiC}_{0,95}\text{N}_{0,05}$ . В более низкотемпературной области содержание азота в нем зависит от температуры закалки и, следовательно, длительности азотирования образовавшихся в потоке высокодисперсных частиц. Так, при температуре закалки 2000 К содержание связанного азота в продуктах синтеза достигает 3,5 % масс. Продукты



азотирования высокодисперсных частиц карбида кремния в температурной области (2800-3000) – (2000-2300) К характеризуются высоким содержанием азота и почти эквивалентным снижением содержания связанного углерода и могут быть идентифицированы как твердые растворы замещения.

Таблица 1 - Основные характеристики карбида кремния

Характеристики	Значения
Фазовый состав	Si (C, N) куб., SiO <sub>2</sub> ам.
Химический состав, % масс. основная фаза SiC <sub>0,95</sub> N <sub>0,05</sub>	90,87-93,23
Присутствующие примеси	
кремний	0,61-1,04
оксид	4,93-7,59
несвязанный углерод	0,61-0,95
летучие	2,98-3,14
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	36000-38000
Средний размер частиц, нм	61-65
Форма частиц	ограниченная
Распределение частиц по размерам *, %	6
10-20 нм	75
30-70 нм	19
70-90 нм	
Примечание: * - для минимального среднего размера частиц.	

Анализ рентгеновских дифрактограмм, ИК-спектров и имеющихся в литературе данных [2] не позволили охарактеризовать структурное состояние азота в тройном соединении кремния. Так, на рентгенограмме (рисунок 1) положение дифракционных максимумов 0,251; 0,217; 0,154; 0,131 нм и их интенсивности (1,00; 0,20; 0,60; 0,50) соответствуют карбиду кремния кубической модификации ( $\beta$  – SiC).

На ИК-спектре отмечается трудноинтерпретируемое смещение максимума поглощения при частоте 750 см<sup>-1</sup> в ближнюю область (рисунок 2). В связи с этим для идентифицирования тройного кремний-углерод-азотсодержащего соединения рассмотрена предложенная к обсуждению в [3] гипотеза о том, что атомы азота замещают в решетке  $\beta$  – SiC атомы углерода, для чего проведено сравнение изменения периода кристаллической решетки в зависимости от содержания

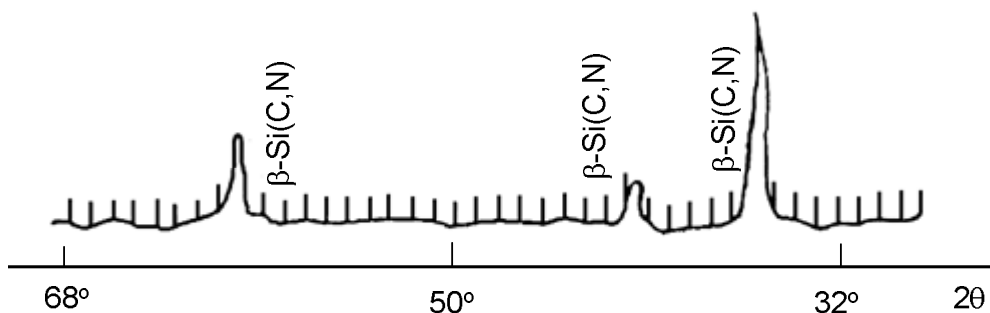


Рисунок 1 – Фрагмент рентгеновской дифрактограммы продуктов восстановительного синтеза карбида кремния

азота, экспериментально определенное и рассчитанного:

$$\Delta a = \frac{x \cdot a_0 \cdot (R_C - R_N)}{C \cdot (R_{Si} - R_C)},$$

где  $x$  – содержание азота, % масс.;  $a_0 = 0,4356$  нм – период кристаллической решетки  $\beta\text{-SiC}$ ;  $R_{Si} = 0,116$  нм;  $R_C = 0,077$  нм;  $R_N = 0,070$  нм – атомные радиусы кремния, углерода, азота и их значения;  $C = 34,08$  – структурный коэффициент.

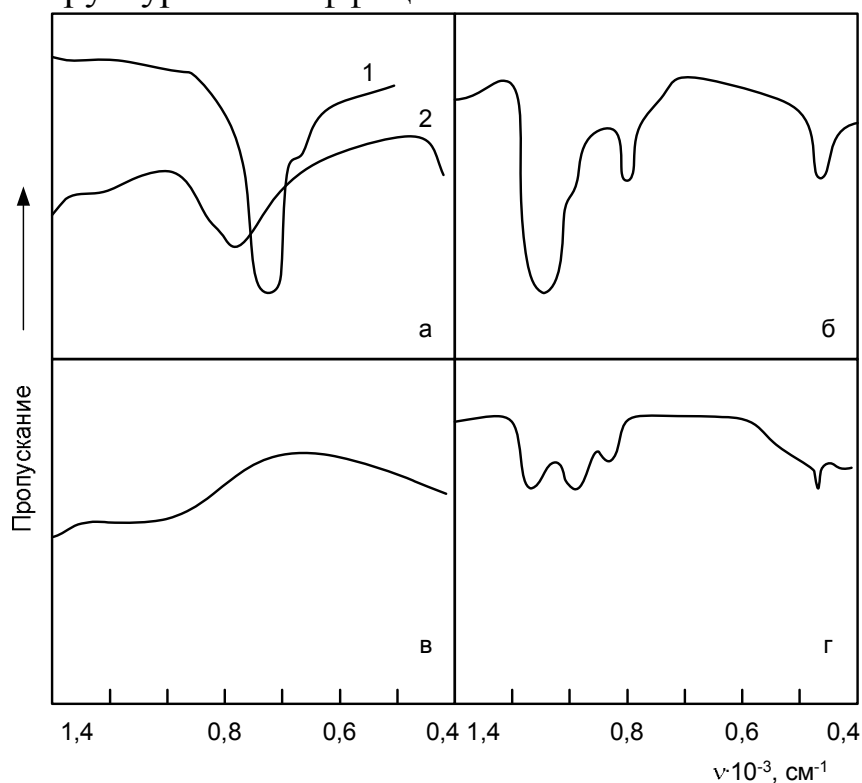


Рисунок 2 – ИК-спектры карбида кремния (а), кремнезема аморфного (б), композиций карбид - высокодисперсный графит (в), карбид – кремнезем (г), 1 – карбид кремния монокристаллический; 2 – карбид кремния плазменного синтеза

Зависимость изменения параметра кристаллической решетки  $\beta$ -SiC от массового содержания азота приведена на рисунке 3. Можно видеть, что между экспериментально определенными значениями изменения периода кристаллической решетки и массовым содержанием азота в продукте синтеза существует линейная зависимость, а близость экспериментальных и расчетных значений изменения параметра позволяет считать, что азот в синтезируемом карбиде находится в виде твердого раствора замещения.

Период кристаллической решетки синтезированного карбида кремния равен 0,4356 нм, т.е. на 0,0003-0,0005 нм меньше периода, определенного для массивных тел [4]. Однако ввиду присутствия в кристаллической решетке азота подобное изменение ее периода не может быть однозначно связано с проявлением размерного эффекта, обусловленного неравновесным состоянием в частицах размером менее 100 нм приповерхностных слоев, приводящим к деформации (сжатию) кристаллической решетки, смещению атомов из идеальных положений, возникновению макро- и микронапряжений.

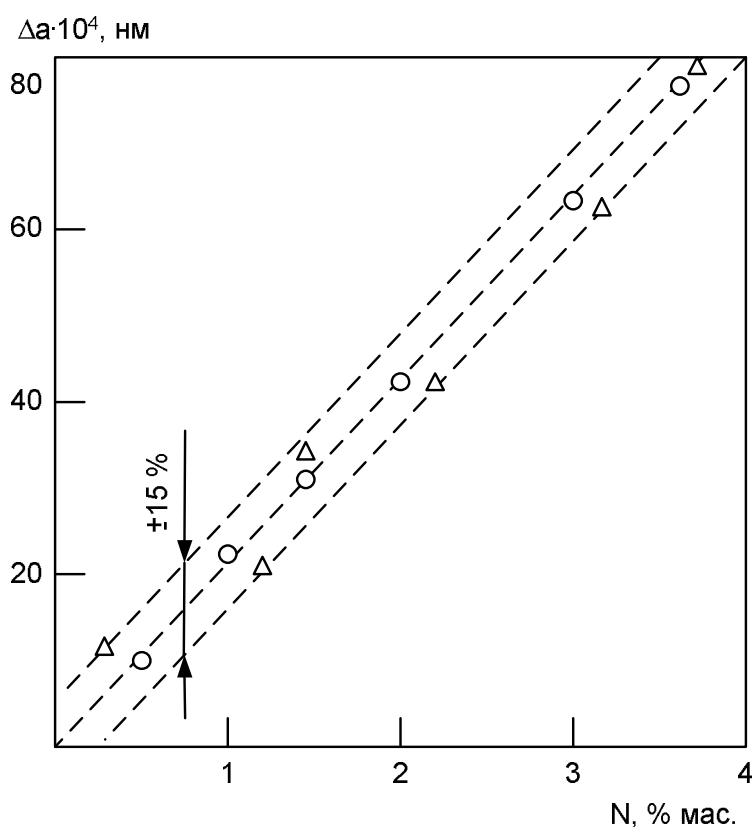


Рисунок 3 – Зависимость изменения периода кристаллической решетки карбида кремния от массового содержания азота  
 о – расчетное, Δ – экспериментально определенное содержание азота

Результатом такой деформации решеток для кубических структур является, как правило, линейное уменьшение периодов решетки с уменьшением среднего размера частиц [5-6]. Для оценки проявления размерного эффекта в синтезированном материале использовались данные по периодам решетки близкого по составу к синтезированному, но не содержащего примесей внедрения или замещения, в частности, азота, высокодисперсного порошка карбида кремния. Подобные сведения, ограниченные данными [7], на рисунке 4 сопоставлены графически с определенными периодами кристаллической решетки синтезированного карбида кремния состава  $\text{SiC}_{0,95}\text{N}_{0,05}$  и значениями периодов, приведенными для его массивных образцов в [4]. Можно видеть проявление размерного эффекта. Размерная зависимость периода решетки карбида кремния криволинейна, что обусловлено дополнительным уменьшением периода решетки синтезированного карбида за счет образования твердых растворов. Продолжение прямолинейного участка кривой на рисунке 4 до точки А позволяет прогнозировать значение периода кристаллической решетки карбида кремния, не содержащего примесей внедрения или замещения, определить изменение периода, вызванное деформацией кристаллической решетки, оценить по величине соотношения  $\Delta a / a$  уровень ее микроискаженности. Для частиц карбида кремния среднего размера 70 и 44 нм микроискаженность составляет соответственно  $(0,21 \pm 0,1)10^{-3}$  и  $(0,53 \pm 0,1)10^{-3}$ , т.е. при повышении дисперсности в 1,5 раза микроискаженность возрастает в 2,4 раза. Найденные значения микроискаженности достаточно хорошо согласуются с определенными другими исследователями для полученных плазменным синтезом тугоплавких соединений, в частности [8].

В полученном карбиде кремния присутствуют примеси оксидных фаз, свободного несвязанного углерода. Кислородсодержащие соединения кремния представлены рентгеноаморфным  $\text{SiO}_2$ , ИК-спектр которого характеризуется наличием максимумов поглощения при частоте 1100, 810 и 460  $\text{см}^{-1}$ .

Свободный углерод характеризуется скрытокристаллической структурой, развитой газонасыщенной поверхностью, достигающей 80000-200000  $\text{м}^2/\text{кг}$ , и формой частиц, близкой к сферической (т.е. может рассматриваться как высокодисперсный графит).

Размер частиц полученного карбида кремния, определенный различными методами, и данные о распределении частиц по размерам приведены в таблице 1, а их микрофотография на рисунке 5а.

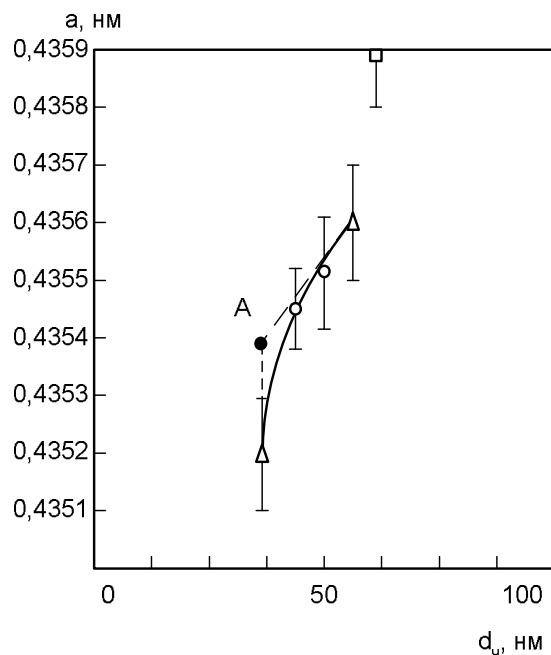


Рисунок 4 – Зависимость периода решетки наноразмерного порошка карбида кремния от среднего размера частиц (o – данные [8], □ – данные для массивных тел [5],  $\Delta$  – собственные результаты)

Частицы карбида кремния – ограниченные в форме куба с различным развитием притупляющих граней октаэдра, либо октаэдра с различным развитием притупляющих граней куба, т.е. наблюдается тенденция к округлению ребер и вершин, формированию выпуклых граней. Это подтверждает высказанное в [9] положение о нестабильности в области размеров

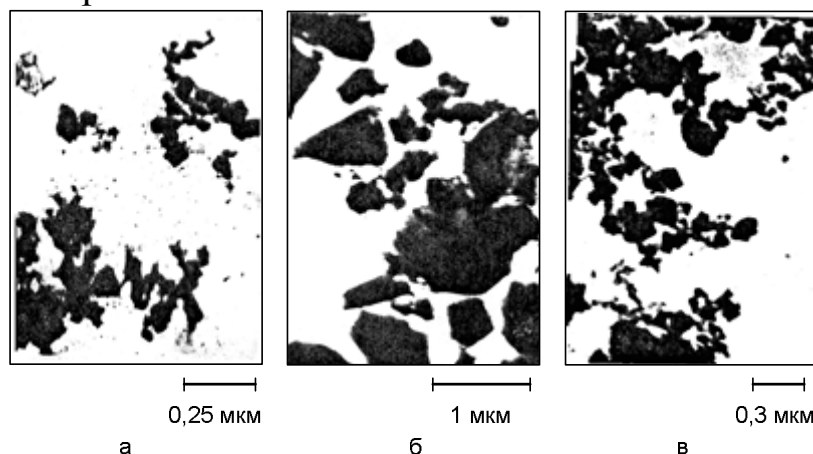


Рисунок 5 – Микрофотографии порошков карбида кремния а – исследуемого; б – фирмы Hermann C. Starck; в – фирмы Tokyo Tekko CO

частиц порядка 50 нм и менее четкой огранки, характерной для массивных кристаллов и, следовательно, указывает на существование

размерного предела применимости теоремы Вульфа, управляющего законами огранки кристаллов, формирующихся в плазменных потоках. Ограненная форма частиц карбида кремния свидетельствует об их образовании по механизму «пар - кристалл». Близость размеров частиц, определенных различными методами (БЭТ, рентгенографическим, электронно-микроскопическим, турбидиметрическим), позволяет предположить их монокристаллическое состояние.

Наряду с аттестацией синтезированного порошкового материала по уровню дисперсности и морфологическим характеристикам определенный научный и практический интерес представляет сопоставление его с соответствующими зарубежными аналогами, из которых на сегодняшний день оказались доступными карбид кремния конструкционного назначения, производимый фирмами HERMANN C. STARCK (рисунок 5 б) [10] и TOKYO TEKKO CO (рисунок 5 в) [7]. Порошок карбида кремния, получаемый печным синтезом из элементов с последующим механическим диспергированием, характеризуется величиной удельной поверхности 14500-16500 м<sup>2</sup>/кг и явно выраженной осколочной формой частиц. Порошок карбида кремния, производимый синтезом из кремнийорганических соединений, имеет удельную поверхность 20000-24000 м<sup>2</sup>/кг и представлен оgranенными частицами. Таким образом, по уровню дисперсности синтезированный карбид кремния почти в 2 раза превышает зарубежные аналоги.

## ВЫВОДЫ

Проведена комплексная физико-химическая аттестация наноразмерного порошка карбида кремния, полученного при плазменном синтезе из микрокремнезема, включающая изучение фазового и химического состава, кристаллической структуры и микроискаженности решетки, дисперсности и морфологии частиц. Установлено, что продуктом синтеза является тройное соединение SiC<sub>0,95</sub>N<sub>0,05</sub>, представляющее собой твердый раствор замещения азота в кубической модификации карбида кремния. Содержание основной фазы составляет 91-93 % мас., свободного углерода 0,6-1,0 % мас. Средний размер частиц карбида кремния 61-65 нм, форма частиц – оgranенная с тенденцией к округлению ребер и вершин, формированию выпуклых граней. Высокая дисперсность обуславливает уменьшение на 0,0002-0,0006 нм по сравнению с массивными порошками параметра элементарной ячейки и высокую микроискаженность кристаллической решетки.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Сб. науч. тр. «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии / СибГИУ. - Новокузнецк, 2003. – Вып. 12. – С. 78-86.
2. Палчевскис Э.А. Получение соединений в системе Si – N – C – O путем высокотемпературного восстановления диоксида кремния / Э.А. Палчевскис, Я.П. Грабис, Т.Н. Миллер // Сб. науч. тр. «Применение низкотемпературной плазмы в технологии неорганических веществ и порошковой металлургии / Зинатне – Рига, 1985. – Т. 2. – С. 24-29.
3. Глухов В.П. Структурные исследования продукта высокотемпературного синтеза карбида кремния / В.П. Глухов, Я.В. Гришин, Е.Б. Лапина // Сб. науч. тр. «Карбиды и материалы на их основе» / ИПМ АН УССР – Киев, 1983. – С. 109-111.
4. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочник / Т.Я. Косолапова [и др.] / М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
5. Троицкий В.Н. Неравновесность ультрадисперсных порошков нитридов / В.Н. Троицкий // Сб. науч. тр. «Дисперсные кристаллические порошки в материаловедении» / ИПМ АН УССР – Киев, 1980. – С. 109-112.
6. Богомоллов А.И. Рентгеноструктурное исследование карбида титана, синтезированного в низкотемпературной плазме / А.И. Богомоллов, В.Ф. Резвых. А.П. Шуваев // Сб. науч. тр. «Дисперсные порошки и материалы на их основе» / ИПМ АН УССР – Киев, 1982. – С. 127-130.
7. Ultrafine Powder Produced by Plasma Vaporization – Tokyo: Tokyo Tekko Co., 1987. – P. 1-2.
8. Куркин В.Н. Плазмохимический синтез и исследование свойств ультрадисперсного  $V_3Si$  и его композиций с медью / Е.Н. Куркин, В.Н. Троицкий, И.А. Домашнев // Сб. науч. тр. «Плазмохимические процессы в технологии неорганических веществ» / ИНХП АН СССР – Черноголовка, 1981. – С. 163-173.
9. Морозов И.Д. Ультрадисперсные металлические среды / И.Д. Морозов, Л.И. Трусков, С.П. Чижик – М.: Атомиздат, 1977. – 229 с.
10. Product Silicon Carbide – Berlin: Herman C.Stark, 1985. – P.1-2.

УДК: 669.018.25

В.А. Быстров, Е.А. Видяпина

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

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВИДОВ ИЗНОСА

Рассмотрены теоретические основы создания безвольфрамовых композиционных материалов на основе спеченных твердых сплавов типа ТН 20 (основу которых составляют карбиды и карбонитриды титана). Особое внимание уделено жаропрочности и высокотемпературной износостойкости, регулируемые процессами взаимодействия на границе раздела твердая частица – матрица.

There were surveyed theoretical bases of creation tungsten-free composite materials on the base sintered hard alloys such as TN 20 (it's basis carbides and carbonitrides titanium make). The special attention was given to a heat-resistance and the high-temperature wear-resistant, regulated by processes of interacting on an interface a hard particle – alloy binding.

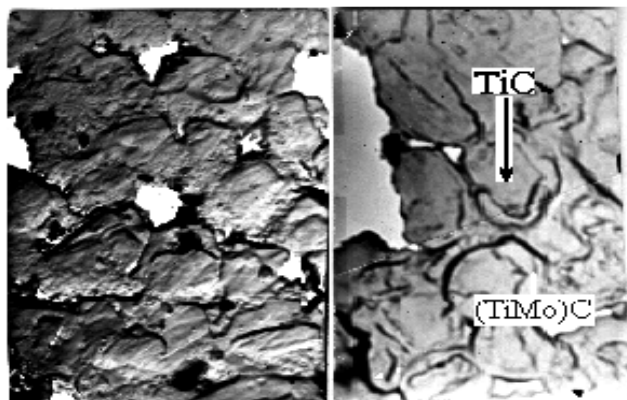
Многие детали металлургического оборудования работают в тяжелых условиях высокотемпературных видов абразивного износа. К их числу можно отнести звездочки роторных дробилок горячего агломерата, детали засыпных устройств доменных печей, валки прокатных станов горячего металла и многие другие. Преждевременный износ этих деталей лимитирует срок службы, производительность и качество продукции металлургических агрегатов. Применяемые наплавочные материалы не обеспечивают достаточной стойкости деталей в условиях высокотемпературного износа. Для повышения надежности и долговечности дробящих органов горячего агломерата, засыпных устройств доменной печи и валков прокатных станов потребовались новые композиционные материалы (КМ), успешно работающие в этих условиях. Однако, дефицитность, дороговизна релита (1020÷1560 руб./кг) и технологические затруднения получения КМ релит + сплав на основе железа, ввиду высокой растворимости релита в сплавесвязке, побудили исследователей искать новые безвольфрамовые КМ. Поэтому разработка новых композиционных материалов и электрошлаковых технологий (ЭШТ) упрочнения безвольфрамовыми КМ деталей, работающих в тяжелых условиях высокотемпературного изно-



са, является весьма актуальной задачей, имеющей важное научное и практическое значение [1].

При создании КМ чаще всего сталкиваются с проблемой получения высокой износостойкости в тяжелых условиях высокотемпературных видов абразивного износа, которая обусловлена высокой твердостью армирующих твердых частиц и достаточно пластичной матрицей. В качестве твердых частиц обычно используются карбиды, нитриды и бориды металлов. Этот класс материалов характеризуется тем, что дислокации в них неподвижны, так как сила Пайерлса велика и решетка оказывает высокое сопротивление движению дислокаций. Однако хрупкие карбидные частицы весьма чувствительны к концентраторам напряжений, возникающим на границе взаимодействия твердая частица – матрица. Таким образом, КМ должны обладать высокой прочностью на границе раздела твердая частица – матрица, высокой жаропрочностью и высокой износостойкостью.

Жаропрочность, а следовательно, высокотемпературная износостойкость КМ определяется структурными факторами, состоянием поверхности раздела твердая частица – матрица, энергией активации и силами межатомной связи в твердых растворах. К структурным факторам относятся состояние зерен, блоков и их границ, наличие вторых фаз, искажения кристаллической решетки и плотность дислокаций. Энергия активации и силы межатомных связей определяют уровни энергии в кристаллической решетке и связанные с ними  $T_{пл}$  Me'C, константы диффузии и самодиффузии и характеристические температуры разупрочнения. П.Л. Грузин ввел понятие предельного уровня диффузионной подвижности Me'C. Он доказал, что если коэффициент самодиффузии находится на уровне  $10^{-14} \div 10^{-13}$  см<sup>2</sup>/с, то сплав оказывает достаточное сопротивление пластической деформации, вызванной нагревом. Температура разупрочнения сплавов зависит от температуры эвтектик, образующихся при реакции Me'C + Me». Так для соединения TiC + Fe  $T_{сол} = 1460$  °С, для TiC + Ni  $T_{сол} = 1340$  °С. Поскольку температура разупрочнения составляет  $0,6 \div 0,8 T_{сол}$ , т.е.  $876 \div 1168$  и  $804 \div 1072$  °С соответственно, то она согласуется с расчетами, приведенными в работе [1, 2]. Анализ расчетов показал, что наилучшими свойствами в убывающей степени обладают карбиды TiC, NbC и WC. Учитывая дефицитность и дороговизну WC, низкую стойкость при абразивном износе NbC, в качестве основы твердой фазы взят карбид титана. Поскольку чистые карбиды титана, в силу высокой реакционной способности для создания КС не применяются, в работе исследовалась возможность использования в качест-



X 15200 X 16000  
Рисунок 1 – «Кольцевая структура»  
спеченного твердого сплава ТН 20

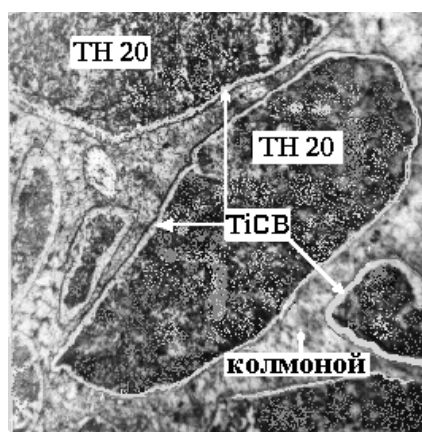
ра (Ti,Mo)C с небольшим количеством Ni и внешней зоны никель-молибденового твердого раствора (рисунок 1). Такая структура, благодаря внешней никелевой оболочке, резко снизила реакционную способность, повысила смачиваемость металлами группы железа, что создало предпосылки к повышению жаропрочности и износостойкости КМ при высокотемпературных видах износа [3].

Спеченные твердые сплавы на основе карбида титана типа ТН 20 обладают рядом весьма ценных свойств: высокая твердость  $86 \div 92$  HRA; высокая микротвердость  $H_{\mu} = 19,5 \div 22,0$  ГПа; величина модуля упругости составляет 445 ГПа; высокий предел прочности при сжатии  $\sigma_{сж} = 6,0$  ГПа, с достаточной прочностью на изгиб  $\sigma_{изг} = 1,2 \div 2,5$  ГПа и на растяжение  $\sigma_{в} = 0,5\sigma_{изг}$ . И самое благоприятное свойство среди известных карбидов — высокая ударная вязкость  $0,8 \div 1,2$  МДж/м<sup>2</sup>. Способность спеченных твердых сплавов сохранять в значительной степени указанные свойства при повышенных температурах является чрезвычайно важной характеристикой при высокотемпературном абразивном износе. В химическом отношении спеченные твердые сплавы весьма устойчивы против окисления на воздухе даже при температурах  $800 \div 900$  °С, что весьма ценно при высокотемпературных способах наплавки.

На основе теории образования твердых растворов и проведенных исследований [1-3] установлено, что пределы растворимости в твердом состоянии определяются рядом факторов: размерами атомов, химическим средством компонентов, кристаллической структурой, смачиваемостью и процессами взаимодействия на поверхности раздела между твердыми частицами и матрицей. Растворимость Me'C в Me» группы железа плавно убывает с увеличением размерного фактора при переходе от IV к VI группе и от 6-го к 4-му периоду. Раство-

ве твердой составляющей КМ спеченные твердые сплавы на основе карбида титана и карбонитрида титана типа ТН 20. Структура спеченного твердого сплава TiC-Mo<sub>2</sub>C-Ni, или как еще обозначают (Ti,Mo)C-Ni-Mo, после спекания приобретает «кольцевую структуру», т.е. состоит из сердцевины – карбида титана TiC, средней зоны, состоящей из твердого раство-

римность карбидов титана с образованием твердых растворов замещения-внедрения изменяется в той же последовательности. Таким образом, отмечается очевидная зависимость растворимости карбидов от размера атомов Me», что отражает металлический характер связи в карбидах титана. При выборе сплава-связки необходимо учитывать её взаимодействие с твердыми частицами в процессе наплавки. Прочность сцепления твердых частиц с матрицей, обеспечивающая высокую износостойкость КМ, предотвращая твердые частицы от вырывания и выкрашивания из тела матрицы при воздействии абразивных частиц, достигается регулированием процессов взаимодействия на поверхности раздела твердая частица – матрица. В случае частичного растворения твердых частиц в матрице на поверхности раздела не должно образовываться новых фаз, склонных к охрупчиванию, причем толщина переходной зоны должна быть минимальной. Полностью избежать растворения практически не удастся, однако регулировать этот процесс предлагают двумя путями: во-первых, подбор компонентов КМ нерастворимых или допустимо растворимых друг в друге; во-вторых, нанесение защитного (барьерного) покрытия на твердые частицы. Первый путь вносит ряд серьезных ограничений, особенно в части получения достаточно износостойкой и жаропрочной матрицы. Второй путь представляется более плодотворным, поскольку наносимое барьерное покрытие предохраняет твердую частицу от перегрева и окисления и служит барьером при взаимодействии с перегретым жидким расплавом сплава-связки, способствует легированию матрицы и улучшает смачиваемость твердых частиц сплавом-связкой [5].



х 120

Рисунок 2 – Микроструктура КМ с барьерным покрытием твердых частиц

Таким барьерным покрытием может служить образование боридного слоя на поверхности спеченных твердых частиц в результате диффузии бора в твердые частицы. Установлено благоприятное распределение остаточных напряжений при низких температурах, в частности, при электрошлаковой наплавке неплавящимся электродом по слою шихты, когда температура матрицы КС не превышает  $T_{пл. \text{связки}} + 100 \div 150$  °С [4].

Образование и рост боридов по диффузионному механизму происходит

по закономерностям реактивной диффузии [5], характерной особенностью которой является скачкообразное изменение концентрации бора по толщине диффузионного слоя. На поверхности при превышении предела растворимости бора в титане появляется фаза Ti<sub>3</sub>CB с образованием новой межфазной границы, представляющей собой карбоборид титана. На рисунке 2 показана микроструктура КМ ТН 20 + 55X16H75C3P3, полученного ЭШН по слою шихты (сплав-связка 55X16H75C3P3 содержит 3,2% В). При выдержке концентрация бора на поверхности стремится к предельным значениям, которые определяются условиями равновесия поверхности с насыщенной средой, а составы Ti<sub>3</sub>CB и  $\delta$  - твердого раствора по бору на границе раздела в изотермических условиях остаются неизменными. В этих условиях интенсивность роста борида на границе раздела определяется скоростью диффузии бора в его решетке, скоростью диффузии бора в  $\alpha$  - твердом растворе и поверхностной концентрацией.

Обобщены работы, в которых испытывали одни и те же КМ, наплавленные разными способами. Применение крупных частиц обуславливает теневой эффект, при котором твердые частицы предохраняют от износа относительно мягкую матрицу. С увеличением размера твердых частиц износ уменьшается, а при достижении 1,8÷2,0 мм износ остается практически постоянным и мало зависит от свойств матрицы. КМ разрушаются, в основном, в результате постепенного выкрашивания твердых частиц, что находится в зависимости от степени растворимости твердых частиц в матрице. В таблице приведены результаты исследования растворения твердых частиц с различной грануляцией релита при содержании твердых частиц в наплавленном металле 40÷45 % [1-3].

Сущность подхода при создании основ ЭШТ упрочнения КМ, состоит в решении задач прогнозирования и моделирования воздействия параметров ЭШТ на закономерности формирования структуры и свойств поверхности раздела твердая частица – матрица КМ, обуславливающей износостойкость наплавленной детали, а следовательно, всего металлургического агрегата. Разработка способов ЭШТ твердыми сплавами основана на предотвращении растворения твердых частиц в матрице КМ и расплавления в шлаковой ванне, достигаемом регулированием теплового баланса расплава матрицы, объёмной массой вводимых твердых частиц. В работе показаны способы упрочнения деталей металлургического оборудования твердосплавными пластинами на основе спеченного твердого сплава типа ТН 20, закрепленных в местах интенсивного износа [4-6].

Таблица – Растворимость твердых частиц при разных способах наплавки

Способы наплавки	Среднее содержание вольфрама в матрице КМ, в вес. % при грануляции частиц релита, мм. * - Содержание Ti, в вес. %		
	0,4 - 0,6	0,6 - 0,9	0,9 - 1,6
Автоматическая дуговая наплавка порошковой проволокой с релитом	35	35	35
Автоматическая аргонодуговая наплавка с засыпкой релита в хвостовую часть ванны	30	20- 22	15 - 18
Ацетиленокислородная наплавка трубчатыми электродами с наполнителем из релита	26-28	20 - 22	18 - 20
Индукционная наплавка релита Т.В.Ч.	-	18	-
ПЕЧНАЯ НАПЛАВКА (АВТОВАКУУМНАЯ) РЕЛИТ + МНМЦ 20-20	8-12	6-9	4-8
Электрошлаковая наплавка с дозированной подачей релит + 3Х2В8	12-14	11-12	8-12
Электрошлаковая наплавка по слою шихты релит + 55Х16Н75С3Р3	3-5	2-4	2-3
Электрошлаковая наплавка с дозированной подачей ТН 20* + У30Х28Н4С4	4-6	3-5	3-4
Электрошлаковая наплавка по слою шихты ТН 20* + 55Х16Н75С3Р3	2-3	2-3	1-2

В работе [5] исследовался способ ЭШТ, позволяющий получить КМ с высокой удельной поверхностью, облицованной пластинами твердого сплава. Для этого использовались предварительно спрессованные и спеченные пластины ТН 20, обладающие высокой твердостью и прочностью, и имеющие технологические отверстия. В качестве спеченных твердых пластин использовали брак и технологические отходы при производстве твердого сплава. Таких отходов на заводах по производству твердых сплавов ежегодно скапливается десятки тонн. Разработаны способы ЭШТ, в которых относительная площадь, занимаемая пластинами твердого сплава, спеченных в каркас, на истираемой поверхности достигает 75÷90 %, что является максимальной среди известных способов наплавки. Применение этих способов практически полностью исключает растворение твердых частиц в матрице, что обеспечило высокую износостойкость деталей, наплавленных КМ.

Разработаны способы ЭШТ бандажированных прокатных валков, армированных спеченным твердым сплавом на основе ТН 20 [6]. Электрод-соленоид, изготовленный из порошковой проволоки, обеспечивающей заданный химический состав металла и прочностные свойства переходной поверхности ось – бандаж, предназначен для ведения ЭШТ и создания электромагнитного вращения шлаковой и металлической ванн, улучшающего процесс кристаллизации металла оси валка и создающий условия для получения металла высокого качества по химическому составу и высокотемпературной прочности.

Разработанные способы упрочнения ЭШТ КМ быстроизнашивающихся деталей металлургического оборудования, основанные на концентрации твердых частиц в местах интенсивного износа деталей, приводят к экономии легирующих элементов в общей массе наплавленного металла.

Например, чтобы наплавить 100 кг быстрорежущей стали, содержащей 18 % вольфрама потребуется ввести в шихту более 19 кг вольфрама. Для наплавки того же количества КМ на основе спеченного твердого сплава типа ТН 20 (который по износостойкости в 2-3 раза выше) потребуется гораздо меньшее количество легирующих компонентов, например Ti, Mo, Ni:

$$\gamma_{\text{Ti}}^{\text{Me}} = \frac{C_{\text{т.ч}}^{\text{КС}} \cdot d_{\text{т.ч}}^{\text{Me}} \cdot \rho_{\text{ТН 20}} \cdot \gamma_{\text{Ti}}^{\text{ТН 20}}}{\rho_{\text{Me}} \cdot \epsilon_{\text{КС}}}, \%$$

где  $\gamma_{\text{Ti}}^{\text{Me}}$  - концентрация Ti в общей массе наплавленного металла, %;

$C_{\text{т.ч}}^{\text{КС}}$  - концентрация твердых частиц в местах интенсивного износа детали;

$d_{\text{т.ч}}^{\text{Me}} = 0,20$  - доля твердых частиц в общей массе наплавленного металла;

$\rho_{\text{ТН 20}} = 5,4 \text{ т/м}^3$  - плотность спеченного твердого сплава ТН 20;

$\gamma_{\text{Ti}}^{\text{ТН 20}} = 72 \%$  - содержание легирующего компонента Ti, в ТН 20;

$\rho_{\text{Me}} = 7,8 \text{ т/м}^3$  - плотность матрицы, основы наплавленного металла;

$\epsilon_{\text{КС}} = 2$  – относительная износостойкость КС на основе ТН 20.

Таким образом, получается весьма экономно легированный сплав (3,24 % Ti; 0,9 % Ni; 0,54 % Mo), что приводит к значительному экономическому эффекту при упрочнении быстроизнашивающихся деталей (расход которых только на одном металлургическом

комбинате составляет сотни тонн) КМ на основе спеченных твердых сплавов ТН 20.

Разработанные КМ для ЭШН быстроизнашивающихся деталей, способствующие сохранению от растворения и обеспечивающие высокую концентрацию твердых частиц в местах интенсивного износа, нашли широкое применение для упрочнения безвольфрамовыми КМ деталей металлургического оборудования на Новокузнецком, Западно-сибирском и Карагандинском металлургических комбинатах. Суммарный годовой экономический эффект от применения научно-практических разработок составил тринадцать миллионов пятьсот семьдесят тыс. руб. в ценах 2003 года.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Быстров В.А. Изв. вузов. Черная металлургия. 2001. № 8. С. 53-57.
2. Быстров В.А. Изв. вузов. Черная металлургия. 2001. № 10. С. 31-38.
3. Быстров В.А. Изв. вузов. Черная металлургия. 2002. № 8. С. 28-37.
4. Верёвкин В.И., Быстров В.А., Белоусов П.Г. Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. № 6. С. 52-55.
5. Быстров В.А. Изв. вузов. Черная металлургия. 2004. № 12. С. 38-42.
6. Быстров В.А., Верёвкин В.И., Селянин И.Ф. Изв. вузов. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 28-32.

УДК661.655'685

В.В. Руднева

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОАЛЕСЦЕНЦИИ И КОАГУЛЯЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДА КРЕМНИЯ В РАСТВОРАХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

Исследована коалесценция и коагуляция наноразмерных частиц карбида кремния в растворах электролитов. Установлено, что по склонности к нетермической коалесценции и коагуляции в растворах электролитов наноразмерный порошок карбида кремния значительно превосходит порошковые материалы стандартной granulometрии. Разработан технологический вариант ограничения развития процессов укрупнения частиц в растворах электролитов, включающий вакуумметрическую обработку.

It was analysed coalescence and coagulation silicon carbide nano-size particles in electrolyte solutions.

It was established what nano-size powder of carbide silicon in electrolyte solutions exceed powder materials of standard granulometry.

It was prepared technology variant excluding integration of the particles into electrolyte solutions including vacuummeter processing.

Явление коалесценции (слияния) неконтактирующих между собой в твердой фазе наноразмерных частиц может быть осуществлено не только путем традиционного высокотемпературного отжига, но и при выдержке в растворах электролитов [1]. Влияние среды в данном случае сводится к настолько сильному снижению энергетического барьера для коалесценции частиц, что она происходит при комнатной температуре, в то время как в вакууме для аналогичного процесса требуется нагрев до рекристаллизационных температур. В электролитах процессы нетермической коалесценции получают развитие на достаточно протяженных поверхностях (подложках). В настоящее время общепринятым механизмом, описывающим слияние частиц в температурных условиях, когда диффузионные процессы в системе подавлены, является модель, базирующаяся на представлении о ми-



грации отдельных колоний (островков) частиц под действием электростатических сил [2-3]. 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.

Поскольку закономерным следствием протекания подобных процессов является укрупнение частиц, то нетермическая коалесценция крайне нежелательна в процессах композиционного упрочнения, осуществляемых в растворах электролитов, т.к. не позволяет в полной мере реализовать преимущества наноразмерного состояния упрочняющей фазы – карбида кремния. При электрохимическом композиционном упрочнении роль подложки могут выполнять элементы конструкции гальванических ванн и поверхности электродов. Для оценки степени развития этих процессов в условиях, близких к реальным, исследована коалесценция наноразмерных частиц карбида кремния в растворе стандартного электролита никелирования [4] следующего состава, кг/м<sup>3</sup>:  $NiSO_4 \cdot 7H_2O$  - 300,  $NiCl_2 \cdot 6H_2O$  - 60,  $H_3BO_3$  - 30 (pH 2,0-4,0). Средний размер частиц карбида, пассивированного монооксидом углерода, составлял 54 нм. Для исследования использовались препараты, подготавливаемые осаждением частиц карбида из потока отходящих технологических газов на стеклянную пластинку.

Подготовленные таким образом препараты исследовались методом электронной микроскопии. Продолжительность коалесценции составляла во всех случаях 0,5 часа. Выбор в качестве объекта исследования карбида кремния обусловлен в первую очередь его высокой устойчивостью в растворах кислот, поскольку при растворении в кислотах морфологическая структура осадка получается неоднородной: участки с крупными частицами чередуются с пустыми зонами, нарушается статистическая равномерность распределения кристаллов по поверхности подложки.

Анализ гистограмм, приведенных на рисунке 1, а, б, показывает, что в результате коалесценции максимум распределения частиц по размерам смещается в сторону больших диаметров. Одновременно усиливается размытие правой части распределения. Величина среднего размера возрастает с 54 до 72 нм. Действие активирующего фактора – среды – в электролитах проявляется достаточно сильно, поскольку вызывает коалесценцию карбида кремния, крайне устойчивого к этому процессу даже при высокотемпературном нагреве.

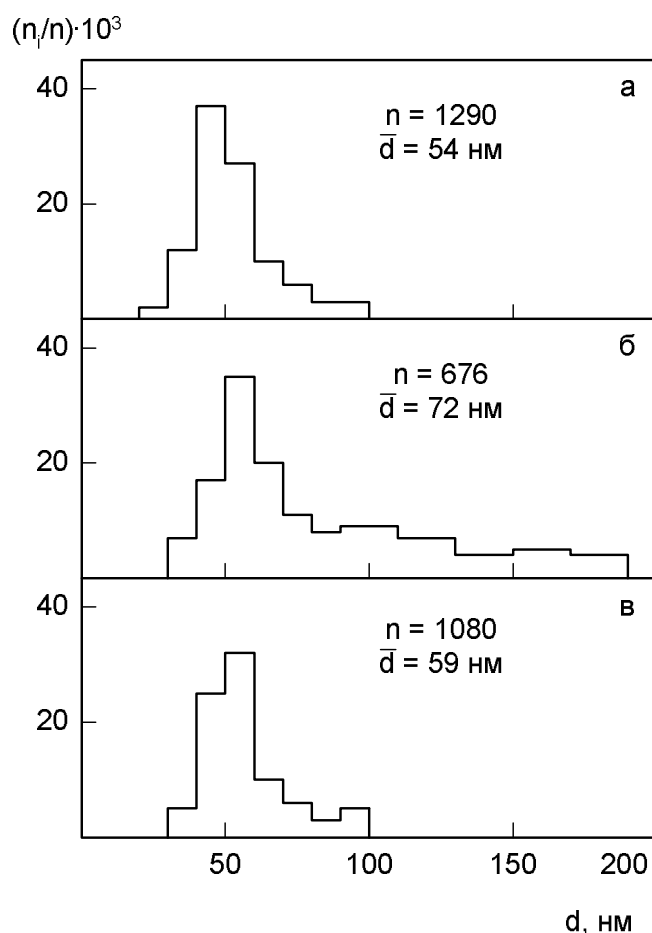


Рисунок 1 – Гистограммы распределения по размерам частиц карбида кремния в исходном состоянии (а), после коалесценции в растворе электролита (б), после вакуумтермической обработки и коалесценции (в)

Можно предположить, что наблюдаемое явление нетермической коалесценции обусловлено проявлением размерного эффекта электрохимических свойств наноразмерных порошков тугоплавких карбидов [5], практически не изученного до настоящего времени и требующего постановки специальных исследований в области физикохимии поверхности. Однако, учитывая, что развитие нетермической коалесценции в определенной степени связано с формированием на частицах поверхностного заряда [2], можно ожидать, что одним из возможных путей ограничения этих процессов могут быть различные способы модифицирования поверхности, из которых технологически наиболее доступной является вакуумтермическая обработка порошковых материалов, действие которой проявляется, например, в разрушении адсорбционных центров на поверхности частиц. Сопоставление изменения среднего размера частиц порошка карбида кремния,

выдержанного в электролите после предварительной вакуумтермической обработки и невакуумированных (соответственно 59 и 72 нм), показывает, что вакуумирование порошков при температуре 873-973 К в течение 0,5-2 часов при остаточном давлении 50-75 Па в значительной степени предотвращает укрупнение частиц под действием электролита, в связи с чем может рассматриваться как способ подавления склонности наноразмерного порошка к нетермической коалесценции. Гистограмма распределения по размерам частиц карбида кремния близка к гистограмме исходного порошка (рисунок 1, в).

Наряду с процессами нетермической коалесценции наноразмерных частиц, протекающих под влиянием электролита на различных поверхностях, выполняющих роль подложки, в объеме электролита получают развитие процессы их коагуляции, также приводящие к укрупнению частиц. По мнению специалистов, работающих в области материаловедения высокодисперсных систем [6] и технологии композиционного электрохимического упрочнения [7], развитие процессов коагуляции вызвано по крайней мере следующими двумя причинами:

- неустойчивостью высокодисперсных систем, обусловленной избыточной поверхностной энергией, и естественным стремлением их к развитию релаксационных процессов;
- неудовлетворительной смачиваемостью наноразмерных порошков, связанной в первую очередь с состоянием поверхности их частиц и наличием или отсутствием на них поверхностного заряда. Разработанные ранее [8, 9] способы ограничения коагуляции частиц, включающие подготовку электролита через стадию приготовления высококонцентрированных суспензий или применение поверхностно-активных веществ, в полной мере этой проблемы не решают. Коагуляция высокодисперсных частиц обуславливает необходимость повышения в электролите концентрации упрочняющей фазы и в значительной степени затрудняет реализацию преимуществ ее наноразмерного состояния, в связи с чем поиск технологических решений, обеспечивающих предотвращение или ограничение развития процессов коагуляции, остается до настоящего времени важной прикладной задачей. Представляется, что одним из возможных путей ее решения может быть изменение состояния поверхности наноразмерных частиц и, в первую очередь, газонасыщенности порошков.

Для оценки влияния газонасыщенности порошков на коагуляцию частиц в растворах электролитов турбидиметрическим методом определялась крупность частиц порошков, предварительно вакуумированных при различных условиях и выдержанных в растворе электролита

в течение 2-х часов. Вакуумирование проводилось в интервале температур 673-1073 К, остаточном давлении 30-75 Па в течение 0,5 часа. Использовался стандартный электролит никелирования следующего состава, 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, pH – 5,0-5,5 [4]. Концентрация порошка в электролите составляла 2,0 кг/м<sup>3</sup>. Степень коагуляции рассчитывалась как отношение размера частиц в электролите к размеру частиц исходного порошка. Полученные результаты для карбида кремния приведены в таблице 1. В качестве исходного использовался порошок карбида кремния со средним размером частиц 55 нм, выдержанный на воздухе при комнатной температуре в течение 30 суток и содержащий 6,62 % мас. газов в адсорбированном состоянии. Как видно из приведенных в таблице 1 результатов исследования, укрупнение частиц в электролите зависит от количества адсорбированных ими газов и может регулироваться вакуумтермической обработкой порошков, оптимальной температурой которой следует считать 973-1073 К. Предлагаемый способ оказывается эффективнее рекомендованных ранее [9] способов ограничения коагуляции наноразмерных порошков путем введения в электролит поверхностно-активных веществ – пиридин-2-карбоновой и аминопропионовой кислот.

Таблица 1 – Зависимость степени коагуляции в электролите наноразмерного порошка карбида кремния от газонасыщенности поверхности частиц

Температура вакуумтермической обработки, К	Содержание адсорбированных газов, % мас.	Размер частиц в электролите, нм	Степень коагуляции
–	6,62	153,5	2,79
673	2,12	116,6	2,12
773	0,98	76,5	1,39
873	0,43	69,3	1,26
973	0,21	64,4	1,17
1073	0,18	63,8	1,16

Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования этого технологического приема с целью подготовки электролитов-суспензий с наноразмерным порошком карбида кремния для композиционного упрочнения.

## ВЫВОДЫ

Исследованы коалесценция и коагуляция наноразмерных частиц карбида кремния в растворах электролитов. Установлено, что по склонности к нетермической коалесценции и коагуляции в растворах электролитов наноразмерный порошок карбида кремния значительно превосходит порошковые материалы стандартной гранулометрии. По результатам анализа гистограмм и зависимости коалесценции и коагуляции от определяющих параметров разработан технологический вариант ограничения развития процессов укрупнения частиц в растворах электролитов, включающий вакуумметрическую обработку при температуре 873-973 К в течение 0,5-2 часов при остаточном давлении 50-75 Па.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мельникова В.А. Электрохимическая коалесценция в тонких пленках золота / В.А. Мельникова, А.Н. Пиленкевич, И.Н. Францевич // Доклады Академии наук СССР. – 1976. – Т. 226, № 6. – С. 1368-1369.
2. Духин С.С. Электропроводность и электрокинетические свойства дисперсных систем. – Киев: Наукова думка, 1975. – 246 с.
3. Смолуховский М.А. Коагуляция коллоидов. – М.: ГИТТЛ, 1936. – 468 с.
4. Гальванические покрытия в машиностроении: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. Т.1. – 240 с.
5. Иксанов Б.А. Исследование электрохимических свойств порошков никеля с различным размером частиц / Б.А. Иксанов, М.А. Толстая, Н.М. Хохлачева // Сб. науч. тр. «Дисперсные порошки и материалы на их основе» // ИПМ АН УССР. – К., 1982. – С. 108-111.
6. Рыжонков Д.И. Ультрадисперсные системы: получение, свойства, применение. – М.: МИСиС, 2003. – 182 с.
7. Ягодкина Л.М. Электролит композиционного хромирования для получения износостойких покрытий. – Пермь: ПГУ, 1987.–4с.
8. А.с. 1097718 СССР, МКИ С25Д 15/00. Электролит для осаждения композиционных покрытий на основе никеля / Н.С. Перене, Л.И. Тайцас, Р.А. Раманаускене (СССР). - № 3465411: Заявл. 24.05.82; Опубл. 15.06.84, Бюл. № 22.
9. Агеенко Н.С. Применение ультрадисперсных порошков для получения композиционных электрохимических покрытий // Н.С. Агеенко, Г.В. Галевский, Л.Д. Гордина, Л.Н. Баранова // Сб. науч. тр. «Плазменные процессы в химической промышленности» // ИНХП АН СССР. – Черноголовка, 1987. – С. 46-54.

## **ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**

УДК: 669.112.227539.219.3

О.В. Тихонькова, Н.А. Попова\*, С.В. Коновалов,

В.Е. Громов, Э.В. Козлов\*

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

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

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЗАКАЛЕННОЙ НА МАРТЕНСИТ ЛИТОЙ СТАЛИ ПРИ ОТПУСКЕ

В работе методами дифракционной электронной микроскопии на качественном и количественном уровнях изучены процессы карбидообразования при высокотемпературном отпуске литой конструкционной стали 30ХНЗМФА. Показано, что отпуск стали в течение 1-11 часов приводит к постепенному распаду остаточного аустенита и к выделению наряду с карбидами железа – цементитом частиц специальных карбидов типа  $M_2C$ ,  $M_6C$  и  $M_{23}C_6$  внутри и по границам всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы.

In work the methods of a diffractive electronic microscopy at qualitative and quantitative levels investigate processes carbideformation for want of high-temperature leave of cast constructional steel 30HN3MFA. Is shown, that the leave of steel during 1-11 hours results in gradual disintegration residual austenite and to selection alongside with carbides of iron - cementite of particles of special carbides of a type  $M_2C$ ,  $M_6C$  and  $M_{23}C_6$  inside and under the boundaries of all structural component a-phase.

### ВВЕДЕНИЕ

Отпуск закаленной на мартенсит стали приводит к его распаду, возврату и рекристаллизации и выделению углерода из твердого раствора в виде карбидов [1]. Для сложнoleгированных сталей возможно образование целого ряда специальных карбидов  $MC$ ,  $M_2C$ ,  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ , которые способны взаимно превращаться друг в друга [2]. Знание механизмов и закономерностей карбидообразования представляет научную и практическую ценность, поскольку позволяет обоснованно формировать комплекс свойств изделий.

Целью настоящей работы явилось изучение процессов карбидообразования при высокотемпературном отпуске сложнолегированной стали на количественном уровне.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования являлась литая конструкционная сталь 30ХНЗМФА. Образцы после гомогенизации и нормализации подвергались закалке от 950 °С (5 часов) и последующему отпуску при 660 °С в течение 1, 11 и 100 часов с охлаждением на воздухе.

Исследования проводились методами дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах на электронных микроскопах УЭМВ-100В, УЭМВ-100К и ЭМВ-100Л.

В работе исследована структура стали и определен фазовый состав. Фазовый анализ проводился по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах.

Средние размеры, плотность распределения частиц карбидных фаз и их объемная доля определялись методами стереологии по фотографиям с изображением тонкой структуры [3].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Закалка стали 30ХНЗМФА приводит к  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситному превращению с образованием смешанной структуры, состоящей из пакетного мартенсита (~80 %), пластинчатого высокотемпературного (~3 %) и низкотемпературного (~7 %) мартенсита и пакетного нижнего бейнита (~10 %).

Было установлено также, что в структуре матрицы исследуемой стали присутствует  $\gamma$ -фаза, или остаточный аустенит, образовавшийся в результате неполного мартенситного превращения при закалке стали, который располагается, в основном, по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. Большая часть остаточного аустенита (~6 %) находится в пакетной составляющей мартенсита, а наименьшая часть (~0.5 %) – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите. В бейните остаточного аустенита не обнаружено. Образование мартенситной структуры сопровождается протеканием процессов «самоотпуска» с выделением частиц цементита, расположенных внутри мартенситных кристаллов.



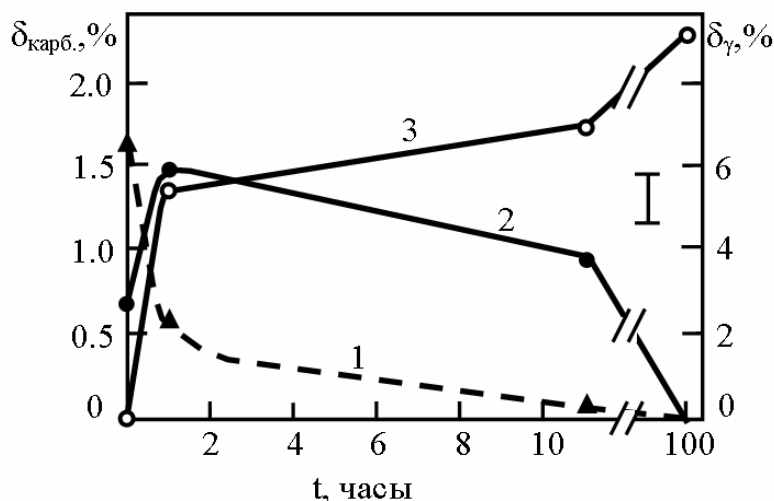


Рисунок 1 – Изменение объемных долей остаточного аустенита (1), цементита (2) и специальных карбидов (3) в литой отпущенной при 660 °С стали 30ХНЗМФА в зависимости от продолжительности отпуска

Отпуск стали в течение 1-11 часов приводит к постепенному распаду остаточного аустенита (рисунок 1, кр.1) и к выделению наряду с карбидами железа – цементитом (рисунок 1, кр.2) частиц специальных карбидов типа  $M_2C$ ,  $M_6C$  и  $M_{23}C_6$  (рисунок 1, кр.3) внутри и по границам всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы. Частицы специальных карбидов всегда имеют округлую форму. Частицы цементита внутри  $\alpha$ -кристаллов имеют такую форму, как и в закаленной стали, а на границах - вид тонких вытянутых прослоек, повторяющих форму кристаллов (пластин и реек). Необходимо отметить, что всегда самые мелкие частицы расположены внутри кристаллов  $\alpha$ -фазы, более крупные - на их границах, еще более крупные - на границах пакетов. Самые крупные частицы располагаются в стыках пакетов, а также пакетов и пластин. Как видно из рисунка 1, отпуск стали способствует постепенной замене цементита карбидами специального типа, и при отпуске 660 °С, 100 часов в стали присутствуют только карбиды специального типа. Однако влияние отпуска в различных структурных составляющих  $\alpha$ -матрицы стали различно (рисунок 2). Частицы цементита «самоотпуска» крупнее и объемная доля их выше в пластинчатом мартенсите по сравнению с пакетным (рисунок 2,а). Отпуск стали при 660 °С вначале (1 час) приводит к дополнительному увеличению объемной доли цементита внутри всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы, однако интенсивность её изменения в них различна. Во всех структурных составляющих при отпуске действуют три процесса: 1) растворение; 2) разрезание и 3) коагуляция частиц цементита, образовавшихся в результате «самоотпуска» стали при за-

калке. В результате изменяются размеры частиц и расстояние между ними, т.е. изменяется плотность частиц цементита.

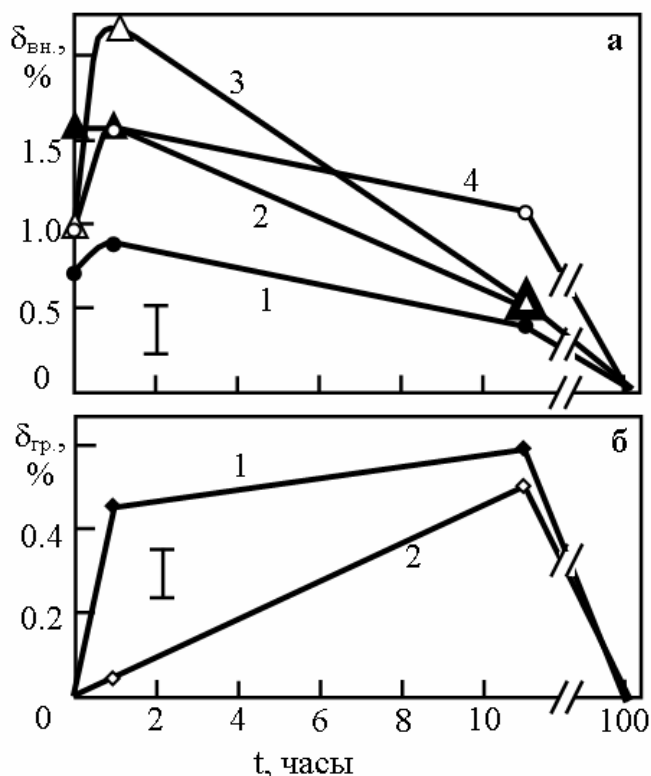


Рисунок 2 – Изменение объемных долей цементита в отпущенной при  $660^{\circ}\text{C}$  литой стали 30ХНЗМФА в зависимости от продолжительности отпуска внутри (а) и на границах (б) в пакетном (1), пластинчатом низкотемпературном (2) и высокотемпературном (3) мартенсите и в бейните (4)

При отпуске в течение 1 часа интенсивность первого процесса оказывается менее выраженной во всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы. Поэтому наблюдается увеличение объемной доли цементита, причем оно более заметно в той структурной составляющей, в которой размеры частиц после закалки были крупнее. При дальнейшем увеличении продолжительности отпуска действие первого процесса все более усиливается и происходит интенсивное растворение цементита, и к 100 часам отпуска цементит внутри всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы полностью растворяется. Одновременно с растворением цементита внутри структурных составляющих  $\alpha$ -фазы при отпуске 1-11 часов происходит частичное выделение цементита на границах реек и пластин (рисунок 2, б). Как видно из рисунка 2, б, отпуск 1 час приводит к выделению цементита, в основном, на границах реек, на границах пластин объемная доля цементита незначительна. Это объясняется тем, что после закалки на границах мартенситных реек сохранилась большая часть остаточного аустенита, который при

отпуске начинает интенсивно распадаться (рисунок 1, кр.1). Освобождающийся углерод и идет на образование частиц цементита на границах реек.

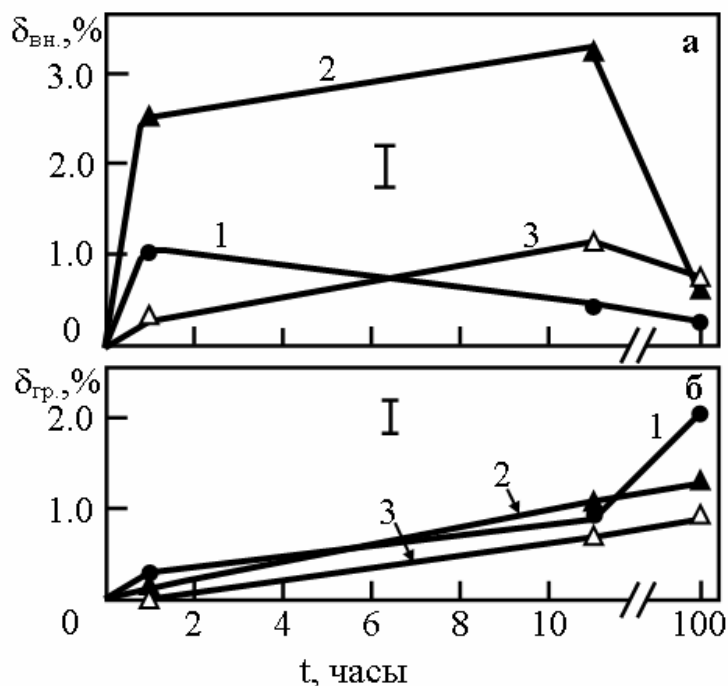


Рисунок 3 – Изменение объемных долей специальных карбидов в отпущенной при 660 °С литой стали 30ХНЗМФА в зависимости от продолжительности отпуска внутри (а) и на границах и субграницах (б) в пакетной составляющей  $\alpha$ -фазы (1), в пластинчатом низкотемпературном (2) и высокотемпературном (3) мартенсите

Как отмечалось выше, отпуск стали приводит к выделению частиц специальных карбидов (рисунок 1, кр.1-2). Как видно из рисунка 1, уже при отпуске в течение 1 часа объемная доля специальных карбидов оказывается практически соизмеримой с объемной долей цементита. Выделяются частицы специальных карбидов, как и частицы цементита, внутри и на границах всех структурных составляющих  $\alpha$ -фазы (рисунок 3). С увеличением продолжительности отпуска, т.е. по мере растворения частиц цементита и распада остаточного аустенита, размеры частиц специальных карбидов и их объемная доля возрастают.

Ранее [4] нами было показано, что отпуск исследуемой стали приводит к субструктурному превращению: нефрагментированная субструктура  $\rightarrow$  фрагментированная субструктура. Фрагментация начинается и интенсивно развивается в пакетном мартенсите. В пластинчатом низкотемпературном мартенсите она развивается значительно в меньшей степени, а в пластинчатом высокотемпературном – практически отсутству-

ет. Развитие процессов фрагментации также способствует образованию карбидной фазы. Постепенно с ростом продолжительности отпуска фрагментация все больше охватывает объем материала, а частицы специальных карбидов все более интенсивно вытесняются на границы фрагментов (на субграницы). Это хорошо подтверждают количественные данные, приведенные на рисунок 3. Из рис.3 видно, что пока фрагментация в материале развита слабо, большее количество специальных карбидов находится внутри кристаллов  $\alpha$ -фазы. Чем более фрагментированным оказывается материал, тем меньше карбидов находится внутри кристаллов  $\alpha$ -фазы (рисунок 3, а) и тем больше карбидов на границах и субграницах (рисунок 3, б). При отпуске 11 часов в пакетном мартенсите начинают интенсивно образовываться бездислокационные фрагменты [4]. В таких фрагментах карбидные частицы присутствуют лишь на их границах. Поэтому объемная доля карбидов, находящихся на границах и субграницах мартенситных реек, резко возрастает (рисунок 3, б, кр.1). В пластинчатом мартенсите фрагментация начинает интенсивно развиваться только при отпуске 11 часов, причем бездислокационные фрагменты не образуются. Поэтому объемная доля карбидов, находящихся внутри фрагментов и нефрагментированных пластин, уменьшается, а на границах и субграницах продолжает возрастать с той же скоростью.

При отпуске 660 °С, 100 часов практически все частицы специальных карбидов оказываются на границах и субграницах кристаллов  $\alpha$ -фазы.

Таким образом, отпуск закаленной на мартенсит стали 30ХНЗМФА при 660 °С приводит к распаду остаточного аустенита, превращению цементита в специальные карбиды, закономерности выделения которых внутри и на границах структурных составляющих  $\alpha$ -фазы различны.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. - 236с.
2. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 298с.
3. Чернявский В.С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280с.
4. Попова Н.А., Климашин С.И., Конева Н.А. и др. Дислокационные превращения при отпуске литой среднелегированной стали // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. – 2005. – Вып.15. – С.64-66.

УДК 669.14.018.294.2–194.591

Л.В.Корнева\*, Т.Н. Осколкова

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

## ВЫСОКОПРОЧНЫЕ РЕЛЬСЫ НА ОСНОВЕ БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРЫ

Рельсы из стали бейнитного класса при охлаждении на воздухе с прокатного или перекристаллизационного нагрева показали оптимальное сочетание прочности, пластичности и вязкости. Это достигается за счет образования бейнитной структуры, представляющей собой совокупность структурных составляющих, таких как зернистого феррита, пластинчатого бейнита, пакетного мартенсита и остаточного аустенита. Улучшение же комплекса механических свойств рельсов после нормализации и отпуска по сравнению с их горячекатаным состоянием обусловлено уменьшением количества остаточного аустенита, увеличением доли мартенсита с меньшими искажениями и феррита, а также меньшими размерами карбонитридных частиц.

Rails made of bainite-class steel being cooled in the air after rolling or recrystallizing heating demonstrated their optimal combination of strength, plasticity and viscosity. It is possible because of the bainite-structure formation which presents the combination of structural components, such as granular ferrite, laminar bainite, packet-type martensite and residual austenite. The improvement of the rails' mechanical properties complex after normalizing and tempering in comparison with their hot-rolled state is due to the reduction of the residual austenite quantity, the increase of martensite portion with less deformation of ferrite and fewer sizes of carbonitride particles.

Благодаря хорошему сочетанию прочности, низкотемпературной вязкости и свариваемости стали бейнитного класса используются не только в конструкциях с трубопроводами, но и находят все большее применение при разработке новой категории высокопрочных рельсов на основе бейнитной структуры. Интерес к созданию бейнитных рельсов обусловлен не только благоприятным сочетанием механических свойств бейнитной структуры, реализуемой с прокатного нагрева без закалочного охлаждения, но и получением не менее важной характеристики рельсов как прямолинейность.

Результаты многочисленных исследований, проведенных в ряде зарубежных стран [1-4], а также первый опыт производства бейнитных рельсов на отечественных предприятиях, показали обнадеживающие результаты.

При охлаждении на воздухе с прокатного нагрева на рельсах первой опытной партии, произведенной на ОАО «НКМК» из стали содержащей, %: 0,30 – 0,37 C; 1,4 – 1,6 Mn; 1,1 – 1,3 Si; 1,0 – 1,1 Cr; 0,10 – 0,15 V; 0,005 – 0,010 Al; 0,012 – 0,020 N; 0,2 – 0,4 Mo, были получены механические свойства (таблица 1), сопоставимые со свойствами термически упрочненных рельсов из углеродистой стали марки Э76Ф. Рельсы из этой стали технологичны, хорошо поддаются правке на роликоправильной машине.

Проведение нормализации и отпуска при 350-370°C заметно улучшили механические свойства рельсов опытной партии по сравнению с исходным горячекатаным состоянием. Рельсы из бейнитной стали имели не только более высокий уровень прочности и твердости, но и лучшую пластичность, ударную вязкость. При этом обращает на себя внимание тот факт, что рельсы из стали марки 30ХГ2САФМ имеют ударную вязкость почти в 2,5 раза превышающую значение этой характеристики у рельсов из стали марки Э76Ф, термоупрочненных на сорбит закалки. Это объясняется, с одной стороны, положительным влиянием перекристаллизации стали при нормализации, благоприятно сочетающейся с действием микролегирующих добавок ванадия и азота, приводящих к образованию карбонитридных фаз, а с другой стороны - правильным выбором температуры отпуска. Хороший комплекс механических свойств, полученный на рельсах из стали марки 30ХГ2САФМ, обусловлен микроструктурой, которая определяется характером фазовых превращений, протекающих при охлаждении с температуры прокатного нагрева или нормализации, а также влиянием диффузионного процесса при отпуске стали.

Металлографическое исследование микроструктуры опытных рельсов, проведенное на оптическом микроскопе Neophot-21, показало независимо от их исходного состояния наличие игольчатой структуры, типичной для пластинчатого бейнита (рисунок1). Более тонкое электронно-микроскопическое же исследование выявило более сложный характер бейнитной структуры, что согласуется с теоретическими и экспериментальными результатами исследования бейнитного превращения [5].

Таблица 1 - Механические свойства рельсов из сталей марок Э76Ф и Э30ХГ2САФМ

Марка стали	Состояние рельса	Твердость рельса, НВ						$\sigma_T$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	КСУ <sub>+20</sub> , МДж/м <sup>2</sup>
		головка			подошва							
		ПКГ	10 мм	22 мм	шейка	1	2					
Э76Ф категория Т1	объемно-закаленное (среднее значение)	373,38	363,56	345,2	349,38	357,22	357,73	910	1260	12,83	35,05	0,36
		Э30ХГ2С АФМ	горячекатаное	375	375	363	363	375	375	880 890	1270 1290	17 15
	нормализация от 870-880°С + отпуск при 350-370°С	388	388	388	375	388	388	1050	1300	14	37	0,78 0,83
		не бо- лее	не менее	не менее	не более	не более	не менее	не менее				
	Требования ТУ 0921-167оп-2003	429	375	363	415	1020	1300	9	25	0,40		

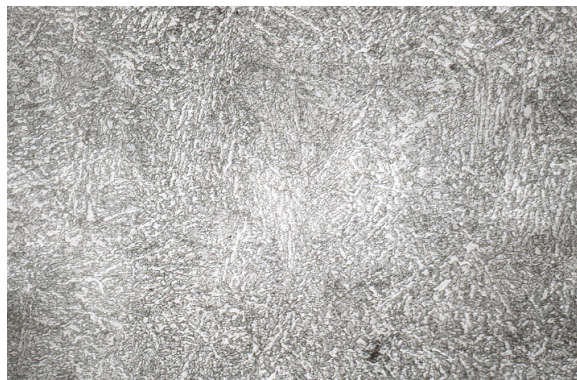


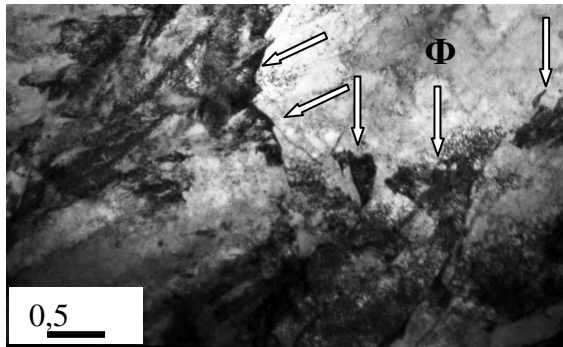
Рисунок 1 – Микроструктура бейнитных рельсов в горячекатаном состоянии и после нормализации с отпуском

В результате электронно-микроскопического анализа установлено (рисунок 2), что микроструктура рельсов в горячекатаном и нормализованном состояниях состоит из полиэдрических зерен феррита, мартенсита пакетного типа, бейнита пластинчатой формы, остаточного аустенита, а также частиц карбида (карбонитридов) железа и ванадия, расположенных в объеме и по границам как зерен феррита, так и кристаллов мартенсита и бейнита. Вместе с тем, микроструктура рельсов в горячекатаном состоянии и после нормализации с отпуском различается разной долей структурных составляющих (таблица 2). Так рельсы, подвергнутые нормализации и отпуску, по сравнению с их горячекатаным состоянием, отличаются меньшей долей остаточного аустенита (7,5 % против 9,6 %) и бейнита (20 % против 35,4 %), но большей долей мартенсита (36,3 % против 26,7 %) и феррита (36,2 % против 28,3 %).

Таблица 2 - Доля структурных составляющих в микроструктуре бейнитных рельсов

Структура	Доля структурной составляющей, %	
	нормализация + отпуск при 350-370°C	горячекатаное состояние
мартенсит	36,3	26,7
феррит	36,2	28,3
бейнит	20	35,5
остаточный аустенит	7,5	9,6

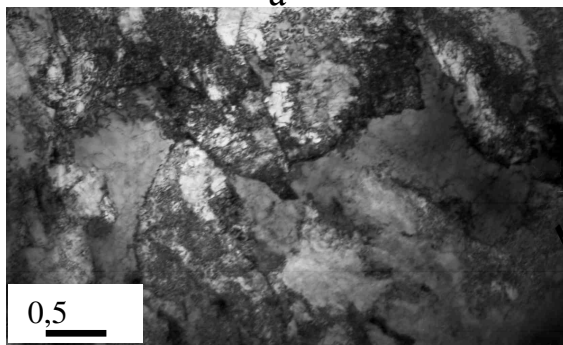




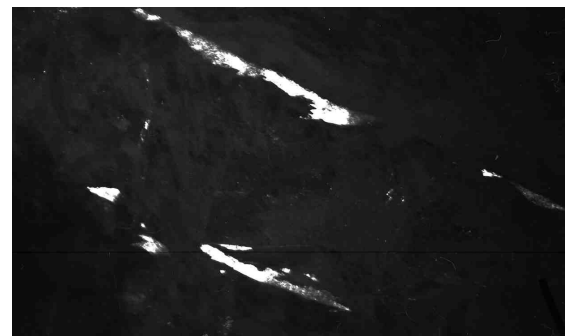
а



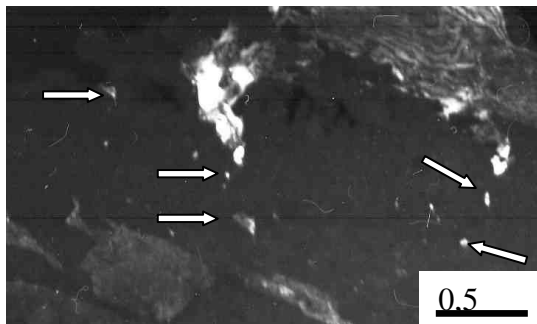
б



в



г



д

Рисунок 2 – Микроструктура бейнитных рельсов в горячекатаном состоянии и после нормализации с отпуском:

а – полигональный феррит; б – мартенсит пакетного типа; в – бейнит пластинчатого типа; г – остаточный аустенит в темном поле; д – частицы карбидов (карбонитридов) в темном поле

Кроме этого, в микроструктуре рельсов, подвергнутых нормализации с отпуском, по сравнению с их горячекатаным состоянием, выявлены более дисперсные частицы карбидов (карбонитридов) железа и ванадия.

Улучшение же комплекса механических свойств рельсов, подвергнутых нормализации и отпуску по сравнению с охлаждением их после прокатки, обусловлено меньшими искажениями в мартенсите и меньшими размерами карбидных частиц (таблица 3), выделившихся по границам мартенситных кристаллов.

Таблица 3 – Результаты электронно-микроскопического анализа бейнитных рельсов

Структурный параметр	Состояние рельса	
	нормализация + отпуск при 350-370°C	горячекатаное состояние
Доля мартенсита, %	36,3	26,7
Амплитуда дальнедействующих полей напряжений ( $\langle \sigma \rangle$ , Н/мм <sup>2</sup> )	70,0	81,2
Средние размеры частиц карбида железа по границам кристаллов	(5-7)/(30-45)*	(25-30)/(15-180)*
Примечание: * - (поперечные/продольные) размеры частиц		

### ВЫВОДЫ:

В рельсах из стали бейнитного класса при непрерывном охлаждении на воздухе с прокатного нагрева или при нормализации обеспечивается хороший комплекс механических свойств. Это достигается за счет образования бейнитной структуры, представляющей собой совокупность структурных составляющих, таких как: зернистого феррита, пластинчатого бейнита, пакетного мартенсита и остаточного аустенита. Улучшение же комплекса механических свойств рельсов после нормализации и отпуска по сравнению с их горячекатаным состоянием обусловлено уменьшением количества остаточного аустенита, увеличением доли мартенсита с меньшими искажениями и феррита, а также меньшими размерами карбонитридных частиц.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sawly K., Schol M. The development of bainitic steels for rails // Ibid. P. 1007 – 1014.
2. Bruce L., Bramfitt T. The metallurgical characteristics of bainite applied to a rail steel // Ibid. P. 989 – 996.
3. Kern A., Schmedders H. The development of bainitic steels for special railways system requirements // Ibid. P. 1015 – 1021.
4. Медовар Л. Б., Цыкуленко К.А.,Цыкуленко А.К. Бейнитные стали для рельсов // Проблемы СЭМ. 1998. № 3. С. 16 – 20.
5. Счастливец В. М., Мирзаев Д. А. Структура термически обработанной стали. — М.: Металлургия, 1994. — 288 с.

УДК 539.389.2

Э.В. Козлов, В.А. Малиновская  
ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-  
строительный университет», г. Томск

## ПРОЧНОСТЬ НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20X2H4A НА ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ

В работе методом рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии изучена структура и определены средние значения основных параметров материала нитроцементированной стали 20X2H4A после низкого отпуска. Выполнена количественная оценка предела текучести стали после данного вида термообработки по мере удаления от нитроцементированной поверхности.

The structure of carbonitrided 20Cr2N:4 steel has studied by transmission electron microscopy and X – ray analysis and the mean values of parameters after low tempering have been obtained. The quantitative valuation of steel yield stress after heat treatment as for as removing from the carbonitrided surface has been made.

Проблема повышения эксплуатационных свойств изделий из конструкционных сталей за счет поверхностного упрочнения в настоящее время остается актуальной. Научные исследования формирования градиентных структурно – фазовых состояний поверхностно-упрочненных стальных материалов проводятся регулярно [1-3]. Количественные исследования параметров структуры конструкционной стали мартенситного класса 20X2H4A после завершающего вида термообработки - низкого отпуска [4,5], позволяют провести в настоящей работе оценку прочности данной стали на пределе текучести в зависимости от расстояния до поверхности обработки на глубину ~ 2 мм.

В качестве объекта исследования использовали образцы стали 20X2H4A [6], прошедшие процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) и последующие этапы термической обработки. Они заключались в следующем: после нитроцементации при 920 °С проводился высокий отпуск при 620 °С (1 час), затем закалка при 820 °С в масло и низкий отпуск при 180 °С в течение 1 часа. Структуру и средние значения основных параметров материала нитроцементированной стали после низкого отпуска исследовали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и рент-

геноструктурным анализом. Исследования, проведенные методом рентгеноструктурного анализа, позволили рассчитать параметры кристаллической решетки, используя основные дифракционные максимумы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -Fe фаз с применением известных методик (экстраполяция по функции  $\cos^2\alpha$ ). По снимкам, полученным в электронном микроскопе, измеряли следующие параметры: объемные доли  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, карбидов, скалярную  $\rho$  и избыточную  $\rho_{\pm}$  плотности дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  и моментных напряжений  $\tau$ . Определение линейных размеров и скалярной плотности дислокаций выполнено методом секущей, а амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки - методом, предложенным в работе [7].

Согласно известным представлениям [1, 2], при расчете предела текучести квадратично складывались следующие вклады: упрочнения дислокациями «леса» и упругих полей, остальные вклады складывались аддитивно [8, 9]:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{m\delta} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{op} + \sqrt{(\Delta\sigma_o)^2 + (\Delta\sigma_n)^2} \quad (1)$$

где  $\Delta\sigma_n$  – напряжение трения решетки  $\alpha$  - железа;  $\Delta\sigma_{m\delta}$  – упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов;  $\Delta\sigma_z$  – упрочнение за счет границ зерен;  $\Delta\sigma_c$  - субструктурное упрочнение, связанное с торможениями сдвигов на границах реек;  $\Delta\sigma_{op}$  - упрочнение материала некогерентными частицами по механизму Орована;  $\Delta\sigma_o$  – упрочнение дальнедействующими полями напряжений;  $\Delta\sigma_l$  – упрочнение дислокациями «леса».

Рассмотрим роль каждого из этих факторов подробнее. Важную роль в упрочнение данной стали вносят дислокации леса  $\Delta\sigma_l$ . Различают неполяризованный и поляризованный «лес» дислокаций. Скалярная дислокационная плотность -  $\rho$  состоит из положительных -  $\rho_+$  и отрицательных -  $\rho_-$  заряженных дислокаций

$$\rho = \rho_+ + \rho_-$$

Разность этих величин  $\rho_+ - \rho_- = \rho_{\pm}$  есть избыточная плотность дислокаций или дислокационный заряд. Если  $\rho_+ = \rho_-$ , и тогда  $\rho_{\pm} = 0$ , то дислокационный лес неполяризован. Если  $\rho_+ \neq \rho_-$ , а  $\rho_{\pm} > 0$ , то дислокационный лес считается поляризованным, т.е. обладает дислокационным зарядом. Если  $\rho_{\pm} \approx \rho$ , то дислокационная структура сильно поляризована.

Упрочнение неполяризованными дислокациями леса - сопротивление движению дислокаций, обусловленное дислокациями «ле-

са», лежащими в плоскостях, пересекаемых скользящей дислокацией и упругими взаимодействиями с дислокациями, лежащими в плоскостях, параллельных плоскостям скольжения, оценивалась по формуле (2).

$$\Delta\sigma_n = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где  $\rho$  – среднее значение скалярной плотности дислокаций по материалу, (см. табл.1);  $\alpha$  – безразмерный коэффициент, равный 0.1...0.51;  $G$  – модуль сдвига материала матрицы (для  $\alpha$  - железа  $G = 84000$  МПа);  $b$  – вектор Бюргерса равный  $2.5 \times 10^{-10}$  м. Для сталей с учетом  $m$  – ориентационного множителя, равного для ОЦК материалов 2.75, обычно принимают  $\alpha = 0.5$ .

Основные параметры материала, определенные методом просвечивающей электронной микроскопии [10], в виде средних значений приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Средние значения основных параметров материала, определенные методом ЭМ

параметр X, мм	$\rho \cdot 10^{-14}$ , м <sup>-2</sup>	$\chi$ , м <sup>-3</sup>	$d \cdot 10^{-4}$ , нм	$\lambda$ , нм	D, нм
поверхность	5.2±0.50	1000±320	0.9±1.5	325.0±550	66.1±100
0.3	3.5±0.2	880±250	0.55±1.2	407.9±870	106.7±200
1.1	4.4±0.3	1080±330	0.6±1.0	376.8±600	56.2±80
2.1	3.6±0.4	890±180	0.10±1.8	14.0±25	4.0±10

Немалую роль в упрочнении стали вносят дислокационные заряды, которые приводят к созданию в материале дальнедействующих полей напряжений. Величина дальнедействующих напряжений  $\Delta\sigma_\delta$  определяется методом электронной микроскопии тонких фольг по изгибным экстинкционным контурам, наблюдаемым в структуре материала [11, 12]. Избыточная плотность дислокаций  $\rho_\pm$  определяется экспериментально из соотношения  $\rho_\pm = \chi / b$ , причем

$$\Delta\sigma_\delta = G b \sqrt{\rho_\pm} = G \sqrt{b\chi} \quad (3)$$

где  $\chi$  - среднее значение амплитуды кривизны - кручения кристаллической решетки  $\alpha$  - фазы.

Для учета упрочнения материала некогерентными частицами карбидной фазы - карбидное упрочнение - был предложен механизм, учитывающий огибание частиц движущейся дислокацией. Вклад в

упрочнение материала, обусловленный наличием некогерентных частиц, оценивается следующим образом

$$\sigma_{op} = M \frac{mG_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \cdot \ln\left(\frac{|\lambda - D|}{4b}\right), \quad (4)$$

где  $D$  – средний размер частиц;  $\lambda$  – расстояние между центрами частиц;  $m$  – ориентационный множитель, равный для ОЦК материалов 2,75 [8];  $\Phi = 1$  для винтовой дислокации;  $M$  – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, равный 0.81...0.85.

Хорошо известно влияние легирующих элементов, которые растворены в  $\alpha$  - железе, на свойства материала [1, 2, 10]. Упрочнение атомами легирующих элементов (твердорастворное упрочнение) предполагает аддитивность вкладов от отдельных легирующих элементов замещения Ni и Cr, внедрения C и N с использованием известной формулы эмпирического типа:

$$\Delta\sigma_{me} = \sum_{i=1}^n C_i k_i = 467(C+N \text{ вес. \%}) \times C_i + 3 (Ni \text{ вес. \%}) \times C_i, \quad (5)$$

где  $k_i$  – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой приrost предела текучести при растворении в нем 1 вес. %  $i$ -того легирующего элемента;  $c_i$  – концентрация  $i$ -того элемента, растворенного в феррите, вес. %. Для упрочнения внедренными элементами (C+N) коэффициент упрочнения  $k_i = 467$ , для легирующего элемента Ni –  $k_i = 3$ . Информация о содержании (C+N) в  $\gamma$  - фазе получены из сведений о параметрах кристаллической решетки этих фаз.

Предел текучести материала связан с размером зерна (зернограничное упрочнение), т.е. повышение прочности происходит за счет зерен в материале, являющихся барьерами распространения течения, и хорошо описывается известным соотношением Холла – Петча:

$$\Delta\sigma_3 = k \times d^{0.5}, \quad (6)$$

где  $k$  – коэффициент пропорциональности, являющийся в уравнении характеристикой границ данного материала и зависит от чистоты материала по примесям, степени деформированности материала, строения границ, упрочненности границ частицами второй фазы. В результате мартенситного превращения плотность внутрифазных границ в стали резко возрастает за счет появления большеугловых границ пакетов и пластин. Упрочнение материала большеугловыми границами оценивается по уравнению (6), где  $d$  – средний размер зерен феррита, а значения  $k$  для данного материала равно  $1.8 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ .

Упрочнение материала малоугловыми дислокационными границами, или субструктурное упрочнение, упрочнение границами рек в пакете оценивалось по выражению:

$$\Delta\sigma_c = k_y \times 1/d_{эфф}, \quad (7)$$

где  $d_{эфф}=4.75d$ , где  $d$  – диаметр реек (поперечный размер мартенситной рейки), значения  $k_y$  для разных сталей приведены в [11,12]. Для данной стали  $k_y = 0.015$  кгс/мм.

Самый малый вклад в упрочнение стали 20Х2Н4А вносит сила Пайерлса – Набарро. Это напряжение трения кристаллической решетки железа, или напряжение, которое должна преодолевать движущаяся дислокация в решетке, свободной от каких – либо препятствий. Расчеты и эксперименты показывают, что при обычных температурах  $\Delta\sigma_n$  для железа при оценке по формуле (1) составляет 30...40 МПа. Результаты расчета упрочнения стали 20Х2Н4А после нитроцементации на различных расстояниях от поверхности представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Структурные оценки вкладов в предел текучести стали 20Х2Н4А после низкого отпуска

X, мм	Предел текучести и вклады в него, МПа							
	$\Delta\sigma_{п}$	$\Delta\sigma_{ТВ}$	$\Delta\sigma_3$	$\Delta\sigma_c$	$\Delta\sigma_d$	$\Delta\sigma_l$	$\Delta\sigma_{ор}$	$\Sigma\sigma_I$
поверхность	30	260	189	86.3	400	658	250	1585
0.3	30	290	242	109.9	390	540	250	1588
1.1	30	120	232	77.5	440	605	250	1457
2.1	30	120	180	78.7	390	547	250	1330

Таким образом, наибольший вклад в упрочнение при нитроцементации внесен дислокациями «леса» и дальнедействующими полями напряжений. Это означает важную роль дислокационного вклада в упрочнение после термообработки. Наряду с этим, важную роль играют упрочнения дисперсными частицами, твердорастворное, субструктурное, зернограничное.

При удалении от поверхности вглубь материала значения суммарного предела текучести уменьшаются, изменяясь следующим образом: поверхность – 1580 МПа, на глубине ~ 2.1 мм - 1330 МПа. Благодаря нитроцементации сталь мартенситного класса 20Х2Н4А достаточно упрочнена. При этом она не теряет пластичности.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В. и др. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали. – М.: Недра, 2000. – 176 с.
2. Гурьев А.М., Козлов Э.В., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А. Физические основы термоциклического борирования сталей. – Барнаул: АлтГТУ, 2000. – 177 с.
3. Ветер В.В., Козлов Э.В., Жулейкин С.Г., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Коваленко В.В., Громов В.Е. Фазовый анализ и тонкая структура стали 9ХФ после высокотемпературной цементации // Физика. – 2002. – №3. – С. 20–27.
4. Попова Н.А., Малиновская В.А., Козлов Э.В. Влияние термообработки на структуру нитроцементованной стали 20Х2Н4А // Вестник РАЕН. Отделение металлургии. – 2005. – №15. – С. 73–75.
5. Козлов Э.В., Попова Н.А., Малиновская В.А., Апасов А.М., Сизоненко Н.Р. Фазовый состав и градиентная структура нитроцементованной стали 20Х2Н4А после низкого отпуска // Известия вузов. Черная Металлургия. – 2005. № 8. С. 26–29.
6. Сорокин В.Г., Волосникова А.В., Вяткин С.А. Марочник сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1971. – 424 с.
7. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. Дальнодействующие поле напряжений, кривизна – кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения результатов. // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Томск: Изд-во ТГУ, 1990. С.83–93.
8. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
9. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 179 с.
10. Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Малиновская В.А., Подковка В.П., Сизоненко Н.Р. и др. Фазовый состав и градиентная структура нитроцементованного слоя стали 20Х2Н4А // Вестник ТГАСУ. 2004. №1. С.5 – 18.
11. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. 1999. №1. С.21–35.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. 1982. № 8. С.3–14.

УДК 669.295.69:621.793

О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских, В.Е. Громов  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## МЕХАНИЗМЫ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛОМАССО- ПЕРЕНОСА ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

Рассмотрены различные механизмы конвективного тепло-массопереноса при жидкофазном легировании металлов при воздействии на поверхность импульсных плазменных струй, сформированных при электрическом взрыве проводников. Дано обоснование того, что возникновение обнаруженных опытным путем поверхностных периодических структур обусловлено термоконцентрационно-капиллярной конвекцией Марангони, а эволюция конвективного перемешивания при изменении параметров обработки происходит по механизму удвоения периода. Обсуждены особенности проявления этих механизмов при различных режимах обработки.

Various convective mechanisms of mass- and heat transfer at melting and alloying metals at influence on a surface of the pulse plasma jets generated at electric explosion of conductors are considered. The substantiation of is given that occurrence of the superficial periodic structures found out by practical consideration is caused thermoconcentration - capillary convection Marangony, and evolution convective hashing at change of parameters of processing occurs on the mechanism of doubling of the period. Features of manifestation of these mechanisms are discussed at various modes of processing.

При электровзрывном легировании (ЭВЛ) металлов, плазменные струи формируются при разряде через проводник емкостного накопителя энергии с применением коаксиально-торцевой системы токоподводящих электродов. При натекании сверхзвуковой гетерогенной струи продуктов взрыва на обрабатываемую поверхность вблизи нее образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Это обеспечивает помимо оплавления благоприятные условия для адсорбции плазмы металлом. Опытные данные свидетельствуют, что насыщение продуктами взрыва происходит на всю глубину зоны оплавления, которая может достигать нескольких десятков микрометров за время обработки 100 мкс. В связи с этим возникает вопрос о механизмах конвективного перемешивания расплава,

приводящих к перераспределению легирующих добавок по глубине. В настоящей работе проведены систематизация и анализ сведений по этому вопросу.

Для ЭВЛ металлов использовали плазменный ускоритель, питание которого осуществлялось от батареи импульсных конденсаторов. Эффективное время импульса полагали равным  $\tau = 100$  мкс. Интенсивность теплового воздействия  $q$  при ЭВЛ удобно задавать, регулируя зарядное напряжение  $U$  накопителя при неизменных значениях других технологических параметров. При этом можно считать, что при произвольном  $U$  значение  $q \sim U^2$ . В случае, когда расстояние облучаемой поверхности от среза сопла, его диаметра, диаметра внутреннего электрода были выбраны по 20 мм, при  $U = 2$  кВ  $q$  было оценено равным  $4,5 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>. В результате взаимодействия набегающей на поверхность плазменной струи и отраженного от нее давления  $p$  плазмы в ударно-сжатом слое вблизи поверхности повышается примерно на порядок по сравнению с напорным давлением [1]. Для указанных выше параметров обработки его значение в работе [1] было оценено равным 11,2 МПа.

Обработке электровзрывом углеграфитовых волокон подвергали поверхность образцов технически чистых железа, титана, никеля и меди размерами 30×30 мм. Осмотр облученной поверхности проводили с использованием металлографического микроскопа “Неофот-21” и сканирующего электронного микроскопа “SEM-515 Phillips”. Косые шлифы зоны легирования изучали под микроскопом после химического травления.

При интенсивности воздействия вблизи порога оплавления поверхности на ней происходило образование волнового периодического рельефа, который фиксировался в результате резкой самозакалки расплава после окончания импульса (рисунок 1). Средний пространственный период таких поверхностных периодических структур (ППС), наблюдаемых на периферии зоны плазменного воздействия, для каждого металла имел свои определенные значения. Моделирование этого процесса показало, что причиной образования ППС могла явиться термоконцентрационно-капиллярная неустойчивость поверхности, возникающая под действием возмущений со стороны растекающейся вдоль поверхности плазмы в условиях поперечного градиента температуры.

В работе [2] было предложено соотношение для длин волн ППС, результаты вычислений по которому соответствовали экспериментальным данным:

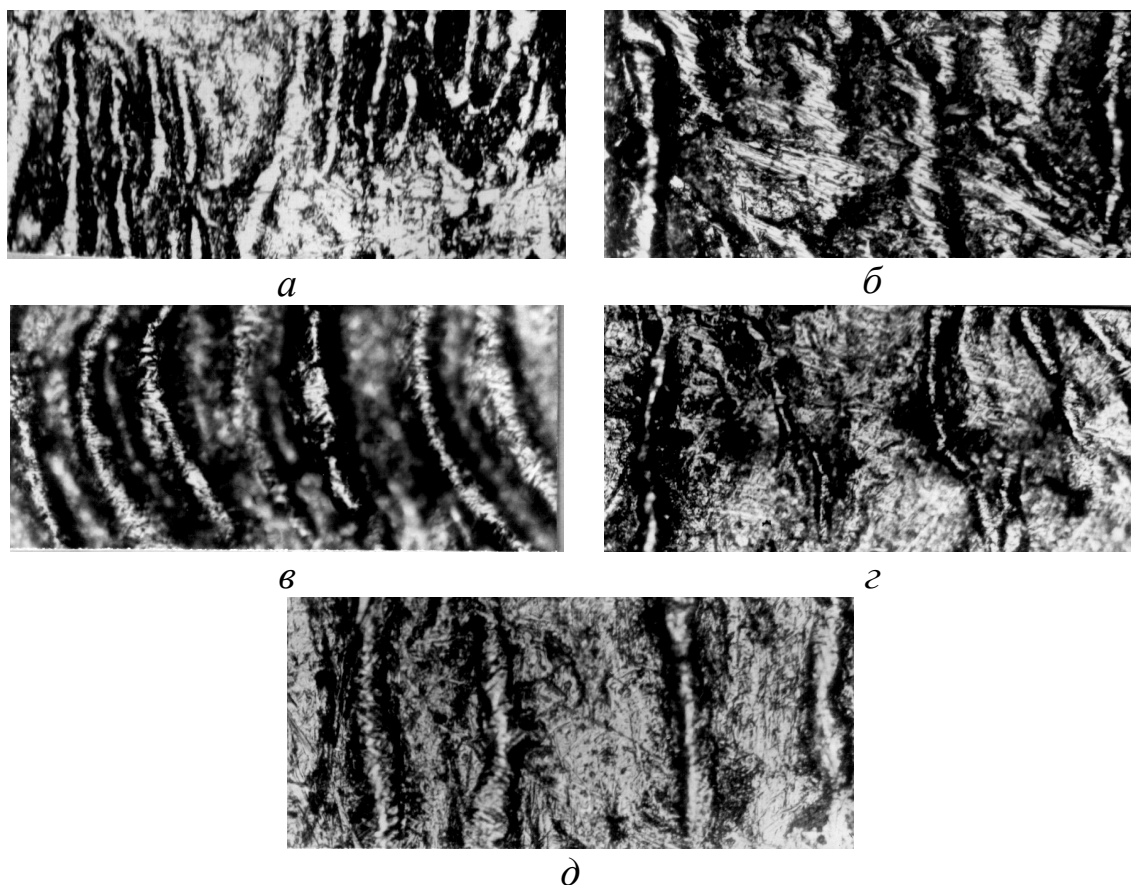


Рисунок 1 – Микрографии поверхностных периодических структур, сформированных при плазменной обработке меди в центральной области зоны легирования,  $\times 200$ .  $\Lambda \cong 20$  (а), 30 (б), 40 (в), 60 (г) и 80 мкм (д)

$$\Lambda = 4\pi \left( \frac{2\rho\nu\chi}{\frac{dT}{dz} \cdot \left| \frac{\partial\sigma}{\partial T} + \frac{C_1}{T_1} \cdot \frac{\partial\sigma}{\partial C} \right|} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где  $\rho$  – плотность расплава,  $\nu$  – его вязкость,  $\sigma$  – поверхностное натяжение,  $C$  – концентрация легирующего элемента,  $\frac{dT}{dz}$  – градиент температуры по глубине зоны легирования.

Действительно, измерения длин волн ППС дали следующие значения: 15, 7, 12 и 20 для титана, железа, никеля и меди соответственно. А их расчетные значения составили 17, 6, 13 и 18 мкм.

По мере перехода от периферии к центру зоны легирования размер ППС возрастал (рисунок 1), что согласуется с записанным соотношением, поскольку интенсивность теплового воздействия на поверхность в центре выше, чем на периферии. Вследствие этого здесь и

глубина зоны оплавления и время существования расплава больше. Это создает условия для эволюции возникающего конвективного перемешивания из-за изменения значений физических параметров, входящих в выражение (1). Согласно оценкам в несколько раз увеличивается температуропроводность расплава, принимая некоторые эффективные значения [3]. Из-за дополнительного по сравнению с диффузионным переносом тепла конвективными ячейками в глубь расплава его температура выравнивается по глубине слоя, а вследствие этого уменьшается температурный градиент. Этому же способствует увеличение с ростом температуры поверхности теплового потока, обусловленного испарением. Таким образом, можно прийти к выводу, что длина волны ППС в ходе взаимодействия плазмы с поверхностью могла увеличиваться в несколько раз.

При переходе от периферии к центру зоны обработки, т.е. с увеличением интенсивности теплового воздействия, длины волн образуют закономерную последовательность. Так, например, при обработке меди наблюдались ППС с длинами волн, примерно равными 30, 40, 60 и 80 мкм, образующими последовательность, члены которой отличались от соседних в 1,3–1,5 раза (рис. 1 *а, б, в* и *г* и *д* соответственно). Поскольку каждому значению длины волны можно поставить в соответствие частоту  $\omega \propto \lambda^{-2}$  [2], периоды колебаний с этими частотами отличались друг от друга примерно в  $1,4^2$ , т.е. в 2 и кратное двум число раз. Это дает основание считать, что перестройка ячеек конвективного перемешивания расплава в процессе обработки при изменении температуропроводности расплава и поперечного градиента температуры происходит не непрерывно, а по механизму удвоения периода.

Увеличение интенсивности термосилового воздействия приводит к заметному течению расплава, обнаруживается по характерным вытянутым "языкам" застывшего расплава. В этом случае ППС наблюдаются на поверхности этих "языков". При этом на шлифах науглероженных слоев металлов, начиная с определенных режимов обработки, возникают сдвиговые конвективные структуры (СКС). Они представляют собой пространственно регулярные струи науглероженного металла из верхних слоев зоны легирования, вытесняющие от границы плавления струи слабо легированного расплава, сносимые течением вдоль поверхности (рисунок 2). Их образование можно связать с возникновением неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе слоев расплава, текущих вдоль поверхности под действием плазмы в условиях градиента скорости по глубине. Механизм неустойчивости следует из закона Бернулли, в соответствии с которым, если на границе возникает возмущение, например, расплав снизу гра-

ницы разрыва скорости приподнимается, то линии тока расплава искажаются и в местах их сгущения появляются поперечные градиенты давления, приводящие к усилению возмущений.

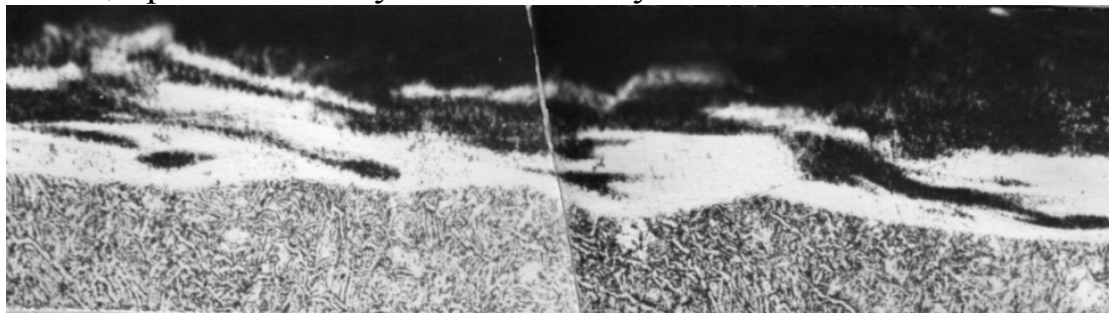


Рисунок 2 – Микрофотография косо́го шлифа зоны науглероживания титана после обработки в режиме с образованием сдвиговых конвективных структур.  $\times 200$

При увеличении интенсивности воздействия в режимах обработки, приводящих к выплеску расплава, СКС металлографически в виде отдельных струй уже не различаются. Однако на границе зоны оплавления и легирования с основой в этом случае наблюдаются гидродинамические особенности (рисунок 3). Их наклон, согласованный с направлением течения плазмы вдоль поверхности, аналогичный наклону СКС, а также характерный пространственный период их повторяемости (100–150 мкм), позволяет считать, что их образование имеет ту же природу, что и СКС.

Отличие заключается только лишь в длине струй. Причина этих отличий могла состоять в том, что при высокоинтенсивном воздействии вследствие конвективного перемешивания по истечении определенного времени происходило выравнивание распределения углерода по объему зоны легирования, а струи распадались. У границы же плавления оставались только лишь основания этих струй.

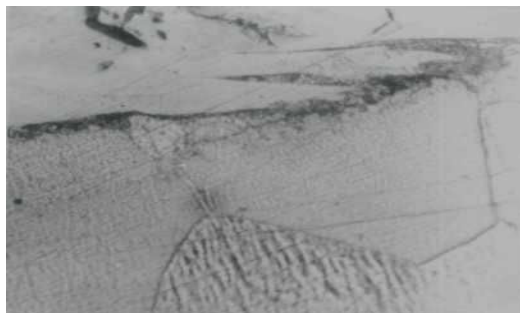


Рисунок 3 – Гидродинамические особенности зоны науглероживания железа в области граничной полоски. Косой шлиф,  $\times 200$

Еще один механизм конвективного перемешивания расплава при высокоинтенсивных режимах ЭВЛ связан с перегревом расплава под

давлением струи выше температуры кипения при нормальном давлении. Когда в этом случае после окончания импульса воздействия происходит спад давления, в перегретых верхних слоях расплава развивается пузырьковое кипение.

Интегрируя закон Клапейрона-Клаузиуса [4] температуру кипения  $T_b$  расплава на поверхности можно выразить в виде

$$T_b = T_0 \cdot \left( 1 - \frac{RT_0}{L_{исп}} \ln \frac{P}{P_0} \right)^{-1},$$

где  $T_0$  – температура кипения при нормальном давлении  $P_0$ ,  $R$  – универсальная газовая постоянная,  $L_{исп}$  – удельная теплота испарения.

Анализ показывает, что когда  $q = 6,0 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>, а  $P = 14,2$  МПа, поверхность железа оказывалась перегретой над температурой кипения при нормальном давлении на 1519 К. Глубина зоны легирования в этом режиме обработки достигает 20 мкм [1], поэтому после снятия давления струи по окончании плазменного воздействия зона легирования железа была перегрета примерно на глубину 10 мкм.

Давление  $P_n$  насыщенных паров железа можно определить, пользуясь соотношением из работы [6]:  $\lg P_n = -19710/T + 13,27 - 1,27 \lg T$ , в котором  $P_n$  выражается в мм рт. ст. Согласно расчетам с учетом данных из справочника [5] для указанного режима  $P_n = 3,4$  МПа. Такое давление уравнивается капиллярными силами при радиусе  $r$  пузырька, образующегося при вскипании расплава, который, пренебрегая давлением самого расплава на большом расстоянии от пузырька, можно найти по соотношению

$$r = \frac{2\sigma}{P_n}.$$

Расчеты для  $\sigma = 1,7$  Н/м [7] показывают, что  $r = 1$  мкм. По порядку величины эта оценка соответствует наблюдаемым на поверхности железа размерам пор (рис. 4). Время  $t$ , за которое пора достигает данного размера, определенное из формулы Рэлея без учета давления расплава [8]

$$r = t \sqrt{\frac{2P_n}{3\rho}},$$

составляет  $5 \cdot 10^{-8}$  с.

### Сканирующая электронная микроскопия

Возникая в расплаве, в котором создан сильный градиент температуры по глубине, часть пузырьков в силу зависимости поверхностного натяжения от температуры могла двигаться к поверхности.

Другая же их часть захлопывалась. При этом возникали микроударные волны и микропотоки расплава и его интенсивное перемешивание, что способствовало эффективному перераспределению легирующих добавок по глубине.

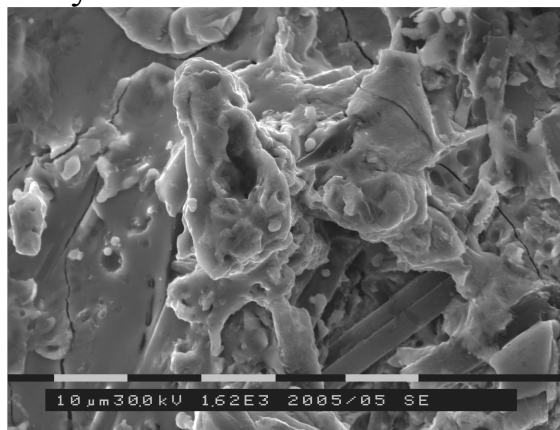


Рисунок 4 – Рельеф поверхности образца железа после электровзрывного карбоборирования.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Будовских Е.А., Носарев П.С. Влияние режима импульсного воздействия на параметры зоны науглероживания поверхности металлов // *Материаловедение*. – 2001. – № 3 – С. 50–53.
2. О конвективном механизме жидкофазного легирования поверхности металлов при импульсном плазменном воздействии / Е.А. Будовских, В.Д. Сарычев, В.П. Симаков, П.С. Носарев // *Физика и химия обраб. материалов*. – 1993. – № 1. – С. 59–66.
3. Импульсное науглероживание никеля и меди воздействием плазменных пучков / Е.А. Будовских, В.Д. Сарычев, В.П. Симаков, П.С. Носарев // *Электрон. обраб. материалов*. – 1993. – № 3. – С. 20–24.
4. Иродов И.Е. *Физика макросистем. Основные законы*. – 2-е изд., дополн. – М.: Лаборатория Базовых Знаний, 2001. – 208 с.
5. *Свойства элементов: Справ. изд. В 2-х кн. Кн. 2* / Под ред. Дрица М.Е. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Издательский дом “Руда и металлы”, 2003. – 456 с.
6. *Воздействие лазерного излучения на материалы* / Р.В. Арутюнян, В.Ю. Баранов, Л.А. Большов и др. – М.: Наука, 1989. – 368 с.
7. Ниженко В.И., Флока Л.И. *Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно- и двухкомпонентные системы)*. – М.: Металлургия, 1981. – 208 с.
8. *Теплофизические свойства жидкостей в метастабильном состоянии: Справ.* / В.П. Скрипов, Е.Н. Сеницын, П.А. Павлов и др. – М.: Атомиздат, 1980. – 208 с.



**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ  
НА ПРЕДПРИЯТИЯХ**

УДК 661.655

В.В. Руднева

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

## МИРОВОЕ ПРОИЗВОДСТВО КАРБИДА КРЕМНИЯ: ОЦЕНКА, ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ

Проведено аналитическое исследование современного мирового производства карбида кремния, определены доминирующие тенденции и спрогнозирована их устойчивость на ближайшие годы, оценена конкурентоспособность новых сфер применения карбидокремниевых материалов.

Analytical treatment of modern world output of silicon carbide is realized, dominating tendencies are specified and their steadiness for the next few years is forecasted, competitiveness of new a spheres of silicon-carbide materials application is assessed.

Высокая энергия решетки, большая прочность химических связей в карбиде кремния обеспечивают сопоставимость физических свойств этого соединения с аналогичными характеристиками алмаза. Для карбида кремния характерны высокие механические характеристики (твёрдость, модуль упругости), определяющие повышенную работоспособность материалов на его основе; сочетание большой теплопроводности и низкого коэффициента термического расширения, обуславливающие стойкость карбида кремния при больших скоростях нагрева и в условиях стационарного теплового режима; полупроводниковый характер проводимости, высокое значение работы выхода электронов. Высокая химическая и окислительная устойчивость карбида кремния обеспечивает работоспособность материалов на его основе в различных агрессивных средах.

Высокие физико-химические характеристики позволяют применять карбид кремния в различных областях техники в качестве основы абразивных, огнеупорных, конструкционных, электротехнических, износостойких, коррозионностойких и других материалов. В последние годы особое внимание уделяется изучению возможности использования карбида кремния в виде высокодисперсных порошков (ВДП). Уникальные свойства ВДП обуславливают их применение в качестве различных наполнителей, модификаторов сплавов, для получения специальной конструкционной керамики и защитных покрытий.

Целью настоящей работы явилось аналитическое исследование современного мирового производства карбида кремния, определение доминирующих тенденций и прогнозирование их устойчивости, оценка конкурентоспособности новых сфер применения карбидокремниевых материалов. При проведении исследования использовались справочно-аналитические материалы НТБ СО РАН (отделения ГПНТБ) ([http: prometeus.nsc.ru](http://prometeus.nsc.ru)).

Мировые производственные мощности по выпуску карбида кремния всех типов оцениваются в 1,1 млн. т в год, 41 % которых находится в Китае. Фактическое производство карбида кремния составляет 750-850 тыс. т в год, из которых примерно 30 % приходится на абразивный сорт. Значительный разброс в цифрах, характеризующих мировое производство, связан с неопределённостью данных по Китаю, СНГ и странам Восточной Европы.

Производство карбида кремния в Китае оценивается в 400-500 тыс. т в год, из которых значительная часть экспортируется. В стране выпускается преимущественно материал металлургического сорта. В Азии, помимо Китая, карбид кремния производится только в Индии и Японии. Производство карбида кремния керамического сорта в Японии оценивается в 4,35 млрд. иен. В Индии ожидается расширение рынка карбида кремния. Западноевропейский рынок карбида кремния оценивается в 200 тыс. т в год. В странах Западной Европы карбид кремния производится в Норвегии, Нидерландах, Испании и Швейцарии. В СНГ, а также в Центральной и Восточной Европе заводы по производству карбида кремния имеются на Украине, в России, Польше, Румынии, Чехии. Крупные производственные мощности по выпуску карбида кремния сосредоточены в странах Северной и Южной Америки – США, Венесуэле, Канаде, Бразилии, Мексике и Аргентине. В США и Канаде суммарное производство карбида кремния, осуществлявшееся на имеющихся там трёх заводах, составляет 70 тыс. т, при среднегодовом приросте 2,5 %.

Географическая структура распределения производственных мощностей по выпуску карбида кремния характеризуется следующими данными (тыс. т в год): Китай – 400-500, Норвегия – 85, Россия – 70, Япония – 59, США – 42, Венесуэла – 41, Канада – 40, Украина – 32,5, Бразилия – 30, Испания – 20, Польша – 20, Мексика – 20. В сфере производства карбида кремния, как и во многих других отраслях промышленности, в настоящее время наблюдается явная консолидация. Лидером на рынке этого материала является французская компания-гигант «Saint-Gobain», осуществившая масштабное расширение принадлежащих ей производственных мощностей по выпуску карби-

да кремния. Через своё отделение «Saint-Gobian's Industrial Ceramics Branch» она приобрела и открыла новые предприятия, став в результате доминирующим мировым производителем карбида кремния. К числу её последних приобретений относится бразильская компания «Cabureto de Silicio» («Casil SA»), являющаяся крупнейшим в Южной Америке производителем карбида кремния и пятым в мире. «Norton AS» (Норвегия), являющаяся частью подразделения «Silicon Carbide Division» компании «Saint-Gobian's Industrial Ceramics Branch», приобрела 100 % акций «Casil SA». В настоящее время деятельность отделения «Saint-Gobian's Industrial Ceramics Branch» компании «Saint-Gobian» распространяется на такие страны, как Бразилия, Венесуэла, Канада, Норвегия, Индия, Китай. На втором месте в мире, учитывая их суммарное производство, находятся компании «Exolon-ESK» (США) и «Electroschmelzwerk Kempten GmbH» (ФРГ). Владелец «ESK» является компания «Wacker-Chemie GmbH». Старейшая фирма «Exolon» является единственным в США производителем карбида кремния. В 1984 г. «Exolon» слилась с фирмой «ESK Corp.», являющейся филиалом «Electroschmelzwerk Kempten GmbH» («ESK»). В настоящее время у компании имеется три завода в Северной Америке. «ESK» является лидирующим в Германии поставщиком карбидкремниевых продуктов. Компания обладает перерабатывающим предприятием в Германии и современным заводом по выпуску карбида кремния в Нидерландах. Продукция этого завода обеспечивает 10 % мирового спроса на карбид кремния. Недавно «Wacker-Chemie» выделила SiC-бизнес компании «ESK» в независимую единицу под названием «ESK SIC GmbH». Крупные фирмы – продуценты карбида кремния имеются также в Испании, на Украине, в России, Японии, Венесуэле, Мексике.

Наряду с производством сырьевого карбида кремния в рассматриваемой отрасли промышленности имеется также активно действующий перерабатывающий сектор с несколькими лидирующими участниками. В их число входят доминирующие производители сырьевого карбида кремния – компании «ESK» и «Norton Co» (принадлежащая «Saint-Gobian»), имеющие собственные перерабатывающие предприятия. Кроме того, перерабатывающие карбид кремния компании имеются в Бельгии, Германии, Италии, США, Китае, Японии.

Лидирующими импортёрами карбида кремния в Европе являются Германия, Великобритания, Италия и Франция. Эти страны обладают крупной металлургической, а следовательно, и огнеупорной промышленностью. Основными поставщиками карбида кремния в

страны ЕС являются Норвегия, Венесуэла, Россия и ряд европейских стран. Из суммарного импорта сырьевого карбида кремния в США 85 % приходится на поставки из Китая. Из Китая в основном ввозится дешёвый материал металлургического сорта. Вторым крупным поставщиком сырьевого карбида кремния в США является Канада. В США ввозится также обработанный карбид кремния - рафинированный и измельчённый. Американский экспорт сырьевого карбида кремния осуществляется в основном в Германию, Мексику и Японию, а обработанного – в Канаду, Мексику и Японию. Последняя является одним из наиболее крупных импортёров карбида кремния. В настоящее время ещё действуют антидемпинговые пошлины на ввоз карбида кремния в страны ЕС из Китая и СНГ, введённые в апреле 1994 г. Производители в странах ЕС требуют, чтобы антидемпинговые пошлины на китайский, украинский и российский карбид кремния были сохранены, поскольку он продолжает поставляться по демпинговым ценам, причём его экспорт в страны, не защищённые антидемпинговыми мерами, такие как США и Чехия, также осуществляется по демпинговым ценам.

Справочные цены на карбид кремния в последние несколько лет остаются стабильными и составляют (ф. ст. за т):

Чёрный SiC (8 – 220 меш), чистотой около 99 %	
Сорт 1	800 – 850
Сорт 2	650 – 750
Зелёный SiC, чистотой свыше 99,5 %	950 – 1050
Огнеупорный SiC	
Сорт 1, мин. 98 % SiC	750 – 800
Сорт 2, мин. 95 % SiC	600 – 720

Мировое потребление карбида кремния составляет 600 – 700 тыс. т в год и оценивается в 670 млн. долл. Крупнейшей сферой использования карбида кремния в мире является металлургия (около 45 % мирового спроса), за ней следует производство абразивов (30 %) и производство огнеупоров (25 %). Маломасштабными по фактическому объёму, но имеющими высокую стоимостную оценку, являются рынки сбыта карбида кремния, связанные с производством высокотехнологической керамики и с электронной промышленностью, в последней используется высокосортный зелёный карбид кремния. На США и Европу в сумме приходится 70 % мирового рынка сбыта карбида кремния, из остальных 30 % наибольшая часть приходится на страны азиатско-тихоокеанского региона. Объём европейского рынка карбида кремния оценивается в 180-200 тыс. т в год. Структура отраслевого спроса на европейском рынке в основном повторяет струк-

туру спроса в мире. Крупнейшей сферой потребления в Европе также является металлургия. На североамериканском рынке сбыта карбида кремния доминируют США. Объем рынка США оценивается в 250-270 тыс. т в год. В США крупнейшей сферой потребления карбида кремния является производство абразивов, на которое приходится 46 % суммарного спроса на карбид кремния в стране, на производство огнеупоров – 21 % и на металлургию – 33 %. Азиатско-тихоокеанский рынок карбида кремния имеет объем 150-160 тыс. т в год. На Японию приходится примерно 50 % спроса на карбид кремния в регионе – 80-85 тыс. т в год. Крупнейшей сферой потребления карбида кремния в Японии является производство огнеупоров. В других странах азиатско-тихоокеанского региона структура потребления карбида кремния, по-видимому, подобна наблюдающейся в Японии. В азиатских странах отмечается тенденция к снижению спроса на карбид кремния со стороны производителей чугуна, стали и огнеупоров из-за сокращения масштабов строительства. В Европе и Америке спрос на огнеупоры, по-видимому, останется высоким. Прогнозируется, что во всех регионах мира будет наблюдаться рост производства абразивов. Наиболее перспективной сферой с точки зрения роста спроса на карбид кремния является производство высокотехнологической керамики, используемой, в частности, в полупроводниковой промышленности. На мировом рынке карбида кремния имеется потенциальная возможность к возникновению избытка поставок товара. Однако высокая стоимость электроэнергии, необходимой для его производства, и ужесточение экологического законодательства в отношении выделения серы в окружающую среду ограничивают уровень производства. Контролю за масштабами его производства способствуют также введение лицензий на экспорт карбида кремния из Китая и установление антидемпинговых пошлин на поставки товара в страны ЕС.

В России основным производителем карбида кремния является ОАО «Волжский абразивный завод» (г. Волжский Волгоградской области). Выбор места строительства завода во многом был обоснован наличием хорошей сырьевой базы: источником кварцевого песка является Орловский карьер на правом берегу Волги, источником нефтекокса – Волгоградский нефтеперерабатывающий завод, а близость Волжской ГЭС стала гарантией обеспечения производства электроэнергией. Целью создания завода было удовлетворение возросшей потребности промышленности в шлифовальных материалах из карбида кремния и абразивном инструменте. Волжский абразивный завод был спроектирован как крупнейшее предприятие в мире. Строительство завода продолжалось с 1958 г. по 1969 г. с поэтапным введением

в строй цехов по производству карбида кремния, дробильно-рассеивального, микропорошков, связок, абразивного инструмента, карборундовых изделий. В настоящее время Волжский абразивный завод занимает одно из ведущих мест по производству куска карбида кремния чёрного, зелёного и электротехнического, выпуску шлиф-зерна, шлифпорошков и микропорошков, абразивного инструмента на керамической и бакелитовой связке.

Техническое совершенствование отрасли ориентировано в настоящее время на снижение издержек производства карбида кремния, на производство сверхтонких порошков (микронизированный карбид) для производства высокотехнологической керамики, минеральных волокон, огнеупоров и ферросплавов. Кроме того, придается большое значение развитию новых сфер применения карбида кремния.

К сравнительно новым областям можно отнести освоенное в последние 10-15 лет производство карбида кремния для конструкционной термостойкой керамики. Поскольку термостойкие конструкционные материалы становятся действительно доступными лишь при освоении технологии их твердофазного спекания, то используемый в их составе карбид кремния должен удовлетворять достаточно жёстким требованиям потребителей, основные из которых приведены ниже:

- уровень дисперсности для спекания при нормальном давлении не ниже  $15000 \text{ м}^2/\text{кг}$  и размер частиц менее  $1 \text{ мкм}$ , обеспечивающие при спекании достижение относительной плотности  $96-98 \%$ ;
- форма частиц порошка, близкая к сферической, обеспечивающая получение для спекания формованного продукта с относительной плотностью  $68-70 \%$ ;
- состояние поверхности частиц, характеризующееся минимальной окисленностью, достигаемое при содержании кислорода менее  $2,44 \cdot 10^{-4} \text{ г/м}^2$  поверхности порошка;
- ограниченное содержание примесей, препятствующих образованию плотной структуры,  $\%$  мас., не более: железа и свободного кремния  $0,01-0,04$ , кремнезёма от  $0,7-1,0$  при удельной поверхности  $15000 \text{ м}^2/\text{кг}$  до  $5-6$  при удельной поверхности  $45000-48000 \text{ м}^2/\text{кг}$ ;
- присутствие активирующих процесс спекания добавок: бора в количестве обычно не более  $3 \%$  мас. и углерода в количестве  $0,8-1,6 \%$  мас. в зависимости от содержания кремнезёма;
- фазовый состав, представленный, в основном,  $\beta - \text{SiC}$ .

Производители карбида кремния конструкционного назначения и его характеристики приведены в таблице 1. Можно видеть, что для удов-

летворения потребностей керамической технологии в карбиде кремния освоено его производство либо синтезом из элементов в трубчатых печах, либо дополнительным измельчением и химическим обогащением микропорошков абразивного назначения. Большое значение придаётся исследованиям процессов газофазного, особенно плазменного, синтеза высокодисперсных порошков карбида кремния. Так, в Японии технология газофазного синтеза карбида кремния включена в Программу Министерства торговли и промышленности «Разработка технологий для промышленности XXI века», раздел «Высококачественная керамика». Способность к спеканию порошков конструкционного карбида кремния, поставляемых ведущими производителями США и ФРГ, представлена в таблице 2. Можно констатировать, что поставляемые порошки карбида кремния по дисперсности, фазовому составу, содержанию примесей и активирующих спекание добавок углерода соответствуют требованиям производителей карбидокремниевой конструкционной керамики, что позволяет исключить при подготовке шихты стадии химического обогащения, введение в шихту органических соединений и их карбонизацию для получения равномерно распределённого реакционноспособного углерода и восстановления кремнезема, перемешивание на валках.

Наряду с применением карбида кремния в керамической технологии весьма перспективным, но практически не освоенным в настоящее время, является использование его в процессах упрочняющего композиционного никелирования и хромирования гальванической технологии. Специфика упрочнения, обусловленная особенностями процесса электроосаждения из электролита – суспензии, обуславливает целый ряд требований к материалам для композиционного упрочнения, в том числе следующих основных:

- предельно достижимый уровень дисперсности, обычно не превышающий в настоящее время 0,01-0,08 мкм, предопределяющий создание микроравномерного распределения частиц в матрице, устойчивость суспензий, из которых происходит осаждение покрытий и наиболее сильное проявление частицами активности (химического взаимодействия с матрицей, развития диффузионных процессов, упрочнения материала и повышение его коррозионной стойкости);
- форма частиц, близкая к сферической, способствующая формированию покрытий с минимальными внутренними напряжениями;
- однородность по фазовому составу, определяющая идентичность поведения частиц в электролите и покрытии, локальную



Таблица 1 – Характеристики порошков карбида кремния конструкционного назначения

Производитель	Марка порошка	Фазовый состав	Дисперсность		Содержание примесей, % мас.					
			Уд. поверхность, м <sup>2</sup> /кг	Сред. размер частиц, мкм	Кремнезём	Кремний свободный	Углерод свободный	Железо	Алюминий	
«Carborundum Company» США  «PPG Industrial» США «Elec-troschmelzwerk Kempten GmbH» ФРГ	600 RA	$\alpha$ -SiC, $\beta$ -SiC*	**	9	2	**	**	**	0,05	0,08
	1200 RA	То же	**	5	2	**	**	**	0,05	0,08
	1500 RA	То же	**	3,5	2	**	**	**	0,05	0,08
		$\beta$ -SiC	11000-16000	0,5	**	**	1,1	**	0,05	**
		$\beta$ -SiC, $\beta$ -SiC*	**	2	2,2	0,15	1,4	0,03	0,1	
Производитель	Марка порошка	Фазовый состав	Дисперсность		Содержание примесей, % мас.					
			Уд. поверхность, м <sup>2</sup> /кг	Сред. размер частиц, мкм	Кремнезём	Кремний свободный	Углерод свободный	Железо	Алюминий	
«Hermann Company Starck» ФРГ  «Токуо Текко Со.» Япония	B-10	98 % $\beta$ -SiC	14700	0,65	2,6	0,01	1,0	0,01	0,02	
	A-10	$\alpha$ -SiC, $\beta$ -SiC	16500	0,65	2,8	0,01	1,7	0,03	0,02	
		$\beta$ -SiC	20000-24000	0,1	4,2	**	0,8	нет	нет	

\* - смесь политипов  $\alpha$ -SiC и очень малое количество  $\beta$ -SiC;

\*\* - данные не приведены.

Таблица 2 – Относительная плотность образцов карбида кремния, спечённых из порошков с различными характеристиками

Характеристика порошков					
Фазовый состав	$\alpha$ -SiC	$\alpha$ -SiC	$\alpha$ -SiC	$\beta$ -SiC	$\beta$ -SiC
Химический состав, % мас.					
Карбид кремния	97	98	97	95	95
Углерод свободный	0,8	0,5	1,0	1,9	1,4
Кремний свободный	0,02	-	0,01	0,02	-
Кремнезём	0,7	0,3	0,8	0,1	0,2
Алюминий	0,01	0,01	0,1	0,04	0,1
Железо	0,04	0,04	0,01	0,02	0,04
Гранулометрический состав, % мас.					
2 мкм	0	5	12	6	8
1	10	20	20	31	23
0,4	90	75	68	63	69
Средний размер частиц, мкм	0,4	0,7	0,7	0,6	0,6
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	15000	9000	11000	15000	16000
Кажущаяся плотность образца до спекания (давление 1,0 Па), кг/м <sup>3</sup>	1900	2000	2000	2000	1800
Относительная плотность до спекания (давление формования 3,0 Па), %	61	65	68	70	61
Относительная плотность образца, спеченного в аргоне при температуре 2000 °С в течение 2 ч, %	98	95	96	93	96

воспроизводимость эксплуатационных свойств покрытия;

- однородность по химическому составу, предполагающая минимальное содержание примесей, в первую очередь свободного углерода; отмечаются не всегда преодолимые технологические трудности, возникающие при использовании высокодисперсных порошков карбида кремния с повышенным содержанием свободного углерода;
- состояние поверхности частиц (газонасыщенность, наличие оксидных плёнок и т.д.), оказывающее существенное влияние на развитие в электролите – суспензии таких негативных процессов, как жидкостная коалесценция;

- высокая коррозионная устойчивость, обеспечивающая постоянство состава суспензий и технологических параметров электроосаждения;
- высокая термоокислительная устойчивость, обеспечивающая такую важную эксплуатационную характеристику покрытия, как окалиностойкость;
- экологическая чистота порошков, предполагающая минимальное при их использовании газовыделение вредных соединений (хлора, цианистых соединений и других), образующихся при синтезе высокодисперсных порошков и активно сорбируемых ими.

По отзывам потребителей, использование высокодисперсного карбида кремния в составе композиционных электрохимических покрытий обеспечивает стабильность эксплуатационных характеристик композиционного слоя вследствие высокой однородности его структуры. Наряду с этим становится возможным применение нового режима термообработки покрытия (переход от высокотемпературного диффузионного отжига к высокоскоростному нагреву до умеренных температур), обеспечивающего образование вторичных упрочняющих фаз и формирование переходного слоя на границе матрица – подложка, повышающего прочность их сцепления, без изменения структуры подложки. Введение в обращение высокодисперсного карбида кремния позволит отказаться от использования в процессах хромирования инструментальной оснастки с особо сложным микрорельефом рабочих поверхностей алмазных порошков, имеющих более высокую (на два порядка) стоимость и неудовлетворительную термоокислительную устойчивость.

## ВЫВОДЫ.

Проведена оценка мировых производственных мощностей по выпуску карбида кремния, их географической структуры распределения, ёмкости рынка. По объёмам потребления карбида кремния лидирующие позиции занимают металлургия, производство абразивов и огнеупоров. При этом во всех регионах мира прогнозируется рост производства абразивов. Пока маломасштабными по фактическому объёму, но высокостойкими являются такие сектора рынка потребления карбида кремния, как керамическая технология, электроника, гальваника, требующие освоения производства наноразмерных порошков карбида кремния.

УДК 669.2:669.4

С.Г. Галевский

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

## ПРОИЗВОДСТВО ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЯ: МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ

Проведенный анализ динамики цен на первичный алюминий за последние 20 лет позволяет прогнозировать в среднесрочной перспективе их падение, что указывает на необходимость снижения себестоимости его производства для сохранения существующей в отрасли нормы прибыли. Показано, что в условиях значительного колебания цен на первичный алюминий доминирующей тенденцией в развитии алюминийпроизводящих корпораций является реализация бинарной вертикально-интегрированной схемы, сочетающей выплавку и рециклинг алюминия. Для сохранения конкурентоспособности российским производителям алюминия необходимо увеличить долю вторичного металла в общем объеме до мирового уровня, составляющего 35-40 %.

The conducted analysis of dynamics of the prices on primary aluminium for the last 20 years allows to predict in an intermediate term perspective their falling, that specifies necessity of cost reduction of its production for preservation of rate of return, existing in branch. Is shown, that in conditions of significant oscillation of the prices on primary aluminium the dominating tendency in development aluminium corporations is the realization binary vertical - integrated scheme combining melt and recycling of aluminium. For preservation of competitiveness it is necessary to the Russian manufacturers of aluminium to increase a share of secondary metal in common volume up to a world level component 35-40 %.

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, про-

изготовлении бытовой техники, строительстве, упаковке пищевых продуктов и других отраслях (рисунок 1).

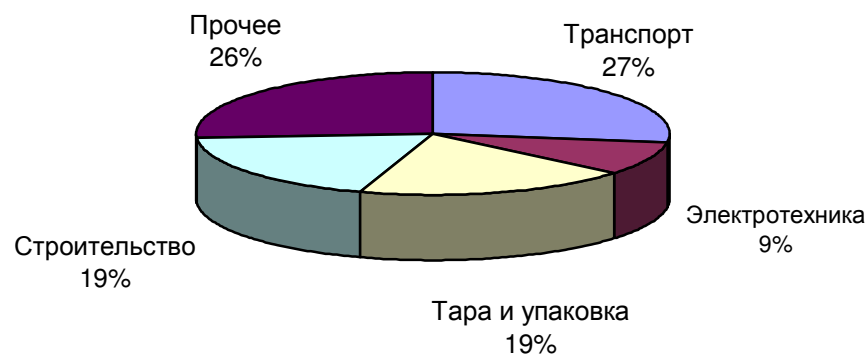


Рисунок 1 – Структура потребления алюминия

Общее количество алюминия на мировом рынке определяется объемами производства первичного и вторичного металла. Каждая из отраслей характеризуется своими тенденциями, определенной чувствительностью к конкурентной среде, прогнозными ожиданиями. В связи с этим перед менеджментом компаний-лидеров по производству и экспорту алюминия встает вопрос о разработке и реализации организационно-технологической структуры, оптимально сочетающей выплавку и рециклинг металла.

Целью настоящей работы является анализ состояния, оценка доминирующих тенденций и прогнозирование развития современного рынка алюминия.

На рынке первичного алюминия в настоящее время сложилась благоприятная конъюнктура, обусловленная бурным экономическим ростом в Китае, ростом цен на энергоносители и основное сырье. Цена на алюминий на Лондонской бирже металлов (LME) в период 2002-2005 гг. характеризуется положительной динамикой. В январе 2006 цена достигла своего исторического максимума за последние 17 лет – 2455,5 \$/1 т. И, судя по всему, это не предел – по прогнозам агентства Merrill Lynch & Co., рост цен на алюминий продолжится и в 2006 году: цена возрастет по сравнению с 2005 г. на 24,5%.

Однако это, как ни странно, является скорее тревожным сигналом для менеджеров и собственников компаний по производству алюминия. Об этом свидетельствуют следующие факты.

Во-первых, цены на алюминий, как и на любой другой сырьевой товар, подвержены значительным колебаниям. Так, стандартное квадратическое отклонение среднегодовой цены на алюминий за период 1986-2005 гг. составляет 318,1 \$/1 т. при математическом ожидании 1549,9 \$/1 т. Таким образом, среднее ежегодное изменение цены составляет более 20%, что само по себе уже свидетельствует о значительном риске данной отрасли.

Во-вторых, динамика цен на алюминий за последние 20 лет характеризуется ровным (даже немного нисходящим) трендом (рисунок 2). Следовательно, периоды роста цены чередуются периодами ее снижения, и вскоре (поскольку рост наблюдается уже достаточно длительный период) направление движения цены должно измениться.

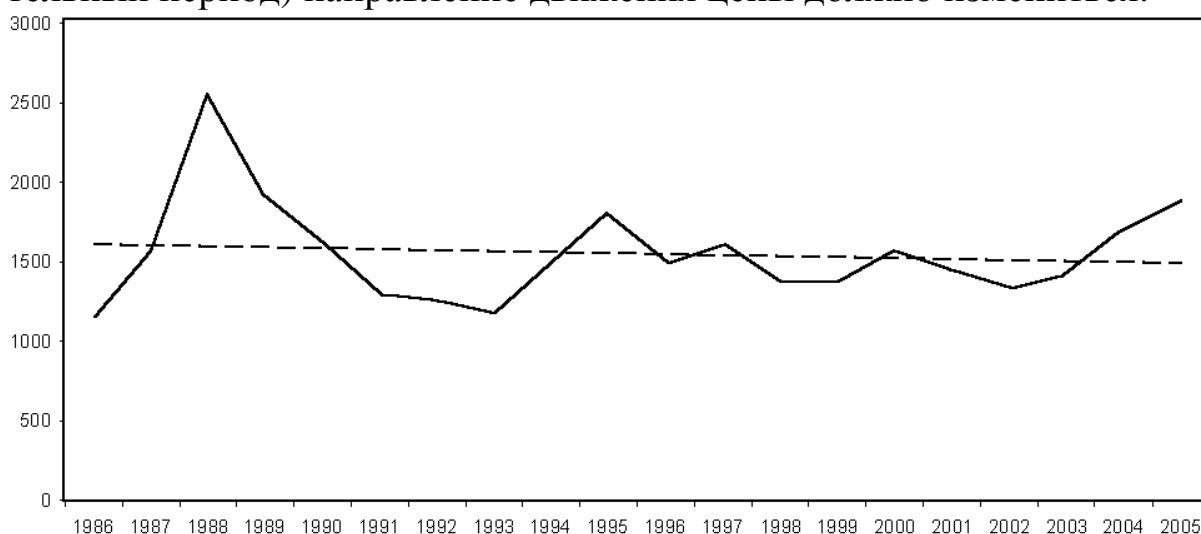


Рисунок 2 – Динамика цен на алюминий на Лондонской бирже металлов за 1986-2005 гг.

Применение такого инструмента технического анализа, как модель «Голова-и-плечи», дает аналогичные результаты (рисунок 3). Пройдя пиковое значение («голову») в 1988 г., цены на алюминий затем резко упали, достигнув минимума в 1993 г. Далее, на протяжении почти целого десятилетия, цены оставались относительно стабильными (среднее ежегодное колебание составляет около 10 %), периодически приближаясь к линии поддержки, но так и не пройдя ее. В 2002 г. начался устойчивый рост цен, продолжающийся и до сегодняшнего момента. Прогнозируемая на 2006 г цена составляет уже более 90% от пикового значения, вплотную приближаясь к линии сопротивления. То, что за прошедшие годы не была пройдена линия поддержки, свидетельствует о том, что линия сопротивления, скорее всего, пройдена

также не будет, и, следовательно, в среднесрочной перспективе (2007-2008 гг.) наиболее вероятна смена направления движения цены.

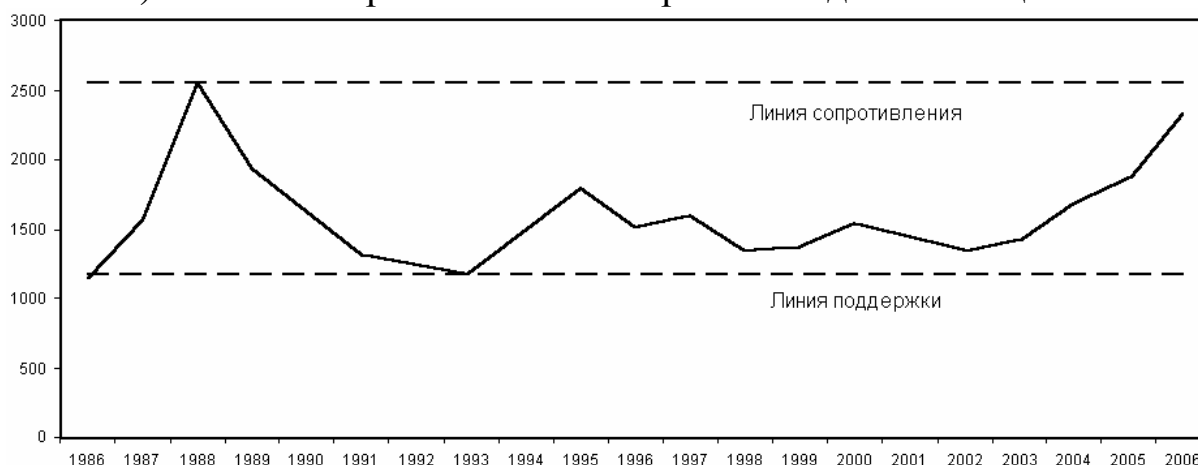


Рисунок 3 – Применение модели «Голова-и-плечи» для анализа динамики цен на алюминий.

Снижение цены на алюминий указывает на необходимость снижения себестоимости его производства для сохранения существующей в отрасли нормы прибыли. Однако это является весьма сложной задачей, особенно в российских условиях хозяйствования, когда цены на электроэнергию и транспортные услуги постоянно растут. Более того, в структуре затрат на производство алюминия на российских предприятиях заложен потенциальный источник существенного роста себестоимости – незначительные экологические платежи. На данный момент это является одним из главных конкурентных преимуществ российских производителей алюминия на мировом рынке. Однако в результате принятия новых нормативных актов в области экологии или ужесточения контроля за соблюдением уже существующих предприятия будут вынуждены осуществить дополнительные расходы, что негативно скажется на себестоимости производимой продукции. Дополнительной проблемой для российских предприятий также может стать недостаточность собственных запасов сырья (бокситов) и удаленность от стран, в которых сконцентрированы основные его запасы – Гвинеи, Австралии, Бразилии, (что хорошо видно на рисунок 4).

В этих условиях одним из решений, позволяющим России сохранить лидирующие позиции среди стран-экспортеров алюминия, может стать увеличение доли производства вторичного алюминия.

За последние 40 лет потребление вторичного алюминия (оцениваемое как разница между потреблением алюминия и производством первичного алюминия), увеличивалось из года в год, но особенно ди-

намичное развитие получило в 80-х гг. прошлого века (рисунок 5). Это обусловлено тремя основными причинами:

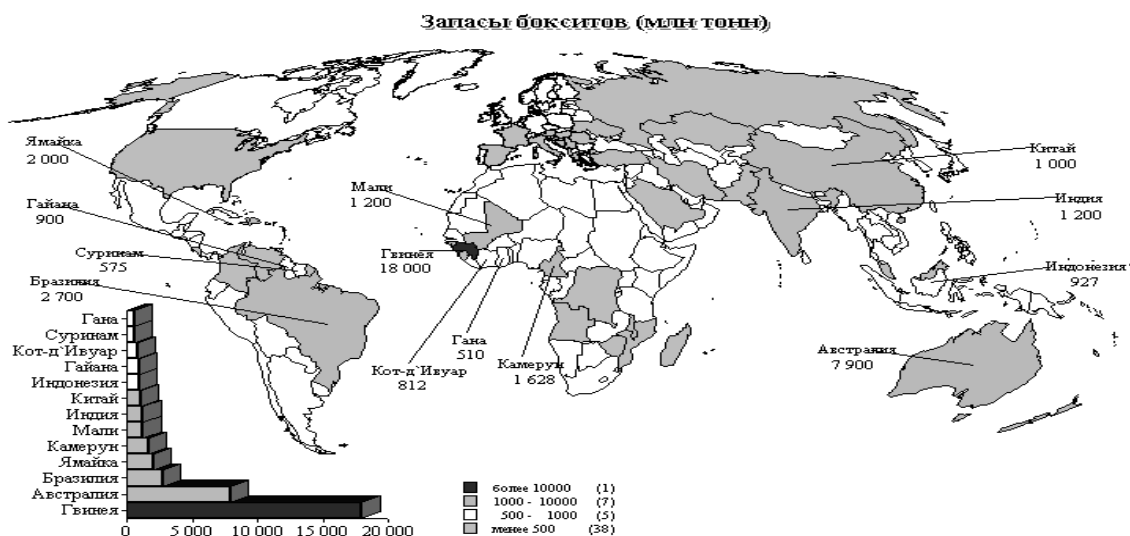


Рисунок 4 – Мировые запасы бокситов

- созданием, развитием и освоением современных технологий переработки лома и отходов, обеспечивающих получение полноценного металла, востребованного различными отраслями;

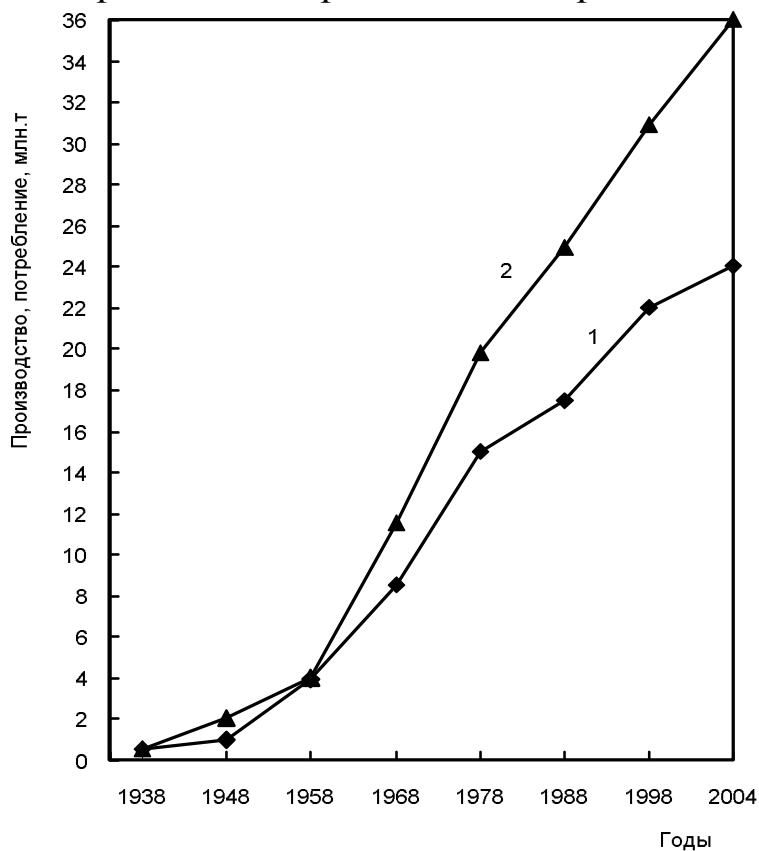


Рисунок 5 – Динамика производства и потребления алюминия в мире: 1 – производство первичного алюминия; 2 – общее потребление алюминия



- благоприятными технико-экономическими показателями, так, например, в структуре себестоимости вторичных алюминиевых сплавов энергетические затраты составляют 2-5 % по сравнению с 40 % для первичного алюминия;

- возможностью организации экологически безопасного производства; по данным Международного института алюминия, уже достигнутый уровень рециклинга позволяет избежать выбросов 84,5 млн. т диоксида углерода в год и полностью предотвратить выбросы перфторуглеродных соединений.

Эколого-экономическая привлекательность рециклинга предопределила направление реструктуризации производственных мощностей ведущих алюминий-производящих корпораций (таблица 1).

Таблица 1 – Доля вторичного алюминия в структуре производства ведущих экспортеров (корпораций, стран, мирового сообщества)

Корпорация, страна, мировое сообщество	Производство первичного алюминия, млн. т в год	Производство вторичного алюминия, млн. т в год	Доля вторичного алюминия в общем производстве, %
Hydro Aluminium (Норвегия)	1,05	0,75	42,9
Alcoa (США)	3,65	2,43	40,0
Русал (Россия)	2,50	0,3	12,0
США	3,76	3,45	47,9
Россия	3,35	0,5	13,0
Всего в мире, 2004г.	24,0	12,6	34,4
Всего в мире, 2030г. (прогноз)	30,0	22,0	42,3

Аналитики Международного алюминиевого института прогнозируют на ближайшие 2-3 десятилетия ежегодный рост объема производства первичного алюминия на уровне 2,5-2,7 % при опережающем (до 4 %) росте производства вторичного алюминия. Основным потребителем

вторичного алюминия (около 80 % мирового рынка) является транспортный сектор. Достигнутое и прогнозируемое потребление вторичного алюминия в расчете на один автомобиль приведено на рисунке 6. В расчете на отрасль потребление вторичного алюминия в Европе в течение 10 лет возрастет до 3 млн. т в год, а в США в течение 5 лет – до 3,5 млн. т.

Основная часть производства вторичного алюминия сконцентрирована в развитых странах, где потребление алюминия заметно превышает средний мировой уровень и где образуется достаточное количество вторичного сырья: США – 46 % мирового производства, Япония – 16 %, Италия – 7 %, Германия – 6 % (рисунок 7). В то же время прослеживается постепенное перемещение производства вторичного алюминия в развивающиеся страны. Отмечается стремление транснациональных вертикально-интегрированных корпораций взять под свой контроль производство и сбыт вторичного алюминия путем приобретения в различных регионах мира ломосборочных и металлургических предприятий с включением их в свою структуру. По-видимому, этим путем следует идти и российскому лидеру – компании «РУСАЛ», в общем объеме производства которой удельный вес рециклированного производства пока оценивается на уровне 12 %.

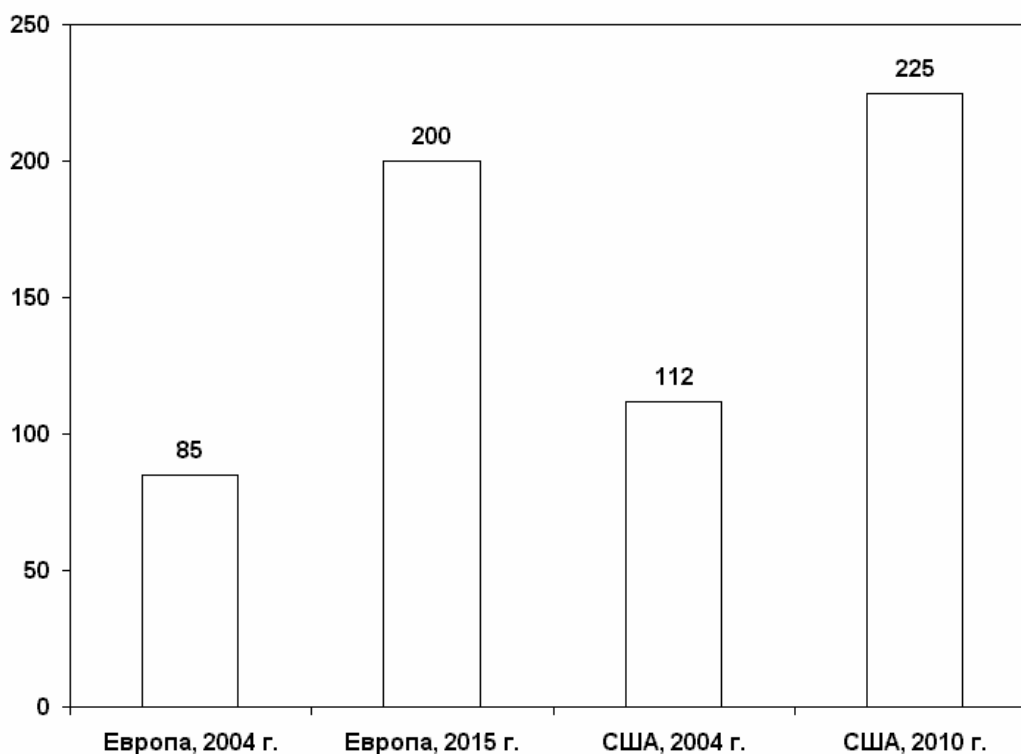


Рисунок 6 – Потребление вторичного алюминия на один автомобиль в Европе и США, кг

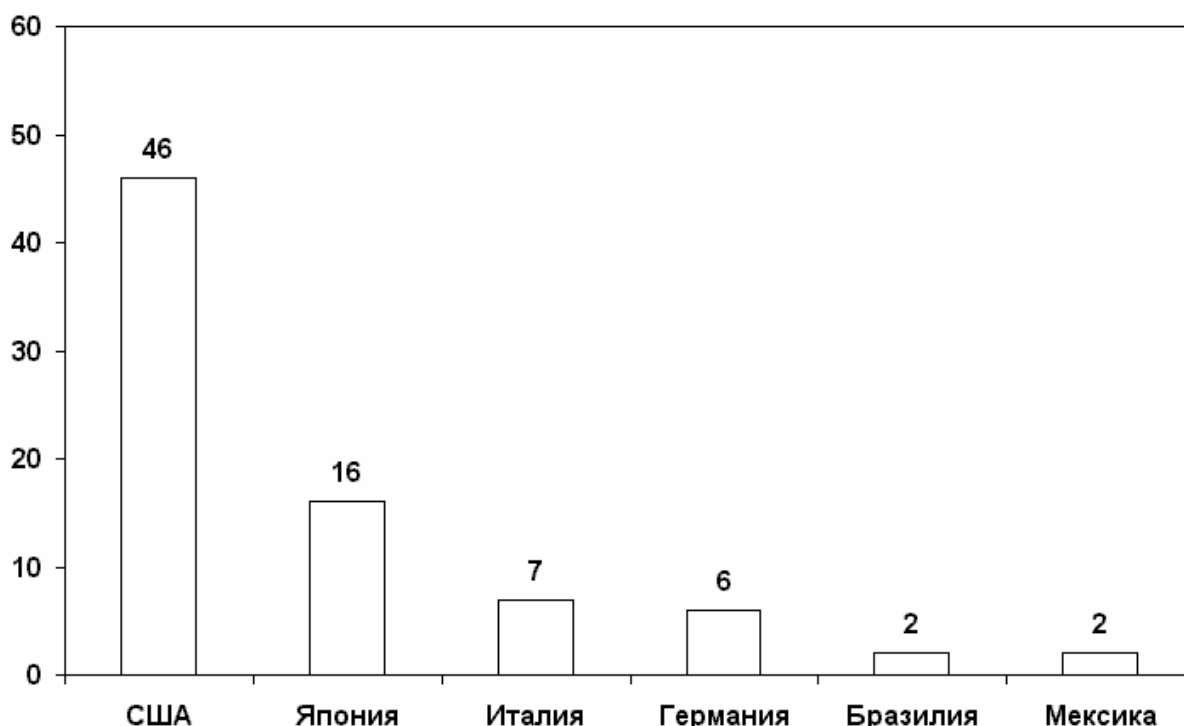


Рисунок 7 – Страны – основные производители вторичного алюминия (объем производства в % к мировому)

## ВЫВОДЫ.

1. Анализ динамики цен на первичный алюминий за последние 20 лет позволяет прогнозировать в среднесрочной перспективе их падение, что указывает на необходимость снижения себестоимости его производства для сохранения существующей в отрасли нормы прибыли.

2. В условиях значительного колебания цен на первичный алюминий доминирующей тенденцией в развитии алюминийпроизводящих корпораций является реализация бинарной вертикально-интегрированной схемы, сочетающей в параллельных дивизионах выплавку и рециклинг алюминия.

3. Для сохранения конкурентоспособности российским производителям алюминия необходимо увеличить долю вторичного алюминия в общем объеме до мирового уровня, составляющего 35-40 %.

УДК: 658:338.45:311.1(075.8)

Н.И. Новиков, Д.А. Некрасов, В.А. Быстров  
Новокузнецкий филиал-институт КемГУ, г. Новокузнецк.

## ПЛАНИРОВАНИЕ ЧИСЛЕННОСТИ ПЕРСОНАЛА ПРЕДПРИЯТИЯ ПРИ ИННОВАЦИИ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ

Рассмотрены количественные и качественные характеристики трудовых ресурсов персонала предприятия. Показано, что при планировании численности персонала предприятия необходимо учитывать инновации техники и технологии и их влияние на производительность труда, а, следовательно, на изменение численного состава кадров организации.

Quantitative and qualitative characteristics of a manpower of the personnel of the enterprise are considered. It is shown, that at planning the numerical personnel of the enterprise it is necessary to take into account innovations of technical equipment and technology and their influence on labour productivity, and hence, on change of numerical structure of the staff of the organization.

Опираясь на основные положения психологии труда, каждая организация стремится разработать **рациональный режим труда и отдыха**, установить научно-обоснованное чередование периодов работы с периодом отдыха, обеспечивающее высокий уровень работоспособности и производительности труда работающих. В этой связи большой интерес представляет опыт развитых зарубежных стран, где широкое распространение получило применение **гибких форм режима труда и отдыха**, позволяющие учитывать интересы работающих, конкретные условия их труда и быта.

Второй немаловажной и сложной задачей, решаемой при проектировании трудовых процессов, является установление **оптимальной интенсивности труда**, требующей от рабочего физиологических затрат, не выходящих за пределы, угрожающие их здоровью, с полной восстанавливаемостью рабочего к следующему рабочему дню. В этой связи необходимо разработать систему мероприятий для устранения вредных воздействий монотонности и снижения производственного утомления работающих:

а) установление регламентированных перерывов для отдыха в течение дня, причем перерывы назначают к началу периода повы-

шенной утомляемости;

б) введение активного отдыха с выполнением легких физических упражнений, в которых участвовали бы все группы мышц, не задействованные в производственном процессе;

в) чередование исполнителями различных операций на протяжении смены;

г) укрупнение операций, позволяющее уменьшить монотонность и повысить содержательность работы;

д) внедрение коллективных, бригадных форм организации труда, позволяющих отказаться от жесткого закрепления исполнителей по рабочим позициям и производить более гибкую расстановку рабочих с учетом их квалификации и индивидуальной производительности труда;

е) осуществлять укрупнение операций, смены операций исполнителями внутри смены.

Автоматизация производственных процессов способствует устранению многих перечисленных причин утомляемости, но поскольку при этом изменяются норма времени и норма выработки, следовательно, изменится и численный персонал работников предприятия.

Необходимость в корректировке численности персонала объясняется тем, что с увеличением объемов производства в результате автоматизации технологического процесса (работ, услуг) численность персонала возрастает непропорционально. В результате трудоёмкость единицы продукции снижается (при увеличении объемов) или увеличивается (при снижении объемов производства). Эта закономерность справедлива не только в отношении трудоёмкости обслуживания и управления, но и технологической трудоёмкости. Численность же значительной части основных производственных рабочих зависит от количества установленного (задействованного в планируемый период) оборудования (агрегатов) и норм его обслуживания. Определение потребности в персонале — одно из важнейших направлений маркетинга персонала, позволяющее установить на заданный период времени качественный и количественный состав персонала.

Расчет качественной потребности по профессиям, специальностям и т.п. сопровождается одновременным расчетом количества персонала по каждому критерию качественной потребности. Общая потребность в персонале находится суммированием количественной потребности по отдельным качественным критериям. Качественная потребность в специалистах и руководителях может быть определе-

на путем последовательной разработки следующих организационных документов:

- системы целей как основы оргструктуры управления;
- общей организационной структуры, а также организационных структур подразделений;
- штатного расписания;
- должностных инструкций (описаний рабочих мест) специалистов и руководителей. Этот вид документа может использоваться как основа расчета трудоемкости выполнения должностных функций.

Задача определения **количественной потребности в персонале** сводится как к выбору метода расчета численности сотрудников, так и к установлению исходных данных для расчета и непосредственному расчету необходимой численности работников на определенный временной период. Можно выделить несколько основных методов расчета количественной потребности в персонале.

**Метод, основанный на использовании данных о времени трудового процесса.** Данные о времени процесса дают возможность рассчитать численность рабочих-сдельщиков или рабочих-повременщиков, количество которых определяется непосредственно трудоемкостью процесса. Для расчета  $R_{сп}$  следует пользоваться следующей типовой зависимостью:

$$R_{сп} = \frac{t_{шт.i} \cdot V_r}{F_{д.р}}, \quad (1)$$

где  $R_{сп}$  – списочный штат рабочих  $i$ -ой специальности;

$t_{шт.i}$  – штучная норма времени на  $i$ -ую операцию при выполнении технологического процесса;

$V_r$  – годовой объём производства изделий в шт./год;

$F_{д.р.}$  – действительный годовой фонд времени одного рабочего, час/год.

В качестве разновидности рассматриваемого метода можно определить численность административно-управленческого персонала  $R_{АУП}$  с использованием формулы Розенкранца, имеющей вид (2):

$$R_{АУП} = \frac{\sum m_i \cdot t_i}{F_{д.сп}} \cdot K_{нрв} + \frac{t_p}{F_{д.сп}} \cdot \frac{K_{нрв}}{K_{фрв}}, \quad (2)$$

где  $m_i$  – среднее количество определенных действий в рамках  $i$ -го организационно-управленческого вида работ за год;

$t_i$  – время, необходимое для выполнения единицы  $m$  в рамках  $i$ -го организационно-управленческого вида работ;

$F_{д.сп}$  – годовой фонд времени;

$K_{нрв}$  – коэффициент необходимого распределения времени;

$K_{фрв}$  – коэффициент фактического распределения времени;

$t_p$  – время на различные работы, которые невозможно учесть в предварительных расчетах.

Для использования формулы (2) в плановых расчетах её упрощают (3):

$$R_{АУП} = (\sum m_i \cdot t_i) \cdot K_{нрв} / F_{д.сп} , \quad (3)$$

Таким образом, в затратах труда на производство продукции можно выделить:

– постоянную часть, т.е. затраты рабочего времени, общая величина которых, практически, не зависит от изменения объёмов производства;

– переменную (пропорциональную) часть, т.е. затраты рабочего времени, общая величина которых изменяется пропорционально изменению объёма производства.

Следовательно, пропорциональные затраты труда на единицу продукции при изменении объёма производства остаются неизменными, а постоянные изменяются обратно-пропорционально изменению объёма производства.

Численность работников, занятых обслуживанием (ремонтно-дежурный персонал) и управлением производства (РСиС), составляющих так называемую условно-постоянную часть персонала производственной сферы (ППС), изменяется в меньшей степени, чем изменяется объём производства.

По данным отечественных экономистов и опыта работы комбината ОАО «ЗСМК» выяснено, что при росте (уменьшении) численности основных (технологических) рабочих на 1,0%, численность вспомогательных рабочих возрастает (уменьшается) на 0,5%, а другие категории ППС – на 0,2% ÷ 0,3%.

Методика определения расчётной численности на планируемый период, в котором произошло изменение объёмов, основана на следующем:

1. Определяется базовая (нормативная) трудоёмкость работ.
2. Определяется доля переменной части в затратах труда.
3. Базовая трудоёмкость корректируется на организационно-технические условия исследуемого периода по факторам, влияющим

на трудоёмкость:

– изменение структуры управления, совершенствование организации труда;

– изменение объёмов производства относительно базовых значений за счет автоматизации производственных процессов.

При определении базовой (нормативной) трудоёмкости продукции анализируемого подразделения в первую очередь определяются фактически ежемесячные величины принятых оценочных показателей, характеризующих деятельность производственного подразделения за анализируемый период (1-2 года). Затем фактические показатели анализируются, устанавливаются периоды, в которых подразделение отработало с наибольшей эффективностью (производительностью) за счет автоматизации технологических процессов и определяются базовые показатели для анализируемого подразделения. Для анализа приняты следующие среднемесячные показатели:

1. Среднесписочная численность, всего ( $Ч_{\text{баз.}}$ ) чел.  
в том числе рабочие ( $Ч_{\text{раб}}$ ); из них технологический персонал ( $Ч_{\text{тех}}$ );
2. Фактически отработано персоналом цеха ( $T_{\text{отр}}$ ), чел-дней; чел-час.
3. Количество невыходов (без выходных дней) ( $T_{\text{н}}$ ), чел-дней; чел-час.
4. Коэффициент использования рабочего времени персоналом цеха ( $K_{\text{и}}$ ).

$$K_{\text{и}} = \frac{T_{\text{отр.}}}{T_{\text{отр.}} + T_{\text{невых.}}}; \quad (4)$$

5. Объём производства в физ. тон. ( $Q_{\text{баз. физ. т}}$ ), и усл. тон. ( $Q_{\text{баз. усл. т}}$ ).
6. Определяется нормативная (базовая) трудоёмкость продукции:

$$C_{\text{баз. в физич. тон}} = \frac{T_{\text{отр.}}}{Q_{\text{баз. физич.}} * K_{\text{и}}}; \quad (5)$$

$$C_{\text{баз. в усл. тон.}} = \frac{T_{\text{отр.}}}{Q_{\text{баз. условн.}} * K_{\text{и}}}; \quad (6)$$

где  $Q_{\text{баз}}$  – базовый объём производства за месяц, на выполнение которого предусмотрена среднесписочная численность персонала, т.

$K_{\text{и}}$  – коэффициент использования рабочего времени персоналом.



Для определения доли переменной части в затратах труда ( $d_{\text{баз}}$ ), на основании анализа структуры и численности персонала по штатному расписанию на участках и в целом по цеху, определяется доля переменной части персонала в общей его численности. Затем производится корректировка базовой трудоёмкости на организационно-технические условия:

$$C_{\text{пл}} = C_{\text{баз}} * \Pi_{\text{ки}}, \quad (7)$$

где  $C_{\text{пл}}$  – плановая трудоёмкость продукции, чел-час/т;  
 $C_{\text{баз}}$  – базовая трудоёмкость продукции, чел-час/т;  
 $\Pi_{\text{ки}}$  – произведение коэффициентов, учитывающих изменение трудоёмкости в планируемом периоде.

$$\Pi_{\text{ки}} = K_{\text{ст}} * K_{\text{об.}}, \quad (8)$$

где  $K_{\text{ст}}$  – коэффициент корректировки базовой трудоёмкости за счет изменения структуры и совершенствования организации труда и управления;  
 $K_{\text{об.}}$  – коэффициент корректировки базовой трудоёмкости в связи с изменением объема производства относительно базовых объемов.

$$K_{\text{ст}} = 1 + (\Delta\text{Ч} / \text{Ч}_{\text{баз}}), \quad (9)$$

где  $\Delta\text{Ч}$  – структурные изменения численности относительно базовой, чел;  
 $\text{Ч}_{\text{баз}}$  – базовая численность, чел.

Основанием для корректировки численности по организационным мероприятиям является утверждённое изменение штатного расписания по мероприятиям, не связанным с изменением объёмов производства.

$$K_{\text{об.}} = 1 \pm \frac{\Delta Q}{Q_{\text{баз}}} * (1 - d_{\text{баз}}), \quad (10)$$

(-) при увеличении и (+) при снижении объёма производства.

$$\Delta Q = Q_{\text{пл.}} - Q_{\text{баз.}}, \quad (11)$$

где  $\Delta Q$  – изменение объёмов производства по отношению к базовому, усл.т;  
 $Q_{\text{пл.}}$  – плановый объём производства на месяц, усл.т;  
 $Q_{\text{баз.}}$  – базовый объём производства на месяц, усл.т.

Расчётная численность на выполнение производственной программы, чел.:

$$Ч_{пл.} = \frac{Q_{пл.} * C_{пл.}}{B_{пл.}}, \quad (12)$$

где  $C_{пл.}$  – плановая трудоёмкость продукции, чел.-час/т;  
 $B_{пл.}$  – средневзвешенный баланс рабочего времени одного работающего, час.

$$B_{пл.} = \frac{Ч_{баз.} * K_{см.} * B_{см.} + Ч_{баз.} * (1 - K_{см.}) * B_{дн.}}{Ч_{баз.}}, \quad (13)$$

где  $Ч_{баз.}$  – базовая среднемесячная численность, чел;  
 $K_{см.}$  – доля сменного персонала в общей численности работающих цеха, чел;  
 $B_{см.}$  – баланс рабочего времени сменного персонала по i-му графику работы в планируемом периоде, час;  
 $B_{дн.}$  – баланс рабочего времени дневного персонала в планируемом периоде.

Данная методика позволяет устанавливать производственным подразделениям задания по производительности труда на планируемый период и определять фактическое его выполнение за отчётный период.

$$ПГ_{расч.} = \frac{Q_{пл.}}{Ч_{пл.}}, \text{ (усл.т / чел.)}, \quad (14)$$

**Выводы.** Преимущество данной методики заключается в том, что появляется возможность оперативно изыскивать резервы в одних и нехватку численности в других цехах предприятия, что позволит более рационально распределять и квалифицированно использовать численность ППП.

П.П. Баранов, Т.А. Залышкина  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## УЧЕТНАЯ ПОЛИТИКА КАК ИНСТРУМЕНТ ОПТИМИЗАЦИИ НАЛОГООБЛОЖЕНИЯ ФОНДОЕМКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ

В статье приведены результаты проведенных исследований, доказывающих, что учетная политика организации является эффективным инструментом налоговой оптимизации. Рассмотрены возможные варианты снижения налога на имущество и налога на прибыль фондоемких предприятий. Приведены расчеты налоговой экономии.

In article are adduced results of researches which are proving, that accounting politics is an effective instrument of tax optimization. Possible versions of the reducing of property tax and of tax on profits of industrial enterprises which need great resources are considered. Moreover in work is present calculation of tax economy.

Проблема снижения налогового бремени по-прежнему остается актуальной для предприятий в сложившихся экономических условиях. Зачастую предприятия, стремясь уменьшить свои налоговые платежи, используют пробелы в действующем законодательстве, либо налоговые схемы, связанные с нарушением законов Российской Федерации. Однако существует способ, который позволит снизить налоговые платежи, не нарушая при этом никаких нормативных документов - это использование учетной политики. Многие авторы в своих работах отмечают, что некоторые элементы учетной политики влияют на налоговые платежи, однако серьезных исследований по данному вопросу не проводилось. Учетная политика – это закрепленная внутренней документацией предприятия совокупность принципов, приемов и правил ведения учета, соответствующая стратегии развития предприятия и позволяющая получить максимальный эффект от учета.

Возможность использования учетной политики в качестве инструмента налоговой оптимизации во многом зависит от специфики организации. Разрабатывая учетную политику для фондоемких организаций необходимо особое внимание обратить на учет основных средств.

В настоящее время разделяют учетные политики для целей бухгалтерского учета и для целей налогообложения, что, с одной стороны, делает работу бухгалтера более трудоемкой, а с другой - предоставляет предприятиям большую свободу в вопросах налогового планирования. Это обусловлено тем обстоятельством, что для расчета налога на имущество являются данные бухгалтерского учета, а базой для расчета налога на прибыль - данные налогового учета.

В ходе проведенного исследования было прослежено влияние элементов учетной политики на величину налога на имущество и налога на прибыль. В таблицах 1 и 2 представлены элементы методической

Таблица 1 – Выбор элементов учетной политики в целях бухгалтерского учета, позволяющих снизить налоговое бремя

Объект учетной политики	Элементы, предусмотренные бухгалтерским учетом	Элементы, позволяющие снизить налог на имущество
Переоценка основных средств	Проводится на начало отчетного года, не проводится	Не проводить или проводить уценку
Установление лимита отнесения к основным средствам	От 0 до 20000 руб.	20 000
Объект учетной политики	Элементы, предусмотренные бухгалтерским учетом	Элементы, позволяющие снизить налог на имущество
Списание основных средств стоимостью, не более 20000 руб.	Путем начисления амортизации Путем единовременного списания на затраты по мере отпуска в производство или эксплуатацию	Списывать на себестоимость единовременно
Порядок включения в состав основных средств объектов недвижимости, подлежащих гос. регистрации	Сразу после начала фактической эксплуатации и подачи документов на регистрацию, после завершения процедуры регистрации	Не включать в состав основных средств до окончания регистрации
Начисление амортизации основных средств	Линейный способ, способ уменьшаемого остатка, способ списания стоимости по сумме чисел лет срока полезного использования, способ списания стоимости пропорционально объему продукции (работ)	Метод уменьшаемого остатка (с повышающим коэффициентом), метод суммы чисел лет
Способы учета затрат на проведение ремонта основных средств	По фактическим затратам, с использованием счета расходов будущих периодов, путем создания резерва на проведение ремонта, путем создания ремонтного фонда	Не влияет на налог на имущество

компоненты учетной политики в части учета основных средств, и указаны конкретные варианты, выбор которых позволит снизить налоговые платежи. Естественно в этом случае вопрос о сближении бухгалтерского и налогового учета не ставится.

Выбор метода начисления амортизации требует пристального внимания со стороны бухгалтера, так как изменение данного метода по уже введенным в эксплуатацию основным средствам не допускается (выбранный метод будет применяться до конца срока полезного использования основных средств). Способы различаются скоростью амортизации основных средств. Поскольку амортизационные отчисления являются элементом себестоимости, увеличение их размера приводит к уменьшению бухгалтерской прибыли предприятия в конкретном отчетном периоде.

На рисунке показано, как выбор метода начисления амортизации влияет на величину амортизационных отчислений по годам.

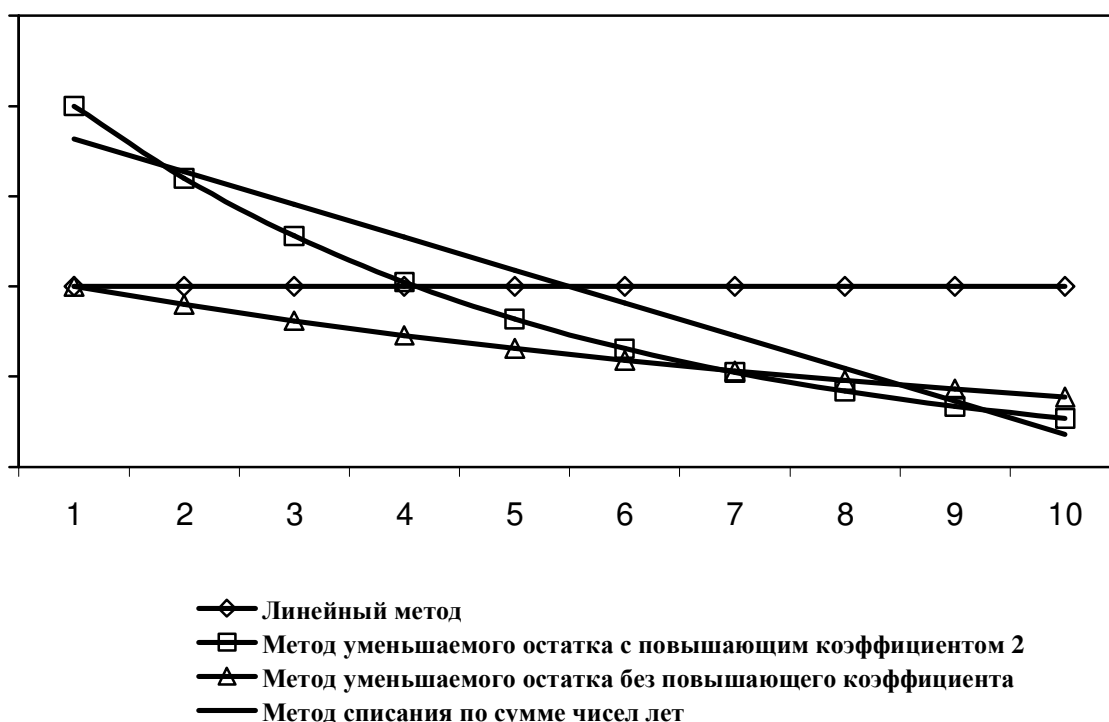


Рисунок 1 – Сумма амортизационных отчислений, исчисленная различными методами

На первый взгляд может показаться, что метод амортизации не влияет на финансовые результаты предприятия – в любом случае на себестоимость списывается полная стоимость основных средств.

Однако это ошибочное мнение: от выбранного способа зависит остаточная стоимость основных средств, представленная в балансе, а значит, и налог на имущество (так как базой для исчисления налога на имущество служат бухгалтерские данные), налог на прибыль (в части начисленного налога на имущество).

Для системы управления ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» (характерного представителя фондоемких предприятий) приоритетной задачей является оптимизация налогообложения, входящая в круг актуальных проблем, обсуждаемых в рамках ежегодных корпоративных научно-практических конференций. При этом вопрос о возможности использования учетной политики как для целей бухгалтерского, так и для целей налогового учета в качестве

Таблица 2 - Выбор элементов учетной политики в целях налогового учета, позволяющих снизить налоговое бремя.

Объект учетной политики	Элементы, предусмотренные налоговым учетом	Элементы, позволяющие снизить налог на прибыль
Начисление амортизации основных средств	Линейный способ, нелинейный способ	Нелинейный способ, использование амортизационной премии, использование повышающих коэффициентов
Способы учета затрат на проведение ремонта основных средств	По фактическим затратам, путем создания резерва на проведение ремонта	Создание резерва на предстоящий ремонт

инструмента налоговой оптимизации в рамках данной конференции не затрагивался.

В этой связи предприятию необходимо сформировать учетную политику, которая соответствовала бы такой цели, как рационализация денежных потоков. Структура имущества предприятия в 2006 году представлена в таблице 3.

Рассматривая возможность снижения налогового бремени, следует учесть, что ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» является фондоемким предприятием: внеоборотные активы составляют половину всех активов предприятия. В этом случае переоценку проводить не рекомендуется, так как дооценка основных средств повлечет за собой увеличение налога на имущество, налог на прибыль при этом останется неизменным, так как переоценка основ-

ных средств, в соответствии с 25 главой Налогового кодекса, не учитывается в целях налогообложения.

Таблица 3 – Структура имущества ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» в 2004 г

Активы	Исходные значения	В процентах к итогу
Внеоборотные активы, тыс.руб.	14266832	48,46
в том числе основные средства, тыс.руб.	6862793	23,31
Оборотные активы, тыс.руб.	15169795	51,53
Всего активов, тыс.руб.	29 436 627	100,00

Чтобы снизить налог на имущество необходимо изменить способ начисления амортизации с линейного на способ списания стоимости по сумме чисел лет срока полезного использования. Применять новый метод начисления амортизации можно только к объектам основных средств, которые введены после 01.01.2004 г. Всего поступило и введено в эксплуатацию основных средств на сумму 614 242 тыс.руб.. Изменение метода начисления амортизации по основным средствам, поступившим в 2004 году, приведет к тому, что сумма амортизации увеличится с 40 949 470 руб. до 76 780 250 руб., в 1,87 раза, то есть увеличится себестоимость на 35 830 780. Налоговую экономию можно рассчитать по формуле:

$$\mathcal{E} = r \frac{\Delta A}{2};$$

где  $\mathcal{E}$  – налоговая экономия от применения ускоренной амортизации, руб;

$\Delta A$  – разница между годовыми суммами амортизационных отчислений, рассчитанными разными методами, руб;

$r$  – ставка налога на имущество в долях.

Экономия составит 394 138,83 рубля. В последующие годы влияние изменения метода начисления амортизации будет все более сильным. В среднем, при методе списания по сумме чисел лет, по сравнению с линейным методом, стоимость основных средств списывается на себестоимость в 1,45 раза быстрее, следовательно, и налог на имущество можно вполне легитимным способом уменьшить на 45 %. То есть предприятие при существующей учетной политике “переплачивает” каждый год в среднем около 60 000 000 руб.

По налогу на прибыль ситуация несколько иная, здесь предприятию предоставляется возможность отсрочить уплату налога (используя те элементы, которые представлены в таблице 2), то есть экономию можно получить только управляя денежными потоками по налогу на прибыль, с точки зрения изменения временной стоимости денег.

Такую возможность предоставляют временные разницы, появляющиеся между бухгалтерской и налоговой прибылью вследствие различия правил признания доходов и расходов отчетного периода в бухгалтерском учете и налоговом законодательстве.

Если представить себе некий долгосрочный период, в котором будет достаточно времени для того, чтобы временная разница могла возникнуть и погаситься, то в итоге бухгалтерская прибыль будет равна налогооблагаемой базе (см. рисунок 2).

**Влияние вычитаемых временных разниц на финансовое положение предприятия (ОНА)**

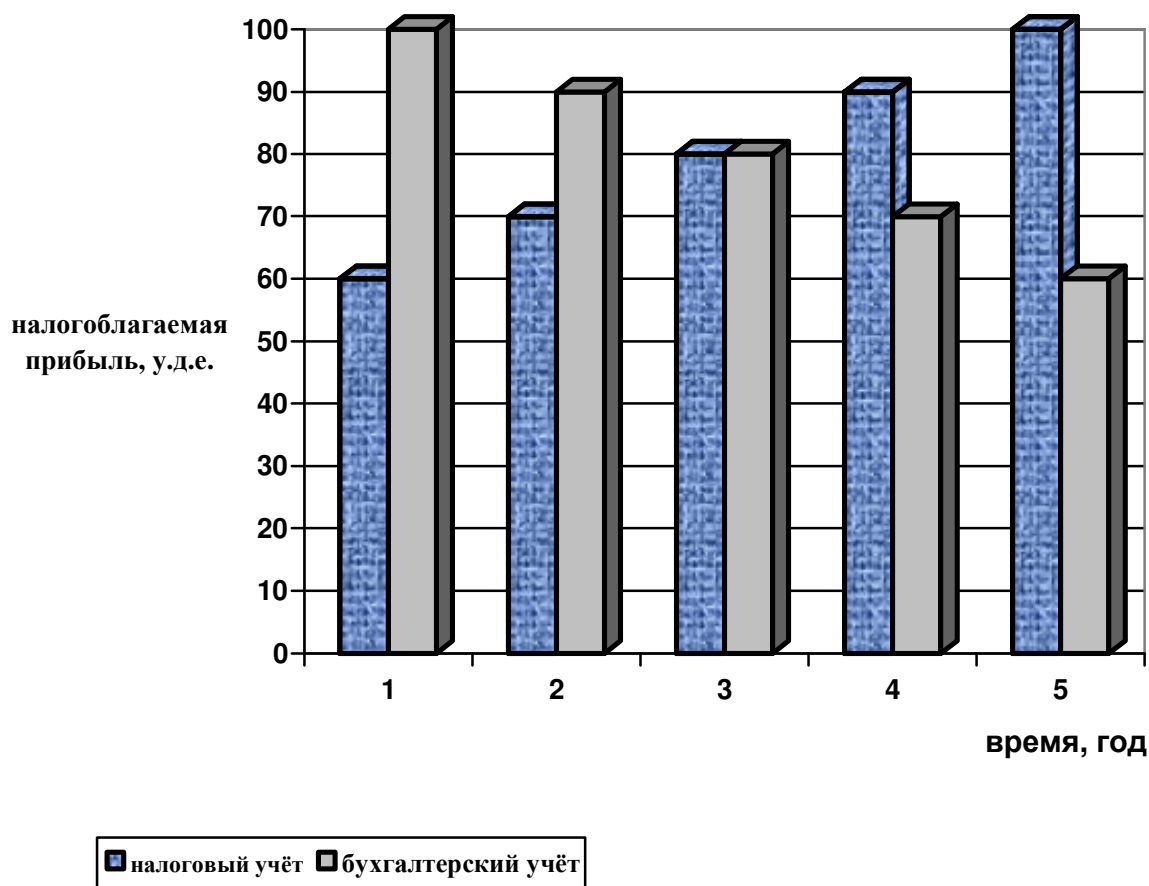


Рисунок 2 – Соотношение бухгалтерской и налогооблагаемой прибыли с учетом временных разниц



Сравнение линейного и нелинейного методов начисления амортизации с учетом фактора времени приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Сравнение временных разниц с учетом фактора времени. в тыс.руб

Год	Суммы начисленной амортизации линейным способом	Суммы начисленной амортизации нелинейным способом	Приведенная стоимость временных разниц	Будущая стоимость временных разниц
1	680000	1360000	680000	1763745
2	680000	1088000	408000	962042,7
3	680000	870400	190400	408139,3
4	680000	696320	16320	31803
5	680000	557056	-122944	-217803
6	680000	445644,8	-234355	-377431
7	680000	356515,8	-323484	-473614
8	680000	285212,7	-394787	-525462
9	680000	228170,1	-451830	-546714
10	680000	912680,6	232680,6	232680,6
Итого	6800000	6800000	0	1257386

Налоговая экономия с учетом фактора времени составит  $(1257386000 * 0,24) 301\ 772\ 640$  руб.

Результаты расчетов доказывают эффективность использования учетной политики в качестве инструмента снижения налогового бремени предприятия.

Грамотно составленная и осмысленная учетная политика позволит предприятию совершенно легитимно уменьшить налоговые платежи, высвободить дополнительные свободные средства, избежав при этом разногласий с контролирующими органами.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Налоговый кодекс Российской Федерации - часть первая от 31.07.1998 г. № 146-ФЗ и часть вторая от 05.08.2000 г. № 117-ФЗ.
2. Положение по бухгалтерскому учету «Учет основных средств» (ПБУ 6/01), утвержденное приказом Минфина РФ от 18.05.2002. № 45н.
3. Положение по бухгалтерскому учету «Учет расчетов по налогу на прибыль» (ПБУ 18/02), утвержденное приказом Минфина РФ от 19.11.02. № 114н.

## **ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ**

УДК 303.4 : 378.1

Г.В. Галевский, В.А. Дегтярь, Ю.А. Пустовойт, Е.С. Становая  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный  
университет», г. Новокузнецк

## СОЦИАЛЬНО-ПСИХОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ПРИВЛЕКАТЕЛЬНОСТИ ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫХ ПРОГРАММ СИБГИУ

В статье, написанной по результатам пилотажного социологического исследования, рассмотрены проблемы связанные повышением экономической привлекательности образовательных программ СибГИУ.

In this article written by results of preliminary sociological researching we can see the problems connected with increasing of economic appeal of educational programs of SibSIU.

Капитализм, гибель которого провозглашали марксисты и который судя по всему с определенной неизбежностью становится «светлым будущим нашей эпохи» согласно подходу Макса Вебера, означает, что все мотивации людей становятся денежными. Соответственно переход в рыночный формат коснется практически всех сфер общественной жизни и, прежде всего, образования. Уже в настоящий момент рынок современных образовательных услуг характеризуется достаточно высокой степенью конкуренции и одной из ключевых проблем менеджмента вуза становится привлечение средств потенциальных студентов в свое учебное заведение. Невозможно отрицать, что экономические проекты, реализуемые в современной высшей школе, позволяют университету обеспечить достойное решение его основных задач. В свою очередь эффективное привлечение средств потенциальных студентов малопродуктивно без учета особенностей восприятия предлагаемых образовательных программ, зависящих в свою очередь от целевых и ценностных установок обучаемых.

Чем руководствуется потребитель в выборе образовательного учреждения? На какую модель образования он ориентирован, прежде всего? На традиционную, основанную на том, что «вуз знает чему и как учить современного специалиста» или на «экономическую», где в целом образовательные ориентации строятся с учетом мнения потребителя. Насколько предлагаемый вузом комплекс услуг соответствует

ожиданиям потребителей и какие аспекты образовательного процесса (педагогические, организационные, методологические, и т. д.) в наибольшей степени повышают или снижают его оценку качества образовательных услуг? С целью выяснения, какие элементы процесса получения высшего образования обладают наибольшей привлекательностью для потребителей, Администрация СибГИУ, Центр повышения квалификации и переподготовки специалистов и Центр практической социологии и психологии провел пилотажное исследование, направленное на выяснение основных проблем, связанных с экономическими аспектами образовательной деятельности.

Основная переменная была обозначена как «экономическая привлекательность образовательных программ», под которой понимается позитивная оценка индивидом предлагаемого ему образовательного продукта и его готовность приобретать предлагаемые интеллектуальные услуги в рамках определенного университетского бренда. В этом случае подразумевается, что вуз (рассматриваемый в данном контексте как некий сложившийся в массовом сознании образ производства и трансляции научного и профессионального знания) предлагает на рынке комплекс образовательных услуг, призванный удовлетворять потребности контингента, стремящегося повысить свой образовательный или профессиональный уровень. Экономическая привлекательность образовательных программ рассматривается нами как зависящая от трех факторов: учебной мотивации, приоритетности экономической или традиционной направленности процесса образования, оценки качества образовательных услуг. Цель исследования была сформулирована, как выработка рекомендаций администрации и заинтересованным структурным подразделениям университета по повышению экономической привлекательности образовательных программ.

В ходе исследования были опрошены слушатели Центра повышения квалификации и переподготовки специалистов, проходящие обучение по программе «Менеджмент организаций» финансируемой Центром занятости г. Новокузнецка и студенты, получающие высшее образование в СибГИУ на коммерческой основе на экономическом факультете (по специальности «Финансы и кредит») и факультете автоматизации, информатики и электромеханики («Информационные системы и технологии»). Различаясь между собой и в социально – демографическом и в мотивационном плане, респонденты тем не менее показали по некоторым позициям ряд общих тенденций в отношении предмета изучения. Исследование носит пилотажный характер и ко-

нечно требует своего дальнейшего развития, тем не менее, несмотря на небольшой объем выборочной совокупности (планировалось заполнение анкет 80 студентами, в итоге было обработано 52 анкеты), его результаты заслуживают определенного внимания.

Итак, первый блок анкеты был посвящен выяснению мотивационных приоритетов обучаемых. Студентом предлагалось ответить на вопрос: «Насколько важными были для Вашего поступления в СибГИУ следующие параметры его как образовательного учебного заведения?» в следующих вариантах: «очень важен» (4 балла), «скорее важен» (3 балла), «скорее не важен» (2 балла), «совершенно не важен» (1 балл), далее результаты суммировались, и выводилось среднее значение по каждой группе и всему опрашиваемому контингенту. В целом полученные данные показывают, что основной мотив формулируется всеми опрашиваемыми, как «интерес к будущей профессии» (3,7), далее идет «хорошая организация образовательного процесса» (3,63) и «высокая квалификация преподавателей» и «возможности карьерного роста при получении диплома о высшем образовании» (3,6). Менее всего в качестве мотива выступают «низкий конкурс на специальность» (2), «рекламная политика вуза» (2,1), «привлекательная ценовая политика» (2,23). Полученные данные в целом показывают, что при выборе места обучения «потенциальный студент», готовый к оплате собственного образования, настроен скорее прагматически и рассматривает свое обучение как определенный шаг в построении последующей карьеры. Низкие показатели подтверждают эту «рационально-деловую» тенденцию в плане определенного скепсиса в отношении рекламных призывов (что в свою очередь требует особого внимания к проведению качественной политики направленной на укрепление и усиление вузовской репутации) и определенной готовности к финансовым затратам для получения необходимой специальности.

Отметим, что для студентов очной формы обучающихся на бюджетной основе характерны несколько иные целевые акценты. По результатам опроса, где изучались проблемы профессиональной и личностной самореализации третьекурсников был сделан вывод что для большинства поступающих после школы абитуриентов выбор вуза в основном предшествует выбору специальности. Здесь же, судя по полученным данным, вкладывая средства в определенный профессиональный бренд («экономика», «информационные технологии») потребитель руководствуется скорее рациональными соображениями. При доминировании общей формулы современности «успех

через высшее образование» все четче просматривается тенденция перехода от приоритетов формирования духовно-нравственных идеалов личности, характерных для российского университетского образования, к приоритетам профессиональной подготовки, характерных для западной университетской культуры. На данном исследовательском этапе можно утверждать, что в качестве ведущего мотива выступают целерациональные соображения, так как именно от правильности сделанного выбора зависит судьба вложенного в обучение финансового и интеллектуального капитала.

Анализ ответов на вопросы направленных на выяснение того, какая модель образовательного процесса – «традиционная» или «экономическая» пользуется у респондентов наибольшей востребованностью, показывает, что респонденты скорее ориентированы на некий синтез между предлагаемыми подходами к образованию, которые теоретически взаимно исключают друг друга. В итоге большинство (практически 100% отвечающих) согласны и с тем, что «Вуз должен оказывать традиционные для данного образовательного учреждения услуги, которые возложены на него руководством организации высшей школы, системой образования, запросами региона», и с прямо противоположной стратегией. «Вуз должен производить только те услуги, которые пользуются, и будут пользоваться спросом на региональном рынке» получает в различных группах от 66 до 70 %. В пользу «экономической» модели говорит полное согласие (100%) респондентов с утверждением «Вуз должен больше предлагать разнообразных современных технологий, изменяя их в соответствии с целями основных потребителей – студентами» и значительное превышение положительных ответов (по сравнению с вопросами– индикаторами «традиционной» модели) на вопросы «Вуз должен активно налаживать коммуникации, направленные на конкретные целевые группы» (от 94% до 83% по разным группам). «Формирование, тематика и объем учебного курса должно определяться с учетом требований студентов и работодателей» (94% и 75% соответственно). Причем, на данном этапе исследования можно отметить определенную закономерность (требующую в дальнейшем своего подтверждения на более обширном эмпирическом материале), что в пользу экономических отношений высказываются, как правило, более обеспеченные молодые мужчины, обучающиеся на коммерческой основе, чьи родители имеют высшее образование. В целом, по результатам опроса в настоящий момент можно сделать вывод, что доминирующим стереотипом потребителей является определенный гибрид традиционной модели с ее

непременными требованиями фундаментальности и репродуктивности («пусть меня научат»), слегка подретушированный выросшим уровнем притязаний («самому современному знанию») и ростом ориентаций на получение высшего образования, как элемента рыночных отношений, где только потребитель определяет качество услуг.

Насколько устойчив и продуктивен этот возникший синтез ответит только время и практика и сейчас можно только осторожно предположить, что будущее видимо за дифференциацией образовательных моделей и ростом предлагаемых услуг в зависимости от целей обучаемого контингента.

Вопрос о качестве, как правило, вопрос о соответствии ожиданий реальности. В разработанной анкете респондентам предлагалось ответить на вопросы насколько реальность образовательного процесса в СибГИУ соответствует их ожиданиям, где минимальные оценки «-2», «-1» означали отрицательное несоответствие ожиданиям (реальность хуже ожидаемого), «0» -соответствие «+1», «+2»-положительное несоответствие ожиданиям (реальность превосходит ожидания). Не вдаваясь в подробности, отметим, что высоко оцениваются респондентами «Высокий профессионализм преподавателей», «Доброжелательное отношение преподавателей», «Высокое качество обучения по специальности», «Соответствующий моим целям объем изучаемых программ», самые «слабые» позиции у «Высокое качество обучения гуманитарным дисциплинам», «Высокое качество обучения иностранному языку», «Высокое качество обучения по естественно - научным дисциплинам», что показывает наличие определенных проблем в названных областях. Как показывают наши данные, большая часть студентов слушателей вполне удовлетворена своим выбором специальности и существующим положением дел. По нашим наблюдениям и итогам исследования со стороны студента в наибольшей степени процесс профессиональной и личностной самореализации затрудняет нечеткость личных целей обучаемого, не умение самостоятельно планировать свою деятельность, не умение адекватно подбирать средства для достижения своих целей.

На основании полученных данных можно сделать несколько предварительных выводов.

Экономическую привлекательность вуза в первую очередь создает качественная педагогическая работа профессорско-преподавательского состава. Именно высокий профессионализм и доброжелательное отношение при условии хорошей организации образовательного процесса создают необходимую высокую репутацию

учебному заведению. По результатам наблюдений пока наибольшими перспективами в продвижении бренда вуза является скорее усиление работы в отношении неформальных и неофициальных каналов взаимодействия (работа со школами, средними учебными заведениями, промышленными предприятиями и организациями) при закреплении достигнутых позиций, но не активизации работы с каналами массовой коммуникации. Безусловно, учитывая современную тенденцию становления и развития сегодня в России массовой культуры с ее непременным атрибутом –рекламой и PR- проектами, требуется определенная работа в организации и систематизации деятельности в отношении формирования общественного мнения. Однако следует помнить, что СМИ достаточно серьезный и дорогой (а главное односторонний) канал, тиражирующий не только достоинства, но и недостатки позиционируемых образовательных услуг. Скорее всего, в перспективе потребуется создание вузовских структур, специализирующихся на создании и продвижении на рынок образовательных услуг образовательных программ высшего учебного заведения.



Н.К. Анохина

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

## ПРОБЛЕМА НАУЧНО-КУЛЬТУРНОЙ ДЕМАРКАЦИИ

В статье показано, что наука и культура являются взаимообуславливающими факторами друг друга, в результате чего изменяется и образ науки, и образ культуры. Исследована их пограничная область – область научно-культурной демаркации. Изучены ее социально-исторические детерминанты, структура, свойства. Определена значимость научно-культурной демаркации в становлении нового мировоззрения.

In this article it is shown that the science and culture are mutually stipulated factors by each other. As a result, the image of science and culture is changing. So the science and culture demarkation as well as social-historical determinants, structure and properties has been studied too. The value of scientific-cultural demarkation has been defined in forming of the new world outlook.

В современном мире наука и культура все активнее взаимодействуют и являются взаимообуславливающими факторами друг друга. В культуре конца XX – начале XXI вв. наблюдается тенденция «как бы стирания» граней между научным и вненаучным знанием (обычное знание, искусство, псевдонаучное знание). Особенно большой критике подвергается сопоставление с наукой псевдонаучного знания, выдающего себя за научное, связанное с «постмодернистской чувствительностью» (В.А. Лекторский). В связи с этим становится весьма актуальной проблема научно-культурной демаркации. Это обусловлено рядом факторов.

1. Человек только приступает к изучению себя, своего сознания, психики на глубинном, информационном уровне.

2. Появились уникальные технологии, которые позволяют проводить подобные исследования.

3. Получены экспериментальные данные в разных областях человеческой деятельности, которые не укладываются в рамки совре-

менных теорий и требуют нового осмысления, возможно, с привлечением элементов иррационального.

4. Признание мировым научным сообществом кризиса в понимании «сознания» и наличия проблемы соотношения материи и сознания.

5. Изменяется в культуре отношение к понятию иррациональности, по крайней мере, официально в России снят запрет на идеалистическое мировоззрение, о чем свидетельствует не только распространение, но и популяризация православной религии даже со стороны государственной власти.

6. Сложное социально-экономическое положение в стране, влекущее за собой социально-психологическую неустойчивость.

7. Наличие результатов в области трансперсональной психологии, попыток создания теорий такой структуры материи, в которую неотъемлемыми включаются элементы сознания, теории физического вакуума, создание NLS-диагностики и т.д.

В этой связи претерпевает изменение сам образ науки. Многие исследуемые объекты очень сложны (это исторически развивающиеся системы), некоторые включают человека, как неотъемлемую его часть. В квантовой физике уже трудно исключить наличие субъекта. В начале XX века появляются новые теории, которые более объективно описывают реальную действительность. В результате этого классическая механика заменяется теорией относительности Эйнштейна. Гипотетические теории строения материи включают сознание. Наука становится исторической наукой. В науке обсуждаются такие ее основные свойства как объективность и рациональность, но уже как проблемные. Они приобретают иное, более широкое и неоднозначное содержание. Например, появилось понятие классической, неклассической и постнеклассической рациональности. Согласно классификации В.С. Степина рациональность подразделяется на следующие типы: *классический тип рациональности* центрирует внимание только на объекте и выносит за скобки все, что относится к субъекту и средствам деятельности; *неклассический тип рациональности* несет в себе идею относительности объекта к средствам и операциям деятельности, экспликация этих средств и операций выступает условием получения истинного знания об объекте; *постнеклассическая рациональность* учитывает соотношенность знаний об объекте не только со средствами, но и с ценностно-целевыми структурами деятельности.

Каждый тип рациональности обеспечивает преимущественное освоение объектов определенной системной организации: малых систем, больших, саморазвивающихся [1, с. 18].

Особенностью формирующегося современного образа науки является понимание того, что развитие науки есть результат взаимодействия различных установок научного знания, различных норм и идеалов научной деятельности, ее исходных предпосылок, формирующихся в культуре своего времени.

На более глубоком уровне осмысливается историческая изменчивость постулатов, идеалов, норм познания, обогащается и развивается категориальный аппарат, в частности понятия «теория», «метод», «детерминация» и др. Отсюда возникает новое понимание категорий пространства, времени, реальности. Так, проблема реальности является одной из наиболее «острых» в современной философии науки.

Как считает В.А. Лекторский, классическая наука исходила из того, что существует только одна изучаемая ею реальность. Соответственно может существовать только одна истина, относящаяся к этой реальности. Между тем сегодня ясно, существует вовсе не одна, а много разных реальностей. 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. [2, с. 7].

Каждый из типов реальности имеет свои критерии существования. И поэтому имеет смысл отличать кажущееся от действительности по отношению к каждому типу реальности, при этом способы отличия будут, разными в разных реальностях. В связи с этим реальность и истину мы начинаем понимать как более сложные и интересные предметы, чем это казалось в недавнем прошлом.

В настоящее время происходит смена идеалов науки. Начиная с Нового времени до середины XX в., ее идеалами были бескорыстность, постижение истины, честность, порядочность, высочайшая образованность, ответственность (выполнение долга перед Родиной в целях ее безопасности). В конце XX века в силу определенных причин наука выступает в роли производительной силы, наука становится профессией, при этом количество людей, занимающихся научной деятельностью (особенно прикладной, а не фундаментальной) выросло в несколько раз. В современную науку пришли люди с другим уровнем культуры, более низким (духовно-нравственным), что сразу же отразилось на научной деятельности. Культурный уровень общества формирует культурный уровень научного мировоззрения. Культура конца XX – начала XXI вв. переживает кризис, как и наука, к негативным свойствам культуры можно отнести бездуховность, тотальную сексуальную революцию, по-

явление негативных эстетических идеалов, агрессивность, сближение искусства с техносферой, отчужденность. Из этого следует, что человечество находится в стадии глобальнейшего перехода из одной зоны бытия в другую, результатом чего являются бурные процессы (нередко «энтропийного и хаосогенного характера») в культуре [3, с. 353-355]. При этом бытийная реальность, ее культурный аспект отражаются в науке не прямо и непосредственно, а через призму установок, норм и предпосылок. Наука также имеет культурный смысл как «творение» самого человека. Иными словами в XX веке исследователи зафиксировали и осмысливают социокультурный статус науки, что, по сути, выражает признание отсутствия у науки четких, однозначно интерпретируемых границ.

Отсутствие осознания четких границ науки в социокультурном плане приводит к тому, что отсутствует общепризнанная сущность науки, а, значит, в недостаточной степени осознается ее мировоззренческий, гносеологический, эвристический потенциал по отношению к культурным процессам. Естественно, что данная ситуация не позволяет, в свою очередь, адекватно оценить мировоззренческий, гносеологический, эвристический потенциал культуры. Если содержательной основой науки является разум, рациональность, независимо от их конкретной трактовки, то трактовка содержательной основы культурных процессов до сих пор остается весьма дискуссионной. Особенно это стало заметно в XX веке.

Отрицание положительного значения науки для культуры происходит через отрицание значения разума, рационального для культуры, что приводит к определенным негативным процессам в самой культуре. Ибо это является следствием нежелания осмыслить позитивное значение разума, рационального для культуры.

Бездуховность, отчужденность, утрата эстетических, нравственных ценностей, алогизм все четче проявляются в артефактах эпохи, в произведениях искусства. Культура XX в. осознанно или нет отражает идеи фрейдизма и нищезанятия. Поп-артисты строят свои произведения на основе игры смыслами массовых стереотипов. В традиционную живопись художники поп-культуры начинают внедрять предметы повседневной действительности, бывшие в употреблении детали машин и др. Художники создают энвайронменты (поп-арт пространства), перформансы (поп-артистские действия) и др. Эти произведения демонстрируют их глубинную принадлежность к стандартизированной повседневности массового общества, в котором все ориентировано на массовое «потреб-

ление». Утрачиваются личностные и духовные основания в искусстве.

У художников сюрреалистов интеллект не принимается больше в расчет. Иррациональное есть единственно истинное состояние бытия. Алогичное является высшей формой выражения и постижения «нового смысла». В пересыщенной атмосфере художественных парадоксов, антиномий, абсурдных образов, метафор и т.д. талантливым сюрреалистам удается «проникнуть» в сферы неких иррациональных реальностей бытия, не открывающихся научно-рациональному мышлению [3, с. 374-376].

Глобальное восстание против разума характерно для всех теоретиков и практиков сюрреализма, которые ощущают недостаточность в поисках основополагающих истин бытия. Творения сюрреализма погружают человека в самобытные миры, совершенно чуждые чувственно воспринимаемому миру и его законам, но внутренне чем-то близкие человеку. Это какие-то параллельные миры подсознания и сверхсознания, в которых бывало или бывает наше «я» в творческом порыве. «Иррациональное» в искусстве особенно в первой половине XX в. носило воинствующий характер. В нем отражались еще элементы духовности, поиски иной, новой истины. [3, с. 368-369]. В конце XX века уже не только в культуре, но и в науке понятие иррациональности расширяется, что еще в большей степени делает актуальной проблему научно-культурной демаркации. Иначе говоря, в наши дни все больше «случайное» начинает проникать в знание, как дополняющая ее компонента. «Случайное» начинает приобретать статус умопостигаемости, то есть того, что раньше считалось неумопостигаемым.

В этом плане использование понятия «иррациональности» можно рассматривать, с одной стороны, как негативную реакцию на рациональное, а, с другой, как прогресс в раскрытии нашего сознания, это прорыв в беспредельность. То есть сознание расширяется за границы априорно-изначально нам заданного. В связи с изложенным, не следует запрещать проводить исследования в паранаучной сфере (уже появилась и такая точка зрения в печати), поскольку ученый имеет право на свободу мысли, о чем еще писал В.И. Вернадский. Тем более что в России уже существует горький опыт с кибернетикой и генетикой. Необходимо серьезное теоретическое осмысление этих явлений.

Вышеприведенное позволяет утверждать, что проблема демаркации науки и культуры в целом или науки и отдельных областей культуры – искусства, религии и др., через осознание границ науки в ее различных аспектах – мировоззренческом, содержательном, организацион-

ном, позволит определить границы того же искусства или религии, а, следовательно, глубже осознать связь науки и культуры, прежде всего, в содержательном плане.

Часто решение проблемы демаркации науки и культуры начинается в организационном аспекте. Так, В.В. Налимов, например, предлагает создать Вольный Университет (или Академию) человека будущей культуры, где обсуждались бы и преподавались самые разнообразные дисциплины, начиная с математики, теоретической физики, космогонии и биологии, и кончая философией, психологией, психотерапией, философской антропологией, искусствоведением. Самым существенным в этом Университете будет, конечно, попытаться показать как иррациональное может (и должно) совмещаться с рациональным. XXI век подсказывает нам, что нельзя продолжать жить в расщепленности этих двух начал, которую все еще пытается отстаивать уходящая парадигма нашей культуры. «Сможет ли культура будущего объединить все свое тысячелетиями накопленное состояние, или оно останется в разбросанном по разным закромам, упрямо сохраняя свою обреченность – быть неспособной к совместному действию. А если все останется как было, то в чем же смысл самой культуры?», – спрашивает В.В. Налимов [4, с. 32]. Этот вопрос весьма актуален.

Как видим, в современном мире область демаркации науки и культуры расширяется. Изменяется образ науки, она становится исторической, приобретает статус социокультурного феномена, гуманистическую направленность. Понятие иррациональности в научном мире начинает приобретать иной смысл, а именно: как дополнительная компонента для рационального.

В культуре, наоборот, иррациональное (духовность, сострадание, любовь, совесть и т.п.) начинает уходить на второй план, материальные ценности, меркантильные интересы берут «верх». Особую роль играют техно- и инфосфера. Наблюдается тесная связь и взаимодействие между наукой и культурой, биосферой и ноосферой. Более того, культура в самом широком смысле, включая науку, ценностное сознание и составляет основу ноосферы.

Человек, благодаря своему разуму, интегративной творческой и научной деятельности вносит «культурный ген» в природу в результате селекции, гибридизации, клонирования и др.; существенно изменяет экологию, накапливает колоссальную информацию об окружающем нас мире, планете, Вселенной. В этих процессах и наука, и культура идут рядом.

Несмотря на то, что человек, его мышление играют главную роль в понимании, объяснении, познании и преобразовании природных процессов и явлений, оказалось, что для такой жизнедеятельности человека необходим энергоинформационный обмен, даже определенный уровень радиации в том числе. Таким образом, человек сам, как открытая система, «потребляет» информацию извне, причем энергоинформационный обмен между людьми, человеком и природой идет непрерывно, в основном за счет электромагнитных волн в широком диапазоне частот. Энергоинформационный обмен включает иррациональную компоненту (отчасти можно считать, что это качество информации, положительной или отрицательной), что даже в геноме человека есть ген его нравственности.

Социология в конце XX века с учетом информационной структуры человека (генома) представляет его как саморефлексирующее создание человеческого духа. Дискуссия о природном и культурном в человеке продолжается. Особенно большие надежды возлагаются на кросс-культурную психологию, изучающую эмпирические константы в психике разных людей, с помощью которой можно было бы доказать универсальную человеческую природу. Эти вопросы, несомненно, касаются процессов эволюции культуры, биосферы, ноосферы и, следовательно, науки, эволюции знания о человеке. Тем более, что анализ современного состояния науки уже допускает понятие постнауки или Новой науки. Как отмечают авторы ряда работ, если рассматривать эволюцию знания в терминах триады: мифо-религиозное-наука (классическая) – неклассическая – постнаука, то последняя возникает с переходом к некоему новому типу знания, в котором собственно научное знание необходимо и неразрывно соединяется со знанием ненаучным и вне-научным, интегрирующим логику и художественное творчество, теорию и объединенное знание, рациональность и трансцендентность. Наука перестает претендовать на роль доминанты сознания и культуры. Это еще раз подтверждает идею присутствия иррациональности в рациональном.

Отсюда следует, что в современном мировоззрении проблема научно-культурной демаркации, кроме учета специфических закономерностей

и логики развития самой науки (И. Лакатос), принципа фальсификации, критики и борьбы мнений, утверждения ложности дихотомии естественнонаучного и социального знания (К. Поппер), концепции исторической динамики научного знания, а именно возникновения новых парадигм науки в результате научных революций (Т. Кун), эпистемологиче-

ского анархизма (П. Фейерабенд), серии «интенциальных» целевых актов, направленных на объект исследования, то есть применения различных видов интуиции (Н.О. Лосский), по-видимому, должна относиться к основным вопросам: центризм человека, личность, духовность, анализ мышления, целеполагание, утрату или утверждение гуманистических идеалов, сближение методов познания рационального Запада и мистического Востока на основе синергетического подхода и энергоинформационного обмена.

На место кажущейся стихийности развития наук, литературных, художественных течений приходит понимание их всеобщей связи в информационном и в экологическом, а следовательно и в социально-политическом, и в познавательном смыслах, хотя наука и культура развиваются по своим внутренним законам логики, в этом их содержательная разделенность. Но основные закономерности, принципы, идеи и их трансляция из одной науки в другую (гуманитарную в том числе) аналогичны и в совокупности представляют единую картину мира.

Следовательно и наука, и культура эволюционируют и взаимодействуют, что можно отрефлексировать на основе синергетического подхода и энергоинформационного обмена. Как показывают исследования в области взаимодействия, взаимовлияния и взаимосвязи науки и культуры в истории, реальный ход истории науки детерминирован реальными процессами дифференциации и интеграции науки и культуры. При этом процессы внешнекультурной и внутринаучной интеграции и дифференциации формируют область научно-культурной демаркации. В мире в разные исторические эпохи наблюдается приоритет дифференциации или интеграции наук. Сегодня преобладает последний процесс. Причем синтез наук идет естественных и гуманитарных (психофизика, биоэтика, математическая лингвистика, квантовая генетика и др.). Уплотняются коммуникативные связи (телефон, радио, телевидение, Интернет, высокоскоростные формы передвижения — самолеты, машины, поезда и т.д.). По экспоненте накапливаются новые знания, в науке уже действуют не просто кумулятивные законы получения знаний, информации, а идет процесс их более глубокого осмысления. На этой основе формируется постнаука, принимая антропный принцип и концепцию глобального эволюционизма. Она возникает с переходом к новому типу знания, в котором научное знание необходимо и неразрывно начинает соединяться со знанием вненаучным, интегрирующим логику и элементы образно-интуитивного мышления, теорию и обыденное знание, рациональность и иррациональность. Но процесс интеграции наук



никогда не будет понят, если не осознавать значимость процесса дифференциации.

Наука перестает претендовать на роль доминанты сознания и культуры. Это не означает отказ от логики, от рациональности вообще. Речь идет о дополнительной ее компоненте (иррациональности). Или в принципе – о принципе дополненности Бора. (Полученные экспериментальные данные об одной величине микрообъекта приводят к потере информации о другой величине его, дополнительной к первой). То есть иррациональность является одной из сторон науки.

Наука имеет культурную ценность, культурный смысл науки заключается в саморазвитии, самообразовании, самоактуализации субъекта исторического действия. Таким образом, развитие человека и всей культуры идет через творческую деятельность, которая содержит познавательные механизмы, имеющие генетическую природу. Демаркационная область науки и культуры выполняет функцию универсализации, в ней формируется новое мировоззрение. В ней и наука, и культура определяют состояние бытия человечества. Тем самым задается конкретно-историческая структура взаимозависимости процессов интеграции и дифференциации как в самой науке, так и культуры в целом или, иными словами, формируется зона демаркации между наукой и культурой, в которой разнокачественные процессы в науке и культуре взаимно дополняют и отрицают друг друга. Таким образом, область научно-культурной демаркации представляет диалектическое единство процессов интеграции и дифференциации в культурном организме как едином общественно-историческом целом, в результате которых формируется и функционирует наука как имманентная часть культуры.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Степин В.С. Научное познание и ценности техногенной цивилизации // Вопросы философии. – 1989. – № 10 – С. 3-18.

2. Псевдонаучное знание в современной культуре. Материалы «Круглого стола» / В.А. Лекторский и др. // Вопросы философии. – 2001. – № 6. – С. 3-31.

3. Бычков В.В. К историософии современного искусства (Дескриптивно-лексикографический срез // Пространства жизни. К 85-летию акад. Б.В. Раушенбаха / Сост. Т.Б. Князевская, Э.В. Сайко / В.В. Бычков. – М.: Наука, 1999. – С. 353-383.

4. Налимов В.В. Иррациональное в рациональном // Человек. – 1991. – № 4. – С. 22-32.

## **ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ**

УДК 669.046.564:621.785

В. И. Веревкин

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

РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ «ОКИСЛЕНИЕ И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ СТАЛИ В ПРОЦЕССАХ НАГРЕВА ПОД ОБРАБОТКУ ДАВЛЕНИЕМ» / ТЕМЛЯНЦЕВ М.В., МИХАЙЛЕНКО Ю.Е. – М.: ТЕПЛОТЕХНИК, 2006. – 200 с.

Для нагрева стали под обработку давлением в настоящее время применяют топливные или электрические печи. И в тех и в других поверхность стали неизбежно взаимодействует с газовой атмосферой. При существующем уровне развития науки и техники до создания относительно дешевых, технологичных и легко реализуемых способов массового безокислительного и обезуглероживающего нагрева стали под прокатку и ковку пройдет вероятно не одно десятилетие, поэтому тема, рассматриваемая авторами в монографии, актуальна. Процессы окисления и обезуглероживания стали оказывают непосредственное влияние на качество металлопродукции, это особенно важно в современных экономических условиях функционирования металлургических предприятий.

Вопросам высокотемпературного окисления и обезуглероживания стали в технической литературе уделяется достаточно много внимания, однако наиболее полные специализированные издания по этой тематике датированы 70 – 80 гг. XX века. За последние 20 – 25 лет конструкции нагревательных печей и режимы нагрева претерпели изменения, а накопленные за этот период практические данные и результаты теоретических исследований нуждаются в систематизации, анализе и обобщении.

Монография состоит из восьми глав, выстроенных в логической последовательности.

### **Глава 1 Основы теории окисления и обезуглероживания стали**

В этой главе достаточно подробно рассмотрены теоретические аспекты процессов окисления и обезуглероживания стали при нагреве в печах, представлены классификация, определения и понятийный аппарат различных аспектов исследуемой проблемы, изложены распространенные расчетные методики.

**Глава 2 Влияние процессов окисления и обезуглероживания на качество стальной продукции**

Во второй главе сконцентрированы сведения о влиянии процессов окисления и обезуглероживания стали на различные аспекты качества металлопродукции, наглядно и подробно описаны конкретные примеры и причинно-следственная связь возникновения дефектов.

### **Глава 3 Влияние процессов окисления на работу печных агрегатов и оборудования для обработки металлов давлением**

В рамках этой главы рассмотрены различные аспекты, в основном отрицательные, влияния окалины на работу нагревательных колодцев, методических, камерных печей и оборудования для обработки давлением. Глава содержит большое количество систематизированных практических примеров и эмпирических количественных данных. Представленные сведения могут быть полезны при выборе огнеупорных материалов при проектировании и реконструкции нагревательных печей.

### **Глава 4 Исследование особенностей высокотемпературного окисления углеродистых и легированных сталей в атмосфере воздуха**

В главе представлены результаты экспериментальных исследований авторов. Изложена методика, результаты экспериментов по окислению углеродистых и легированных марок сталей в атмосфере воздуха. Полученные данные имеют практическое значение и рекомендуются для практики электронагрева стали.

### **Глава 5 Исследование температур оплавления печной окалины**

Глава посвящена исследованию достаточно важного параметра – температуры плавления печной окалины. В специальной технической литературе опубликовано ограниченное количество данных по этому вопросу, к тому же они носят весьма противоречивый характер. Авторами проведено исследование температур плавления 16 марок сталей с различным содержанием легирующих элементов.

### **Глава 6 Исследование кинетики одновременно протекающих процессов окисления и обезуглероживания при нагреве стали**

В главе представлены результаты весьма оригинальных опытов по исследованию кинетики параллельно протекающих процессов окисления и обезуглероживания высокоуглеродистой стали. Используемая установка позволяет получить достаточно полное представление о реальной картине диффузионных процессов. Результаты лабораторных опытов доведены до промышленного внедрения, разработаны способы снижения глубины видимого

обезуглероженного слоя в стали при нагреве или охлаждении, основанные на реализации определенного температурного режима.

### **Глава 7 Математическое моделирование процессов окисления и обезуглероживания стали**

При современном уровне развития вычислительной техники и численных методов, применение ЭВМ позволяет создавать достаточно сложные математические модели, воспроизводящие реальную картину физических процессов, сокращая при этом количество трудоемких, а иногда и дорогостоящих промышленных или лабораторных экспериментов. Авторами разработаны и реализованы собственные математические модели, которые позволяют анализировать влияние множества факторов на угар и обезуглероживание стали.

### **Глава 8 Снижение обезуглероживания стали при нагреве в методических печах**

В главе приводятся результаты промышленного внедрения режимов нагрева стали в методических печах, которые позволяют исключительно за счет корректировки траектории изменения температуры поверхности металла добиться снижения величины видимого обезуглероженного слоя.

Монография рекомендуется для студентов, аспирантов и докторантов высших учебных заведений, инженерно-технических работников металлургических и машиностроительных предприятий, сотрудников научно-исследовательских и проектных институтов, проблемных лабораторий. Материалы, представленные в монографии интересны как неподготовленным читателям, поскольку содержат основные понятия, классификацию, определения, так и специалистам, в том числе и производственникам, так как содержат массу рекомендаций по реализации и параметрам малоокислительных и малообезуглероживающих режимов нагрева стали под обработку давлением.

Книга издана достаточно большим по сегодняшним меркам тиражом в 1000 экземпляров в издательстве «Теплотехник», которое занимает лидирующие позиции в издании литературы по металлургической теплотехнике. Учитывая определенный дефицит современной литературы по данной тематике и популярный стиль изложения, рецензируемая монография приобретает интерес для широкого круга читателей.

УДК 620.22 (075.8)

Ф.И. Иванов

Новокузнецкий филиал–институт Кемеровского государственного университета, г. Новокузнецк

РЕЦЕНЗИЯ НА УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ  
«МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» / А.М. АПАСОВ,  
Г.В. ГАЛЕВСКИЙ, В.И. ДАНИЛОВ. – ТОМСК:  
ИЗД-ВО ТПУ, 2005. – 622 с.

Поскольку новейшие технологии подразумевают интеграцию фундаментальных знаний и высокотехнологичных способов синтеза новых материалов и готовых изделий, в ведущих университетах мира наметилась тенденция к сокращению объемов подготовки «чистых» физиков, математиков, химиков, биологов и инженеров традиционных направлений: металлургов, механиков, энергетиков, технологов. В тоже время отмечается увеличение доли «синтетических» специалистов в области физического материаловедения.

Россия тоже будет вынуждена модернизировать систему профессионального образования, учитывая потребности сегодняшнего дня и еще в большей степени – для завтрашнего. Это подразумевает разработку стандартов, программ и учебно-методического обеспечения ключевых дисциплин, необходимых для подготовки специалистов в области технологий синтеза новых материалов. Эта работа должна вестись опережающими темпами, чтобы вовремя сформировать инженерно-техническую среду нового поколения, которая была бы способна воспринимать, сопровождать и совершенствовать известные решения, а в будущем – генерировать и осуществлять конкурентоспособные разработки в области синтеза новейших материалов и производства изделий на их основе.

Учебная дисциплина «Материаловедение» является основополагающей при подготовке специалистов металлургического и машиностроительного профилей. В настоящее время имеется большое количество учебников и учебных пособий для высшего и среднего профессионального образования по названной дисциплине, ряд из которых опубликован уже в новом столетии. Достаточно назвать, например, ставший классическим учебник «Металловедение» А.П. Гуляева, выдержавший 9 изданий, учебник «Металловедение и термическая обработка» Ю.М. Лахтина, дважды переиздававшуюся трехтомную

монографию «Физическое металловедение» под ред. Р. Канна, «Технология металлов и металловедение» Кнорозова В.В., Усова Л.Ф., Третьякова А.В., «Металловедение» Самохоцкого А.И., Кунявского Т.Н., «Специальные стали» Гольштейна М.И., Грачева С.В., Векслера Ю.Г., «Материаловедение» Арзамасова Б.Н., Макарова В.П., Мухина Г.Г., «Основы термической обработки стали» Смирнова М.А., Счастливецова В.М., Журавлева Л.Г. и др. В подавляющем большинстве данных и подобных учебных пособиях по материаловедению основной упор делается на металлы, сплавы и их термическую обработку.

В тоже время ежегодно появляются десятки новых материалов. В технологическую практику в течение последних 15-20 лет вошли совершенно новые классы конструкционных, инструментальных и функциональных материалов. Практическое материаловедение все большую роль отводит, наряду с традиционными металлическими материалами, керамике, полимерам, природным и синтезированным неметаллическим материалам с особыми физическими и механическими свойствами. Учебная литература по указанным направлениям либо вообще отсутствует, либо носит узкопрофильный характер, либо только начинает издаваться. Так, необходимо отметить, что буквально за последние два года опубликованы первые учебные пособия «Наноструктурные материалы» Андриевского Р.А., Рагуля А.В., «Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии» Гусева А.И. для студентов, обучающихся по специальности «Физическое материаловедение».

Все вышеизложенное говорит о том, что назрела необходимость в учебной литературе, где были бы отражены состояние и тенденции современной материаловедческой науки.

Актуальность рецензируемого учебного пособия состоит как раз в том, что помимо необходимой и достаточно полно изложенной металловедческой части, в нем квалифицировано и подробно представлены основы технологий наноструктурных и аморфных металлов, материаловедение тугоплавких и высокопрочных соединений, синтез и применение алмаза, основы и перспективы синтеза сверхтяжелых элементов.

Учебное пособие А.М. Апасова, Г.В. Галевского, В.И. Данилова предназначено для студентов вузов, обучающихся по направлению 150100 «Металлургия», но может быть также полезно для студентов, инженеров и аспирантов, специализирующихся в областях машиностроения, приборостроения и технической физики. Учебное пособие изложено на 622 страницах и состоит из четырех частей: металлове-

дение и термическая обработка, алмазы, неметаллические тугоплавкие соединения, синтез сверхтяжелых элементов. Последние три части, а также разделы: основы теории химической связи, механика разрушения, особенности строения и свойства материалов с наноразмерными структурами (элементы нанотехнологии) введены в общее материаловедение впервые. Учебное пособие позволяет не только восполнить создавшийся за последние 20 лет дефицит соответствующей методической литературы, но и систематизировать современную научно-техническую информацию в области новых материалов, которая в настоящее время содержится во многих малодоступных монографиях и статьях отечественной и зарубежной периодики.

Авторы вслед за профессором Г.В. Самсоновым предлагают новое определение материаловедения как науки, занимающейся разработкой принципов выбора и теории направленного синтеза материалов с заданными свойствами применительно к требованиям их практического использования. Поэтому заслуживает внимание структура рукописи, которая позволяет создать у обучающихся целостное представление о материаловедении как науке, его фундаментальных целях, практических задачах и способах достижения целей и решения задач. Оформление рукописи соответствует требованиям, предъявляемым к учебной литературе для высших учебных заведений. Текстовый материал в каждой части учебного пособия представлен достаточно полно, справочно-библиографический раздел отражен в необходимом объеме. Иллюстративный материал выстроен методически последовательно, отражает существо текстового содержания и логику в изложении, способствует эффективному усвоению представленного материала. Технология рукописи является общепринятой и соответствует действующей нормативной документации.

Учебное пособие получило высокую оценку Учебно-методического объединения Российской Федерации по образованию в области металлургии и допущено им в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению подготовки 150100 – Металлургия.



## 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 и управление на предприятиях;  
проблемы высшего образования.

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 заполне-

нием). 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 подрисуночные подписи. Набор текстового файла осуществляется в редакторе *Microsoft Word for Windows (ver. 6.0, 7.0. 97, 2000)*.

Графические объекты представляются в файлах (любого графического формата). При отсутствии такой возможности высылаются рисунки, выполненные тушью на бумаге, фотография – в оригинале.

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 1 марта 2007 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 Темлянцев Н.В.

Изд.лиц. № 01439 от 05.04.2000 г. Подписано в печать 10.07.2006

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.

Усл.печ.л. 12,5 Уч.-изд.л. 13,3 Тираж 300 экз. Заказ 585

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.

Издательство СибГИУ