

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
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 30

Москва
Новокузнецк
2012

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. 30 / Редкол.: Л.П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2012. – 240 с., ил.

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.

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

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

Ил. 101, табл. 20, библиогр. назв. 287.

Редакционная коллегия: д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, вице-президент РАЕН *В.Ж. Аренс*; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *Л.П. Мышляев* (главн. редактор), СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *Г.В. Галевский* (зам. главн. редактора), СибГИУ; д.т.н., проф., чл.-корр. РАЕН *М.В. Темлянец* (зам. главн. редактора), СибГИУ; д.т.н., проф. *И.В. Буторина*, СПбГПУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, академик РАН *А.В. Елютин*, МИСиС; к.х.н., проф., д.ч. МАНЭБ *Н.М. Кулагин*, СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. РАЕН *В.А. Роменец*, МИСиС; д.т.н., проф., советник РАЕН *В.В. Руднева* (отв. секретарь), СибГИУ; д.т.н., проф., д.ч. АИН *Н.А. Спирин*, УГТУ-УПИ; 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, 2012

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

- Бородулин А.В. д-р техн. наук, в.н.с., ИЧМ 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. МАЭИН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Зуев Л.Б. д-р физ.-мат. наук, проф., ФГБУН ИФПМ СО РАН,
г. Томск
- Козырев Н.А. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Кулаков С.М. д-р техн. наук, проф., д.ч. МАН ВШ, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Никитин А.Г. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Перетяцько В.Н. д-р техн. наук, проф., чл.-корр. АИН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Руднева В.В. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Селянин И.Ф. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Темлянцев М.В. д-р техн. наук, проф., чл.-корр. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	7
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ...	8
<i>В.В. Блинников, А.В. Бородулин, С.П. Суцев, А.Л. Чайка</i>	
О промышленной безопасности производства чугуна.....	9
<i>М.В. Матвеев, М.В. Темлянец, Е.Н. Темлянцева, К.Е. Костюченко</i>	
Исследование влияния температурных режимов разогрева на стойкость футеровки сталеразливочных ковшей и тепловую работу стенов.....	23
<i>И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко, А.А. Куценко, В.Н. Алхимов</i>	
Анализ процесса образования зародыша критических размеров при кристаллизации расплава.....	31
<i>А.А. Уманский, Н.А. Чернышева</i>	
Влияние режимов кристаллизации слитков на качество макроструктуры слябовой заготовки.....	35
<i>И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко, А.А. Куценко, В.Н. Алхимов</i>	
Обработка металлических расплавов высокотемпературным перегревом и электромагнитными воздействиями для получения модифицирующего эффекта.....	41
<i>В.Н. Перетяцько, А.С. Климов, М.В. Филиппова</i>	
Калибровка валков для прокатки шара.....	44
<i>А.А. Уманский, Ю.А. Мартьянов</i>	
Моделирование процессов выработки поверхностных дефектов заготовки при различных условиях прокатки.....	51
<i>В.Н. Перетяцько, В.В. Вахман, М.В. Филиппова</i>	
Моделирование протяжки на гидропрессе.....	59
<i>Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун</i>	
Изучение влияния углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов.....	65
<i>А.К. Гарбузова</i>	
Современное состояние производства и применения циановодорода и его соединений.....	70
<i>А.Г. Никитин, А.В. Витушкин</i>	
Анализ факторов, влияющих на производительность щековых дробилок.....	75
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	80
<i>З.М. Пулотова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Производство и применение карбида титана: оценка, тенденции, прогнозы.....	81
<i>М.А. Терентьева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Производство и применение диборида хрома: оценка, тенденции, прогнозы.....	93

<i>И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева</i>	
Применение нано- и микропорошков карбида хрома для получения композиционных электрохимических покрытий на основе никеля.....	103
<i>И.В. Ноздрин, М.А. Терентьева, В.В. Руднева, Г.В. Галевский</i>	
Термодинамическое моделирование процессов плазменного синтеза диборида хрома.....	112
<i>И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, М.А. Терентьева, В.В. Руднева</i>	
Исследование структуры и свойств композиционных покрытий никель – наноборид хрома.....	121
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ.....	134
<i>И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко, А.А. Куценко, О.Г. Приходько</i>	
Анализ электронной структуры металлов и сплавов и особенности зародышеобразования в расплавах.....	135
<i>В.А. Гришунин, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов</i>	
Эволюция структуры и фазового состава рельсовой стали электронно-пучковой обработкой при многоцикловой усталости.....	143
<i>Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, Н.Г. Литвиненко, И.А. Комиссарова, В.Е. Громов</i>	
Влияние примесей на микротвердость алюминия в слабых магнитных полях.....	148
<i>Д.А. Косинов, Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев, В.Е. Громов</i>	
Влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита....	152
<i>Л.А. Горбачев, Ю.Г. Русин, А.Т. Кабышева</i>	
Износостойкий ударопрочный сплав для изготовления мелющих шаров.....	157
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ..	165
<i>С.Г. Галевский</i>	
Прогнозирование банкротства предприятий минерально-сырьевого комплекса.....	166
<i>А.А. Селезнев, В.В. Зимин</i>	
Об управлении конкурентоспособным развитием муниципального образования.....	170
<i>А.В. Зимин, С.М. Кулаков, В.В. Зимин, Ю.А. Дорохова</i>	
Об оценке эффективности деятельности ИТ-провайдера на основе сервисного подхода.....	176
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ.....	184
<i>Е.Г. Лашкова</i>	
Бизнес-образование в системе высшей школы: возможности и проблемы.....	185
<i>Т.А. Михайличенко, О.Б. Громова</i>	
Самостоятельная работа студентов при реализации новых образовательных стандартов.....	189

<i>Н.В. Смирнова, Т.Ф. Маслова</i>	
Профессиональная направленность на занятиях по иностранному языку в техническом вузе.....	192
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ, БИОГРАФИИ.....	198
<i>О.Р. Ананьева, А.М. Апасов</i>	
Металлургия черных металлов на заре цивилизации.....	199
<i>А.В. Бородулин, А.А. Москалина, А.Л. Чайка, Е.Ф. Шкурко</i>	
Некоторые этюды из жизни и творчества М.К. Курако и его «братства» в современном измерении	209
<i>К.А. Черепанов</i>	
Рецензия на учебное пособие для вузов Козырева Н.А., Гизатулина Р.А. «Машины и процессы непрерывного литья заготовок».....	236

ПРЕДИСЛОВИЕ

30-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» содержит статьи российских и украинских ученых, посвященные решению различных научно-технических проблем современной металлургии и материаловедения. Теоретические и прикладные исследования выполнены авторскими коллективами сотрудников Сибирского государственного индустриального университета, Московского государственного вечернего металлургического института, Национального минерально-сырьевого университета «Горный», Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Института сильноточной электроники СО РАН, Восточно-Казахстанского технического университета, Института черной металлургии Национальной академии наук Украины, ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат».

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований, направленные на совершенствование технологий производства и обработки металлов в металлургии и машиностроении, повышение качества и конкурентоспособности отечественной металлопродукции, экономической эффективности функционирования предприятий и организаций. В разделе проблемы высшего образования представлены статьи, посвященные бизнес-образованию в высшей школе, разработке новых образовательных технологий.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 31-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ**

В.В. Блинников¹, А.В. Бородулин², С.П. Сушев³, А.Л. Чайка²

¹Национальный центр управления в кризисных ситуациях, г. Москва

²ИЧМ НАН Украины, г. Днепропетровск

³ООО «ЦИЭКС», г. Москва

О ПРОМЫШЛЕННОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ЧУГУНА

В статье представлены результаты исследования и разработки технологии оценки риска аварий и инцидентов в доменном производстве.

In the article the outcomes of research and development of technology of an evaluation of risk of emergencies and incidents in blast production are shown.

Введение

Несмотря на совершенствование металлургических агрегатов, оборудования и технологий, процессов управления и организации производства металла, положение в сфере промышленной безопасности в доменном производстве не улучшается, число аварий, инцидентов, уровень травматизма остаются высокими. К тяжелым последствиям, приносящим материальный ущерб и групповые несчастные случаи, приводят аварии на взрывопожароопасных производствах, к которым относится доменное производство металлургических предприятий.

Состояние вопроса

При производстве чугуна используют и получают токсичные горючие газы, большое количество агрегатов работает под давлением до 0,07 МПа, температура выплавляемого чугуна превышает 1400 – 1500 °С, а доменного газа в фурменной очаге порядка 2000 °С и выше, используются мощные стационарно установленные грузоподъемные механизмы, воздухонагревательные аппараты и тягодутьевые средства.

Согласно данным отдела по надзору в металлургическом комплексе Ростехнадзора России ситуация с аварийностью в металлургии достаточно стабильна и находится на уровне примерно 4 – 6 аварий в год. В худшую сторону выделяются (в процентах от общего количества аварий и инцидентов) следующие производства:

- доменное (26,3 %);
- кислородно-конвертерное (14,5 %);
- электросталеплавильное (11,6 %) производства.

Доменное производство металлургических предприятий в соответствии с Федеральным законом от 21.07.1997 г. № 116-ФЗ «О промышленной безопасности опасных производственных объектов» относится к числу опасных про-

изводственных объектов. Актуальность рассматриваемых вопросов для МЧС России возросла в связи с подписанием Указа Президента РФ от 6 мая 2010 года № 554 «О совершенствовании единой государственной системы предупреждения и ликвидации чрезвычайных ситуаций», в соответствии с которым на МЧС России возложена функция по руководству деятельностью военизированных горноспасательных частей в сфере металлургии, ранее подчинявшихся Ростехнадзору.

Постановка задачи и цель исследования

Задача по снижению риска аварийности доменного производства с целью сохранения основных производственных фондов, снижения уровня травматизма обслуживающего персонала и недопущения загрязнения окружающей среды является весьма актуальной. Для решения поставленной задачи проведена оценка риска возникновения аварий и инцидентов с последующим выбором мероприятий по снижению их уровня.

Изложение материалов исследования

Объектом исследования для разработки технологии оценки риска аварий и инцидентов выбрано доменное производство ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». На рисунках 1 и 2 показаны объемы доменных печей Украины и Японии и время работы их после задувки или капитального ремонта первого разряда [1]. Для сравнения приведены данные по длительностям кампании доменных печей ОАО «ЗСМК».

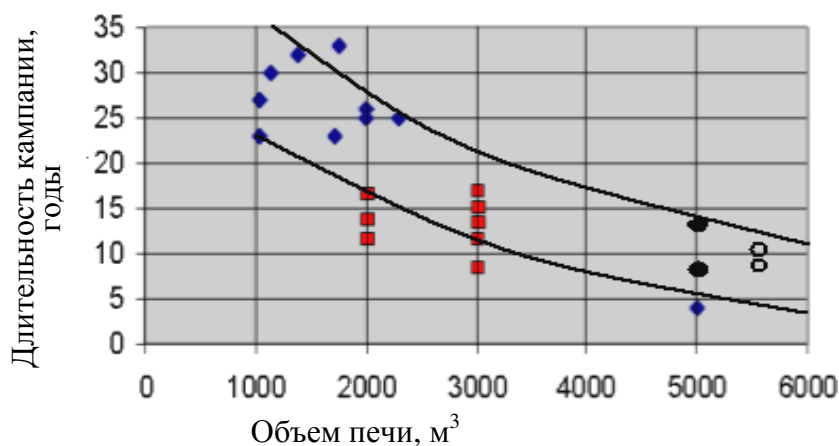


Рисунок 1 – Максимальные длительности кампаний доменных печей Украины объемом 1033-2300 м³. Длительности кампаний ДП №9 ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» объемом 5000 м³, ОАО «ЗСМК» (■) объемом 2000 и 3000 м³, ДП №5 «Северянка» (○) объемом 5580 м³

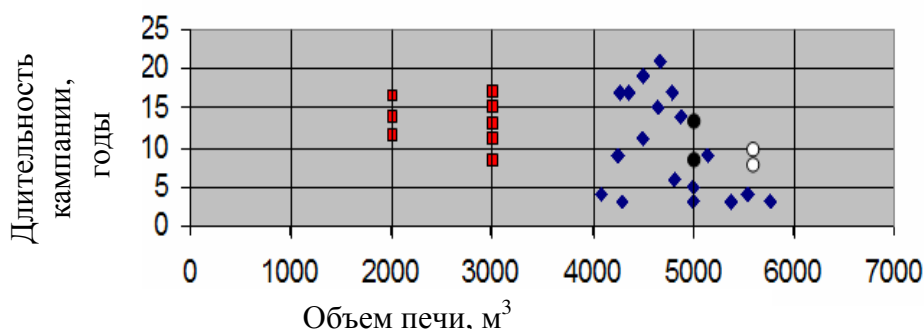


Рисунок 2 – Объем и длительность функционирования современных доменных печей Японии, ОАО «ЗСМК» (■) и крупнейших печей Украины (●) и России (○)

Результаты энерго - технологического обследования функционирования комбината в нестабильных условиях хорошо согласуется с приведенной на рисунке 3 и рисунке 4 выборке инцидентов за период с 1981 по 2009 г. [2, 3].

Предварительная оценка произошедших инцидентов в подразделениях комбината выявила, что доменный цех является одним из наиболее аварийно-опасных, а возникающие инциденты влекут за собой значительный материальный ущерб (рисунок 3, рисунок 4).

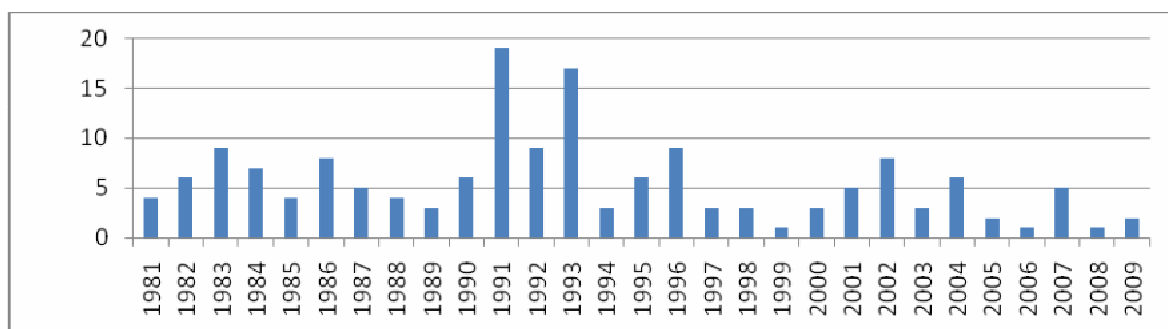


Рисунок 3 – Количество инцидентов на ОАО «ЗСМК» с 1981 по 2009 гг.

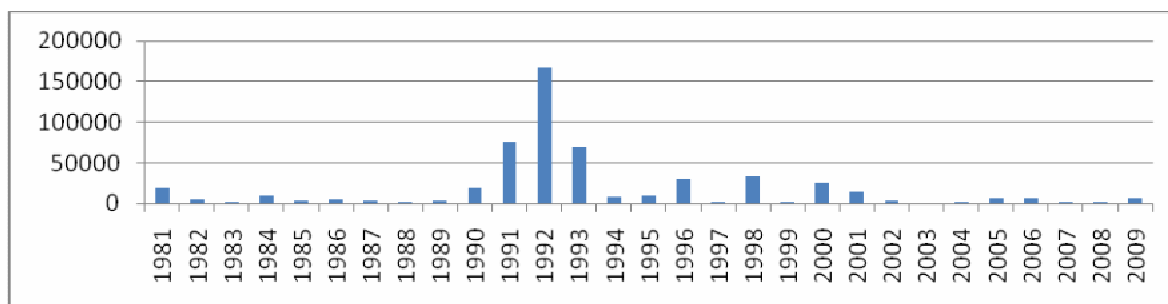


Рисунок 4 – Величина ущерба (тонн чугуна/год) при произошедших инцидентах на ОАО «ЗСМК» с 1981 по 2009 гг.

Доменные печи являются крупнейшими энерготехнологическими агрегатами не только черной металлургии (таблица), где сконцентрированы при давлении до 5 атм. огромные энерготехнологические потоки высокотемпературных и высокотоксичных материалов в твердом, жидком, газообразном со-

стоянии, но и современной индустрии и требуют особого внимания к промышленной безопасности при производстве чугуна [2].

Таблица – Энергетическая характеристика металлургических печей различного технологического назначения

Металлургический агрегат	Параметр	$M_{\text{Общ}}$, МВт	$(M_{\text{Х.Х}} / M_{\text{Общ}}) \%$	$t_{\text{печь}}$, °С
Доменные печи объемом, м ³	5500...1000	1000...200	5...20	1450...1550
Воздухонагреватели доменных печей объемом, м ³	5500...1000	300...60	10...15	1400
Мартеновские печи емкостью, т	600...200	150...40	25...30	1750
Методические печи производительностью в час, т	340... 75	230...65	20...25	1300
Нагревательные колодцы емкостью, т	40...140	4...10	10...15	1300
Вращающиеся печи для обжига доломита длиной, м	75...90	30...40	20...30	1650...1750

Примечание: $M_{\text{общ}}$ – общая тепловая мощность печи, МВт, $M_{\text{хх}}$ – мощность холостого хода печи, МВт, $t_{\text{печь}}$ – температура рабочего тела, °С чугуна, стали, обожженного доломита

Предварительно исследована энерготехнологическая связка коксохимическое производство – доменный цех, во многом определяющая экономичность, производство и качество металлопродукции, в том числе и промышленную безопасность.

На рисунке 5 приведена энергетическая характеристика коксохимического производства ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», которая иллюстрирует энергетическую эффективность организационно-технических мероприятий, проведенных на предприятии в конце 1993 г. (вывод из эксплуатации устаревшего оборудования, перевод одной коксовой батареи в режим холостого хода, полная загрузка оставшихся коксовых батарей и т.д.) [2, 3]. В период 1990 – 1993 гг. уменьшение производства кокса оказывало на энергетический баланс значительно большее влияние, чем в период 1994 – 1995 г. В первый период наряду с увеличением расхода топлива на отопление коксовых батарей с 108 до 124 кг у.т./т шихты сократился и отпуск газа иным потребителям. В период 1994 - 1995 г. с уменьшением производства по загруженной шихте с 310 до 230 тыс. т/ мес. удельный расход условного топлива на отопление увеличился с 112 кг лишь на 4 кг, а удельный отпуск газа иным потребителям составил 89 кг усл.т. при производстве 230 тыс. т по сравнению с 76 кг усл.т топлива при производстве 310 тыс. т кокса.

Как показал далее анализ полных энергетических балансов ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», выполненных по методу проф. В.С. Степанова [4, 5], в нестабильных, конъюнктурно-кризисных условиях 1990 – 1993 гг. эффективность использования энергии по сравнению с 1988, 1990 и 2003 годами, снизилась в среднем на 35%, а коэффициент полезного использования (КПИ) энергии на 21 %. Анализ показал, что главной причиной высоких энергетических затрат являются не отсутствие технических мероприятий, а трудности в управлении, отсутствии достоверной ин-

формации, определении приоритетов и эффективно работающего механизма управления в сложной финансово-экономической обстановке.

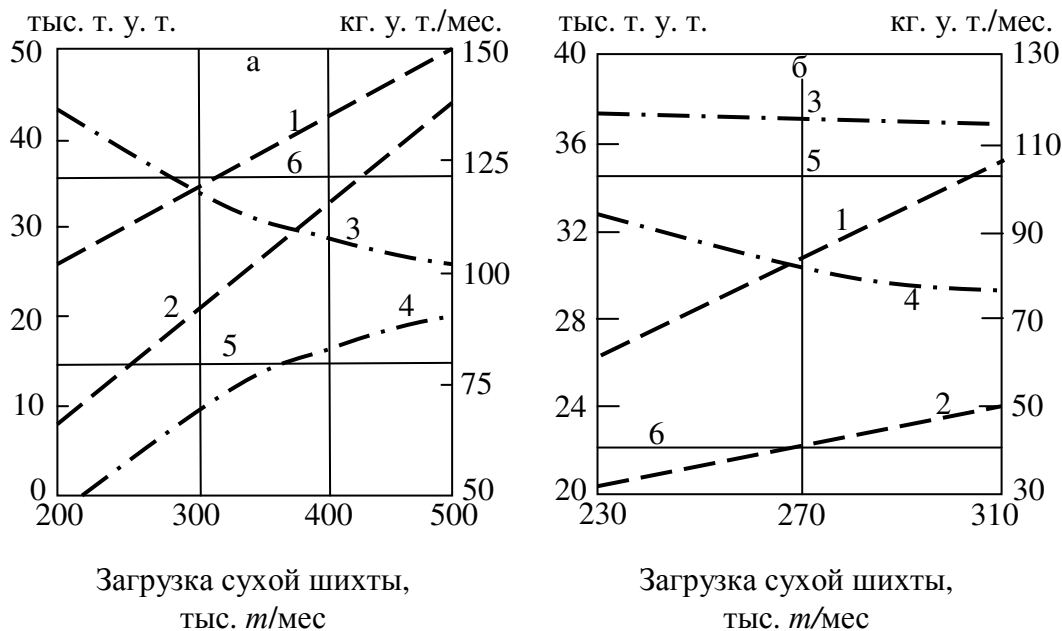


Рисунок 5 – Энергетическая характеристика коксохимического производства ЗСМК в 1990 – 1993 г. (а) и 1994 – 1995 г. (б): 1, 2 – расходная и дебит характеристика соответственно, тыс. т у.т./мес; 3 – удельный расход топлива на отопление коксовых батарей, кг у.т./ т; 4 – удельный выход коксового газа потребителям, кг у.т./ т; 5 – относительный прирост расхода топлива (ОПРТ) на отопление; 6 – относительный прирост дебита топлива (ОПДТ)

ОАО «ЗСМК» постоянно работал на цинксодержащих рудах, содержание цинка доходило до 81 – 89 % в пробах ограждения печей, а в шихте доменных печей присутствовал бой электросталеплавильных и электролизных печей, содержащий повышенное количество щелочей. Это приводит к разрушению ограждения печей, включая огнеупорную футеровку, холодильники и кожух печи.

Выполнен анализ материалов по исследованию состояния доменных печей после их остановки на капитальный ремонт 1-го разряда. На рис. 6 показан разгар огнеупорной футеровки и ограждения доменной печи № 1 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» после выдувки ее на капитальный ремонт 1-го разряда в 1991 году.

Колошниковая защита деформирована, нижние защитные плиты сохранились практически полностью. Характер износа огнеупорной кладки охлаждаемой зоны шахты неровный и составляет 130 – 640 мм. В распаре и заплечиках толщина гарнисажа неравномерная и колеблется в пределах 120 – 410 мм. Наибольшая толщина гарнисажа отмечена в районе чугунной летки № 3 и достигала 1100 мм.

Отметим еще одну из сторон тепловой работы шахты доменных печей, с которой доменщики встретились в переходной период. Проблемы со стойко-

стью кладки, на стыке охлаждаемой и неохлаждаемой зон шахты, проявляются при нестабильной работе комбинатов, когда печи вынуждены простаивать, «перешихтовываться», а качество доменного сырья желало лучшего – экскаваторы вгрызались в грунт рудного двора.

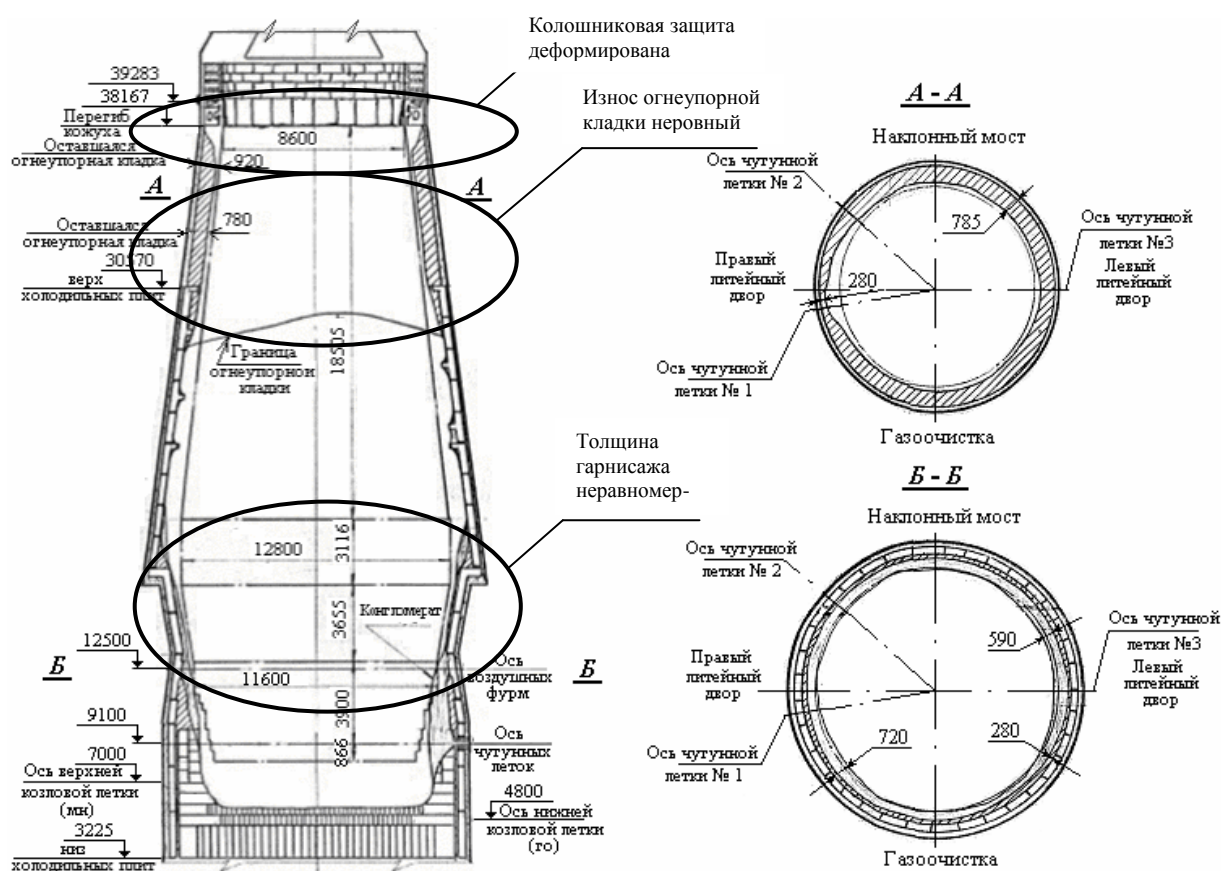


Рисунок 6 – Состояние огнеупорной кладки доменной печи № 1 ОАО «ЗСМК» после выдувки на капитальный ремонт 1-го разряда в 1991 году

Величина сохранившейся огнеупорной кладки в районе воздушных фурм достигала 270 – 300 мм, в районе чугунных леток – 240 – 360 мм, в горне – 280 – 810 мм. Линия разгара пришлась посередине второго снизу горизонтального ряда углеродистых блоков, а со стороны наклонного моста по верху второго ряда углеродистых блоков. Зазоры между блоками заполнены включениями чугуна и шлака.

И в настоящее время, когда шихтовые условия несколько стабилизировались, эти негативные явления имеют место.

В 2005 году для контроля технического состояния шахты доменной печи во время капитального ремонта 1-го разряда был использован диагностический комплекс «Сканлайнер», разработанный ООО «Центр исследований экстремальных ситуаций», (ООО «ЦИЭС», г. Москва) для диагностирования футеровки промышленных дымовых труб без останова технологического процесса [6 - 8].

Полученные изображения показали, что сильному износу подвержен низ шахты печи, а кладка неохлаждаемой части шахты сохранилась удовле-

творительно (рисунки 7 и 8). Показанные на фото изображения, и иные возможности комплекса «Сканлайнер» и его модификаций (сканирование размеров профиля рабочего пространства, полная разверстка и дополнительная информация о состоянии холодильников, огнеупорной кладки и настелей в печи и др.) весьма полезны при совершенствовании конструкций доменных печей, контроля их работы, выборе материалов, технологии ремонтов. Разработанные ООО «ЦИЭС» высоконаучные технологии контроля технического состояния доменных печей и дымовых труб, направленные на повышение эффективности промышленной безопасности выплавки чугуна, целесообразно рассматривать как важный элемент промышленной безопасности и в металлургии.

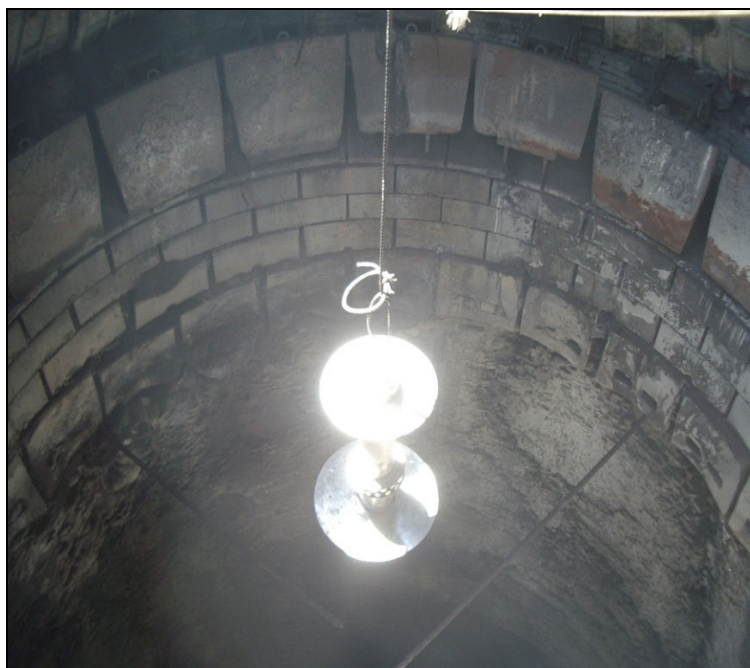
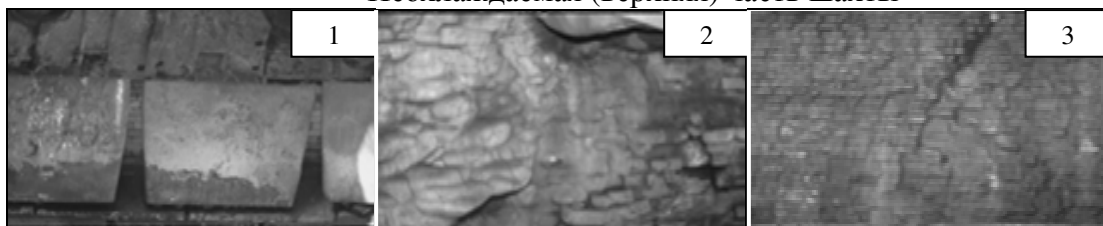


Рисунок 7 – Спускаемый аппарат «Сканлайнер», сканирующий рабочую поверхность шахты ДП №3 ОАО «ЗСМК» на капитальном ремонте 1-го разряда

Данные количественные оценки состояния рабочего пространства печей весьма эффективны, и их целесообразно ввести в практику проведения технических экспертиз доменных печей и других мероприятий [6 - 8].

Просматривается и развитие научно-технического направления «системная надежность производства чугуна», как одно из составляющих теоретических основ промышленной безопасности доменного производства. Это позволит формализованными методами увязать проблемы промышленной безопасности выплавки чугуна и, прежде всего, профилактику и предупреждение аварий с производственной программой по получению требуемого количества металла заданного качества при минимизации энергетических и иных затрат и допустимом воздействии на конструкции агрегатов и окружающую среду [2].

Неохлаждаемая (верхняя) часть шахты



Нижняя (охлаждаемая) часть шахты



Рисунок 8 – Состояние рабочей поверхности шахты ДП №3 ОАО «ЗСМК» по данным спускаемого аппарата «Сканлайнер»: 1 – подвижные плиты колошника; 2 – зарождающая цинковая настель в верхней части шахты; 3 – футеровка в неохлаждаемой зоне шахты, 4 – стык охлаждаемой и неохлаждаемой зон шахты; 5 – состояние холодильников в средней зоне шахты; 6 – змеевики, установленные совместно с кожухом взамен поврежденных с последующим торкретированием на ремонте печи

Развитие концепции системной надежности производства чугуна на базе высокотехнологичных информационных технологий представляет важную задачу, без решения которой нельзя говорить об экономической и эффективности промышленной безопасности ни в доменном производстве, ни на металлургическом предприятии полного цикла, где показатели работы и техническое состояние доменных печей играет доминирующую роль [2, 9, 10].

На следующем этапе анализа риска проведена идентификация источников опасностей доменного производства, рассмотрены возможные аварийные ситуации, разработаны сценарии их развития. В результате проведенной работы авторами установлено, что инциденты в доменном цехе целесообразно разбить на пять групп: неисправности механизмов и электрооборудования системы шихтоподачи; повреждение или отказ узлов загрузочного аппарата; прогары и неисправности элементов воздушных фурм, разрывы, трещины, прогары кожуха доменной печи; прогары элементов чугунных леток, повреждение электропушек и бурмашин; неполадки механизмов при разливке чугуна и шлака в соответствии с этапами функционирования доменного производства.

Для определения величины вероятности возникновения аварийных ситуаций в доменном цехе предложено использовать теорию массового обслуживания. Выдвинута гипотеза о том, что поток инцидентов подчиняется закону Пуассона [11]. Простейшим или пуассоновским называется поток событий, который обладает тремя свойствами: стационарностью, «отсутствием последствий», ординарностью.

Стационарность определяется тем, что вероятность попадания определенного числа инцидентов на интервал времени зависит только от длительно-

сти интервала и не зависит от места его положения на временной оси. Условие «отсутствие последствий» означает, что события наступают независимо друг от друга. Свойство ординарности означает, что вероятность появления более одного события за малый промежуток времени пренебрежимо мало по сравнению с вероятностью появления только одного события.

Для определения величины вероятности возникновения аварийных ситуаций в доменном цехе предложено использовать теорию массового обслуживания. Выдвинута гипотеза о том, что поток инцидентов подчиняется закону Пуассона. Простейшим или пуассоновским называется поток событий, который обладает тремя свойствами: стационарностью, «отсутствием последствий», ординарностью [11].

Вероятностные методы анализа возникновения аварий и инцидентов базируются на исходных статистических данных. Чем обширнее которые, тем более достоверны полученные выводы. Достоверность получаемых результатов в нашем случае основывается на обработке статистических данных за последние двадцать девять лет функционирования доменного цеха ОАО «ЗСМК».

В результате расчетов подтверждена гипотеза о том, что распределение инцидентов на каждом из участков подчиняется закону Пуассона.

$$P_k(t) = \frac{(\lambda \cdot t)^k}{k!} \cdot e^{-\lambda \cdot t}, \quad (1)$$

где λ – интенсивность потока; k – количество испытаний; t – время.

Формул (1) позволяет рассчитать вероятность возникновения произвольного количества инцидентов за заданный промежуток времени на различных этапах функционирования доменного производства. Используя (1) и статистические данные о материальном ущербе при возникновении инцидентов можно перейти к количественным показателям риска [12] возникновения инцидентов на соответствующем оборудовании.

Согласно [12] риск аварии (инцидента) – мера опасности, характеризующая возможность возникновения аварии (инцидента) на опасном производственном объекте и тяжесть ее последствий. Понятие риска связывают с возможностью наступления сравнительно редких событий. При этом риск часто отождествляют с вероятностью $P(E_j)$ наступления этих событий за интервал времени Δt . Вероятность $P(E_j)$ выступает как мера (показатель) риска удобная для сравнения рисков для одного объекта от различных событий или для различных объектов в типовых для них условиях функционирования. Риск связывают также с размером ущерба от опасного события, как правило, в натуральном или стоимостном выражении. Наиболее общим показателем риска считается математическое ожидание (среднее значение) ущерба от опасного явления [13].

Таким образом, для расчета риска на различных этапах функционирования доменного производства ОАО «ЗСМК» использованы две составляющие – вероятностная оценка возникновения неблагоприятного события и ущерб от его возникновения:

$$R_{\text{инци}} = P(E_j) \cdot W_{\text{инци}}, \quad (2)$$

где $P(E_j)$ – вероятность возникновения инцидента на соответствующем этапе функционирования доменного производства; $W_{\text{инци}}$ – математическое ожидание (среднее значение) ущерба от возникновения инцидента на соответствующем этапе функционирования доменного производства.

Вероятность возникновения инцидентов на доменных печах ОАО «ЗСМК» в соответствии с рисунком 9 определены по следующим формулам:

для ДП-1

$$\begin{aligned} P(E_{\text{ДП1}}) &= \prod_{j=1}^6 P\{E_j\} = P\{E_{1-2}\} \cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot P\{E_5\} \cdot P\{E_6\} = \\ &= (1 - ((1 - P\{E_{1-2,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,3}\}))) \cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot \\ &\cdot (1 - ((1 - P\{E_{5,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,3}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,4}\}))) \cdot \\ &\cdot (1 - ((1 - P\{E_{6,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,3}\}))) \end{aligned} \quad (3)$$

для ДП-2

$$\begin{aligned} P(E_{\text{ДП2}}) &= \prod_{j=1}^6 P\{E_j\} = P\{E_{1-2}\} \cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot P\{E_5\} \cdot P\{E_6\} = \\ &= (1 - ((1 - P\{E_{1-2,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,3}\}))) \cdot \\ &\cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot (1 - ((1 - P\{E_{5,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,2}\}))) \cdot \\ &\cdot (1 - ((1 - P\{E_{6,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,3}\}))) \end{aligned} \quad (4)$$

для ДП-3

$$\begin{aligned} P(E_{\text{ДП3}}) &= \prod_{j=1}^6 P\{E_j\} = P\{E_{1-2}\} \cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot P\{E_5\} \cdot P\{E_6\} = \\ &= (1 - ((1 - P\{E_{1-2,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{1-2,3}\}))) \cdot P\{E_3\} \cdot P\{E_4\} \cdot \\ &\cdot (1 - ((1 - P\{E_{5,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{5,3}\}))) \cdot \\ &\cdot (1 - ((1 - P\{E_{6,1}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,2}\}) \cdot (1 - P\{E_{6,3}\}))) \end{aligned} \quad (5)$$

где E_j – инцидент на соответствующем этапе функционирования доменного производства; $P(E_j)$ – вероятность возникновения инцидента на соответствующем этапе функционирования доменного производства.

В результате расчетов по формулам (2) – (5) построены диаграммы величин ожидаемого ущерба на различных этапах осуществления доменного процесса для доменных печей ОАО «ЗСМК».

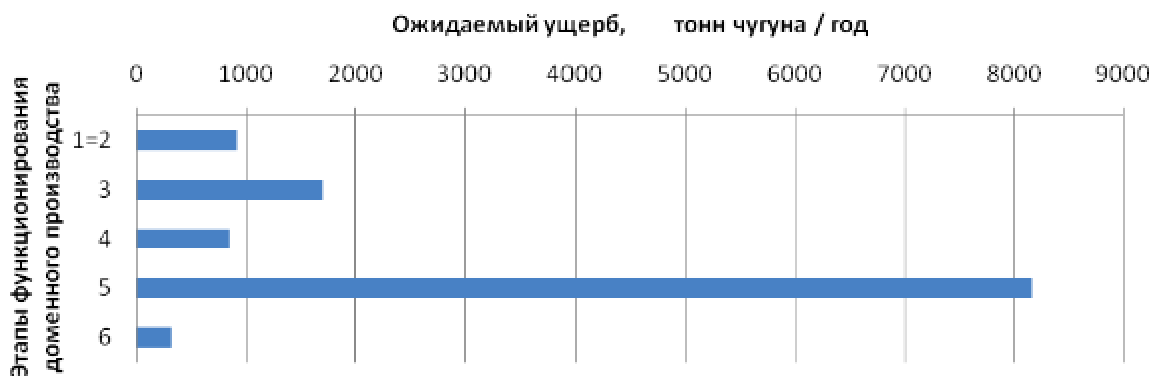


Рисунок 9 – Диаграмма величины ожидаемого ущерба на различных этапах осуществления доменного процесса на ДП-1

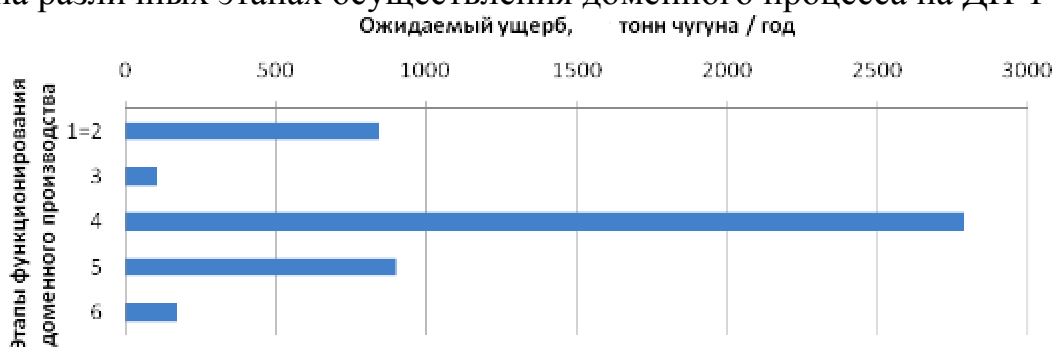


Рисунок 10 – Диаграмма величины ожидаемого ущерба на различных этапах осуществления доменного процесса на ДП-2

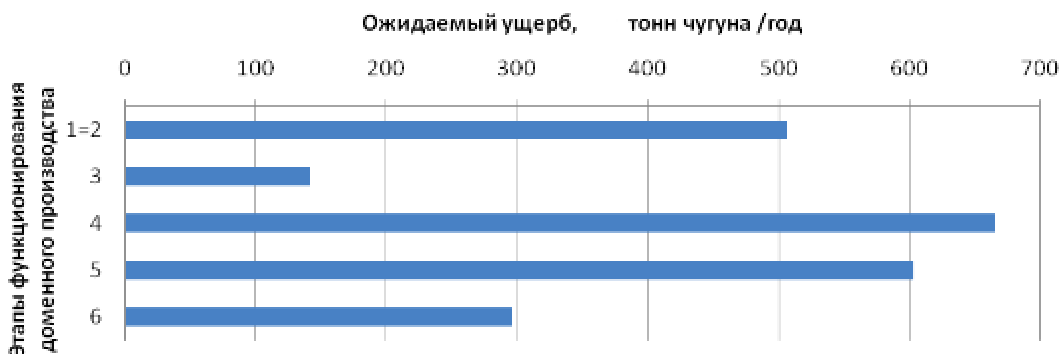


Рисунок 11 – Диаграмма величины ожидаемого ущерба на различных этапах осуществления доменного процесса на ДП-3

Расчет количественных показателей риска выявил, что наибольшее значение ожидаемого ущерба приходится на этапы выплавки чугуна в доменной печи и выпуск продуктов доменной плавки. Полученные результаты позволяют определить приоритетные направления в разработке организационных, технических и технологических мероприятий по снижению уровня риска.

Проведенные исследования соответствуют направлению деятельности на ОАО «ЗСМК» в области промышленной безопасности в последние годы.

В настоящее время ситуация с возникновением инцидентов в доменном производстве ЗСМК достаточно стабильна и имеет тенденцию к снижению.

Время простоев при ликвидации инцидентов сократилось с 195 час 20 мин в 2001 году до 48 час 50 мин в 2009 году.

С 1998 года на базе ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» работает Новокузнецкий региональный Центр института экономики и управления в промышленности, в состав которого входит Центр охраны труда. Ежегодно в Центре охраны труда проходят обучение более 1000 специалистов комбината. Около 700 работников комбината ежегодно проходят подготовку и аттестацию в области промышленной безопасности.

На комбинате функционируют приборы и системы контроля за производственными процессами в соответствии с установленными требованиями, а также системы наблюдения, оповещения, связи и поддержки принятия решений в случае аварии.

Разработаны и утверждены планы ликвидации аварий с учетом последствий возможных в регионе землетрясений и предотвращения террористической деятельности. Для отработки действий персонала в случае аварии или инцидента по утвержденным графикам проводятся учебные тренировочные занятия.

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» является одним из первых металлургических комбинатов, на котором начали проводиться работы по сооружению высокотемпературных воздухонагревателей фирмы «Калугин» для нагрева доменного дутья до температур порядка 1200°C и более для доменных печей объемом 3000 м^3 .

На комбинате проводятся работы по повышению продолжительности кампании работы воздухонагревателей до 30 лет при высоких температурах дутья и с использованием теплоты обходящей воды из системы охлаждения доменной печи для подогрева воздуха горения, поступающего в воздухонагреватели до температур порядка $60 - 80^{\circ}\text{C}$. Этим достигается экономия доменного газа, идущего на обогрев насадки воздухонагревателя.

Выполнение в комплексе вышеуказанных мероприятий дало существенные результаты по снижению аварийности и травматизма на опасных производственных объектах комбината, и в доменном производстве в частности.

Перспективным направлением в производстве чугуна является переход от вдувания природного газа в домну к совместной подаче пылеугольного топлива (ПУТ) с применением специально сконструированных топливосжигательных устройств, позволяющих подавать и варьировать расходы природного газа и ПУТ в различных соотношениях. Расчеты и опыт внедрения ПУТ на доменных печах большого объема показывает, что это необходимая задача достижения высоких показателей при применении ПУТ и повышения надежности работы доменной печи в переменных и нестабильных шихтовых и дутьевых условиях.

Важнейшим направлением в повышении промышленной безопасности является оснащение комплекса доменных печей (включая синхронную работу печи, воздухонагревателей, воздуходувных машин и газоочистки) современными системами контроля и управления. Так только фирма «Пауль Вюрт» рекламирует более 20 референций поставки комплексных пакетов автоматизации для повышения надежности доменных печей, увеличения продолжительности

службы и улучшения безопасности производства чугуна. Здесь огромный фронт работы.

Выводы и заключение

В современных условиях актуальность и необходимость обеспечения промышленной безопасности на металлургических предприятиях не вызывает сомнений. Эксперты констатируют рост рисков техногенного характера. Проектируемые и существующие опасные производственные объекты в металлургии нуждаются в проведении комплекса мероприятий, направленных на обеспечение производственной безопасности. Своевременная экспертиза и планирование в области промышленной безопасности позволяет производству избежать аварийных ситуаций (а в случае их возникновения – подготовиться к локализации), а также добиться максимального уровня безопасности для окружающих территорий и населения.

Проведенные авторами исследования и проводимая на примере ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» в последние годы работа говорят о важности рассматриваемых вопросов в области промышленной безопасности.

Применение диагностического комплекса «Сканлайнер» для контроля ограждения доменных печей позволяет оперативно отслеживать техническое состояние ограждения без остановки технологического процесса, что значительно сокращает сроки принятия решений по определению сроков и объемов ремонтных работ, повышает уровень промышленной безопасности.

Ближайшие исследования направлены на

– разработку технологии оценки риска возникновения аварий и инцидентов на различных этапах доменного производства, используя статистические данные функционирования доменного цеха ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»;

– развитие технологии оценки риска с иными методами повышения уровня промышленной безопасности доменного производства на базе разработки и управления системной надежностью функционирования основных агрегатов, оборудования и процессов производства чугуна с применением высокоточных измерительных комплексов;

В развитии единой государственной системы предупреждения и ликвидации чрезвычайных ситуаций огромное значение имеют системные аналитики, специалисты, выполняющие конструктивную, системную роль в решении проблем промышленной безопасности. Они могут профессионально рассмотреть эту комплексную проблему и выработать эффективные управленческие решения. Таких специалистов не много и целесообразно в ближайшее время организовать их подготовку и переподготовку с учетом мирового опыта, высоконаучных информационных технологий и современных технических разработок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Большаков В.И. Динамичное развитие технологии и оборудования доменного производства Японии / В.И. Большаков // *Металлургическая и горно-рудная промышленность*. – 2006. – №6. – С. 10–13.
2. Бородулин А.В. Домна в энергетическом измерении / А.В. Бородулин, А.Д. Горбунов, В.И. Романенко, С.П. Сущев. – Днепродзержинск: Изд-во Днепродзержинского государственного технического университета, 2006. – 450 с.
3. Айзатулов Р.С. Проблемы и политика энергосбережения на Западно-Сибирском металлургическом комбинате./ Р.С. Айзатулов, Н.Е. Рехтин, А.В. Бородулин, В.С. Степанов и др.// *Сталь*. – 1997. №8. С. 70–77.
4. Stepanov V.S. Analysis of energy efficiency of industrial processes. Heidelberg. Springer-Verlag. 1992. 220 p.
5. Бородулин А.В. Полный энергетический баланс металлургического предприятия и его приложения / А.В. Бородулин, А.И. Воронцов, М.В. Темлянецев, А.Л. Чайка, Е.Ф. Шкурко // *Новые проекты и технологии в металлургии: [Сб. Научных трудов к 85 –летию Уралгипромеца]*. Екатеринбург. – 2010. – С. 351–364.
6. Акатьев В.А, Сущев С.П. Технология и параметры автономного аппарата для контроля футеровки функционирующей дымовой трубы. Безопасность жизнедеятельности. – 2005. – №3. – С. 32–44.
7. Большаков В.И. Новые методы контроля технического состояния ограждения доменной печи без остановки технологического процесса. / В.И. Большаков, С.П. Сущев, А.Л. Чайка, А.А. Суслонов, А.Б. Юрьев, Г.В. Панчоха, С.Ф. Бугаев, А.В. Бородулин // *Черная металлургия. Бюллетень ОАО «Черметинформация»*. – 2006. – №6 (1278). – С. 27–38.
8. Бородулин А.В. Тепловая работа ограждения доменных печей и новые методы ее контроля. / А.В. Бородулин, Я.М. Гордон, О.В. Дубина, С.П. Сущев, А.Л. Чайка, Ю.Г. Ярошенко // *Академия инженерных наук на Урале. Науч.-практ. и организационная деятельность на рубеже веков. В 4 т. Т. 4, ч. 2. Труды междунар. науч.-практ. конференции АИН им. А.М. Прохорова «Топливо-энергетический комплекс»*. – Екатеринбург: РУО АИН.–2007.– С. 191–197.
9. Бородулин А.В. О развитии научного направления в металлургии – системной надежности доменного производства / А.В. Бородулин, С.П. Сущев, А.Л. Чайка и др. // *Теория и практика производства чугуна. Сб. трудов междунар. научно-технической конференции.*– Кривой Рог, КГГМК «Криворожсталь».– 2004. – С. 324–328.
10. Бородулин А.В. Энергетические и экологические аспекты функционирования черной металлургии в условиях экономического кризиса / *Новые огнеупоры*. 2010. №2, С. 56 – 61.
11. Теория вероятности и ее инженерные приложения: Учебное пособие/ Е.С. Вентцель, Л.А. Овчаров. – 5-е изд., стер. – М.:КНОРУС, 2010. – 480 с.
12. РД 03-418-01 «Методические указания по проведению анализа риска опасных производственных объектов».
13. Основы анализа и управления риском в природной и техногенной сферах. В.А. Акимов, В.В. Лесных, Н.Н. Радаев. – М.: Деловой экспресс, 2004. – 352 с.

УДК 669.18

М.В. Матвеев, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева, К.Е. Костюченко

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ РАЗОГРЕВА НА СТОЙКОСТЬ ФУТЕРОВКИ СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ И ТЕПЛОВУЮ РАБОТУ СТЕНДОВ

В статье представлены результаты исследования влияния температурных режимов разогрева на стойкость футеровки сталеразливочных ковшей и тепловую работу газовых стендов для их сушки и разогрева.

In the article the outcomes of research of influence of temperature modes of heating on resistance of lining of ladles and thermal activity of gas benches for them heating are shown.

*Работа выполнена по гранту Губернатора Кемеровской области
для поддержки молодых ученых докторов наук*

Перед приемом расплава футеровку сталеразливочных ковшей подвергают предварительному разогреву, который осуществляют на газовых стендах. Анализ специальной литературы показывает значительное разнообразие применяемых на предприятиях температурных и тепловых режимов разогрева даже для ковшей одинаковой емкости и аналогичной конструкции футеровки. Для выявления степени рациональности применяемых режимов и их перспективности проведены исследования на ранее разработанной комплексной математической модели [1]. Многовариантные расчеты проводили на примере футеровки 130-т сталеразливочных ковшей следующей конструкции: рабочий слой толщиной 178 мм выполнен из периклазоуглеродистых огнеупоров, арматурный – 80 мм из огнеупоров марки МКРКП-45, теплоизоляционный – 10 мм из асбеста КАОН, кожух толщиной 24 мм из стали. Стенд отапливался природным газом следующего состава: 90,45 % CH_4 , 2,39 % N_2 , 0,48 % CO_2 , 3,88 % C_2H_6 , 2,8 % C_3H_8 .

При теоретическом анализе возможных режимов разогрева футеровки 130-т сталеразливочных ковшей, использовали следующие требования и ограничения [2]:

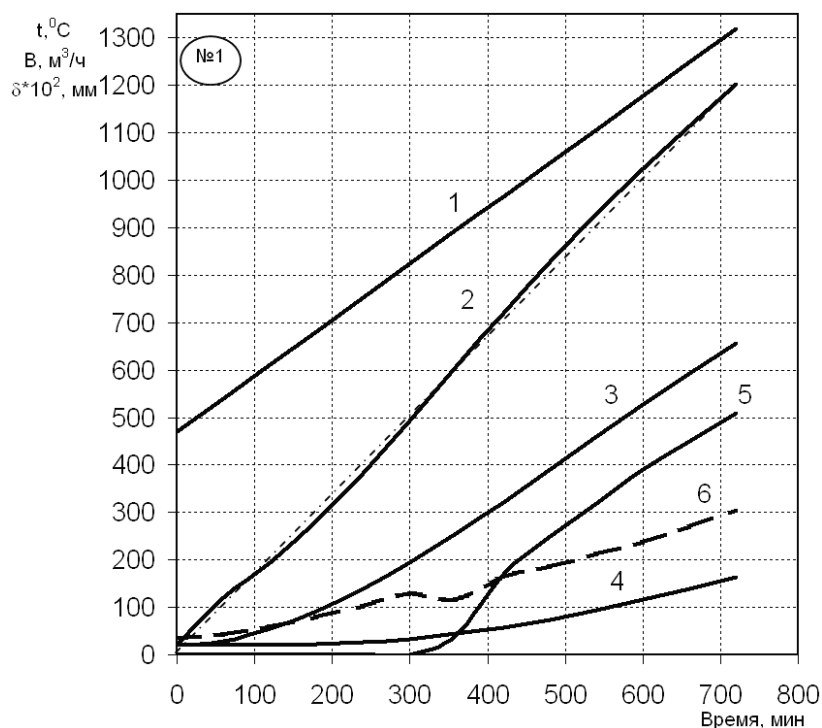
- температура поверхности футеровки в конце разогрева должна составлять 1200 °С,
- температура t_{p-a} на стыке рабочего и арматурного слоя не менее 800 °С,

– скорость увеличения температуры поверхности рабочего слоя не более $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$,

– температура t_k кожуха ковша не более $425\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При этом учитывали, что по возможности время τ разогрева, глубина обезуглероженного слоя футеровки $\delta_{об}$, количество затрачиваемого на разогрев топлива B_{Σ} , скорость v_p охлаждения расплава, залитого в разогретый ковш должны быть минимальными, а коэффициент полезного действия стенда максимальным.

При разогреве футеровки, имеющей начальную температуру $0...20\text{ }^{\circ}\text{C}$, до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, с максимально возможной по условию отсутствия трещинообразования от температурных напряжений скоростью на уровне $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$, минимальное время разогрева составляет 12 ч. Наискорейшим режимом разогрева будет режим, при котором температура поверхности изменяется линейно и с постоянной максимальной скоростью. На рисунке 1 показан такой режим (№ 1) разогрева воспроизведенный на математической модели. В таблице представлены основные параметры этого режима. Как видно из рисунка 1 и таблицы наискорейший режим нагрева № 1 не обеспечивает достаточного прогрева рабочего слоя футеровки. Так температура на стыке рабочего и арматурного слоев составляет всего $657\text{ }^{\circ}\text{C}$.



1, 2, 3, 4 – температуры гребней среды, поверхности футеровки, стыка рабочего и арматурного слоев, кожуха соответственно, 5 – глубина обезуглероженного слоя, 6 – расход топлива

Рисунок 1 – Температурный режим разогрева № 1

Традиционно, для прогрева футеровки применяют выдержки при постоянной температуре поверхности в данном случае при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (режим № 2,

рисунок 2, а). Для достижения на стыке рабочего и арматурного слоев температуры 800 °С требуется выдержка продолжительностью 2,7 ч при температуре поверхности 1200 °С. Однако, продолжительные выдержки при высокой температуре поверхности приводят к повышенному обезуглероживанию огнеупоров рабочего слоя. В связи с этим проанализированы режимы №№ 3, 4 и 5 (рисунки 2, б, в, г), в которых применена выдержка при температурах поверхности 1000, 800 и 600 °С соответственно. Продолжительность выдержки принята аналогична режиму № 2 и составила 2,7 ч.

Таблица – Основные параметры исследуемых режимов разогрева футеровки

№ режима	τ , ч	t_{p-a} , °С	t_k , °С	$\delta_{об}$, мм	B_{Σ} , м ³	КПД, %	v_p , °С/мин	Особенности режима
1	12	657	164	5,1	1768	43,6	1,65	Наискорейший, без выдержек
2*	14,7	802	233	6,6	2366	38,5	1,58	С одинарной (2,7 ч) выдержкой при 1200 °С
3	14,7	757	228	6,4	2106	41,3	1,58	С одинарной (2,7 ч) выдержкой при 1000 °С
4	14,7	710	214	6,0	1924	43,1	1,60	С одинарной (2,7 ч) выдержкой при 800 °С
5	14,7	669	192	4,9	1758	45,0	1,63	С одинарной (2,7 ч) выдержкой при 600 °С
6*	16,2	800	259	7,0	2296	39,7	1,58	С одинарной (4,2 ч) выдержкой при 1000 °С
7	21,7	800	293	8,1	2517	36,9	1,60	С одинарной (9,7 ч) выдержкой при 800 °С
8	31,9	741	261	8,7	2664	32,7	1,65	С одинарной (19,9 ч) выдержкой при 600 °С
9*	18,5	800	254	6,7	2312	40,1	–	Без выдержек
10*	20	802	251	6,0	2456	37,9	1,60	С двойной выдержкой при 600 и 1200 °С

Примечание: * – наиболее рациональные режимы, жирным шрифтом отмечено невыполнение ограничений

Перенос температуры выдержки с 1200 °С до 600 °С снижает глубину обезуглероженного слоя с 6,6 до 4,9 мм т.е. на 1,7 мм (25 %), что эквивалентно повышению стойкости футеровки примерно на 1 – 2 плавки. По экономичности и тепловой эффективности режим №5 (с выдержкой при 600 °С) несколько превосходит наискорейший нагрев. В частности при режиме № 1 объем затрачиваемого топлива составляет 1768 м³, к.п.д. стенда 43,6 %, при режиме № 5 1758 м³ и 45 % соответственно.

Однако перенос температур выдержки в более низкотемпературную область приводит к снижению температуры на стыке рабочего и арматурного слоев, т.е. фактически ухудшает прогрев рабочего слоя футеровки. Как видно из таблицы режимы № 3 – 5 хотя и могут быть рекомендованы как малообезуглероживающие, но они не удовлетворяют требований по допустимой температуре на стыке рабочего и арматурного слоев.

Для лучшего прогрева футеровки режимы № 3 – 5 можно модифицировать путем увеличения продолжительности выдержки при выбранных постоянных температурах поверхности. Такой подход реализован в режимах № 6 – 8 (рисунок 3).

При режимах № 6 и 7 температура на стыке рабочего и арматурного слоя на уровне 800 °С достигается при увеличении времени выдержки на 1,5 ч и 7 ч соответственно. Для режима № 8 такой температуры достичь не

удалось даже при увеличении времени выдержки на 17 ч и повышении температуры поверхности до 620 – 630 °С.

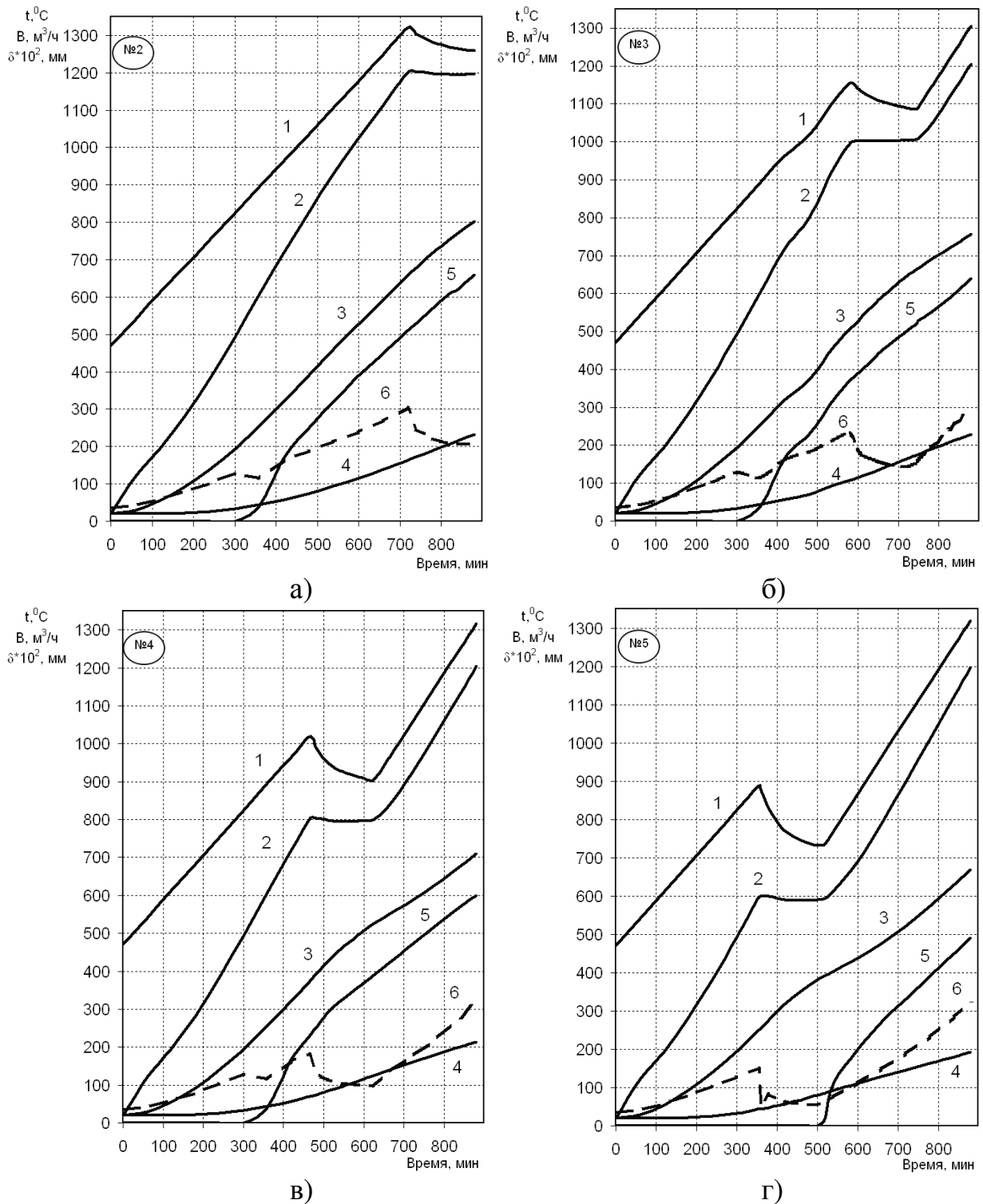


Рисунок 2 – Температурные режимы разогрева а) № 2, б) № 3, в) № 4 и г) №5 (обозначения те же, что и на рисунке 1)

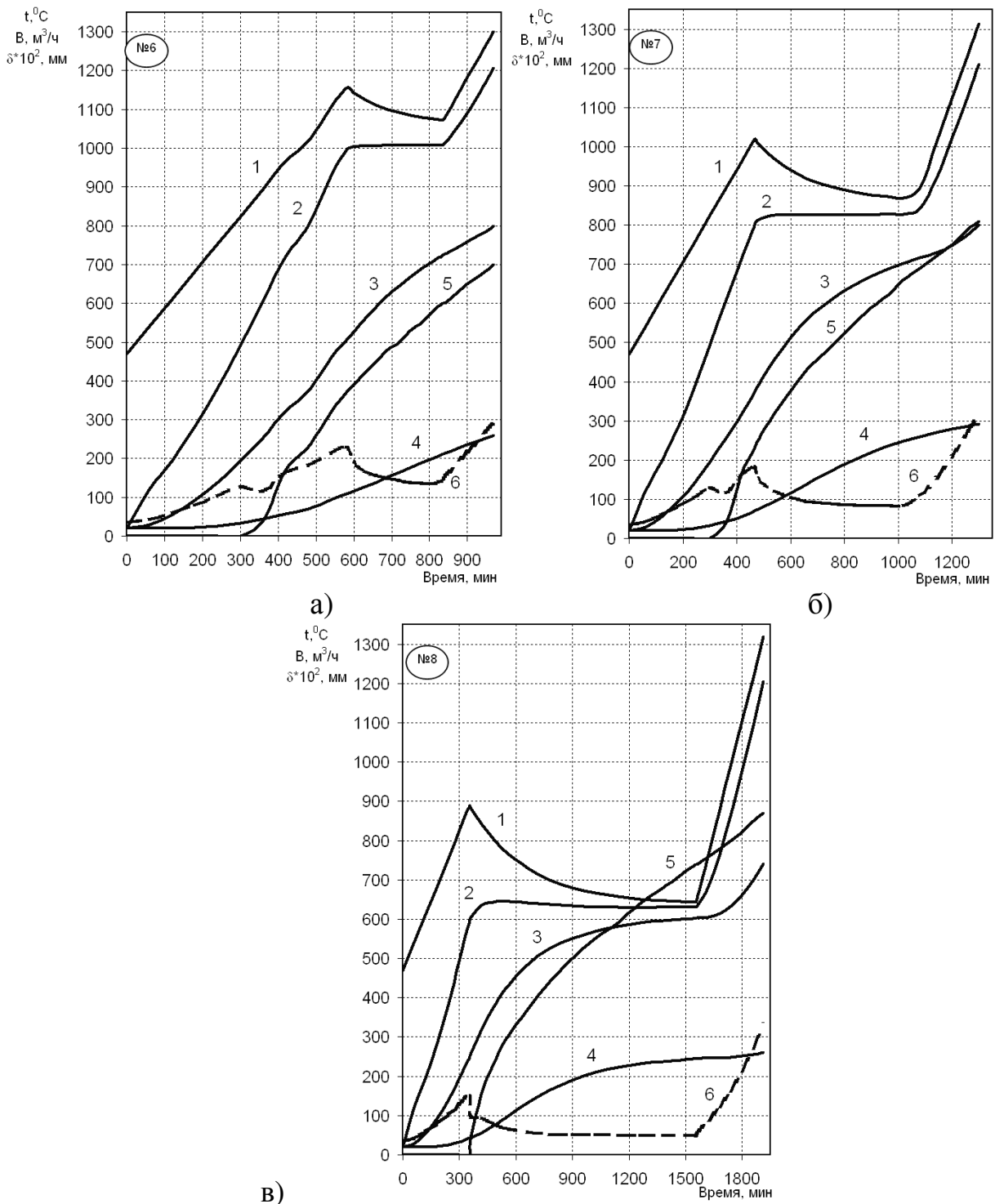


Рисунок 3 – Температурные режимы разогрева а) №6, б) №7, в) №8 (обозначения те же, что и на рисунке 1)

По величине обезуглероженного слоя и затратам топлива режим № 6 (общей продолжительностью 16,2 ч) примерно эквивалентен режиму № 2 (общей продолжительностью 14,7 ч) т.е. при прочих равных условиях выдержка при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ в течении 2,7 ч и выдержка при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течении 4,2 ч приводят к идентичным обезуглероживанию и затратам топлива. Как видно из таблицы дальнейшее снижение температуры выдержки и увеличение ее продолжительности (режимы № 7 и № 8) не эффективно, поскольку приводит

к ощутимому росту глубины обезуглероженного слоя, расхода топлива и снижению к.п.д. стенда.

Непрогрев рабочего слоя при наискорейшем нагреве (режим № 1) можно ликвидировать иным способом, не применяя выдержки. Для этого можно снизить скорость разогрева. На рисунке 4, а представлен режим разогрева с линейно увеличивающейся температурой среды и постоянной средней скоростью разогрева $64\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$.

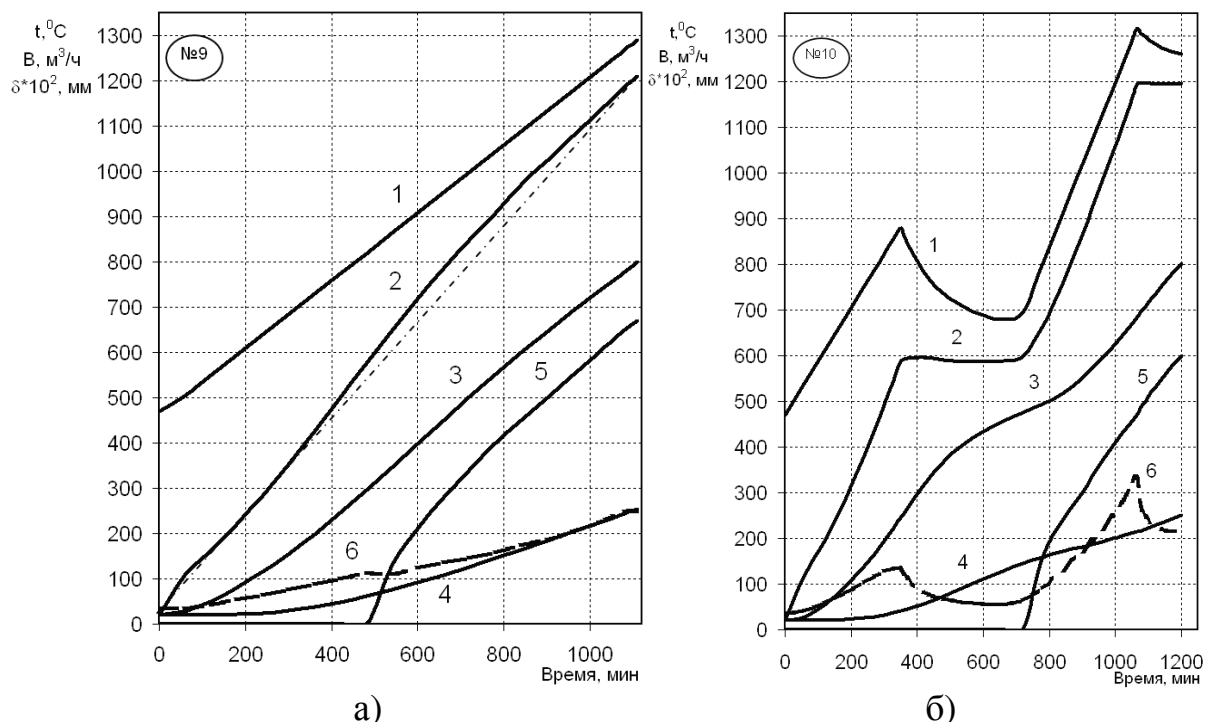


Рисунок 4 – Температурные режимы разогрева №9 (а) и №10 (б) (обозначения те же, что и на рисунке 1)

Продолжительность режима № 9 составляет 18,5 ч, это на 6,5 ч больше, чем при режиме № 1. По глубине обезуглероженного слоя и затратам топлива режим № 9 эквивалентен режимам № 2 и № 6 но его продолжительность соответственно на 3,8 и 2,3 ч больше.

Более сложными являются режимы с двойной выдержкой. С целью лучшего прогрева футеровки период выдержки разделяют на два этапа. Один этап проводят при температуре поверхности менее $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, а второй при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. На рисунке 4, б представлен пример такого режима. Он включает 6 часовую выдержку при температуре поверхности порядка $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, а при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ выдержка составляет 2,2 ч. Общая продолжительность разогрева футеровки достигает 20 ч. В таблице представлены основные показатели этого режима нагрева.

Двойная выдержка позволяет при достаточно высокой продолжительности нагрева иметь относительно небольшую глубину обезуглероженного слоя, порядка 6 мм. Это почти на 1 мм меньше чем у режимов №№ 2, 6 и 9, что обеспечивает повышение стойкости футеровки

примерно на 1 плавку. Недостатком режима № 10 по сравнению с режимами №№ 2, 6 и 9, являются повышенные на 4 – 7 % затраты топлива на разогрев и меньшая производительность станда. Режим № 10 требует наличия станда относительно высокой тепловой мощности, с горелочным устройством, обеспечивающим расход газа до 350 м³/ч, в то время как для реализации режима № 9 достаточно всего 250 м³/ч.

Исследование влияния представленных режимов разогрева на скорость охлаждения расплава показала, что для различных режимов она примерно одинакова и составляет от 1,58 до 1,65 °С/мин, т.е. за 1 ч средняя температура расплава снижается на 94 – 99 °С.

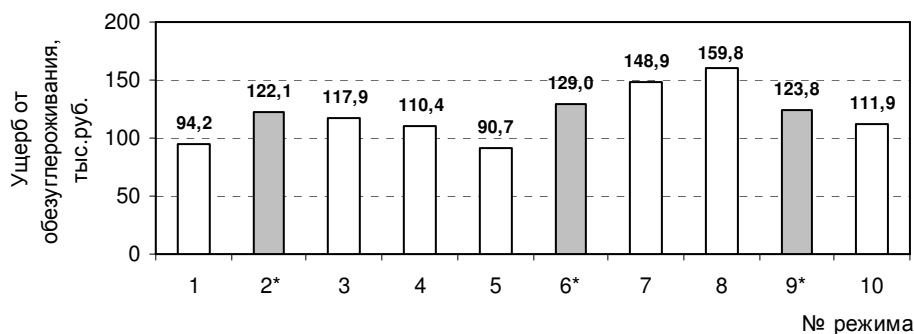
Теоретический анализ многообразия режимов разогрева показал, что достичь требуемых параметров нагрева с учетом ограничений можно используя различные траектории изменения температуры поверхности. Для рассмотренных случаев наиболее рациональными и близкими по своим характеристикам являются режимы №№ 2, 6, 9 и 10.

Однако, выбор конкретного режима разогрева для фактических промышленных условий зависит не только от уровня организации производства, конструкции станда, футеровки, парка ковшей и требуемых параметров нагрева, но и от чисто экономических факторов, например для электросталеплавильных цехов от стоимости электроэнергии, природного газа, огнеупоров и т.п. Это связано с тем, что решающую роль при выборе режима нагрева будет играть требование минимизации себестоимости стали.

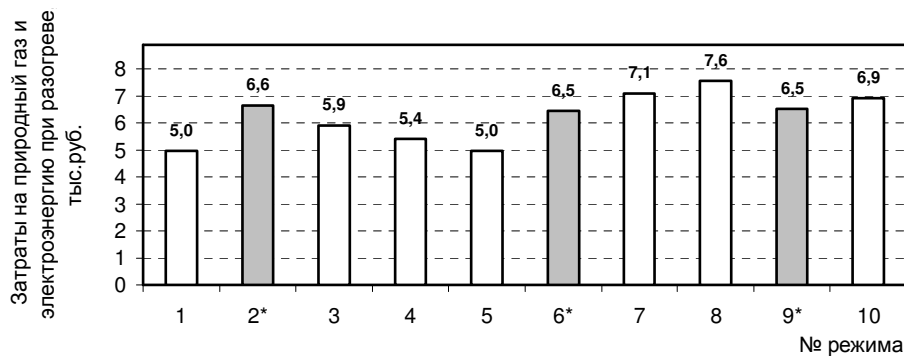
В связи с этим проведен анализ экономического фактора, при котором учтены, фактические стоимости (для одного из российских металлургических предприятий) огнеупоров, природного газа и электроэнергии, затрачиваемой вентилятором на подачу воздуха. На рисунке 5 представлены данные об ущербе (материальных потерях) от снижения стойкости огнеупора вследствие обезуглероживания футеровки и затраты на природный газ и электроэнергию при разогреве. Данные представлены из расчета на разогрев 1 ковша.

Из полученных данных видно, что экономический эффект от снижения обезуглероживания гораздо выше, чем от экономии природного газа. Затраты на топливо и электроэнергию составляют для различных режимов всего 5 – 6 % от ущерба, наносимого обезуглероживанием. Снижение ущерба от обезуглероживания не влечет за собой снижение затрат на топливо и электроэнергию.

Соответственно, проведенные исследования показали, что заданным условиям и ограничениям соответствуют режимы № 2, 6, 7, 9, 10. С учетом результатов экономического анализа можно сделать вывод, что из них наиболее экономичным, при использованной системе оценки и отсутствии ограничений на тепловую мощность станда, является режим № 10 с двойной выдержкой.



а)



б)

Рисунок 5 – Ущерб от обезуглероживания футеровки (а) и затраты на природный газ и электроэнергию, при разогреве (б) для различных температурных режимов

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянец М.В., Матвеев М.В. Математическое моделирование тепловых процессов при разогреве футеровок сталеразливочных ковшей / Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Новокузнецк: СибГИУ, 2009. – Вып.13. – Ч.III. Технические науки. – С. 45 – 48.

2. М.В. Темлянец, М.В. Матвеев, К.Е. Костюченко, М.Ю. Лосицкая Анализ особенностей тепловой обработки периклазоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых футеровок сталеразливочных ковшей / Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение: Сборник научных трудов. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 2012. – Вып.14. – С.137–142.

УДК 621.74

И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко, А.А. Куценко,
В.Н. Алхимов

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

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ЗАРОДЫША КРИТИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВА

В работе рассмотрены некоторые особенности процесса зародышеобразования в металлических расплавах при кристаллизации

The work discusses some of the features of the process of Nucleation in metallic melts when the crystallization.

Термодинамический подход к проблеме кристаллизации приводит к формуле для радиуса критического зародыша:

$$r_{кр} = \frac{2\sigma_{1-2} T_0}{\rho L \Delta T}, \quad (1)$$

где индекс 1 – твердая фаза, 2 – расплав; σ_{1-2} – межфазовая поверхностная энергия; T_0 – температура кристаллизации; ΔT – температурный интервал переохлаждения; ρ – плотность; L – теплота кристаллизации.

Работа образования сферического зародыша критических размеров из расплава равна:

$$A = \frac{4}{3} \pi r_{кр}^2 \sigma_{1-2}, \quad (2)$$

Учет контактной разности потенциалов (КРП) между зарождающейся твердой фазой и расплавом вскрывает физическую сущность термодинамических величин $r_{кр}$ и σ_{1-2} . При кристаллизации связующие электроны твердой фазы занимают меньший объем кристалла, чем они занимают в жидкой фазе. Установлено, что при плавлении полупроводников (Si, Ge) полуметаллов (Sb, Bi, As) они переходят в классическое металлическое состояние, для которого практически точно выполняется приближение модели свободных электронов.

В решетках полупроводников и полуметаллов электроны валентной зоны локализованы в основном на связях между ближайшими соседями, в межсвязевом пространстве решетки электронная плотность в 3 – 5 раз ниже связевых областей.

Распределение электронной плотности в решетках алюминия и кремния (расчет) приведен в книге У. Харрисона [1], где он отмечает, что данное распределение в решетке хорошо аппроксимируется распределением электронов свободных атомов. Чем короче связь, тем выше плотность электронов в этой области и, наоборот, чем дальше расположен соседний атом, тем меньше здесь будет электронная плотность.

В ГЦК-решетке, где все 12 связей равноценные, электронная плотность практически равномерно заполняет ячейку Вигнера–Зейтца и в первом приближении соответствует распределению электронов их объему кристалла или расплава в модели свободных электронов (СЭ). Энергия Ферми ϵ_F в модели свободных электронов (СЭ) равна:

$$\epsilon_F = \frac{\hbar^2}{2m^*} \left(\frac{3\pi^2 N}{V^*} \right)^{2/3}, \quad (3)$$

где N/V^* – концентрация электронов, приходящихся на эффективный атомный объем, с учетом равномерного распределения электронной плотности; m^* – эффективная масса электрона.

Для металлических сплавов в твердой и жидкой фазе можно принять $V^* = V$, то есть эффективный объем равен действительному атомному объему. Тогда при образовании твердого зародыша из расплава изменение химического потенциала (энергия Ферми) составит:

$$\Delta\epsilon_{F12} = \epsilon_{F1} - \epsilon_{F2} = \frac{\hbar^2 9^{1/3} \pi^{4/3}}{2m^*} \left[\left(\frac{N}{V_1} \right)^{2/3} - \left(\frac{N}{V_1 - \Delta V} \right)^{2/3} \right] = \frac{2}{3} \epsilon_{F1} \frac{\Delta V}{V_1}, \quad (4)$$

где ΔV – увеличение объема твердой фазы при плавлении.

Следовательно, энергия Ферми твердого зародыша будет выше энергии Ферми расплава на величину $\Delta\epsilon_{F12} = \frac{2\Delta V}{3V_1} \epsilon_{F1}$.

Электроны с уровня Ферми зародыша будут перетекать на уровень Ферми расплава, поверхностные атомы зародыша остаются без связующих электронов, превращаясь в положительно заряженные ионы. КРП охватывает органическую область в 3 – 5 атомных параметров. В среднем диаметр одного атомного объема для металлов равен 2Å , следовательно, объем кластера сферической формы составит $V_{\text{кл}} = (0,27 \div 0,9) \cdot 10^{-7} \text{м}$. Чем больше разность $\Delta\epsilon_{F12}$, тем больше будет толщина положительно заряженного поверхностного слоя кластера, тем меньше энергетическая устойчивость возникшего предзародыша и вероятность его преобразования в устойчивый зародыш критических размеров (рисунок).

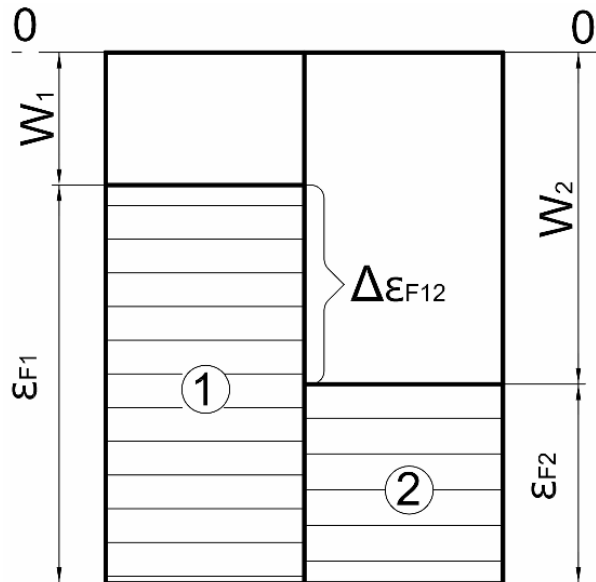


Рисунок – Положение энергетических уровней электронов на контактной поверхности зародыш – расплав; W_1, W_2 – работа выхода электрона из зародыша и расплава (остальные обозначения приведены в тексте)

Во многих экспериментальных, а затем и теоретических работах [2 – 12] установлено, что между поверхностной энергией σ и работой выхода (W) электрона существует линейная связь:

$$\sigma = kW, \quad (5)$$

где $k = \frac{444,5}{n^2}$ [1]; $k = \frac{3}{5} \frac{1}{\pi N_A a^2}$ [2]; $k = 1,115 \cdot 10^3 \left(\frac{n_0 D}{A} \right)^{5,6}$ [3]; $k = \frac{n_0}{9,6 \pi R^2}$ [3]; $k = \frac{n_0}{1,885 \cdot 10^{-3} R^2}$ [4] и т.д.; R – радиус атома; n_0 – число свободных электронов на атом; N_A – число Авогадро; a – параметр решетки; D – плотность; A – атомная масса.

Между работой выхода электрона из металла и энергией Ферми существует связь [13]:

$$W = k_1 \varepsilon_F, \quad (6)$$

где $k_1 = \frac{2}{3 \cdot n_0}$.

Учитывая (5), для внешней контактной разности потенциалов напишем:

$$\sigma_{12} = k(W_1 - W_2), \quad (7)$$

Для внутренней КРП, которая возникает при зарождении твердой фазы из расплава, исходя из (6), следует:

$$\sigma_{12} = k_1 \cdot (\varepsilon_{F1} - \varepsilon_{F2}), \quad (8)$$

Таким образом, сравнивая (1) и (8) приходим к выводу, что размер ($\Gamma_{кр}$) и межфазовая поверхностная энергия (σ_{12}) в основном определяется разностью $\Delta\varepsilon_{F12}$. Зародыш будет устойчивым, когда количество связующих электронов в его внутренней области превысит количество электронов поверхностных атомов, которые перешли в расплав за счет КРП.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Харрисон У. Теория твердого тела. – М.: Мир, 1972. – 616 с.
2. Кунин Л.Л. // Сб. «Теория металлургических процессов», 1965. Т. 40. С. 67–69.
3. Задумкин С.Н., Егиев В.Г. // ФММ, 1966. Т. 22. С. 121–124.
4. Демченко В.В. ФММ, 1966. Т. 21. С. 634–636.
5. Демченко В.В. // В сб. Тр. Московского химико-технологического института им. Д.И. Менделеева, 1962. Т. 38. С. 115–119.
6. Задумкин С.Н., Хоконов Х.Б. // ФММ, 1966. Т. 23. С. 565–567.
7. Новаковский В.М., Укше Е.А., Левин А.И. // ЖФХ, 1965. Т. 29. С. 1847–1849.
8. Фрумкин А.Н. // «Svensk kom Tidskr», 1965. V. 77. P. 300–303.
9. Ухов В.Ф. Электронно-статическая теория металлов и ионных кристаллов / В.Ф. Ухов, Р.М. Кобелева, Г.В. Дедков, А.И. Темроков. – М.: Наука. – 160 с.
10. Кобелев А.В. Об электронном распределении вблизи контакта двух различных металлов / А.В. Кобелев, Р.М. Кобелева, В.Ф. Ухов // ДАН СССР. 1978. Т. 243. № 3. С. 692–695.
11. Кунин Л.Л. // Докл. АН СССР. 1951. Т. 79. С. 93–95.
12. Tiler W.A., Takahashi. // «Acta metallurgica». 1969. v.17. № 4. P. 114–121.
13. Задумкин С.Н. // В кн. тр. III сессии сов-кавк. совета по координации и планированию научно-исследовательских работ. – Новочеркасск.: НПИ, 1968. С. 15–18.

УДК 669.187:621.771

А.А. Уманский, Н.А. Чернышева

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

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛИТКОВ НА КАЧЕСТВО МАКРОСТРУКТУРЫ СЛЯБОВОЙ ЗАГОТОВКИ

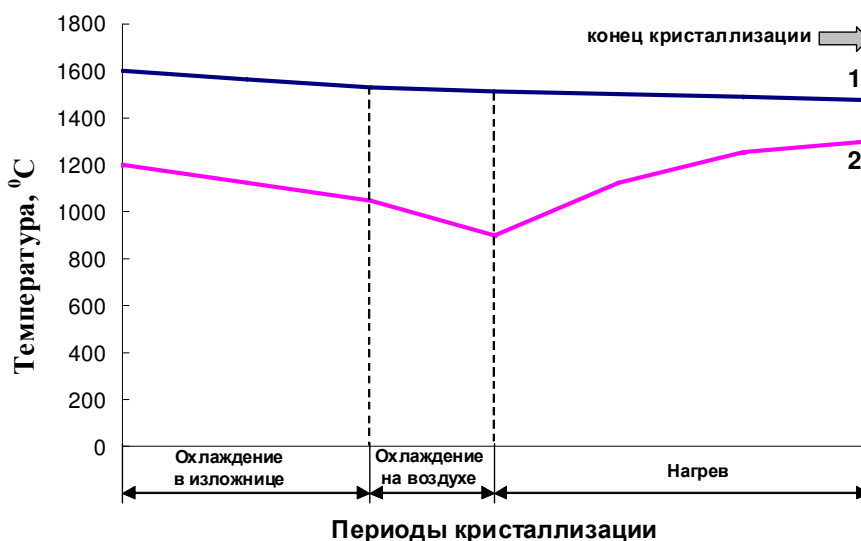
В условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» проведены исследования влияния режимов кристаллизации слитков на качество макроструктуры слябовой заготовки. Установлено, что при увеличении продолжительности нахождения слитков в нагревательных колодцах происходит ухудшение качества их макроструктуры за счет увеличения количества внутренних несплошностей со скоплениями неметаллических включений. Локализация оксидных неметаллических включений в порах слитка связано с окислением поверхности внутренних пустот кислородом печной атмосферы. Полученные при проведении промышленных экспериментов выводы подтверждены анализом данных текущего производства.

In terms of «EVRAZ ZSMK» conducted research on the effect of the quality of ingot macrostructure slab billets. Found that with increasing length of time in bars soaking pits is deterioration in the quality of the macrostructure by increasing the number of internal discontinuities with clusters of nonmetallic inclusions. Localization of oxide inclusions in the pores of the ingot due to the oxidation of the surface of internal voids oxygen furnace atmosphere. Obtained during the industrial experiments confirmed the conclusions of the analysis of data from the current production.

Производство слябовой заготовки на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» из слитков, разлитых в изложницы, характеризуется повышенной величиной брака по дефектам макроструктуры (расстой, усадочная рыхлость, неметаллические включения). По данным за 2010 г. на комбинате получено более 1100 т брака готовой слябовой заготовки по перечисленным дефектам.

На качество макроструктуры слябов определяющее влияние оказывает внутренняя структура исходных слитков, так как из-за больших размеров поперечного сечения слябов проработка металла при деформации минимальна. В свою очередь на качество внутренней структуры слитков в значительной степени определяется режимами их затвердевания в процессе транспортировки и нагрева слитков под прокатку. Кристаллизация слитков, разлитых в изложницы, представляет собой сложный, многостадийный и продолжительный по времени процесс. По характеру изменения температуры различных зон

слитка процесс кристаллизации отливок можно разделить на три периода (рисунк 1): 1 – охлаждение в изложнице; 2 – охлаждение на воздухе (после снятия изложницы); 3 – нагрев под прокатку.



1 – осевая зона слитка; 2 – поверхностные слои слитка.

Рисунок 1 – Изменение температуры слитка в процессе кристаллизации

Начало первого периода характеризуется зарождением фронта кристаллизации. В этот момент перепад между температурами образовавшейся твердой корочкой и жидкой сердцевиной слитка составляет 300 – 400 °С. Интенсивности охлаждения поверхностного и осевого слоев слитка на протяжении первого периода практически не отличаются. Стрипперование слитков (снятие изложниц), которому соответствует начало второго периода, приводит к увеличению скорости охлаждения поверхности слитка и не оказывает заметного влияния на интенсивность охлаждения осевой зоны. В течение третьего периода, ограниченного временными рамками нахождения слитков в нагревательных колодцах, происходит разнонаправленное изменение температуры поверхностных и осевых слоев слитка: поверхность слитков интенсивно нагревается, в осевой зоне продолжается постепенное снижение температуры.

Продолжительность и соотношение указанных периодов кристаллизации определяет скорость затвердевания различных слоев слитка и оказывает значимое влияние на формирование качества внутренней структуры отливок. Однако среди исследователей отсутствует единое мнение об оптимальных режимах кристаллизации слитков. Так, хотя существует многочисленный положительный опыт внедрения на металлургических комбинатах технологии ускоренной транспортировки слитков к нагревательным колодцам и посадки их с незатвердевшей сердцевиной [1-3], ряд авторов приводят данные о резко негативном влиянии уменьшения времени охлаждения слитков на качество макроструктуры. По данным исследований, проведенных на комбинате «Криворожсталь» (Украина), В.Г. Писаренко с соавторами установили, что посадка слитков стали марки ЗГтрпс с повышенным теплосодержанием влечёт за собой увеличение потерь по усадочным дефектам более чем в 4 раза [4]. Также

в литературе приводятся данные о том, что технологию нагрева слитков с «жидкой» сердцевиной нецелесообразно применять для сортамента с высокими требованиями по макроструктуре [5]. Такие рекомендации объясняются риском увеличения количества внутренних дефектов из-за уменьшения скорости кристаллизации осевых слоев слитка.

С целью исследования влияния режимов нагрева слитков на формирование внутренней структуры слитков в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» проведен опытно-промышленный эксперимент. Слитки плавки стали 3пс текущего производства, посаженные в ячейку нагревательных колодцев с одинаковой (900 °С) температурой, были разделены на две партии. Первая партия, состоящая из нечетных по ходу разливки слитков, выдавалась из нагревательных колодцев через 3 ч 15 мин, что соответствует продолжительности нагрева слитков при использовании технологии их нагрева при повышенном теплосодержании. Длительность нагрева слитков второй партии, состоящей из четных по ходу разливки слитков, составила 5 ч 40 мин, что соответствует традиционной технологии нагрева слитков горячего посада (таблица 1).

Таблица 1 – Продолжительность нагрева слитков при использовании различных технологий

Технология нагрева слитков	Продолжительность нагрева слитков при различной температуре посада (в том числе в режиме без подачи топлива), час-мин							
	925°С	920°С	915°С	910°С	905°С	900°С	895°С	885°С
С повышенным теплосодержанием	3-20 (0-30)	3-05 (0-25)	3-00 (0-20)	2-50	3-00	3-15	3-30	3-50
Традиционная для слитков горячего посада	5-10	5-10	5-15	5-15	5-20	5-20	5-25	5-30

После нагрева слитки обеих партий были прокатаны на блюминге на слябовую заготовку одинакового сечения: 173×590 мм и от готовых слябов отобраны пробы для оценки качества макроструктуры. Использовали следующую схему отбора проб: от слябов, соответствующих головной части слитка, пробы отбирались центра поперечного сечения по всей длине, от остальных слябов – из центра поперечного сечения по одной пробе от каждого сляба. В общей сложности от каждого слитка отбирали по 18 проб.

В результате проведенного исследования макроструктуры установлено, что несплошности без скопления неметаллических включений (рисунок 2 а) имеются на слябах, прокатанных из слитков обеих партий. Однако количество таких несплошностей на слябах, полученных из слитков с меньшим временем нагрева, ниже в 1,4 раза (табл. 2). Кроме того, в макроструктуре проб от нагретых по традиционной технологии слитков в довольно значительном количестве (22% от общего количества проб) имеются заполненные шлаком несплошности (рисунок 2 б), а на слитках с минимальным временем нагрева такие дефекты отсутствуют (таблица 2).

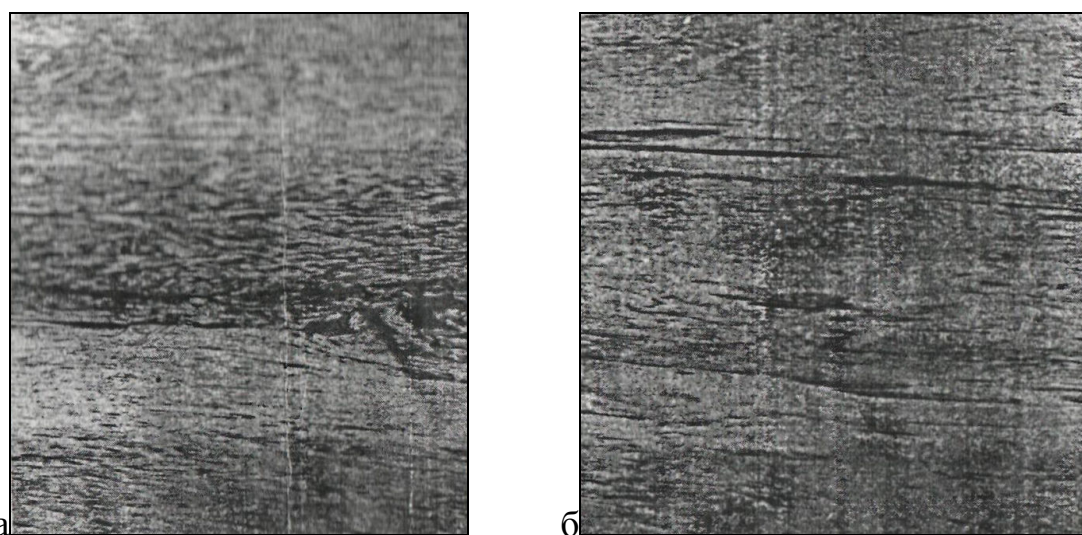


Рисунок 2 – Макроструктура слябов: а – незаварившиеся несплошности, заполненные жидким шлаком; б – незаварившиеся несплошности без скопления неметаллических включений

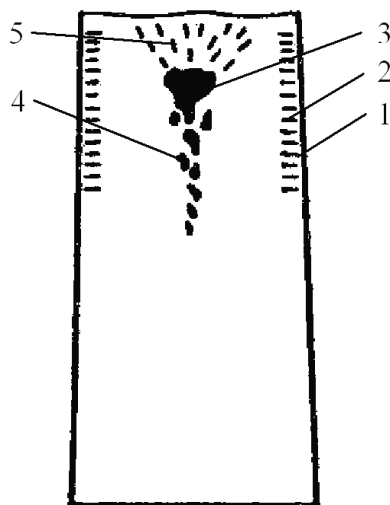
Таблица 2 – Результаты анализа макроструктуры слябов

Продолжительность нагрева слитков	Количество проб, шт.			Доля проб с незаварившимися несплошностями, %	
	общее	с незаварившимися несплошностями		не заполненные шлаком	заполненные шлаком
		не заполненные шлаком	заполненные шлаком		
5 ч 40 мин.	18	14	4	77,8	22,2
3 ч 15 мин.	18	10	-	55,6	-

В результате проведенного металлографического анализа установлено, что основными составляющими шлака являются оксиды железа, кремния, марганца, а также сложные соединения на их основе (фаялит Fe_2SiO_4). Состав шлака в несплошностях существенно отличается от состава конвертерного шлака. Конвертерный шлак содержит 43 – 52 % CaO ; 14 – 22 % SiO_2 ; 8 – 25 % FeO ; 2 – 6 % Fe_2O_3 ; 3 – 12 % MnO ; 3 – 7 % Al_2O_3 ; 1,5 – 4,0 % MgO ; 0,5 – 4,0 % P_2O_5 ; менее 3,0 % CaF_2 ; менее 1,0 % CaS (по массе). Таким образом, можно сделать вывод, что основным источником образования шлака в несплошностях является окисление металла печной атмосферой при нагреве слитков под прокатку.

При увеличении времени нахождения слитков в нагревательных колодцах при высокой температуре увеличивается вероятность нарушения сплошности «моста» плотного металла (рисунок 3), в результате чего происходит оголение усадочной раковины и окисление последней кислородом печной атмосферы с образованием шлака. Наличие в составе шлака фаялита с температурой плавления 1178 °С приводит к тому, что при нагреве слитков под прокатку до температуры 1300 °С шлак переходит в жидкое состояние и проникает в расположенные под усадочной раковинной поры (подусадочная рыхлость) (рисунок 3). В процессе проведения опытных плавов присутствие шла-

ка в жидкой фазе зафиксировано при наблюдении процесса обрезки концевых участков раската на ножницах после блюминга.



1 – наружная корка слитка; 2 – зона сотовых пузырей; 3 – усадочная раковина; 4 – подусадочная рыхлость; 5 – «мост» плотного металла

Рисунок 3 – Строение слитка полуспокойной стали

Для подтверждения полученных выводов о влиянии продолжительности нагрева слитков на качество их макроструктуры проведен анализ данных по 50-ти плавкам стали 3пс текущего производства, из которых слитки 25 плавков нагревались по технологии с повышенным теплосодержанием, а слитки оставшихся 25 плавков – по традиционной технологии для слитков горячего посада (согласно нормативов, приведенных в таблице 1). По результатам анализа производственных данных установлено, что при использовании технологии нагрева слитков с повышенным теплосодержанием дополнительная обрезь из-за наличия внутренних дефектов в среднем ниже в 1,9 раза относительно традиционной технологии нагрева (таблица 3), что подтверждает данные эксперимента.

Таблица 3 – Сравнительный анализ величины отходов при производстве слэбов из слитков, нагретых по различным технологиям

Наименование показателя	Технология нагрева слитков		Отклонение
	с повышенным теплосодержанием	традиционная для слитков горячего посада	
Дополнительная обрезь по дефектам внутренней структуры, м/плавка	0,26	0,49	-0,23
Расходный коэффициент, кг/т	1104,8	1106,3	-1,5

По полученным данным при нагреве слитков по технологии с повышенным теплосодержанием расходный коэффициент металла на прокат при переработке слитков в слэбы снижается на 1,5 кг/т (таблица 3). На уменьше-

ние расходного коэффициента наибольшее влияние оказало снижение потерь в виде угара и окалина (1,2 кг/т), что обусловлено меньшей на 2,0-2,5 часа продолжительностью нагрева при использовании технологии нагрева слитков с повышенным теплосодержанием. Кроме того, зафиксировано снижение технологической обрезки на ножницах после блюминга на 0,3 кг/т. Наличие технологической обрезки обусловлено необходимостью удаления концевых участков раската, имеющих отличную от правильной геометрическую форму после прокатки (дефект – торцевая утяжка). Соответственно протяженность такого дефектного участка определяет величину технологической обрезки. В данном случае уменьшение величины торцевой утяжки связано с более благоприятным распределением температур по сечению слитка при использовании технологии нагрева слитков с повышенным теплосодержанием. Более высокая температура металла в осевой зоне слитка по сравнению с поверхностными слоями в момент прокатки способствует снижению развития торцевой утяжки, что подтверждается авторами других исследований [2].

При уменьшении времени нагрева слитков существует вероятность выдачи в прокатку непрогретых слитков с пониженной пластичностью, что приведет к увеличению нагрузки на основное и вспомогательное оборудование, повысит вероятность возникновения поверхностных дефектов при прокатке. Проведенным анализом данных по вышеприведенной выборке из 50-ти плавок стали 3пс установлено, что при использовании технологии нагрева слитков с повышенным теплосодержанием температура прокатки слитков на блюминге ниже относительно слитков, нагретых по традиционной технологии, в среднем на 10 °С, что не превышает погрешности измерительных приборов. Таким образом, можно констатировать, что снижение времени нагрева слитков в указанных пределах не привело к уменьшению степени их прогрева.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бойко В.С. Производство проката из слитков с жидкой сердцевиной / В.С. Бойко [и др.] // Сталь, 2001. – №7. – С. 43-45.
2. Мантуров В.В. Технология производства слябов при нагреве слитков с жидкой сердцевиной / В.В. Мантуров [и др.] // Сталь, 1994. – №11. – С. 38-40.
3. Тилик В.Т. Новые режимы нагрева слитков для прямой транзитной прокатки на комплексе слябинг – стан 1680 / В.Т. Тилик [и др.] // Сталь, 2003. – №10. – С. 29-31.
4. Писаренко В.Г. Влияние технологических факторов прокатного производства на дефектность заготовок сортамента обжимных цехов комбината «Криворожсталь» / В.Г. Писаренко [и др.] // Производство проката, 2004. – №10. – С. 27-32.
5. Казанцев Е.И. Энергосберегающая технология нагрева слитков / Е.И. Казанцев [и др.] – М.: Металлургия, 1992. – 176 с.

И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко, А.А. Куценко, В.Н. Алхимов

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ПЕРЕГРЕВОМ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА

В работе рассмотрены теоретические аспекты обработки расплавов ТВО и электромагнитными воздействиями с целью получения модифицирующего эффекта.

In work reviewed the theoretical aspects of the processing of melts and electromagnetic effects for modifying effect.

В жидких металлических и полупроводниковых системах наблюдаются неравновесные состояния, которые обнаруживаются по гистерезису вязкости, электропроводности и других физических свойств в зависимости от температуры перегрева и времени выдержки при этих температурах.

Одни авторы [1, 2] объясняют это явление присутствием в расплавах труднорастворимых включений, другие [3, 4] – структурными перестройками. Но в настоящее время исследователи [5, 6] придерживаются основной точки зрения, что при высоких температурах и выдержках расплавы гомогенизируются, переохлаждаются и кристаллизуются с образованием мелкозернистой структуры.

В работах [7, 8] показано, что если легирующий элемент при растворении в расплаве повышает уровень Ферми, приближает его к уровню Ферми твердого состояния, то при кристаллизации он способствует зародышеобразованию, так как межфазовая поверхностная энергия (σ_{12}) при этом понижается, размер критического зародыша уменьшается за счет уменьшения внутренней контактной разности потенциалов.

При высокотемпературном перегреве и выдержке (то есть, реализации ТВО) сегрегации примесей, тугоплавкие включения растворяются, расплав гомогенизируется, уровень Ферми системы изменяется. Если инородные элементы при ТВО повышают уровень Ферми (ϵ_F), то сплав затвердевает мелкозернистым. В Al–Si системе ТВО проявляет модифицирующий эффект в сплавах с высоким содержанием кремния [5]. Атом Si имеет четыре валентных электрона ($3s^2p^2$), атом Al три ($3s^2p^1$). При растворении сегрегаций кремния в расплаве, подвергнутом ТВО, уровень Ферми последнего повышается и гомогенный расплав кристаллизуется мелкозернистым.

Новые атомы микронеоднородностей, растворяясь в матричном расплаве при гомогенизации, отдают свои валентные электроны в общую зону про-

водимости, повышая ϵ_F . Число валентных электронов у новых атомов должно быть больше таковых, чем у атомов основного металла. Для медных силуминов (АК5М7) эффекта ТВО может и не наблюдаться.

Гистерезис вязкости наблюдается только в промышленных «грязных» сплавах. Для чистых сплавов и металлов он не наблюдается. Он не наблюдается для сплавов, выплавленных в вакуумнодуговых печах, электроннолучевых печах; слабо проявляется в сплавах, приготовленных на основе электрошлакового переплава. Плавка в этих печах всегда ведется при температурах выше температуры начала гистерезиса вязкости [11].

В постоянном магнитном поле энергетический спектр электронов расщепляется по спину (рисунок). Спектр электронов со спином, параллельным направлению поля, увеличивает свою энергию на $\Delta\epsilon = +\mu_B H$, а со спином, антипараллельным направлению поля, сместится вниз по шкале энергии на $\Delta\epsilon = -\mu_B H$, где μ_B – магнетон Бора; H – напряженность магнитного поля [9]. Уровень Ферми расплава повышается, межфазовая энергия (σ_{12}) между твердой и жидкой фазой понижается. Так как число спинов электронов одного направления становится больше, чем без наложения поля, то у сплава понижается температура и теплота кристаллизации. Наложение поля приводит к уменьшению переохлаждения, увеличивает скорость зарождения кристаллов критических размеров, измельчает структуру сплава [10].

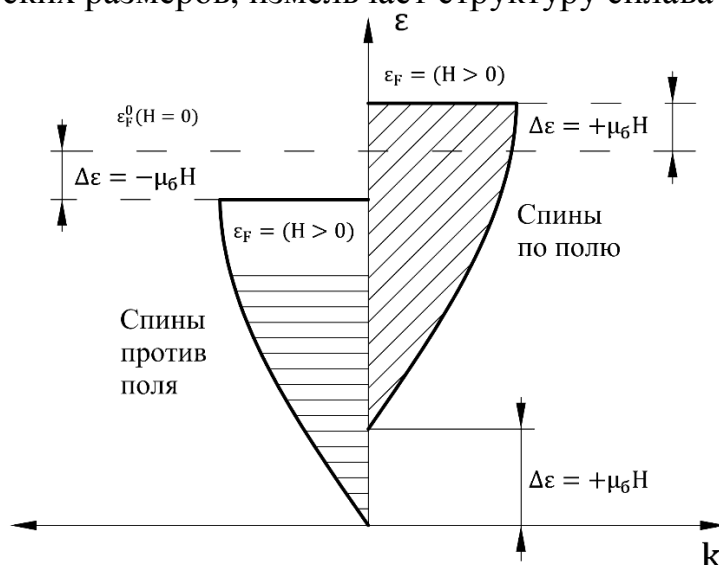


Рисунок – Расщепление энергетического спектра электронов металла при включении внешнего магнитного поля (k – волновой вектор электрона)

Если электрическое поле E направлено так, что ускоряет электроны от поверхности металла, то работа выхода электрона из расплава уменьшается на величину [9]:

$$\Delta W = -e \left(\frac{eE}{4\pi\epsilon_0} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где e – заряд электрона; ϵ_0 – диэлектрическая постоянная.

Уменьшение работы выхода из расплава делает активными зародышеобразующими включения, которые не были активными без поля. Электростатическое поле, действующее на металл в период кристаллизации, уменьшает переохлаждение [11] и измельчает зерно отливки [10].

Если электрическое поле имеет противоположную направленность, то работа выхода, наоборот увеличивается на величину (1), растет переохлаждение при кристаллизации расплава. Конечный продукт затвердевает крупнозернистым [11]. Особенно большой эффект на измельчение зерна в металлических сплавах оказывают пульсирующие скрещенные статические электрические и магнитные поля.

В заключении следует подчеркнуть, что в квантовой теории твердого тела и жидкого состояния уже разработаны все теоретические основы для создания единого подхода к теории модифицирования металлов и их сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Данилов В.И., Неймарк В.Е. // Журнал экспертизы и теоретической физики. 1937. № 7. С. 1161–1165.
2. Данилов В.И., Неймарк В.Е. // Журнал экспертизы и теоретической физики. 1940. № 10. С. 942–945.
3. Кононенко В.И., Яценко С.П. // Труды института химии УФАН. – 1960. № 12. С. 72–74.
4. Филиппов Е.С. Строение, физика и химия металлургических расплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 304 с.
5. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
6. Деев В.Б. Обработка металлических расплавов перегревом / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, О.Г. Приходько. – Новокузнецк: СибГИУ, 2010. – 192 с.
7. Селянин И.Ф. Электростатическая природа образования зародыша критических размеров из расплава / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко и др. // Сборник трудов всероссийской научно-практической конференции «Теория и практика литейных процессов». – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2012. С. 57–60.
8. Селянин И.Ф. Основы концепции проблемы модифицирования металлических расплавов / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко и др. // Сборник трудов всероссийской научно-практической конференции «Теория и практика литейных процессов». – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2012. С. 3–10.
9. Спроул Р. Современная физика. – М.: Наука, 1974. – 591 с.
10. Специальные способы литья: справочник / под ред. В.А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 736 с.
11. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
12. Свойства элементов: справочник / под ред. Г.В. Самсонова. – Ч. II. – М.: Металлургия, 1976. – 384 с.

В.Н. Перетяцько, А.С. Климов, М.В. Филиппова

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

КАЛИБРОВКА ВАЛКОВ ДЛЯ ПРОКАТКИ ШАРА

В работе приведен расчет калибровки валков для прокатки шаровой заготовки. Расчет выполнен для прокатки шара диаметром 120 мм. Результаты калибровки внедрены в производство.

In the article outcomes calculation roll pass design for rolling of balls. Calculation outcomes for rolling of balls 120 mm. Results of rolling balls was embed in manufacture.

Поперечно-винтовая прокатка шаровых заготовок осуществляется между двумя вращающимися валками, на бочках которых нарезаны винтовые калибры. Профиль и размеры калибра соответствуют профилю прокатываемого изделия. Оси прокатных валков обычно наклонены под небольшим углом к оси прокатываемой заготовки, за счет чего обеспечивается осевая подача металла в валках.

Передний конец нагретого прутка задается во вращающиеся валки прокатного стана. При этом заготовка начинает вращаться и одновременно продвигаться по оси прокатки. В валках вращающаяся заготовка обжимается ребрами калибра и приобретает форму шара, соединенного перемычкой с остальной заготовкой. При дальнейшем продвижении в валках шар калибруется и полностью отделяется от прутка. Для удержания обжимаемой заготовки на оси прокатки служат проводки. За каждый оборот валков прокатывается один шар.

Очаг деформации при прокатке шаровой заготовки имеет два основных участка: [1]

- формирующий участок, где заготовка обжимается с изменением формы и размеров винтовой реборды;
- отделочный участок, где форма и размеры реборды остаются неизменными, а обжатие осуществляется из-за овализации заготовки.

Формовка шаровой заготовки осуществляется ребрами валков, высота которых постепенно возрастает. Для упрощения расчета калибровки и изготовления валков принято, что высота реборды калибра изменяется по закону прямой линии.

При разработки методики калибровки шара использовали основные положения по калибровке, изложенные в работе [1].

Расчёт калибровки шара выполняется для левого валка, калибровка правого валка аналогична. Единственное отличие в том, что после нарезки

реборды правого вала, она подрезается по высоте на определённую величину.

При расчёте и построении калибровки валков необходимо руководствоваться рекомендациями к проектированию, приведёнными в таблице [2].

Таблица – Исходные данные для проектирования калибровки валков шаропрокатных станов

Диаметр шара, мм	Диаметр валков, мм	Протяжённость калибра, а°		Минимальный диаметр перемычки, мм	Высота реборды на захвате, мм	Ширина реборды на отделочном участке, мм	Ширина реборды на участке 270° от захвата, мм
		общая	отделочный участок				
Станы для прокатки мелющих шаров							
40 — 50	180 — 300	900 — 1080	540 — 720	3 — 3,2	2,5 — 3,8	3,7 — 5,4	2 — 2,4
60 — 80	280 — 460	1080 — 1350	630 — 810	3,6 — 5,0	4,4 — 4,5	5,8 — 8,4	3,0
100 — 125	550 — 690	1260 — 1350	630 — 810	6	5,4	9 — 11	3,5 — 4,0

Исходными данными для калибровки являются техническая характеристика прокатного стана, размеры прокатных валков, диаметр получаемого шара.

Согласно ГОСТ 7524-89 «Шары стальные горячекатаные для шаровых мельниц» выбираем номинальный диаметр шара для последующей калибровки валков с учетом допускаемых отклонений. Тогда диаметр заготовки будет равен

$$d_3 = d_u / \eta_0, \quad (1)$$

где d_u – диаметр шара, мм,

η_0 – коэффициент, учитывающий радиальный рост размера шара во время прокатки.

По ГОСТ 2590-2006 «Прокат сортовой стальной горячекатаный круглый» выбираем ближайшую по диаметру заготовку, тогда уточненный диаметр шара будет

$$d_u = d_3 \cdot \eta_0, \quad (2)$$

что не противоречит требуемым стандартам отклонения величины диаметра.

Дальнейший расчет калибровки можно разбить на несколько последовательных этапов.

На предварительном этапе определяем:

Диаметр калибра

$$d_k = d_u \cdot \eta_t \quad (3)$$

где η_t -1,013 – коэффициент, учитывающий температурное расширение металла.

Минимальную ширину реборды

$$a = 0,04R_k + 1,3, \quad (4)$$

где $R_k = d_k / 2$ - радиус калибра, мм.

Начальную высоту реборды

$$h_0 = 1,5 + 0,07(R_k - 10), \quad (5)$$

Минимальный радиус перемычки

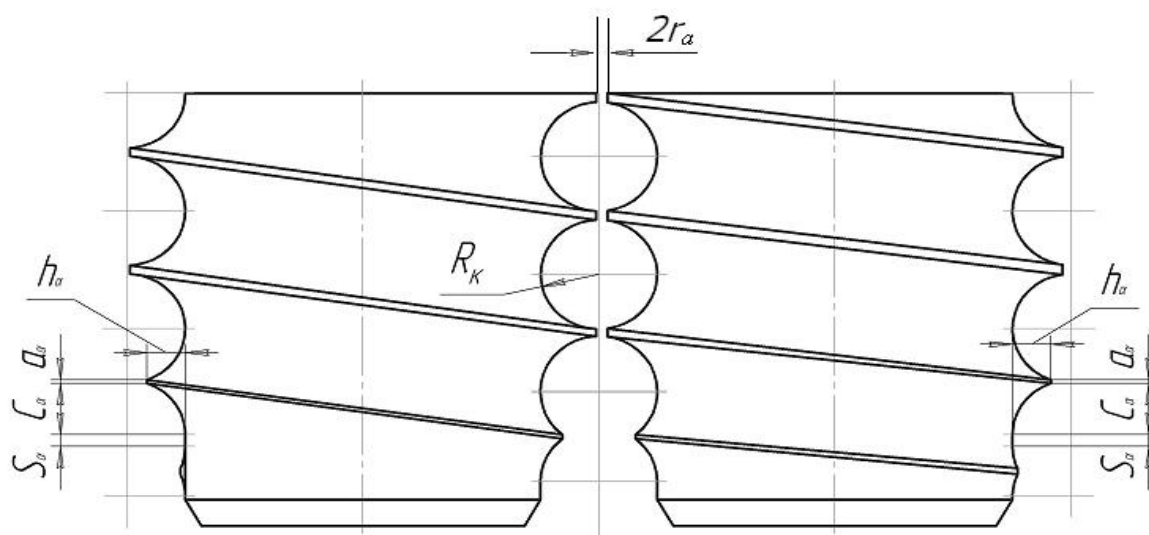
$$r = 1 + 0,04(R_k - 10) \quad (6)$$

Ширину реборды перед отрезкой

$$a_{omp} = 4 + 0,14(R_k - 10) \quad (7)$$

Как уже отмечалось, очаг деформации при прокатке шаров можно разделить на два участка: формующий и отделочный. На формующем участке происходит обжатие перемычки и формирование шаров из круглой заготовки, соединенных перемычками. На отделочном участке происходит окончательная отделка шаров. На этом участке калибра обжатие шара не происходит.

При прокатке шаров большого диаметра (таблица 1), принимаем общую длину калибра $\alpha_{общ} = 1260^\circ$, длину формующего участка $\alpha_\phi = 540^\circ$ и соответственно отделочного участка $\alpha_{отд} = 720^\circ$.



h_α – высота реборды валка, мм; a_α – ширина реборды валка, мм; C_α – ширина сферического участка калибра, мм; r_α – радиус перемычки, мм; R_k – радиус калибра, мм; S_α – ширина цилиндрического участка калибра, мм

Рисунок 1 – Основные размеры прокатных валков

Разбиваем длину калибра на участки равной длины, для предварительного расчёта достаточен угол разбивки $\Delta\alpha = 90^\circ$.

Радиус перемычки в конце формовки при $\alpha = \alpha_\phi - \Delta\alpha = 540 - 90 = 450^\circ$

$$r_{omp} = r + \frac{R_k - h_0 - r}{\alpha_\phi} \cdot \Delta\alpha. \quad (8)$$

Величина изменения высоты реборды $\Delta h = r_{omp} - r$

Для каждого угла находим:

- высоту реборды

$$h_{\alpha-90} = h_{\alpha} + \Delta h, \quad (9)$$

- радиус перемычки

$$r_{\alpha} = r_{\alpha-90} + \Delta h, \quad (10)$$

- ширину сферического участка

$$C_{omp} = \sqrt{R^2 - r^2}, \quad (11)$$

Определяем основной шаг нарезки реборды T

$$T/Z = 2C_{omp} + a_{omp}, \quad (12)$$

где Z – число заходов реборды вала. Для однозаходной калибровки – $Z=1$,

Нарезка калибров производится на токарно –винторезном станке модели 165 (или модели РТ 911Ф). Расчетный основной шаг нарезки реборды невозможно получить на данном станке, поэтому методом подбора шестерен гитары станка найдем максимально приближенное значение основного шага. Настраиваем станок на метрический шаг 60, сменные шестерни 114:76 и получаем шаг 135 мм.

Из уравнения (12), рассчитываем ширину реборды на отделочном участке

$$a_{отд} = T_{осн} - 2 \cdot C_{\alpha}$$

Для каждого угла

- задаёмся шириной реборды на формовочном участке из диапазона, указанного в таблице. 1. Согласно рекомендациям [1] для определения ширины реборды калибра используем кривую, имеющую минимум. Поэтому при обжатии формуемой заготовки ширина реборды вначале должна уменьшаться с начальной ширины $a_{нач}$ до минимальной ширины $a_{мин}$, а затем постепенно увеличивается до величины $a_{отд}$.

Принимаем $a_{нач}=7,2$ мм., $a_{мин}=3,8$ мм. и $a_{отд}=9,96$ мм

- определяем объём металла в сферической части калибра

$$V_{c\alpha} = \pi \cdot C_{\alpha} \cdot \left(R_K^2 - \frac{C_{\alpha}^2}{3} \right), \quad (13)$$

- определяем объём металла в перемычках

$$V_{a\alpha} = \pi \cdot r_{\alpha}^2 \cdot a_{\alpha}. \quad (14)$$

$$\text{Найдем объем шара с перемычками } V_{ш} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot R_K^3 + \pi \cdot r_{\alpha}^2 \cdot a_{\alpha}. \quad (15)$$

Зная значения объёма металла в перемычках и сферических частях калибра, можем определить объём металла в цилиндрической части калибра.

$$V_S = V_{ш} - \Sigma V_{\alpha-360}^{\alpha}, \quad (16)$$

где

$$\Sigma V_{\alpha-360}^{\alpha} = \frac{V_{a\alpha}}{2} + V_{c\alpha} + \frac{V_{a\alpha-360}}{2} + V_{c\alpha-360}. \quad (17)$$

Проверим принятую ширину реборды для каждого угла b_{α} по условию соответствия вытяжке

$$b_{\alpha} = \frac{V_{\alpha+90} - 2 \cdot (V_{c\alpha} - V_{c\alpha+90})}{\pi \cdot r_{\alpha}^2}. \quad (18)$$

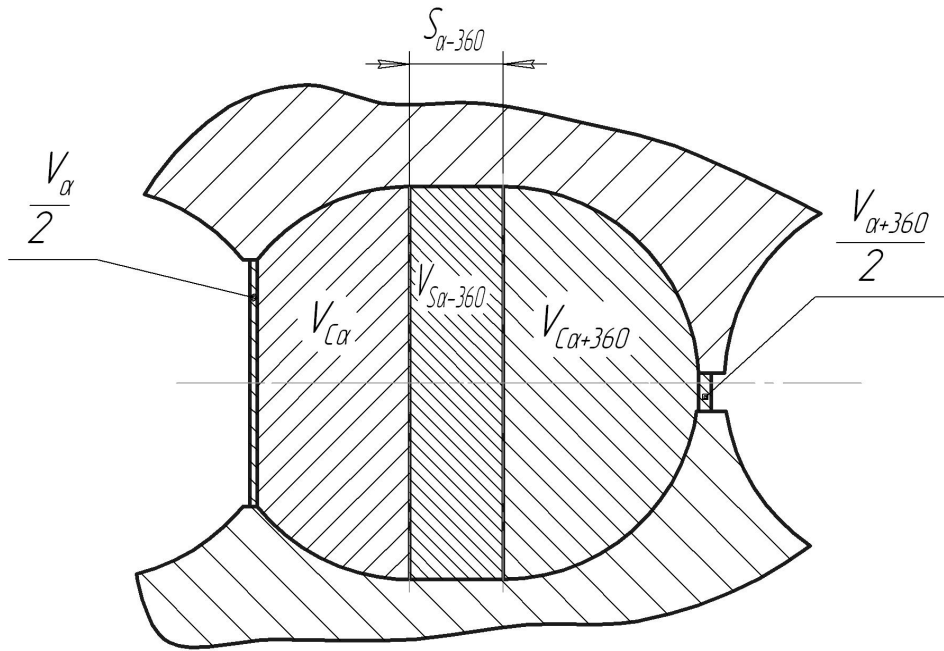


Рисунок 2 – Заполнение калибра

Значение b_{α} на заходе формовочного участка имеет отрицательное значение, так как перемычка ещё не сформировалась, но по мере вытяжки ширина перемычки приобретает положительное значение. До момента отрезки перемычки её ширина должна быть меньше ширины реборды во избежание переполнения и плены. Исходя из этого условия, производится корректировка ширины реборды и пересчёт объёмов металла на участках калибра.

Найдём ширину цилиндрического участка калибра

$$S_{\alpha} = \frac{V_{S\alpha}}{\pi \cdot R_K^2}. \quad (19)$$

Определяем значения ширины реборды по формуле

$$a_{\alpha} = T_{очн} - 2C_{\alpha} - S_{\alpha}. \quad (20)$$

Принимаем окончательные значения ширины реборды.

Определяем шаги нарезки калибра

$$t_{\alpha} = T_{очн} - \frac{360}{\Delta\alpha} (S_{\alpha+90} - S_{\alpha}). \quad (21)$$

Вычисляем ширину цилиндрического участка калибра, исходя из полученных шагов.

$$S_{\alpha} = \frac{(T_{очн} - t_{\alpha})}{4} + S_{\alpha-\Delta\alpha}. \quad (22)$$

Уточняем ширину реборды

$$a_{\alpha} = T_{очн} - 2 \cdot C_{\alpha} - S_{\alpha}, \quad (23)$$

объём металла в перемычках

$$V_{\alpha} = \pi \cdot r_{\alpha}^2 \cdot a_{\alpha}, \quad (24)$$

объём металла в цилиндрической части

$$V_{S\alpha} = \pi \cdot R_K^2 \cdot S_{\alpha}. \quad (25)$$

Проверяем заполнение калибров

$$\Sigma V_{\alpha-360}^{\alpha} = \frac{V_{a\alpha}}{2} + V_{c\alpha} + \frac{V_{a\alpha-360}}{2} + V_{c\alpha-360} \cdot \quad (26)$$

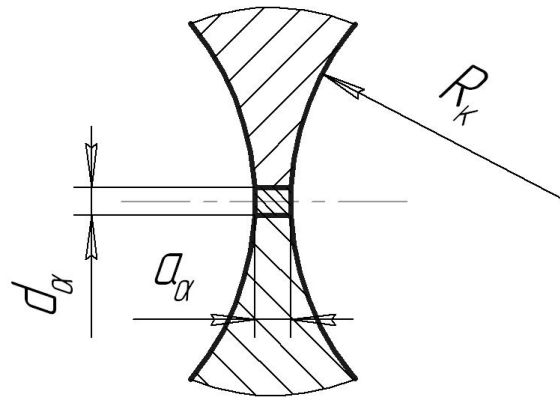


Рисунок 3 – Заполнение перемычки

Заполнение калибра по мере прокатки должно приближаться к полному объёму шара. По окончательным результатам строим график изменения высоты реборды и график подрезки реборды.

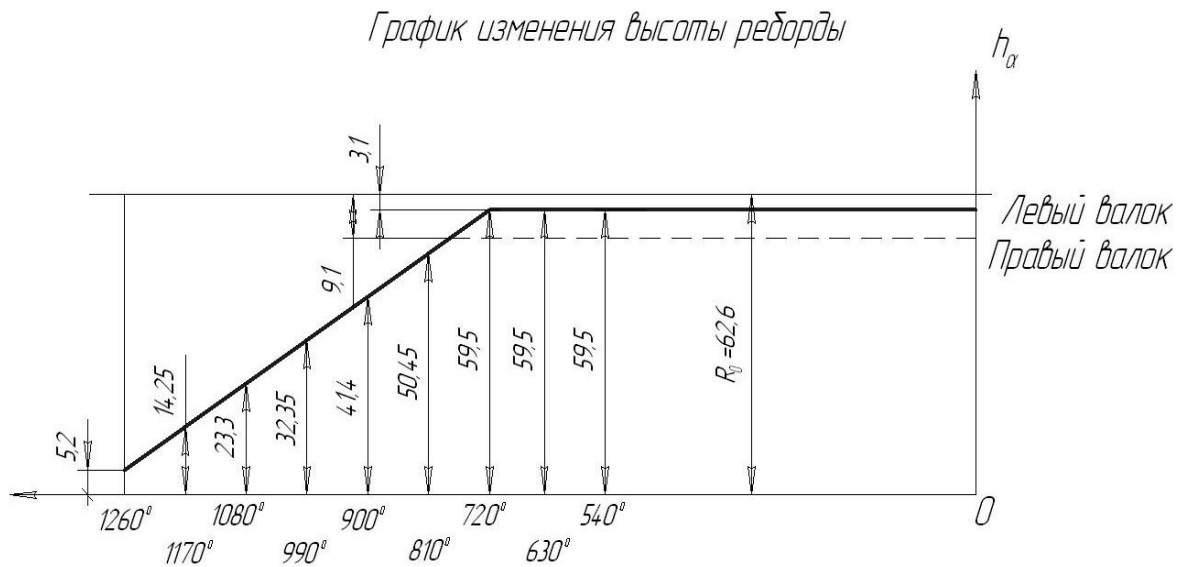


Рисунок 4 – График подрезки высоты реборды

Результаты расчета калибровки для прокатки шара диаметром 120 мм внедрены в производство Гурьевском металлургическом заводе. Шары, полученные прокаткой на шаропркатном стане, широко используются в шаровых мельницах.

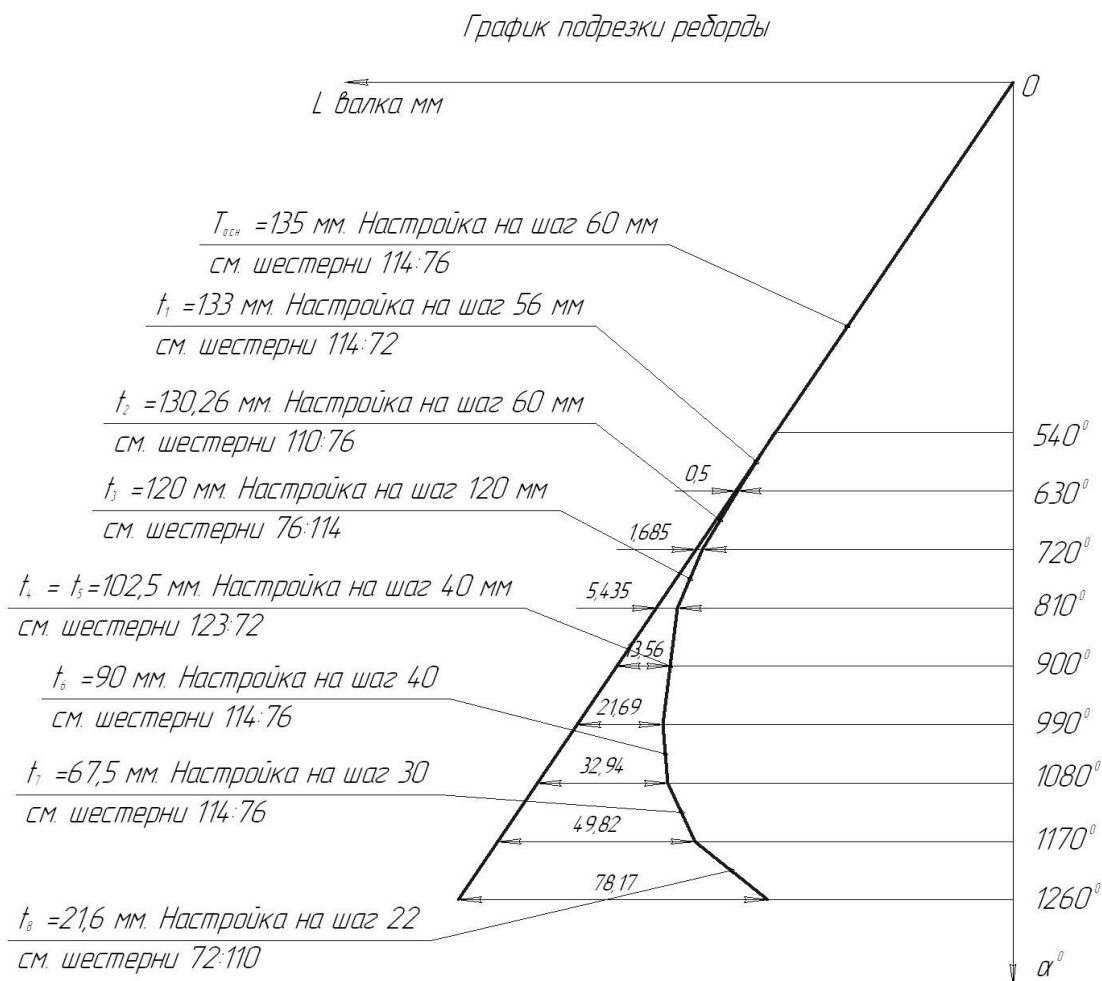


Рисунок 5 – График подрезки реборды

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Целиков А.И. Специальные прокатные станы/ А.И. Целиков, М.В. Барбарин, М.В. Васильчиков и др. – М.: Металлургия, 1971. – 336 с.
2. Прокатное производство. Справочник т. 2 (Под редакцией Е.С. Рокотьяна) – М.: Металлургиздат, 1962. – 315 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ ЗАГОТОВКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ПРОКАТКИ

В лабораторных условиях проведены исследования формоизменения дефектов при прокатке квадратных заготовок в сортовых калибрах различной формы. Установлены качественные и количественные зависимости выработки дефектов в процессе прокатки от следующих факторов: степень деформации, расположение и пространственная ориентация дефектов на исходной заготовке. Раскрыт механизм влияния формы и размеров используемых при прокатке калибров на интенсивность выработки поверхностных дефектов на заготовке.

In laboratory conditions studies distortion of defects in rolling square billets in various forms of bar caliber. Established qualitative and quantitative development of function defects in the rolling process on the following factors: the degree of deformation, the location and spatial orientation of the defects on the initial billet. The mechanism of the influence of the shape and size used in the rolling calibers on the intensity of generation of surface defects on the billet.

Существующие методики исследований процессов формоизменения дефектов при прокатке можно объединить в две группы: промышленные эксперименты в производственных условиях и физическое моделирование на лабораторных прокатных станах. К основным недостаткам первой группы методов относятся: высокая стоимость проведения экспериментов (полученная в ходе проведения опытов продукция несоответствующего качества снижает общий выход годного) и ограниченность диапазонов изменения параметров, характеризующих режимы деформации, что связано с ограничениями по нагрузке на основное и вспомогательное оборудование прокатных станов. Поэтому широкое распространение в настоящее время получили методики физического моделирования процессов прокатки. При проведении лабораторных экспериментов в качестве модельного материала используют стальные или свинцовые образцы. При этом стальные образцы нагревают до температуры прокатки (1100-1200 °С), а свинцовые образцы прокатывают без предварительного нагрева, так как считается, что пластичность свинца при комнатной температуре соответствует пластичности стали при температурах прокатки. Множеством исследований [1-4] показано, что адекватные реальным про-

цессам закономерности можно получить, как при прокатке стальных, так и свинцовых образцов в лабораторных условиях.

С целью установления закономерностей формоизменения дефектов в процессе деформации проведена опытная прокатка свинцовых образцов с предварительно нанесенными искусственными дефектами на лабораторном стане «80». Правомерность использования свинца в качестве модельного материала обусловлена тем, что пластичность свинца при комнатной температуре соответствует пластичности стали при температурах прокатки. Множеством исследований показано, что использование свинцовых образцов для моделирования процессов прокатки стальных заготовок позволяет получить адекватные реальным процессам закономерности формоизменения дефектов.

При проведении экспериментов использовались образцы, полученные отливкой в специальные формы, сечением 30×30 мм с нанесенными на их поверхность дефектами глубиной 2 мм и шириной 1 мм. Дефекты наносили на поверхность образцов фрезой. Размеры дефектов до и после прокатки определяли на вырезанных из образцов темплетях с помощью микроскопа с 50-ти кратным увеличением. Точность размеров дефектов составила ±0,01.

Исследовали влияние следующих факторов на интенсивность выработки дефектов: форма калибра, в котором производится деформация металла (ящичный, ромбический, овальный); степень деформации при прокатке; расположение дефекта (на приконтактных или боковых гранях, на ребрах заготовки); пространственная ориентация дефектов относительно направления прокатки (продольные, поперечные, наклонные на угол 45°). Так как глубина дефектов может изменяться по длине или ширине (в зависимости от пространственной ориентации дефектов), то замер глубины дефектов проводили в 5-ти точках и для анализа использовали усредненное значение.

В качестве критерия интенсивности выработки дефектов приняли коэффициент выработки, определяемый из выражения:

$$K_{\text{выр}} = \frac{H_{\text{до}}}{H_{\text{после}}}, \quad (1)$$

где $H_{\text{до}}$, $H_{\text{после}}$ – глубина дефектов до и после прокатки соответственно.

Степень деформации образцов при прокатке в калибрах изменяли в интервале 5-25% путем изменения зазора между валками. Так как полученная при прокатке в ромбическом и овальном калибрах полоса имеет отличную от прямоугольной форму, то степень деформации образцов при прокатке в указанных калибрах определялась методом приведенной высоты:

$$\varepsilon = \frac{h_{\text{про}} - h_{\text{пр1}}}{h_{\text{про}}} 100\% = \frac{\left(\frac{F_0}{b_0} - \frac{F_1}{b_1} \right)}{\left(\frac{F_0}{b_0} \right)} 100\%, \quad (2)$$

где $h_{\text{про}}$ и $h_{\text{пр1}}$ – приведенная высота полосы до и после прокатки соответственно; F_0 , F_1 – площадь поперечного сечения полосы до и после прокатки соответственно; b_0 , b_1 – ширина полосы до и после прокатки соответственно.

С целью уменьшения погрешности полученных данных по каждому варианту сочетания исследуемых факторов (форма калибра, степень деформации, расположение и ориентация дефектов) прокатали по 5 образцов.

Выбор схемы нанесения дефектов (рисунок 1) производился из условия получения максимального количества информации о формоизменении дефектов в зависимости от их расположения.

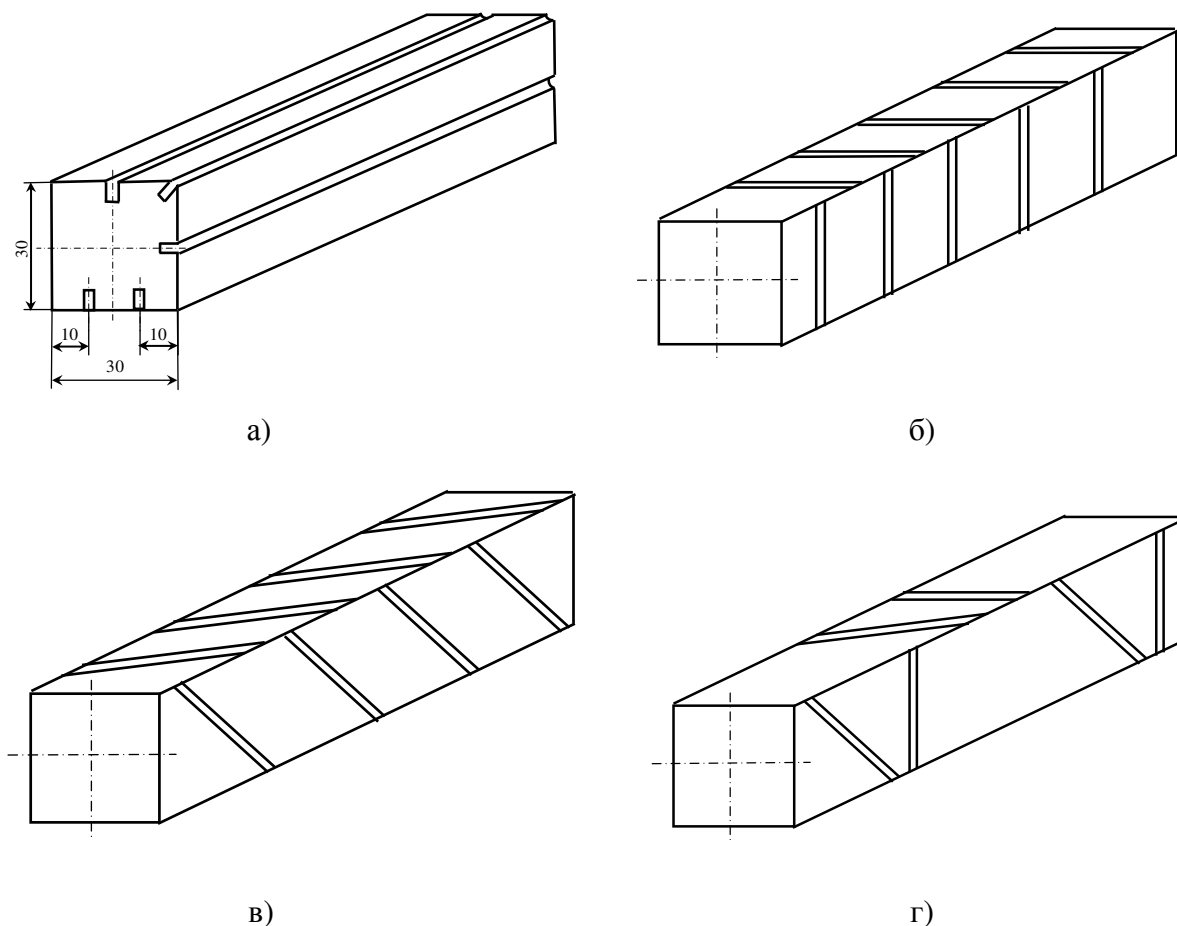


Рисунок 1 – Схема расположения искусственных дефектов на образцах: а) образцы с продольными дефектами; б) образцы с поперечными дефектами; в) образцы с наклонными дефектами; г) образцы с поперечными и наклонными дефектами

В результате обработки полученных при проведении лабораторных экспериментов данных установлено, что с точки зрения выработки дефектов наиболее благоприятные условия создаются при прокатке в ромбическом калибре, а наименее благоприятные – при деформации в овальном калибре. Так при прочих равных условиях (одинаковая пространственная ориентация дефектов и степень деформации) коэффициент выработки дефектов при прокатке в ромбическом калибре выше коэффициента выработки при прокатке в овальном калибре в среднем на 22%, а по сравнению с прокаткой в ящичном калибре разница составляет 13% (рисунок 2).

Зависимость интенсивности выработки дефектов от формы используемого при прокатке калибра обусловлена различной неравномерностью рас-

пределения обжатий по ширине калибра. С увеличением неравномерности обжатий по ширине полосы возрастают дополнительные растягивающие напряжения, которые препятствуют закатыванию дефектов.

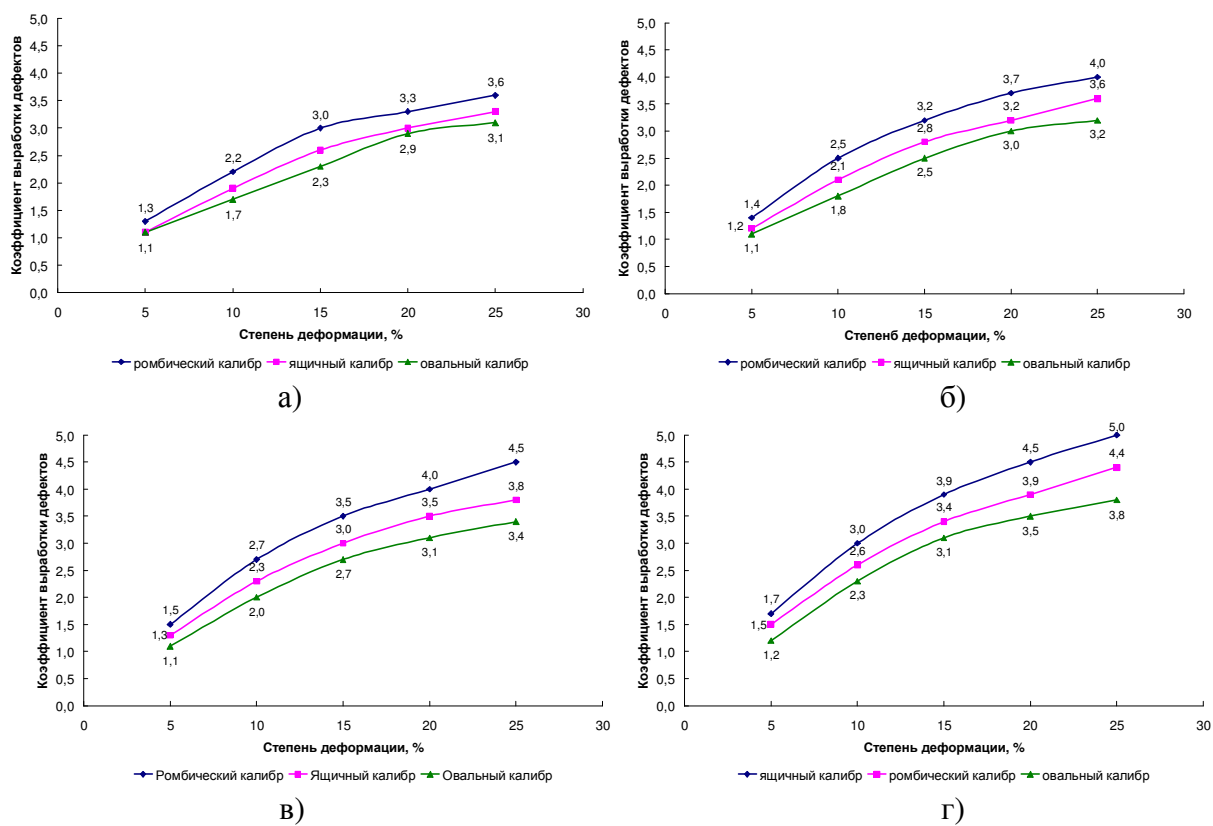


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента выработки дефектов от геометрических факторов при прокатке: а) поперечные дефекты; б) наклонные дефекты; в) продольные дефекты на гранях; г) продольные дефекты на ребрах

С этой точки зрения наименее благоприятные условия для выработки дефектов создаются в овальном калибре (рисунок 3, а), что и подтверждается экспериментально. Однако, интенсивность выработки дефектов в прямоугольном калибре ниже, чем в ромбическом, что противоречит вышесказанному, так как в ящичном калибре обжатия распределены равномерно по ширине (рисунок 3, б). В данном случае на первый план выступает тот факт, что при прокатке в ромбическом калибре боковые зоны заготовки получают значительное тангенциальное смещение, что приводит к повышению выработки дефектов. В ящичном калибре тангенциальное смещение металла практически отсутствует по всей ширине заготовки, за исключением незначительных по протяженности участков выпуска калибра, имеет место только вертикальное смещение металла.

Касательно влияния степени деформации на интенсивность выработки поверхностных дефектов можно отметить ярко выраженный нелинейный характер полученных зависимостей для всех используемых калибров (рисунок 3) – достоверность полученных зависимостей подтверждена расчетом доверительных интервалов. При повышении степени деформации от 5% до 10% увеличение интенсивности выработки дефектов наиболее значительно, в ин-

тервале значений степени деформации 10-20% повышение обжатий уже не приводит к столь значимому увеличению степени выработки дефектов и, наконец, в интервале степени деформации 20-25% увеличение обжатий практически не сказывается на изменении интенсивности выработки поверхностных дефектов.

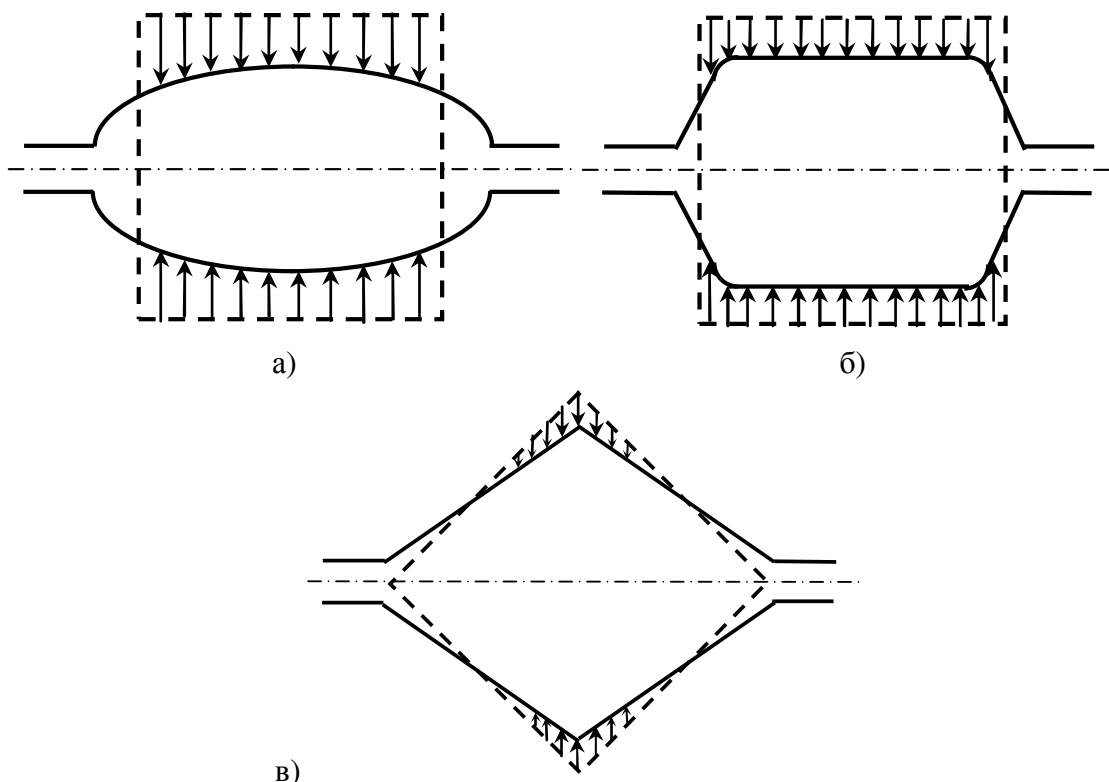


Рисунок 3 – Схема распределения обжатий по ширине калибра при прокатке квадратной заготовки: а) в ящичном калибре; б) в овальном калибре; в) в ромбическом калибре

Это объясняется тем, что при малых обжатиях деформируются только приповерхностные слои, в результате чего деформация проникает в металл на меньшую глубину, чем глубина дефекта. С увеличением обжатий деформация проникает в более глубокие слои и при этом интенсивное увеличение выработки наблюдается вплоть до момента, когда глубина проникновения деформации не достигнет глубины дефекта. После этого момента интенсивность выработки дефектов с ростом степени деформации увеличивается не столь значительно.

Влияние пространственной ориентации дефектов относительно направления прокатки проявляется в том, что наиболее интенсивно вырабатываются продольные дефекты, а наименьшая выработка характерна для поперечных дефектов. Данный факт, очевидно, связан с наличием продольных растягивающих напряжений, возникновение которых на боковых участках приконтактных с прокатными валками слоев обусловлено большей вытяжкой осевых слоев по сравнению с приповерхностными слоями раската. Наличие растягивающих продольных напряжений на боковых участках приконтактных слоев

при прокатке «толстых» полос и полос «средней» толщины (с отношением длины дуги захвата к средней высоте полосы 0,3-0,5 и 0,5-1,5 соответственно), а также вышеуказанные причины их возникновения впервые показаны А.П. Чекмаревым [5].

Влияние расположения дефектов на степень их выработки в процессе прокатки проявляется, прежде всего, в том, что дефекты, нанесенные на ребра заготовки, вырабатываются интенсивнее в среднем на 11%, чем дефекты, расположенные на гранях. Полученные данные согласуются с результатами, полученными авторами при проведении исследований в промышленных условиях [6, 7], и данными других исследователей [1, 4]. Неравномерная выработка дефектов в зависимости от их расположения обусловлена тем, что при прокатке в центральной зоне калибра металл получает только вертикальное смещение, а в боковых зонах калибра имеет место тангенциальное смещение металла.

По вопросу влияния расположения дефектов на интенсивность их выработки также следует отметить, что продольные дефекты на концевых участках раската не только не вырабатываются, но наоборот имеет место увеличение их размеров – раскрытие дефектов (рисунок 4, а). Причем протяженность зон раскрытия дефектов меньше на входном конце раската (рисунок 4, б) по отношению к противоположному концу (рисунок 4, в).

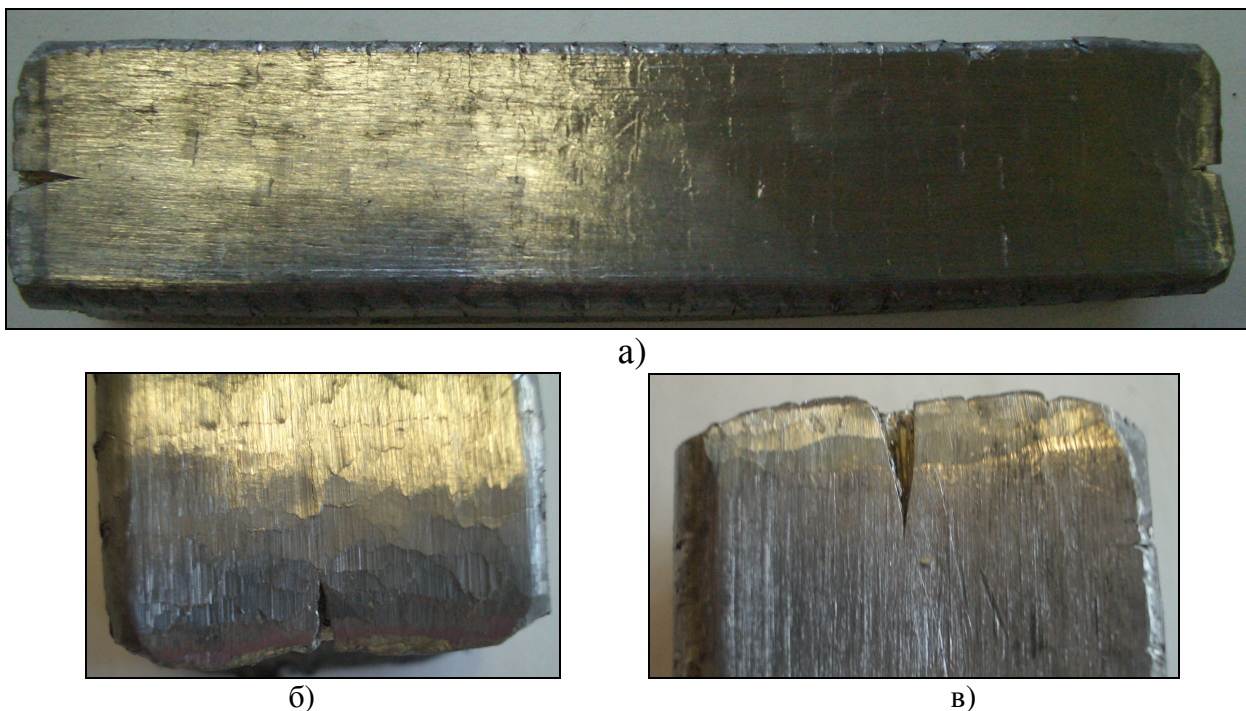


Рисунок 4 – Раскрытие продольного дефекта после прокатки на концевых участках образца: а) общий вид образца с дефектами; б) дефект на входном конце; в) дефект на противоположном входному концу

Раскрытие дефектов на концевых участках заготовки, очевидно, связано с отсутствием внешних зон при прокатке, а различная протяженность зон раскрытия дефектов на входном и противоположном ему концах раската объ-

ясняется неравномерностью течения металла в зонах отставания и опережения. Кроме того, установлено, что на прилегающих к боковым участкам поверхности зонах, раскрываются расположенные в них поперечные и наклонные к оси прокатки дефекты (рисунок 5). Объяснением данному факту служит то, что продольные растягивающие напряжения на ребрах заготовок имеют наибольшую величину.

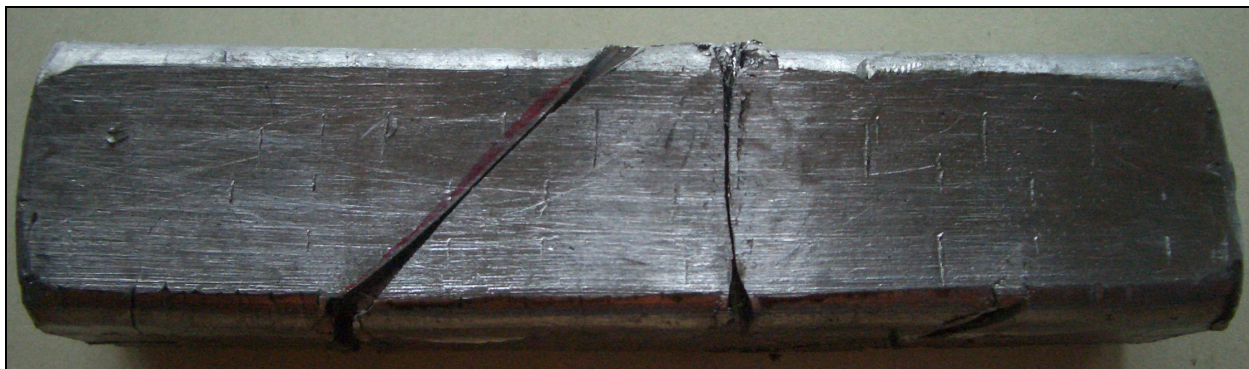


Рисунок 5 – Раскрытие поперечного и наклонного дефектов после прокатки на прилегающих к боковым участкам поверхности зонах образца

Выводы.

В результате проведенных в лабораторных условиях исследований формоизменения поверхностных дефектов в процессе деформации установлено следующее:

1. Наиболее благоприятные условия для выработки поверхностных дефектов на квадратной заготовке создаются при использовании ромбических калибров, а наихудшие результаты с точки зрения выкатываемости дефектов в процессе прокатки получены при деформации в овальных калибрах. Показано, что зависимость интенсивности выработки дефектов от формы используемого при прокатке калибра обусловлена различной неравномерностью распределения обжатий по ширине калибра, а также наличием тангенциального смещения металла в боковых зонах калибра.

2. Зависимость интенсивности выработки поверхностных дефектов от степени деформации имеет ярко выраженный нелинейный характер для всех используемых калибров, что связано с изменением соотношения глубины проникновения деформации в образец с глубиной залегания дефекта.

3. Наименьшая интенсивность выработки характерна для поперечных дефектов, что связано с наличием продольных растягивающих напряжений, возникновение которых в приконтактных с прокатными валками слоях обусловлено большей вытяжкой осевых слоев по сравнению с поверхностными слоями раската.

4. Дефекты, нанесенные на ребра заготовки, вырабатываются интенсивнее в среднем на 11%, чем дефекты, расположенные на гранях, что объясняется наличием тангенциального смещения металла в боковых зонах калибра.

5. Продольные дефекты на концевых участках раската, а также поперечные и наклонные дефекты, расположенные в прилегающих к боковым

участкам поверхности зонах, не только не вырабатываются, но наоборот имеет место увеличение их размеров при деформации. При этом для продольных дефектов их раскрытие связано с отсутствием внешних зон при прокатке, а причиной раскрытия поперечных и наклонных дефектов служит наличие на ребрах заготовок растягивающих напряжений максимальной величины.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зильберг Ю.В. Формоизменение поверхностных дефектов при прокатке в простых калибрах / Ю.В. Зильберг, С.В. Ревякин // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1996. – №8 – С. 23-25.
2. Уткин Г.С. Интенсификация выработки поверхностных дефектов при производстве заготовок / Г.С. Уткин [и др.] // *Производство проката*. – 2004. – №4. – С. 18-22.
3. Перетяцько В.Н. Выработка поверхностных дефектов в ящичных калибрах / В.Н. Перетяцько [и др.] // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2011. - №2 – С. 26-29.
4. Егоров В.Д. Выкатываемость дефектов при прокатке крупносортовой стали / В.Д. Егоров [и др.] // *Сталь*. – 1995. – №1. – С. 32-34.
5. Чекмарёв А.П. Теория прокатки крупных слитков / А.П. Чекмарёв [и др.] – М.: Металлургия, 1968. – 252 с.
6. Мартьянов Ю.А. Совершенствование технологии производства круглого проката конструкционных сталей на мелкосортном стане 250-2 ОАО «ЗСМК» / Ю.А. Мартьянов, В.Н. Кадыков, А.А. Уманский // *Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество. Сборник трудов всероссийской научно-практической конференции*, – Новокузнецк, 2010. – С. 69-73.
7. Кадыков В.Н. Влияние калибровки прокатных валков на выработку поверхностных дефектов / В.Н. Кадыков, Ю.А. Мартьянов, А.А. Уманский // *Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов*. – Москва-Новокузнецк, 2011. – Вып. 27. – С. 132-136.

В.Н. Перетяцько, В.В. Вахман, М.В. Филиппова

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОТЯЖКИ НА ГИДРОПРЕССЕ

Проведено компьютерное и физическое моделирование деформированного состояния металла при ковке прокатных валков массой 1,2 тонны на гидравлическом прессе. Установлено, что при первом обжатии (одностадийное деформирований) деформация проникает до центральных слоев поковки. Компьютерное и физическое моделирование показали адекватные результаты.

The computer and physical modeling of deformed state in the process of forging rolls 1,2 t at the hydraulic press was carried out. It was stated that during the first pressing (one-stage deformation) deformation penetrates to the central layers of fringe. Computer and physical modeling has showed adequate results.

Исследованиями [1, 2] установлено, что большинство механических свойств у литой структуры стали, обычно ниже чем у ковальной, так как литые слитки обладает значительной неоднородностью и пониженными пластическими свойствами.

В связи с чем, важным этапом в технологии изготовления деталей машиностроения является ковка. С помощьюковки получают нужную форму поковки, а также исправляют недостатки литых слитков. Горячая деформация литого металла преобразует его в кованный и благоприятно влияет на качество металла. Одной из основных операцийковки является протяжка. Операция протяжки выполняется за несколько обжимов с кантовкой металла после каждого обжима на 90 или 180 градусов. Особенно опасными с точки зрения качества являются первые обжимы, в которых происходит локализация деформации, и во многих случаях деформация не проникает на всю глубину поковки. В этом случае можно наблюдать зоны затрудненной деформации, где деформация мала или отсутствует и зоны интенсивной пластической деформации. Для выявления этих зон и количественной оценки величины деформации было поведено математическое моделирование процесса протяжки с использованием метода конечных элементов (МКЭ).

В качестве меры деформированного состояния принята скалярная величина интенсивность деформаций.

$$\varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \cdot \varepsilon_2}, \quad (1)$$

где, ε_1 и ε_2 – главные компоненты деформации.

В кузнечно-прессовом цехе «ЕВРАЗ ЗСМК» при изготовлении поковок прокатных валков применяется свободная ковка на гидравлических прессах с использованием комбинированных бойков. Масса слитка – 7 тонн. После билетеровки получается заготовка диаметром 850 мм. Из слитка куют два валка.

Рассмотрим результаты моделирования одностадийной деформации круглой заготовки в комбинированных бойках. Компьютерное моделирование позволяет изучить распределение деформации по сечению деформируемой модели, величину деформации и величину степени обжатия необходимую для преобразования литой структуры металла в деформированную.

В качестве модели использовалась цилиндрическая заготовка диаметром 850 мм, марка стали – Сталь 50. Так как в кузнечных цехах на гидравлических прессах наиболее часто используются комбинированные бойки с углом выреза нижнего бойка 120 градусов, считающегося наиболее универсальным для комбинированных бойков, поэтому в данном исследовании, также в качестве бойков использовались комбинированные бойки с углом выреза 120 градусов. Условия моделирования: температура нагрева заготовки – 1220° С, ковка на гидравлическом прессе, обжатия проводились без учета коэффициента трения между заготовкой и бойками.

При исследовании деформированного состояния тела разными авторами предлагаются различные способы определения степени деформации [1], степени обжатия [3] и относительного обжатия [4]. В настоящем исследовании для обозначения общего формоизменения деформируемого тела будет использоваться термин степень обжатия. Степень обжатия в настоящем исследовании определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{H1 - H2}{H1} \times 100\% , \quad (2)$$

где $H1$ – расстояние между бойками при соприкосновении с моделью, мм; $H2$ – расстояние между бойками после обжатия модели, мм.

На практике при первом обжиге заготовки применяют степени обжатия от 7 до 32%, поэтому в нашем исследовании на первой стадии была выбрана средняя величина степени обжатия равной $\varepsilon = 14\%$. Данная величина степени обжатия обусловлена реальной величиной степени обжатия применяемой в кузнечно-прессовом цехе при обжатии заготовок указанного диаметра. Форма заготовки, получаемая в результате этого обжатия, пригодна для дальнейшей протяжки, так как хорошо устанавливается в комбинированных бойках после кантовки.

Картина деформированного состояния поковки симметрична относительно вертикальной оси, поэтому на рисунке 1 (левая сторона рисунка), показана половина сечения поковки. На рисунке темным фоном показано распределение полей интенсивности деформаций ε_i по сечению модели при компьютерном моделировании одностадийного деформирования заготовки в комбинированных бойках со степенью обжатия $\varepsilon = 14\%$. В верхнем левом углу рисунка представлена масштабная линейка, по которой можно определить величину интенсивности деформаций осаженной заготовки.

Как видно из рисунка 1 левая сторона, у модели имеются характерные зоны интенсивной деформации (черный цвет) и зоны затруднённой деформации (белый цвет). Зоны затруднённой деформации при данной степени обжатия имеют значения ε_i от 0 до 0,05.

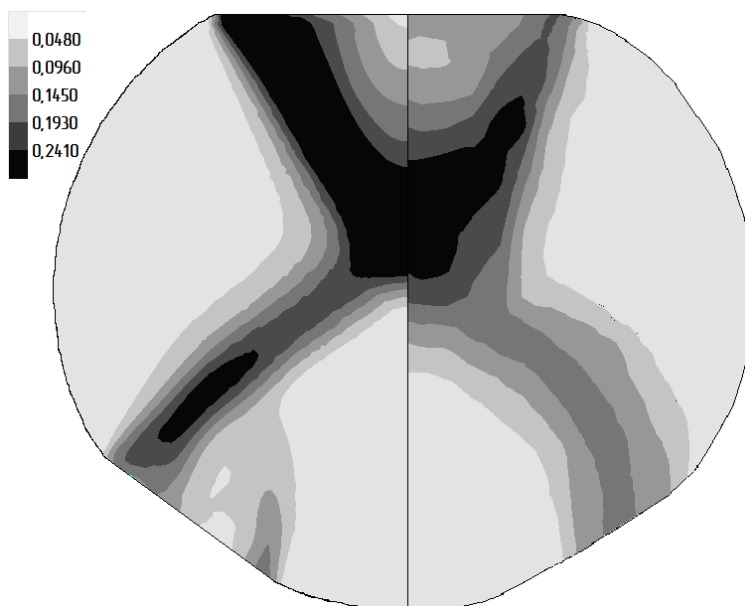


Рисунок 1 – Поле интенсивности деформаций по сечению поковки (левая половинка рисунка – компьютерное моделирование, правая половинка рисунка – экспериментальные данные)

В верхней части рисунка зоны с максимальными значениями интенсивности деформаций по величине $\varepsilon_i = 0,24 \div 0,44$ имеет V-образную форму и располагается от краев плоского бойка до центральной части модели. При этом максимальные значения ε_i близкие к значению 0,44 располагаются в осевой зоне, что говорит об её интенсивной проработке. Две другие зоны интенсивной деформации модели располагаются от её центра в направлении выреза бойка.

Для проверки адекватности компьютерного моделирования экспериментально исследовали деформированное состояние свинцовой заготовки при её обжатии в комбинированных бойках. При этом использовали методику определения интенсивности деформаций по изменению размеров делительной сетки методом Ренне И.П. [5]. Для этого на свинцовую заготовку – диск, диаметром 85 мм и шириной 20 мм, на внутреннюю сторону наносилась прямоугольная делительная сетка с размерами сторон ячеек 3×3 мм с отклонением не более $\pm 0,04$ мм. После этого два диска складывались вместе и обжимались в специальном устройстве, обеспечивающем плоскую деформацию заготовки. Затем искаженная делительная сетка сканировалась и с помощью графического пакета AutoCAD и вычислительного пакета MathCAD, выполнялись расчеты интенсивности деформаций по сечению заготовки, построение полей и графиков распределения интенсивности деформаций. Свинцовая заготовка подвергалась одностадийной деформации с теми же степенями обжатия, что и при компьютерном моделировании. Поля распределения интенсивности дефор-

маций по сечению свинцовой заготовки представлены на рисунках 1 в правой части.

Сравнивая левые и правые части рисунка 1, можно отметить, что результаты компьютерного моделирования по распределению интенсивности деформаций при одностадийном деформировании круглой модели в комбинированных бойках совпадают с результатами экспериментальных исследований. Сравнение опытных данных с результатами компьютерного моделирования показало надежность компьютерного моделирования для решения задач обработки металлов давлением.

По результатам компьютерного моделирования и экспериментальных исследований построены графики распределения интенсивности деформаций в направлении различных осей модели.

Измерения численных значений интенсивности деформаций, как для компьютерного моделирования так и для физического моделирования, проводили по схеме, представленной на рисунке 2. Как видно из рисунка измерения проводятся в направлениях осей Z , Q и Q_m . Ось Z – это вертикальная ось, в направлении которой движется верхний боек и также она является осью симметрии для модели. Ось Q – это ось, которая всегда берет свое геометрическое начало в точке O (точка O – плавающая точка в зависимости от степени обжатия заготовки и она является серединой высоты модели и всегда совпадает с точкой $Z=0,5$), направлена ось Q в направлении нижнего бойка и пересекает его в точке, являющейся серединой поверхности S (поверхность S – это поверхность соприкосновения обжатой заготовки с нижним вырезным бойком).

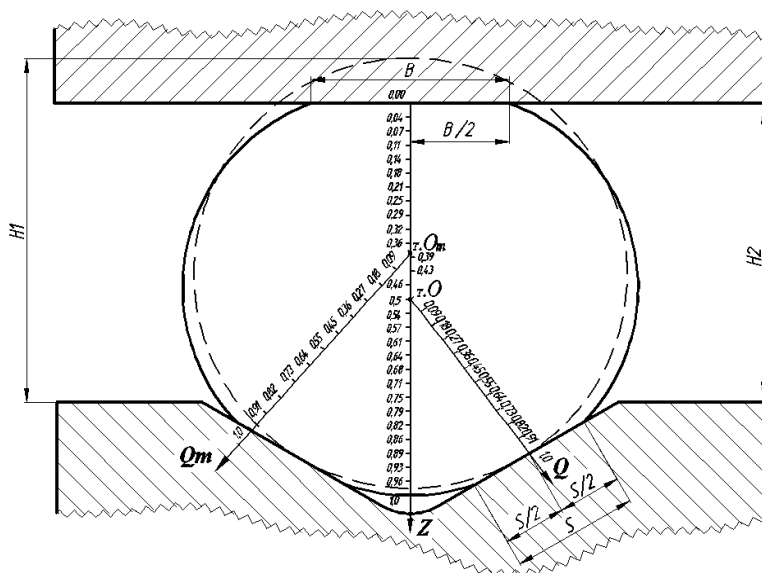


Рисунок 2 – Схема замеров интенсивности деформаций по осям Z , Q , Q_m .

Ось Q_m – это ось, которая берет свое начало в точке O_m и направлена она в направлении рабочей плоскости нижнего вырезного бойка где сосредоточены максимальные значения интенсивности деформаций в модели. Цифрами на рисунке 2 обозначены точки, в которых проводили измерения значений интенсивности деформаций.

На рисунке 3, показан график распределения интенсивности деформаций вдоль оси Z , при компьютерном моделировании одностадийном деформировании модели.

Из графика видно, что в модели, обжатой со степенью обжатия $\varepsilon = 14\%$ при одностадийном деформировании вдоль оси Z кривая распределения ε_i , имеет неоднородный пикообразный вид, на расстоянии от $Z=0$ до $Z=0,57$. На этом участке значения ε_i начинают увеличиваться в точке O и возрастают до максимального значения $\varepsilon_i = 0,43$, которое находится на расстоянии $Z=0,39$. После этого значения ε_i уменьшаются до 0 на расстоянии $Z=0,57$ и остаются на этом уровне до значения равного $Z=1$.

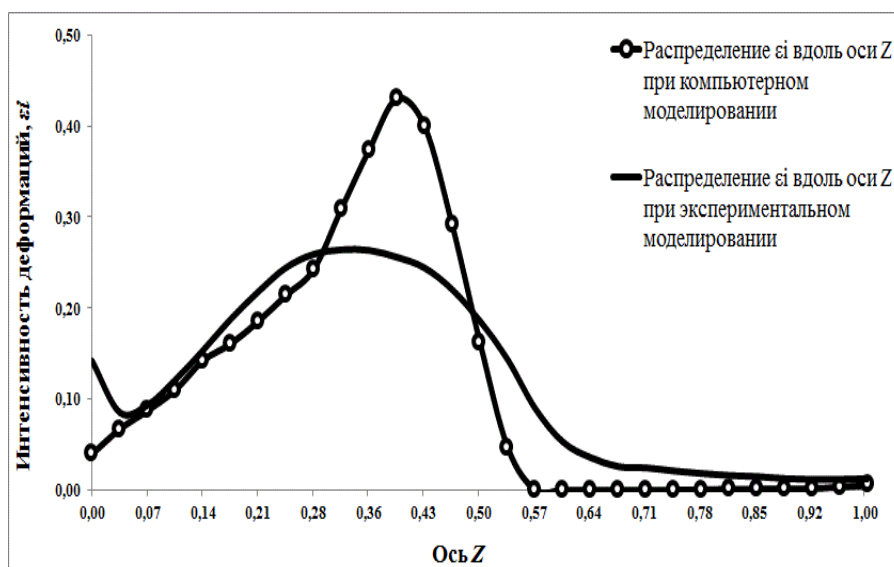


Рисунок 3 – Распределение интенсивности деформаций по оси Z

При физическом моделировании кривая интенсивности деформаций вдоль оси Z имеет плавные очертания без наличия пика.. Результаты физического и компьютерного моделирования практически совпадают, кроме центрального участка заготовки

На рисунке 4, показаны графики распределения интенсивности деформаций вдоль наклонных осей Q и Qm , при одностадийном деформировании модели.

Из графика видно, что кривая берет свое начало в точке O , где имеет свое максимальное значение со значением $\varepsilon_i = 0,14$. Затем значения ε_i резко уменьшаются до значения $\varepsilon_i = 0,03$ в точке $Q=0,18$, после чего уменьшается плавно до минимального значения $\varepsilon_i = 0,01$ в точке $Q=0,45$. После этой точки, значения ε_i начинают увеличиваться в виде волнообразной кривой до значения $\varepsilon_i = 0,06$ в точке $Q=1$. Таким образом, видно, что по мере удаления от поверхности вырезного бойка вглубь заготовки значения ε_i уменьшаются от больших к меньшим, до точки $Q=0,45$, после которой вновь начинается увеличение значений ε_i до максимальных. Это увеличение вызвано деформацией модели под действием верхнего плоского бойка.

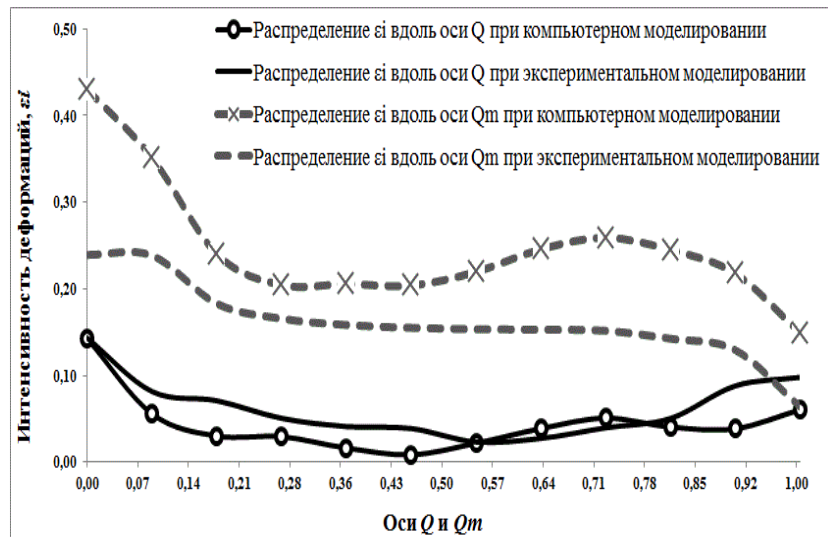


Рисунок 4 – Распределение интенсивности деформаций по оси Q и Qm

Для получения более полной информации о деформации по сечению модели дополнительно проводили измерения ε_i вдоль оси Qm . На рисунке 4 вдоль наклонной оси Qm , при компьютерном моделировании кривая распределения ε_i имеет волнообразный вид. Максимальные значения ε_i локализуются вблизи в точки O , и по мере движения вдоль оси Qm , от точки $Qm=0$ к $Qm=1$, значения ε_i сначала уменьшаются до $\varepsilon_i = 0,20$ в точке $Q=0,27$, а затем плавно увеличиваются до $\varepsilon_i = 0,26$ в точке $Qm=0,73$, после чего вновь уменьшаются до значения $\varepsilon_i = 0,15$ в точке $Q=1$. Резкие изменения в виде волны на вдоль оси Qm , говорят о том, что деформация на данном участке модели не однородная.

Результаты физического моделирования совпадают с результатами компьютерного моделирования при исследовании вдоль оси Q , и имеют постоянную величину отклонения вдоль оси Qm .

Выводы

Исследования показали, что при одностадийном обжатия поковки прокатных валков со степенью обжатия $\varepsilon = 14\%$ деформация распространяется на всю высоту поковки. Имеются зоны с низким значением величины интенсивности деформаций. Сравнивая значения величин интенсивности деформаций по результатам компьютерного и физического моделирования, можно отметить, что компьютерное моделирование адекватно описывает величину интенсивности деформаций при протяжки металла. Компьютерное моделирование обеспечивает необходимую точность расчётов и может быть использовано для решения технологических задач обработки металлов давлением.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Е.П. Унксов. Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением. – М.: Машгиз, 1955. – 230 с.
2. В.Н. Трубин, И.Я. Тарновский. Ковка крупных поковок: Результаты

исследования технологических режимов. М.-Свердловск: Машгиз, 1962. – 224 с.

3. П.Ф. Иванушкин, Б.С. Каргин. Влияние формы бойков на интенсивность протяжки и распределение деформаций. Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1971. №1. С. 96 – 100.

4. А.В. Алтыкис, М.М. Колосков, В.А. Назарян. Оптимизация режимов протяжки поковок комбинированными бойками. Кузнечно-штамповочное производство. 1973. №8. С. 3 – 8.

5. Ренне И.П. Обобщение метода обработки результатов искажения делительной сетки, предложенной П.А. Пашковым – В сб. трудов Тульского механического института «Технология машиностроения». 1966. С. 49 – 54.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун

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

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ

На основании экспериментальных исследований было показано, что углеродфторсодержащая добавка в количестве 3-10% в окислительный флюс АН-348А способствовала получению сварных швов с пониженным содержанием неметаллических включений и повышенными значениями механических свойств и особенно ударной вязкости. Результаты исследований будут использованы для разработки технологий сварки конструкций и резервуаров северного исполнения.

Experimental researches have shown that the supplement of CF-additive in an amount of 3-10% in the oxidative flux AN-348A contributed to obtaining the welds with a low content of nonmetallic inclusions and the high values of mechanical properties, especially impact strength. The results of researches will be used to develop technologies of welding constructions for the northern regions.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации госзаказа 7.5021.2011

Согласно правилам устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов ПБ 03-605-03 (ГОСТ 31385-2008), эксплуатируемых в условиях севера, к основному металлу и сварным соединениям предъявляются высокие требования по механическим свойствам и осо-

бенно ударной вязкости при отрицательных температурах. При изготовлении резервуаров для нефтепродуктов в северном исполнении широкое применение нашли низколегированные кремнемарганцовистые стали 09Г2С (ГОСТ 19282-73). Резервуары большой емкости изготавливают методом рулонирования. Полотнища стенок, днища и крыши резервуаров сваривают в цеховых условиях автоматическим способом под флюсом двусторонними швами на стендах для рулонирования. В качестве сварочных материалов используют низколегированную проволоку Св-08ГА (ГОСТ 2246-70) и кремнемарганцовистые окислительные флюсы [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации госзаказа 7.5021.2011

Механические свойства сварных соединений и ударная вязкость зависят при прочих равных условиях от содержания неметаллических включений в шве. рядом исследований показано, что большинство неметаллических включений, обнаруживаемых в сварных швах, являются оксидными соединениями экзогенного и эндогенного характера. Они образуются в металле шва из остатков шлака, а также продуктов раскисления металла кремнием и марганцем. Содержание неметаллических включений в шве зависит от количества общего кислорода.

Существующие в настоящее время флюсы для сварки низколегированных сталей дают повышенное содержание общего кислорода, а, следовательно, повышенное количество неметаллических включений в швах. Оптимальным, с точки зрения удаления и исключения образования в сварном шве неметаллических включений, является углерод, так как образующиеся с участием углерода соединения газообразные (CO и CO_2) и легко удалимы. Однако, использование углерода, приводит к науглероживанию металла, что в свою очередь ухудшает механические свойства и структуру сварных швов.

Изучение возможности проведения сварки с использованием добавок осуществляли с применением углеродфторсодержащего компонента со следующим химическим составом, масс. %: $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25-30$; $\text{Na}_3\text{AlF}_6 = 30-50$; $\text{CF}_x = 25-35$ ($1 \geq x > 0$); и примеси $\text{S}=0,09-0,19$; $\text{P}=0,10-0,18$. Теоретически данная добавка должна позволять:

- осуществлять интенсивный углеродный «кип» за счет образования CO и CO_2 , образующихся при взаимодействии фтористого углерода CF_x с растворенным в стали кислородом, при этом в связи с тем, что углерод находится в связанном состоянии науглероживание стали практически не происходит.

- дополнительно проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na_3AlF_6 и CF_x) разлагающихся при температурах сварочных процессов с выделением фтора, который в свою очередь взаимодействует с водородом, растворенным в стали, с образованием газообразного соединения HF .

Исследовалось влияние добавки в составе флюсов на состав шва, структуру металла, содержание кислорода и неметаллических включений в шве, сварочно-технологические свойства, механические свойства и ударную вяз-

кость сварных швов. В опытах использовали окислительный флюс АН-348А с высоким содержанием окислов кремния и марганца, который при хороших сварочно-технологических свойствах (формирующие свойства и отделимость шлаковой корки) имеет существенный недостаток окислительных флюсов - повышенное содержание кислорода и неметаллических включений в швах, а, следовательно, пониженное значение ударной вязкости при отрицательных температурах [2,3].

Добавку к флюсу готовили следующим образом: углеродфторсодержащий компонент смешивали с 10-12% жидкого стекла (из расчета сухого остатка), тщательно перемешивали и помещали в печь для просушки. После полного удаления влаги и спекания добавку охлаждали и дробили. Затем добавку смешивали с флюсом в специальном смесителе в определенном строго заданном соотношении.

Эксперименты проводились на образцах из стали 09Г2С толщиной 16мм размером 200×500мм. Сварка стыковых швов без разделки кромок проводилась с двух сторон, как при сварке полотнищ стенок резервуаров на стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовалась проволока Св-08ГА диаметром 5мм. Для исследования были использованы следующие составы: АН-348А – базовый вариант, флюс АН-348А и углеродфторсодержащая добавка в количестве 1, 3, 5, 7 и 10%. Сварку образцов под флюсами проводили на одинаковых режимах. После сварки отбивали шлаковую корку, изучали поверхность металла шва и шлаковую корку со стороны, прилегающей к шву. Все флюсы имели хорошую отделимость шлака. Поверхность металла шва была гладкая без дефектов во всех опытах. Шлаковая корка при сварке под флюсом АН-348А была гладкая с наличием маленьких пор. Шлаковые корки, полученные при плавлении флюса с добавками, были более пористые, что говорит о газовыделении из металла при кристаллизации, причем с увеличением добавки во флюсе количество пор в шлаке увеличивалось.

Из сваренных пластин были вырезаны образцы и выполнены следующие исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов, металлографические исследования сварных швов, определено содержание общего кислорода в швах, механические свойства сварных соединений и ударная вязкость швов при температурах 20⁰С и -40⁰С.

Рентгеноспектральный анализ состава металла швов, выполненных под флюсами с разным количеством добавок, не выявил значительных отличий. Углерод, содержащийся в добавке, не привел к науглероживанию металла шва. Заметного повышения углерода в металле шва не произошло, несмотря на значительное его содержание во флюсе. Углерод во флюсе находится в связанном состоянии CF_x , во время сварки углерод раскисляет металл и удаляется в виде окислов СО или СО₂. О наличии газовыделения из металла свидетельствует повышенная пористость шлаковой корки при сварке под флюсом с добавками.

Металлографическое исследование полированных микрошлифов сварных соединений проводились с помощью оптического микроскопа OLYMPUS

GX-51 в светлом поле при увеличениях $\times 100$, $\times 500$. Микроструктура металла выявлялась травлением в растворе 4% HNO_3 в этиловом спирте.

Структура основного металла всех проб состоит из зерен феррита и пластинчатого перлита (4-5 мкм). В переходной зоне от основного металла к наплавленному наблюдается мелкозернистая структура (1-2 мкм), образовавшаяся в результате рекристаллизации при нагреве в процессе сварки. В микроструктуре сварного шва присутствуют ферритные зерна, вытянутые в направлении отвода тепла вследствие нагрева и ускоренного охлаждения. Заметного отличия структуры швов, выполненных под разными флюсами, не обнаружено. При сварке проволокой Св-08ГА под флюсом АН-348А в области близкой к поверхности сварного шва наблюдалось значительное количество неметаллических включений неправильной формы; в структуре металла шва наблюдались многочисленные сульфидные включения FeS и MnS , а также гетерогенные окисульфиды, состоящие из кристаллов Al_2O_3 , окруженных оболочками сульфидов.

В образцах, сваренных под флюсом с добавками, наблюдалось уменьшение неметаллических включений. В области, прилегающей к поверхности швов образцов, сваренных под флюсом с 3 – 10 % добавки, наблюдались мелкодисперсные оксидные включения. В структуре металла шва наблюдались также сульфиды и окисульфиды, расположенные по границам зерен. Большое количество неметаллических включений в швах, сваренных под флюсом АН-348А, связано со значительным развитием окислительно-восстановительных процессов, окислением металла компонентами флюса в зоне дуги и последующим раскислением металла кремнием и марганцем в сварочной ванне. Образующиеся оксиды и частицы шлака не успевают всплыть вследствие большой скорости кристаллизации.

За счет введенных добавок происходит, по – видимому, углеродный окислительный «кип», позволяющий удалять неметаллические включения и получать металл шва менее загрязненным неметаллическими включениями. Подтверждением данных выводов являются результаты анализа металла швов на содержание кислорода. Концентрация общего кислорода в металле шва составила 0,053 % в образцах, полученных при сварке под флюсом АН-348А, при этом 0,043 % кислорода было связано в силикатах и 0,010 % кислорода в алюминатах.

Для определения содержания кислорода в швах, сваренных под флюсом с добавками, был взят образец, полученный при сварке под флюсом с минимальным количеством добавки – 3 %, позволяющей получить шов более чистый по включениям. Содержание общего кислорода составило 0,031 %, из которого 0,018 % связано в силикатах, и 0,013 % связано в алюминаты. Наряду с уменьшением общего содержания кислорода в металле произошло его перераспределение. Количество кислорода в силикатных включениях резко уменьшилось при одновременном небольшом увеличении кислорода в алюминатах. Оксиды алюминия, по-видимому, перешли из добавки в металл, они имеют меньший размер по сравнению с силикатами, равномерно распределены по металлу и

оказывают меньшее влияние на механические свойства металла.

При рассмотренной схеме сварки стыковых швов образцов, получаемый шов состоит в основном из металла, полученного переплавлением основного металла 09Г2С и электродного металла Св-08ГА. Механические свойства сварных соединений и швов определяли при температуре 20⁰С, ударную вязкость металла шва КСУ определяли при температуре -40⁰С (табл.). Для проведения механических испытаний и определения ударной вязкости изготавливали стандартные образцы (ГОСТ 6996-66). Образцы для определения ударной вязкости вырезали поперек направления шва. Ударную вязкость определяли по результатам испытаний металла шва (ось надреза совпадала с осью шва).

Механические свойства и ударная вязкость металла швов, выполненных под флюсами с добавкой (3-10%), были наибольшими (табл.) и превышали допустимые для конструкций северного исполнения. Существенное повышение ударной вязкости при отрицательных температурах можно объяснить уменьшением кислорода в металле и количества неметаллических включений в шве.

Таблица – Механические свойства металла шва

Объект	Механические свойства			Ударная вязкость, Дж/см ² Св.шов, КСУ	Температура испытаний, °С
	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %		
Сварной шов					
Сварка под флюсом АН-348А	$\frac{535}{530-540}$	$\frac{360}{355-365}$	$\frac{25}{23-27}$	$\frac{70}{67-73}$	-40
				$\frac{102}{94-110}$	20
Сварка под флюсом АН-348А+ 3% добавки	$\frac{570}{564-576}$	$\frac{382}{375-389}$	$\frac{26}{24-28}$	$\frac{124}{118-130}$	-40
				$\frac{146}{139-153}$	20

Примечание. В числителе приведены средние значения механических свойств и ударной вязкости, полученные по результатам шести испытаний, в знаменателе минимальные и максимальные.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Билецкий С.М., Голинько В.М. Индустриальное изготовление негабаритных сварных листовых конструкций. – Киев: Наукова Думка, 1983. – 272 с.
2. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы /Конищев Б.П., Курланов С.А., Потапов Н.Н. и др./Под общ. ред. Потапова Н.Н. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.
3. Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. – Киев: Техника, 1984. – 166 с.

А.К. Гарбузова

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

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ ЦИАНОВОДОРОДА И ЕГО СОЕДИНЕНИЙ

Проведен анализ современного состояния производства и применения циановодорода и его соединений. Установлено, что циановодород HCN в виде кислоты необходим в настоящее время для производства солей – цианидов, которые востребованы для извлечения золота и серебра из руд селективным выщелачиванием в металлургии, в производстве фармацевтических препаратов, химической промышленности, для борьбы с вредителями сельского хозяйства.

The analysis of the current state of production and use of hydrogen cyanide and its compounds. Found that hydrogen cyanide HCN in the form of acid is required at present for the production of salt - of cyanide that are needed to extract gold and silver from ores by selective leaching of metals in the production of pharmaceuticals, chemicals, pest control in agriculture.

Основные физико-химические свойства циановодорода

Цианистые соединения – это большой класс разнообразных химических веществ, в основе которых лежит одновалентная группа CN. Анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения цианистых соединений показывает, что в химической промышленности особой популярностью пользуется циановодород HCN и дициан C₂N₂.

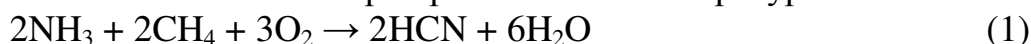
Циановодород (синильная кислота) – это неорганическое соединение, представляющее собой бесцветную легкоподвижную жидкость с запахом горького миндаля. Кислота с химической формулой HCN, у которой температура плавления -13,1°C, температура замерзания -14°C, температура кипения +25,7°C, температура испарения 183,5°C, теплота образования $\Delta H^{\circ}_{298}=105,6$ кДж/моль, теплота сгорания 667,5 кДж/моль, поверхностное натяжение 0,0182 Н/м. Как растворитель циановодород обладает сильной ионизирующей способностью. Смеси паров цианистого водорода и воздуха, содержащие 6-40% HCN (по объему), могут взрываться. Температура воспламенения паров циановодорода в воздухе 538°C [1]. Молекула HCN сильно полярна ($\mu = 0,96 \times 10^{-29}$ Кл·м). Циановодород состоит из молекул двух видов, находящихся в таутомерном равновесии (превращение циановодорода в изоциановодород), которое при комнатной температуре смещено влево: $\text{H} - \text{C} \equiv \text{N} \leftrightarrow \text{H} - \text{N} \equiv \text{C}$.

Большая стабильность первой структуры обусловлена меньшими значениями эффективных зарядов атомов. Безводная синильная кислота является сильно ионизирующим растворителем, растворенные в нем электролиты хорошо диссоциируют на ионы. Это обусловлено линейной ассоциацией полярных молекул HCN за счет образования водородных связей. Она очень слабая одноосновная кислота $K = 1,32 \times 10^{-9}$ (18 °C). Образует с металлами соли — цианиды. Взаимодействует с оксидами и гидроксидами щелочных и щелочноземельных металлов [2].

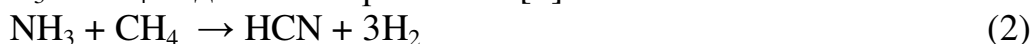
Способы получения циановодорода

Известно достаточное количество способов получения циановодорода, основанных на различных источниках азота (NH_3 , N_2 , азотистые органические соединения) и углерода (древесный уголь, CO , CH_4) [3].

В промышленных масштабах цианистый водород можно получить по способу Л. Андрусова: прямой синтез из аммиака и метана в присутствии воздуха и платинового катализатора при высокой температуре:



Метод ВМА (Blausäureaus Methanund Ammoniak), запатентованный фирмой Degussa: циановодород образуется в отсутствие кислорода при пропускании NH_3 и CH_4 над Pt и Pu при $\sim 1100^\circ$ [2]:



Известен промышленный метод синтеза синильной кислоты, состоящий в получении формамида пропусканием CO и NH_3 в метиловый спирт в присутствии BaO как катализатора и в дегидратации формамида пропусканием его паров над Al_2O_3 , ThO_2 , или AlPO_4 при $300\text{-}800^\circ$:

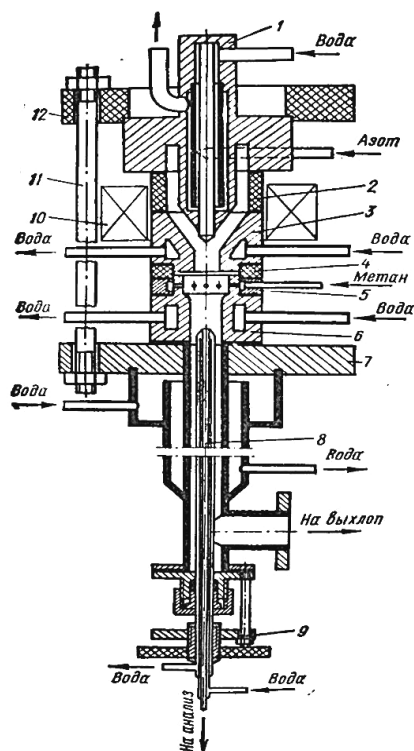


Разработан также вариант без выделения формамида пропусканием смеси CO и NH_3 над нагретым катализатором.

Помимо этого, продолжают изыскания и разработка новых способов. Один из таких способов – синтез в электрических разрядах, характерная особенность которого состоит в том, что в качестве исходных продуктов можно брать простейшие и легкодоступные органические соединения. Вторыми компонентами реакции могут быть аммиак, оксид азота, молекулярный азот. Для плазмохимического синтеза [4] циановодорода известна лабораторная установка мощностью до 30 кВт, в которой плазменный реактор, представленный на рисунке 1, состоит из электродуговой камеры, камеры смешения, реакционной зоны и закалочного устройства для охлаждения продуктов реакции водой. В качестве сырья используется метан и азот. По технологической схеме после закалки продукты поступают в воздушный холодильник и поглотитель циановодорода.

Области применения циановодорода и его соединений

Благодаря своим физико-химическим свойствам циановодород нашел широкое применение в промышленности.



1 - катод; 2 - изолятор; 3 - анод; 4 - изоляционное кольцо; 5 - кольцо распределения газовых потоков; 6 - реакционная камера; 7 - теплообменник; 8 - зонд; 9 - механизм перемещения; 10 - магнитная катушка; 11 - шпильки; 12 - фланец

Рисунок 1 – Плазменный реактор для получения циановодорода [5]

Его используют в химическом производстве, так как он является сырьём для получения акрилонитрила, метилметакрилата, адипонитрила и других соединений, в производстве ароматических веществ, химических волокон, пластмасс, каучука, органического стекла, стимуляторов роста растений, гербицидов [2], для борьбы с вредителями сельского хозяйства, для окуривания железнодорожных вагонов, складов и судов, очень разбавленные растворы синильной кислоты применяют в медицине, а также это исходный продукт для получения ценных высокомолекулярных соединений. В настоящее время, в основном, циановодород необходим для того, чтобы произвести гамму солей – цианидов, основной способ производства которых - нейтрализация синильной кислоты щелочью с последующим упариванием водного раствора и сушкой осадка:



Цианистый натрий, как крупнотоннажный цианид, выпускается промышленностью в виде прессованных брикетов или кристаллического порошка. Применяется для извлечения золота или серебра из руд селективным выщелачиванием:



как цианирующий агент в производстве нитрилов, изонитрилов, красителей (индиго); для повышения поверхностной твердости, износостойкости и усталостной прочности стальных изделий – так называемое цианирование. Кроме

того, используется при паянии и жидкой цементации металлов, при бронзировании и оцинковке, при серебрении зеркал, в фотографии, литографии, в производстве фармацевтических препаратов, для борьбы с вредителями сельского хозяйства, во флотационных процессах (в частности, для отделения галенита от цинковой обманки (сфалерита) и пиритов от халькопирита) [6].

Анализ рынка производства циановодорода и его соединений

Обзор и анализ рынка производства циановодорода и цианида натрия показывает, что в странах СНГ мощности по производству цианида натрия имеются на 4 предприятиях [6]:

- ООО «Саратоворгсинтез» (Саратов, РФ);
- ЗАО «Корунд-Циан» (Дзержинск, Нижегородская область, РФ);
- ОАО «Navoiyazot» (Навои, Узбекистан);
- АО «Азот Энерджи Инвест» (Рустави, Грузия).

Процесс производства цианида натрия, организованный на российском предприятии ООО «Саратоворгсинтез» – непрерывного действия, с выпуском брикетированного продукта. Массовая доля цианида натрия составляет не менее 98%. Производство на других предприятиях СНГ является периодическим, и при использовании традиционных технологий в процессе производства получается пылящий порошок с содержанием основного вещества 88% (ООО «Руставский Азот»), кристаллическое соединение с массовой долей цианистого натрия не менее 90% (ООО «Корунд»), или 20-30% водный раствор цианида натрия (ОАО «Navoiyazot»).

В процессе производства нитрила акриловой кислоты (на предприятиях ООО «Саратоворгсинтез», ОАО «Navoiyazot» и ООО «Руставский Азот») в качестве побочного продукта выделяется достаточное количество синильной кислоты (HCN), используемой в дальнейшем для производства цианидов. Только одно предприятие («Корунд», Дзержинск) не имеет собственного производства синильной кислоты. Мощности по выпуску этого реагента (15 тыс. т) имеются на соседнем предприятии ОАО «Дзержинское Оргстекло».

Второй компонент для производства цианида натрия – каустик, гидроксид натрия (NaOH), выпускается и на самом заводе (в частности на «Navoiyazot»), а также поступает с других химических предприятий, в том числе из-за рубежа. В России гидроксид натрия вырабатывается на 13 предприятиях. Крупнейшими производителями являются: ОАО «Каустик» (Стерлитамак), мощность производства составляет 289 тыс. т в год; ОАО «Каустик» (Волгоград) мощностью 224 тыс. т, ОАО «Саянскхимпласт» (Иркутская обл., г. Саянск) – 175 тыс. т, «Кирово-Чепецкий химический комбинат» (Кировская обл.) – 134 тыс. т., в общей сложности объем производства NaOH по России составляет более 820 тыс. тонн.

В Грузии гидроксид натрия не производится. На ООО «Руставский Азот») щелочь поступает из Азербайджана и Армении.

ООО «Саратоворгсинтез» (Саратов) производит натрий цианистый технический брикетированный ТУ 2151-012-47773778-2009 до 20 тыс. т в год,

ООО «Корунд» (Дзержинск, Нижегородская область) на заводе ЗАО «Корунд-Циан» производит натрий цианистый ТУ 2151-012-72311668-2005, ГОСТ 8464-79 от 10 до 40 тыс.т в год, ОАО «Navoiyazot» («Навоиазот» (Навои, Узбекистан)) - водный цианистый натрий 17 тыс.т в год, ООО «Руставский Азот» (Рустави, Грузия) - цианид натрия (чистый) 10 тыс.т в год. Общий объем производства NaCN по России – 60 тыс.тонн в год, в СНГ – около 90 тыс. тонн в год.

Выводы

Проведен анализ современного состояния производства и применения циановодорода и его соединений. Выявлено следующее:

1) Циановодород HCN – кислота необходимая в настоящее время для производства солей – цианидов, которые широко применяются для извлечения золота и серебра из руд селективным выщелачиванием в металлургии, в химической промышленности в производстве фармацевтических препаратов, для борьбы с вредителями сельского хозяйства.

2) Способы получения циановодорода заключаются в пропускании аммиака и углеродсодержащего газа над платиновым катализатором в присутствии или отсутствии воздуха и при определенной температуре. Но данные способы являются дорогостоящими и затратными, поэтому продолжают изыскания и разработка новых. Получение циановодорода плазмохимическим методом позволяет значительно расширить сырьевую базу и использовать более дешевые источники сырья.

3) Проведенный анализ предприятий показывает, что в СНГ цианид натрия получают только методом нейтрализации синильной кислоты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Краткий справочник физико-химических величин / Под ред. А.А. Равделя и А.М. Пономаревой; 9-е изд. - СПб.: Специальная Литература, 1998. - 232 с.

2. Карапетьянц М.Х. Общая и неорганическая химия: учебник для вузов / М.Х. Карапетьянц, С.И. Дракин ; 2-е изд., перераб. и доп.- М.: Химия, 1993. - 588 с.

3. Крапивина С.А. Плазмохимические технологические процессы / С.А. Крапивина. – Л.: Химия, 1981. – 248 с.

4. Пархоменко В.Д. Плазма в химической технологии / В.Д. Пархоменко, П.И. Сорока, Ю.И. Краснокутский. – Киев: Техника, 1986. – 144 с.

5. Пархоменко В.Д. Технология плазмохимических производств: учеб. пособие / В.Д. Пархоменко, П.Н. Цыбулев, Ю.И. Краснокутский. – Киев.: Выща шк., 1991. – 255 с.

6. Электронный каталог России [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.infomine.ru>otchets/ru_cyan.pdf. - Загл. с экрана.

А.Г. Никитин, А.В. Витушкин

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

АНАЛИЗ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ЩЕКОВЫХ ДРОБИЛОК

Приведен анализ факторов, влияющих на производительность щековых дробилок, который показал, что в литературных источниках имеются противоречивые данные. Данный анализ является основой для разработки методики определения производительности щековых дробилок.

The analysis of the factors affecting the performance of jaw crushers, which showed that in the literature there are conflicting data. This analysis is the basis for the development of methods for determining performance jaw crushers.

Расход энергии на дробление различных материалов составляет большую долю (до 5%) в энергетическом балансе мира. Многие промышленные производства – металлургические, горные и другие, перерабатывают в больших количествах сыпучие материалы различных классов крупности. В большинстве случаев нужная крупность достигается измельчением кусков на дробилках, в том числе и щековых.

Одним из основных показателей работы дробилок являются их производительность, то есть отношение переработанного количества материала (массы или объема) к единице времени.

Несмотря на то, что щековые дробилки известны с середины девятнадцатого века (щековая дробилка с простым движением щеки изобретена в 1858 г.) и огромное количество посвященных этому вопросу работ, даже в последнее время [1-6], вопрос расчета производительности остается открытым, а в зависимости от исходных посылов имеет противоречивый характер. Например, некоторые авторы считают, что гранулометрический состав и прочность дробимого материала являются случайными величинами, поэтому надо учитывать их среднестатистические значения [2-3], а другие полагают, что эти факторы не следует относить к случайным факторам и их необходимо учитывать при определении производительности щековых дробилок. Однако все сходятся во мнении, что средняя фактическая часовая производительность колеблется в пределах от 60 до 150 % от расчетной.

Из выше изложенного следует, что для достоверной оценки производительности вновь проектируемой щековой дробилки необходимо провести тщательный анализ всех факторов, влияющих на неё.

Все параметры, влияющие на производительность щековых дробилок, можно разделить на две группы: характеристики дробимого материала и конструктивные особенности дробилки – ее кинематические и геометрические характеристики.

Характеристиками дробимого материала являются его прочность и гранулометрический состав.

Прочность. Б.В.Клушанцев отмечает, что с увеличением прочности производительность увеличивается [7], хотя в этом же источнике приводится рисунок, из которого видно, что с увеличением прочности производительность уменьшается.

Очевидно, что прочность дробимого материала оказывает значительное влияние на энерго-силовые характеристики дробилки и процесса дробления, в то время как на производительность прочность влияет опосредовано, так как чем прочнее материал, тем при меньшей степени сжатия (относительной деформации) происходит глобальное разрушение дробимого куска из-за меньшего коэффициента запаса пластичности [8]. Однако, так как щековые дробилки являются дробилками сжатия, то глобальная трещина после сжатия куска щеками при соответствующем ходе сжатия располагается поперек камеры дробления (перпендикулярно щекам), вновь полученные куски из-за подпора снизу не имеют возможности переориентироваться и продолжают разрушаться в дальнейшем процессе дробления как единый кусок практически до выхода из камеры дробления. Таким образом, можно сделать однозначный вывод, что прочность не влияет на производительность щековых дробилок и в дальнейшем считать, что уменьшение объема дробимого куска пропорционально ходу сжатия на данном участке за счет разрушения некоторой части куска при сжатии.

Гранулометрический состав. В известных формулах расчета производительности щековых дробилок рекомендуется учитывать гранулометрию коэффициентом разрыхления, который зависит от прочности дробимого материала [4,7 и др.], что противоречит здравому смыслу, так как гранулометрический состав не зависит от прочности.

Очевидно, что чем больше процент крупной фракции в дробимом материале, тем меньше производительность, так как крупным кускам требуется пройти в камере дробления больший путь, чем меньшим, соответственно, затратить больше времени. Степень влияния гранулометрического состава следует учитывать коэффициентом процентного содержания максимально крупной фракции, принимая его за единицу, если все куски максимального размера, и который увеличивается по мере уменьшения содержания максимально крупной фракции.

Конструктивными особенностями дробилки – ее кинематическими и геометрическими характеристиками являются частота ходов щеки, степень дробления, угол захвата и ход сжатия.

Частота ходов щеки. Каждому ходу сжатия соответствует определенная оптимальная частота ходов щеки, которая определяется из условия, что за

время отхода подвижной щеки от неподвижной дробимый кусок под действием силы тяжести должен успеть опуститься на некоторую величину h , то есть частота вращения эксцентрикового вала должна быть такой, чтобы время отхода подвижной щеки из одного крайнего положения в другое было равно времени, необходимому для прохождения свободно падающим телом пути h . Если частота будет меньше необходимой, то уменьшится число выпадаемых кусков в единицу времени и, следовательно, уменьшится производительность. Если частота будет больше необходимой, то кусок материала не успеет выпасть из зоны дробления и вторично вступит в контакт с плитами в некотором промежуточном положении, что тоже приводит к уменьшению производительности [9].

Степень дробления. Степень дробления оценивает уменьшение размеров куска материала в результате дробления и определяется отношением исходного размера к конечному. Из рисунка 1 видно, что с увеличением степени дробления (с увеличением отношения B/b) при прочих равных условиях (при одинаковом размере выходной щели b , степени сжатия $S_{сж}$ и угле захвата) увеличивается путь $h_1 > h_2$, который дробимый кусок проходит от места загрузки до выхода из камеры дробления, следовательно, увеличивается время дробления и уменьшается производительность, что соответствует данным, приводимым в литературных источниках.

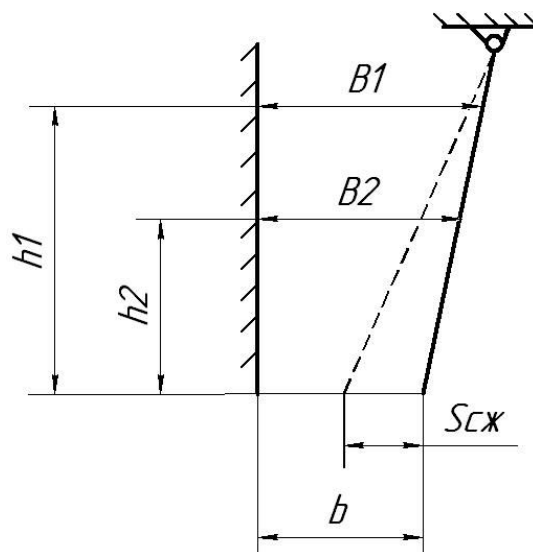


Рисунок 1 – Схема определения влияния степени дробления на производительность щековой дробилки

Угол захвата. Угол захвата определяют, рассматривая силы, действующие в камере дробления на кусок дробимого материала, и он должен быть таким, чтобы обеспечивался процесс разрушение материала при сжатии, то есть захват куска, а не выталкивание его вверх, таким образом рассчитывается максимально возможный угол захвата. В наиболее широко используемой формуле расчета производительности [7]:

$$Q = \frac{\mu S_{cp} b L n (B - b)}{2B \operatorname{tg} \alpha},$$

где μ – коэффициент разрыхления; S_{cp} – средний ход сжатия, м; b – ширина выходной щели, м; L – ширина подвижной дробящей плиты; n – частота вращения эксцентрикового вала, об/с; B – ширина приемного отверстия дробилки, м; α – угол захвата; выведенной из предпосылки, что за один холостой ход щеки выпадает некоторый объем, так называемая «призма выпадения», величина которого определяется из геометрических характеристик дробилки, значение тангенса угла захвата оказалось в знаменателе, то есть чем меньше угол захвата, тем выше производительность и достигает, очевидно, своего максимума, равного бесконечности, при угле захвата равном нулю. Оставляя в стороне вопрос об увеличении производительности за счет уменьшения угла захвата, рекомендуется принимать угол захвата, в зависимости от прочности дробимого материала, равным $18-19^\circ$, то есть имеется противоречие в рассуждениях о влиянии угла захвата на производительность. Однако из рисунка 2, на котором совмещены две дробилки с одинаковой степенью дробления (при одинаковом размере выходной щели b) и ходом сжатия $S_{сж}$ на уровне выходной щели, видно, что с увеличением угла захвата α уменьшается путь, который дробимый кусок должен проделать от входа в камеру дробления до выхода готового материала, тогда уменьшается время и, таким образом, увеличивается производительность.

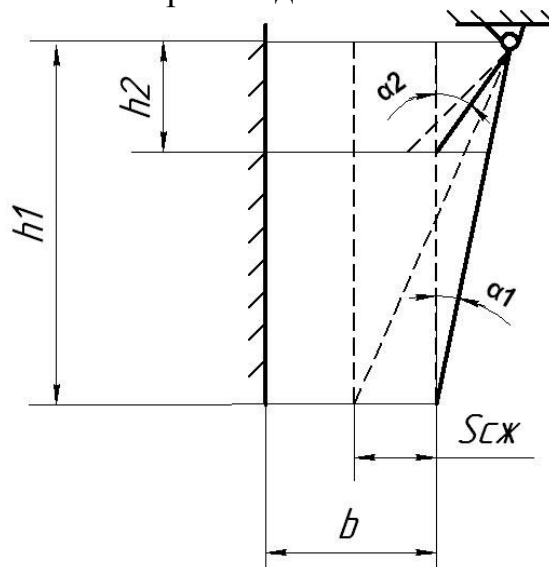


Рисунок 2 – Схема определения влияния угла захвата на производительность щековой дробилки

Ход сжатия. Следует считать бесспорно установленным, что при прочих равных условиях с увеличением хода сжатия с увеличивается производительность щековых дробилок, однако надо иметь ввиду, что при этом увеличиваются также энергозатраты и объем переизмельченного материала [10].

Как видно из приведенного анализа, рассмотренные факторы связаны между собой, оказывают взаимное влияние, поэтому данный анализ является

основой для разработки методики определения производительности щековых дробилок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Родин Р.А. Производительность щековых и конусных дробилок / Р.А. Родин // Изв. Вузов. Горный журнал. – 1991. – №6. – С. 79-83.
 2. Зимин А.И. Производительность щековых дробилок с простым движением щеки / А.И.Зимин, А.В.Говоров, Ю.П.Канусик // Изв. Вузов. Горный журнал. – 1998. – №1-2. – С. 109-113.
 3. Зимин А.И. Производительность и оптимизация конструктивных параметров щековых дробилок / А.И.Зимин, А.В.Говоров, Ю.П.Канусик // Изв. Вузов. Горный журнал. – 1998. – №5-6. – С. 80-84.
 4. Муйземник Ю.А. О производительности щековых дробилок с простым движением щеки / Ю.А.Муйземник // Изв. Вузов. Горный журнал. – 1998. – №5-6. – С. 85-89.
 5. Муйземник Ю.А. К расчету производительности крупных щековых и конусных дробилок / Ю.А.Муйземник, А.И.Зимин, Ю.А. Муйземник, И.А.Зимин // Изв. Вузов. Горный журнал. – 2000. – №4. – С. 92-97.
 6. Сафонов Б.П. Разработка метода расчета параметров щековых дробилок / Б.П.Сафонов, Э.Э.Добмайер, Л.В.Лукиненко, С.А.Потемкин // Вестник машиностроения – 2001. – №10. – С. 12-16.
 7. Клушанцев Б.В. Дробилки / Б.В.Клушанцев, А.И.Косарев, Ю.А.Муйземник. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
 8. Мотт Дж. Ф. Основы механики разрушения / Мотт Дж. Ф. – М.: Металлургия, 1978. – 549 с.
 9. Никитин А.Г. Влияние частоты вращения эксцентрикового вала на производительность щековых дробилок / А.Г. Никитин, А.В.Витушкин // Научные технологии разработки и использование минеральных ресурсов – Новокузнецк: СибГИУ, 2012. – С.126-129.
- Загудаев А.И. Влияние жесткости щековой дробилки на ее технико-экономические показатели / А.И. Загудаев, Г.А.Ревзин // Сб. тр. ВНИИСтрой-дормаша. Ровышение надежности и производительности дробильно-обогащительного оборудования – М.: 1984. – №99.

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

З.М. Пулотова, Г.В. Галевский, Руднева В.В.

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

ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДА ТИТАНА: ОЦЕНКА, ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбида титана. Установлено, что карбид титана TiC – износо – и коррозионнотойкий, твердый, химически инертный материал, востребован в различных областях для изготовления твердых сплавов, металллокерамического инструмента, жаропрочных изделий, защитных покрытий металлов. При использовании в наносостоянии открываются новые перспективы применения карбида титана: поверхностное модифицирование материалов, модифицирование сплавов.

The analysis of the current state of the domestic and world production and use of titanium carbide. Found that titanium carbide TiC - wear - and corrosion resistant, hard, chemically inert material that is in demand in various fields for the manufacture of carbide, cermet tools, heat-resistant products, protective coatings of metals. When used in the state of nano new prospects of titanium carbide: surface modification of materials, modification of alloys.

Карбидообразующий элемент титан входит в число переходных металлов первой группы (Sc, Ni, V, Cr, Mn, Fe, Co), в атомах которых отсутствует 3d-подгруппа и при образовании соединений с неметаллами происходит заполнение недостроенных электронных групп [1]. Диаграмма состояния системы Ti-C представлена на рисунке 1 [2]. В данной системе установлено существование одного соединения – монокарбида титана с кубической гранцентрированной решеткой (B1) [3]. Основные физико-химические свойства карбида титана представлены в таблице 1, важнейшим из которых является высокая температура плавления.

Целью настоящей работы является аналитическое исследование состояния технологий производства и применения карбида титана и определение их доминирующих тенденций.

Научный и прикладной интерес к карбиду титана вызван тем, что в настоящее время он входит в группу наиболее востребованных на мировом рынке синтетических материалов. В связи с этим изучена научно-техническая литература и осуществлен патентный поиск, охватывающие технологии производства и применения TiC. Полученные сведения о ведущих отечественных

и зарубежных производителей TiC позволяют представить следующую классификацию известных способов его получения и основных областей применения (рисунок 2).

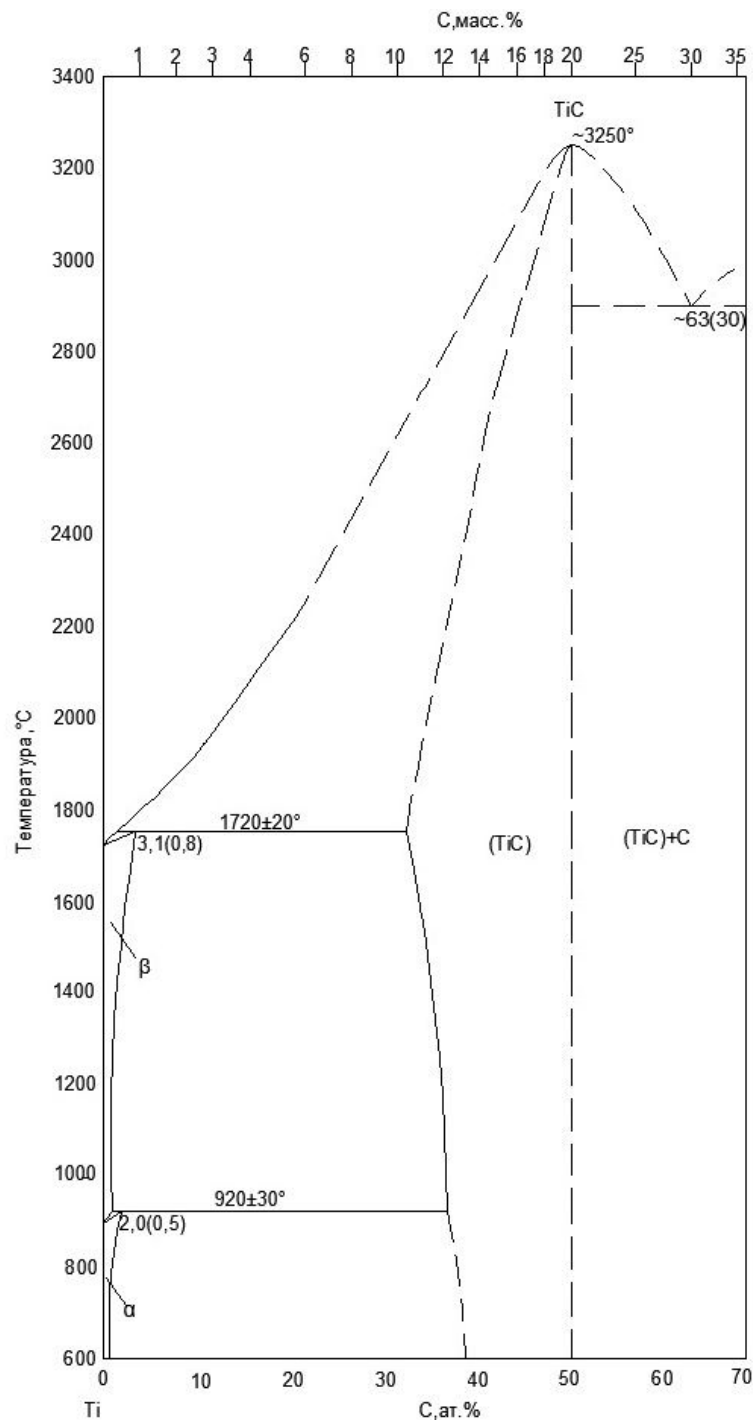


Рисунок 1 – Диаграмма состояния системы Ti-C

Способы получения карбида титана карботермическим восстановлением его соединений в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N_2 , H_2 , вакуум, инертный газ) изучались в работах [3-9].

Таблица 1 – Физико-химические свойства TiC

Теплофизические свойства	Температура плавления, К	3523
	Температура кипения, К	4573
	К-т термического расширения, $K^{-1} \cdot 10^{-6}$, T=300 К	7,95
	Теплопроводность – λ_{298} Вт/(м·К), T=300 К	6,8
Стойкость в жидких средах	Растворитель	Нерастворимый остаток, %
	HCl (плотность 1,19 г/см ³)	99*/100**
	HCl (1:1)	100/97
	H ₂ SO ₄ (плотность 1,84 г/см ³)	Н.р./88
	HNO ₃ (плотность 1,43 г/см ³)	П.р./б.р.с.
	HNO ₃ (1:1)	П.р./п.р.
	H ₃ PO ₄ (плотность 1,21 г/см ³)	99/98
	HClO ₄ (плотность 1,35 г/см ³)	100/п.р.
Механические свойства	H ₂ C ₂ O ₄ (насыщ. раствор)	100/100
	Микротвердость, Н _ц , Па·10 ⁻⁹	28
	Модуль упругости, Е, Па·10 ⁻¹¹	4,94±0,1
	Предел прочности при растяжении, $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па	6,5
	Предел прочности при сжатии, Па·10 ⁻⁸ , T=300К	13,8

Н.р. – не растворяется, П.р. – полное растворение

Б.р.с. – растворение большей части соединения с образованием осадка солей

* - приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течении 24 ч при температуре 293-298 К;

** - приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течение 2 ч при температуре кипения соответствующих растворителей.

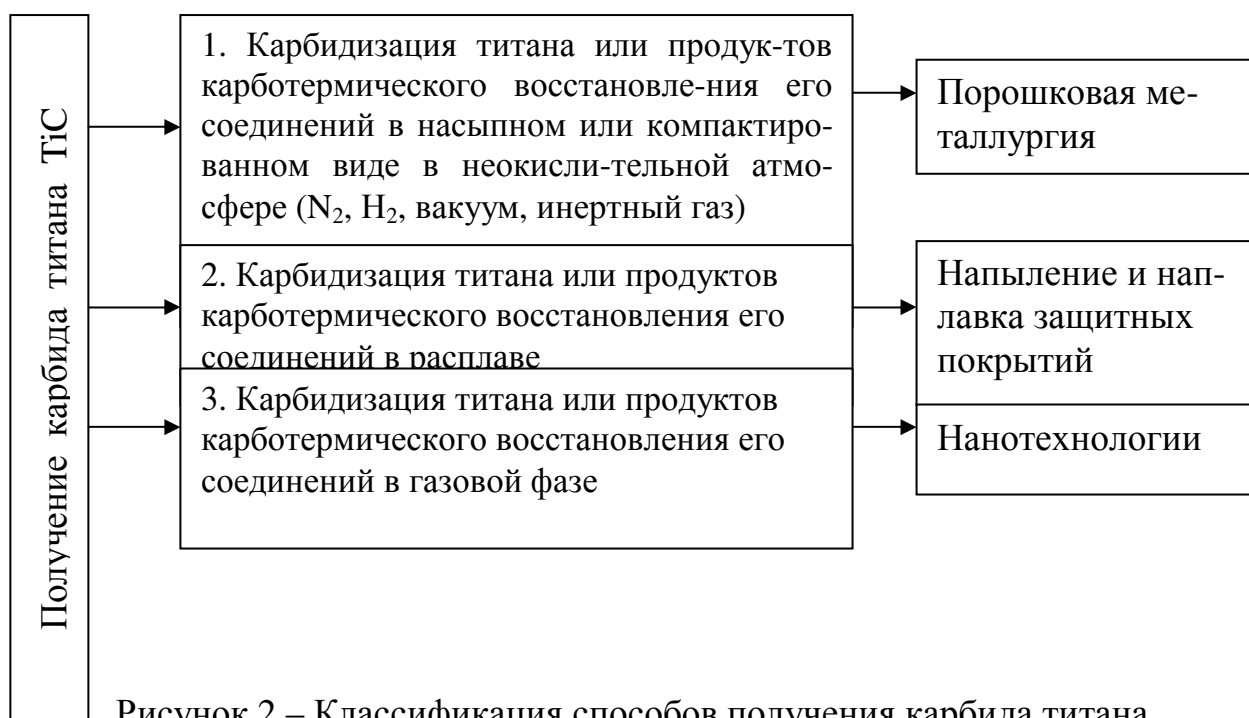


Рисунок 2 – Классификация способов получения карбида титана

В работе [3] описан способ получения карбида титана из диоксида титана, протекающий в несколько стадий в соответствии с существованием ряда оксидов титана: $TiO_2 \rightarrow Ti_2O_3 \rightarrow TiO \rightarrow TiC$. Последняя стадия процесса осложняется образованием непрерывного ряда твердых растворов $TiO - TiC$. Производство карбида титана в вакууме из TiO_2 малопродуктивно вследствие сильного газовыделения в процессе восстановления диоксида титана.

В работе [5] предложен способ получения карбида титана по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с фильтрацией газов (СВС – ФГ). Для СВС смешиваются порошкообразные реагенты Ti (~100 мкм) и углерод (сажа), затем из полученной смеси прессуется таблетка с пористостью не меньше 30%. Горение инициируется вольфрамовой проволокой при пропускании через нее электрического тока. Исходные реагенты, промежуточные и конечные продукты реакции находятся в конденсированном состоянии. СВС – процесс характеризуется высокой температурой (1773...4273 К) и большой скоростью распространения фронта горения (0,5...15 см/с). Большие скорости горения обеспечивают высокую производительность процесса. Указанные преимущества делают выгодным использование СВС-процессов для синтеза многих тугоплавких соединений и материалов, таких как керамика, керметы, твердые сплавы, покрытия и др.

В работе [6] описан способ получения карбида титана, осуществляемый путем взаимодействия титановых порошков с сажистым углеродом. При этом исходную смесь предварительно выдерживают в вакууме при температуре 473 – 673 К в течение 60-120 минут. После этого ее непрерывно подают в реакционную зону аппарата при 1158 – 1273 К. Благодаря такому решению отпадает необходимость в сложной аппаратуре и исключается выделение реакционных газов, что позволяет увеличить производительность в 2-3 раза и снизить стоимость получаемого карбида на 25-30%.

В работе [7] предложен способ получения порошков карбида титана, включающий получение сначала частиц оксидного соединения титана с адсорбированным на их поверхности аморфным углеродом и последующее карботермическое восстановление. Для получения оксид-углеродной смеси в водный раствор сернокислотного титана добавляют ацетиленовую сажу при соотношении $Ti^{+4} : C_{сажа}$ не менее чем 1:0,5, затем при непрерывном активном помешивании добавляют со скоростью $1,6 \cdot 10^{-8} - 3,3 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{с}$ водный раствор аммиака, отстаивают образовавшуюся пульпу в течение 10-20 мин, декантируют раствор, фильтруют осадок, промывают водой и сушат при температуре 473-493 К. Способ позволяет получить порошки карбида титана с контролируемым содержанием углерода.

В работе [8] описан способ получения карбида титана, в котором процесс проводят при непрерывной подаче исходной шихты, состоящей из порошков титана и сажистого углерода, в герметичный реактор, нагретый до температуры 1273 – 1323 К. При этом соотношение объема порции загружаемой шихты и объема реактора составляет 1: (250-500). Способ позволяет увеличить производительность в 3-4 раза, повысить выход годного материала.

В работе [9] предложен СВС-способ получения карбида титана, включающий локальное воспламенение и высокотемпературное взаимодействие в режиме горения смеси порошков титана и углерода, окруженной оболочкой из пористого материала, отличающийся тем, что, с целью повышения выхода карбида титана и улучшения абразивных свойств его, в качестве пористого материала используют кварцевый песок, а локальному воспламенению подвергают инициирующую шихту из порошков титана и углерода, имеющую скорость горения в 1,5-2 раза превышающую скорость горения основной смеси порошков, которую помещают в центр исходной основной смеси, а процесс взаимодействия в режиме горения осуществляют под давлением груза.

Описанные способы обеспечивают получение карбида титана в виде порошка с размером частиц порядка 40 – 60 мкм. Технологические процессы, входящие в первую группу, реализуются в настоящее время такими производителями карбида титана, как ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», ИХТТ УрО РАН [10].

Карбид титана, полученный карботермическим восстановлением его соединений в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N_2 , H_2 , вакуум, инертный газ), в основном применяется в порошковой металлургии. ПАО «Запорожабразив» применяет карбид титана в технологии производства твердых сплавов для обработки стали [11]. Разрабатываются также высокожаропрочные и окалиностойкие твердые сплавы на основе карбида титана с кобальтовой или хромоникелевой связкой [12]. На ООО «Томскнефтехим» производят износостойкий композиционный материал, который изготавливается методами порошковой металлургии из шихты на основе карбида титана. Область использования – армирование кромок ножей грануляторов нефтехимического оборудования, дисковых пил деревообрабатывающего оборудования, изготовление вставок в трубные ключи буровых установок, активных частей гвоздильных автоматов [13]. Порошки карбида титана TiC используются для приготовления абразивных паст, а также применяются при получении дисперсноупрочненных сплавов, твердосплавного инструмента и изделий. В США (фирма «Ferro-TiC») в промышленных масштабах выпускается большая номенклатура карбидосталей (торговая марка «Ferrotic») на основе инструментальных, конструкционных, нержавеющей сталей, с содержанием карбида титана до 33 % (мас.). В Германии (фирма «Deutsche Edeltahlwerke GmbH») для аналогичных целей выпускаются карбидостали с карбидом титана, а также с карбонитридом титана в количестве 30 – 34 мас. % (торговая марка «Ferrotitanit»). В качестве примера можно привести карбидосталь производства США марки С (легированная сталь (Cr – 3 %, Mo – 3 %, C – 0,6 %) – 33 % TiC), которая в отожженном состоянии обладает способностью поглощать вибрации [14]. Карбонитриды титана в настоящее время как обладающие рядом преимуществ перед карбидом титана используются в качестве основы сплавов для изготовления режущего инструмента. Кроме того, сплавы на основе карбонитридов применяют для изготовления изнашивающихся деталей, в буровых инструментах и др. [15].

Вторая группа способов получения карбида титана TiC путем карботермического восстановления его соединений в расплаве изучалась в работах [3, 16].

В работе [3] описан способ получения «псевдоплавленного» карбида титана. Его получают при взаимодействии расплавленных частиц титана с сажей. Нагревание смеси порошка титана с сажей осуществляется по двуступенчатому режиму: постепенный подъем до температуры 1173 К со скоростью 308 – 313 К/мин, с последующим перемещением образцов в зону с температурой 2323 К, которую они проходят за 25 минут. Расплавленный титан смачивает и пропитывает пористые агломераты сажистого углерода, который активно диффундирует в металле. В процессе синтеза и рекристаллизации карбида титана образуются монолитные зерна карбида размером до 1000 мкм.

В работе [16] рассмотрен способ получения карбида титана путем магнетермического восстановления смеси тетрахлоридов титана и углерода с последующей вакуумной сепарацией, при этом в качестве восстановителя используют металлический магний, предварительно насыщенный 1-2 % водорода. Процесс осуществляют или в атмосфере водорода или предварительно смесь хлоридов титана и углерода насыщают водородом. При осуществлении данного процесса производительность возрастает в 2-2,5 раза, выход годного продукта увеличивается с 75 до 85%. Данная технология внедрена компанией ОАО «АВИСМА титано-магниевого комбината».

Карбид титана, полученный путем карботермического восстановления его соединений в расплаве, используется главным образом для напыления и наплавки защитных покрытий. Наплавка защитных покрытий позволяет многократно увеличить жизненный цикл детали и изделия в целом.

Способы получения карбида титана TiC , входящие в третью группу, рассмотрены в работах [17-20].

В работе [17] предложен способ получения карбида титана, путем взаимодействия хлорида титана $TiCl_4$ с метаном, в качестве плазмообразующего газа используется аргон. Сырье подают в поток плазмы, барботируя через жидкий $TiCl_4$ смесь метана и водорода, мощность плазменной струи 2,4 кВт, температура по центру струи 15600К, а по периметру – 7600 К. Применяв глубокую очистку газов от следов влаги и кислорода, удается получить достаточно чистый продукт. На чистоту продукта влияют соотношение водород и метана и мощность плазменной струи. Карбид титана имеет кубическую структуру и получается в виде порошка с размером частиц 10-150 нм, содержащим % (масс.): 0,92 свободного углерода; 0,98 кислорода и 19,57 связанного углерода.

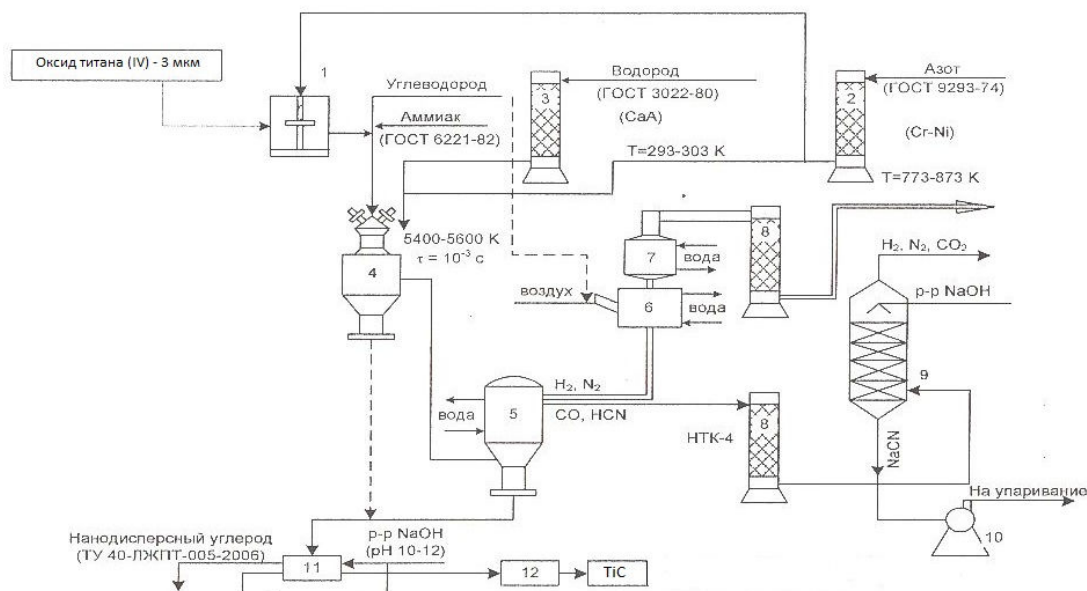
В работе [19] описан способ поверхностного модифицирования порошка карбида титана, основанный на воздействии импульсной плазмы. В результате такого высокоинтенсивного энергетического воздействия наблюдается морфологическое изменение поверхности порошка TiC : оплавление поверхности и сфероидизация карбидных частиц, сглаживание поверхности частиц графита и появление лунок травления на поверхности углеродных во-

локон. В процессе обработки изменяется гранулометрический состав порошка карбида титана и увеличивается его насыпная плотность. Технологические свойства порошков TiC до и после обработки в импульсной плазме представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Технологические свойства порошков TiC до и после обработки в импульсной плазме

Исходный порошок	Условия модифицирующей обработки	Удельная поверхность, м ² /кг	Насыпная плотность, г/см ³	Текучесть, с
TiC, размер частиц 40-100мкм	-	1200	1,85	48,3
	Импульсная плазма аргона	800	2,21	40,2

В работе [20] описана технология плазменного синтеза карбида титана, реализуемая на лабораторном уровне. Технология предусматривает использование в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты, титаносодержащего сырья TiO₂, восстановителя и карбидизатора - технической пропан-бутановой смеси. Плазмохимический модуль создан на основе трехструйного проточного реактора, включает наряду с реактором вспомогательное оборудование и схематично представлен на рисунке 3. Для генерации плазменного потока используются три электродуговых плазмотрона ЭДП-104А мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения.



1-дозирование шихты; 2,3-подготовка технологических газов; 4-синтез; 5-охлаждение отходящего пылегазового потока и отделение целевого продукта; 6-7-8 и 8-9-10-термический и абсорбционный варианты обезвреживания отходящих газов; 11-рафинирование порошков, 12-контроль характеристик

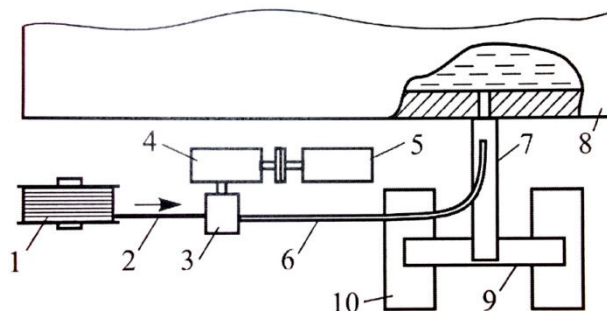
Рисунок 3 – Аппаратурно-технологическая схема производства нанопорошка карбида титана

Технология и оборудование разработаны в 80-х годах XX столетия в рамках КНТП государственного назначения «Сибирь» под руководством академика РАН Жукова М.Ф., внедрены и освоены в рамках программы МВ и ССО РСФСР «Развитие и размещение экспериментально - производственной базы Минвуза РСФСР на 1986-1990 гг.» в условиях экспериментально-опытного производства Сибирского металлургического института (в настоящее время ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» – СибГИУ). Реализация предлагаемой технологии обеспечивающей получение карбида титана состава, близкого к стехиометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 50-70 нм.

Среди зарубежных производителей нанопорошков, можно отметить следующие научно-производственные фирмы, производящие и поставляющие карбид титана в наносостоянии: «Plama Chem GmbH» (Германия) – чистота TiC > 97,0%, средний размер частиц 20-40 нм; «Neomat Co» (Латвия) - чистота конечного продукта зависит только от чистоты сырья, и достигает до 99,6%; размер частиц в диапазоне 25 - 80 нм; «Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co» (Китай) - чистота карбида титана > 99,0%, размер частиц 50 нм; «Nanostructured&Amorphous Materials. Inc.» (США) – размер частиц TiC 80-130 нм, его чистота 98% и размер частиц 40 нм, чистота 99% [21-24].

Карбид титана TiC в виде нанодисперсных порошков, который получают путем карботермического восстановления соединений титана в газовой фазе, применяется в нанотехнологиях. Основная область применения нанопорошков карбида титана – модифицирование сплавов. Применение нанопорошков карбида титана в технологии модифицирования сплавов дает возможность получать отливки с заранее заданной структурой и стабильными свойствами, способствующими более широкому применению литых заготовок в ответственных конструкциях, машинах и механизмах [25]. В работе [26] исследовали введение в алюминиевые деформируемые и литейные сплавы, а также в серый чугун нанопорошков карбонитрида и нитрида титана. Было установлено измельчение структуры литых изделий, повышение уровня характеристик механических свойств, пластичности и износостойкости. На рисунке 4 приведена схема установки для непрерывной подачи модифицирующего прутка в жидкий металл при литье слитков полунепрерывным способом. При полунепрерывном литье слитков прутки вводили в непрерывном режиме при помощи специально разработанного устройства, которое позволяло регулировать непрерывную подачу прутка из бухты в лунку кристаллизатора со скоростью, обеспечивающей требуемое содержание нанопорошка в слитках. Количество нанопорошка при последующем их введении в различные сплавы, не превышало 0,05%, а расход прутка составлял 20...25 кг на 1 т металла. Сопоставление шлифов поперечного сечения проб показывает, что эффект модифицирования усиливается от прутка из лигатуры Al-Ti до прутка из крупки с нанопорошками (рисунок 5). Модифицирующий прутки отпрессованы из гранул сплава Д16 (1), алюминиевой крупки АКП (2), лигатуры Al-2,0%Ti (3).

Модифицирующий пруток отпрессован из гранул (Г) или крупки (К) и нанопорошка: 4 – Г+TaN; 5 – Г+BN; 6 – Г+VC; 7 – Г+SiC; 8 – К+SiC; 9 – Г+В₄С; 10 – К+ В₄С; 11 – Г+Ti_xC_yN_z; 12 – К+ Ti_xC_yN_z; 13 – Г+LaB₆; 14 – К+ LaB₆. Величина макрозерна немодифицированного сплава, мм²: нефильтрованного – 1,06 мм²; фильтрованного – 1,67 мм².



1 – бобина с модифицирующим прутом; 2 – модифицирующий пруток; 3 – механизм подачи прутка; 4 – редуктор; 5 – электродвигатель; 6 – направляющая трубка; 7 – прилёточный желоб; 8 – миксер с жидким металлом; 9 – раздаточная коробка; 10 – кристаллизаторы.

Рисунок 4 – Схема установки для непрерывной подачи модифицирующего прутка в жидкий металл при литье слитков полунепрерывным способом (для алюминиевых сплавов, вид сверху)

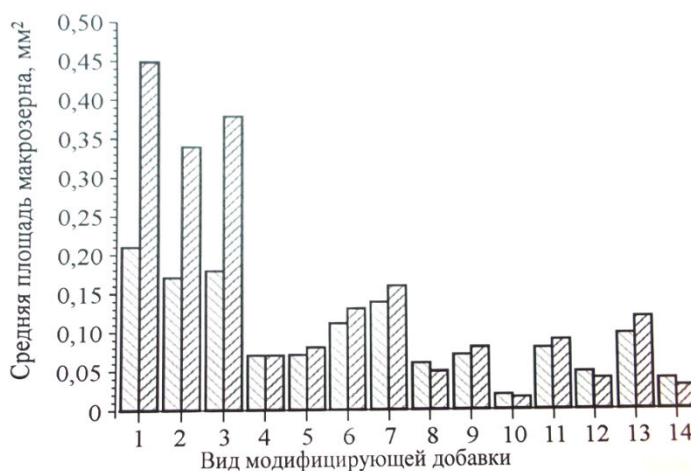


Рисунок 5 – Влияние вида алюминиевой основы модифицирующих прутков, вида нанопорошка и фильтрации металла при заливке на величину макрозерна на поперечном сечении проб диаметром 35 мм, отлитых в кокиль из сплава Д16 (■-нефилтрованный сплав, ▨-филтрованный сплав).

Карбид титана также применяют для нанесения защитных покрытий с использованием вакуумных ионно-плазменных методов напыления. В работе [27] исследовано ионно-плазменное покрытие на основе нитрида и карбида титана. Исследования оценки прочности сцепления ионно-плазменных покрытий методом царапания установили, что наибольшей адгезионной прочностью обладают многокомпонентные TiCN, а наименьшей – TiC и TiN. Метод

плазмохимического нанесения покрытия на основе карбида титана является одним из самых современных способов обработки поверхности.

Выводы

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбида титана. Установлено:

1) Карбид титана – износо – и коррозионностойкий, твердый, химически инертный материал, находит широкое применение в технике для изготовления защитных покрытий металлов, в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твердых сплавов. Дальнейшие перспективы применения карбида титана TiC связаны с его использованием в виде нанопорошков.

2) Выделены 3 группы способов производства карбида титана с точки зрения агрегатного состояния сырья и основных областей его применения: карбидизация титана или продуктов карботермического восстановления его соединений в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N₂, H₂, вакуум, инертный газ); карбидизация титана или продуктов карботермического восстановления его соединений в расплаве; карбидизация титана или продуктов карботермического восстановления его соединений в газовой фазе.

3) Констатируется, что при использовании карбида титана в наносостоянии открываются новые перспективы его применения: поверхностное модифицирование материалов, модифицирование сплавов и другие сферы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Самсонов Г.В. Твердые соединения тугоплавких металлов / Г.В.Самсонов, Я.С. Уманский - М.: Металлургия, 1957. – 370с.
2. Хансен М. Структуры двойных сплавов. Т.1, пер.с англ./ М.Хансен, К. Андерно – М., 1962. – 608с.
3. Кипарисов С.С. Карбид титана: получение, свойства, применение / С. С. Кипарисов, Ю. В. Левинский, А.П. Петров – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
4. Косолапова Т.Я. Карбиды / Т.Я. Косолапова – М.: Металлургия, 1968. – 300 с.
5. Макаренко А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез карбида и нитрида титана из гранулированной шихты / А.Г. Макаренко, А.А. Самборук, А.А. Ермошкин, Е.А. Борисенкова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007, - №3. с.42-48.
6. Пат.2175988 РФ, МПК С 22 В 34/12. Способ получения карбида титана/ С.В.Александровский, Д.В. Ли; Санкт-Петербургский госуд. горный институт им. Г.В. Плеханова. - №2000110870/02, заявл. 27.04.2000, опубл. 20.11.2001. – 1с.
7. Пат.2149076 РФ, МПК С 01 В31/30. Способ получения порошков ту-

гоплавких соединений на основе титана / Г.П.Швейкин; Институт твердого тела Уро РАН. - №98117637/02, заявл. 25.09.1998, опубл. 20.05.2000. – 1с.

8. Пат.2066700 РФ, МПК С 01 В31/30. Способ получения карбида титана/ С.В.Александровский, С.В. Мушков, Г.Г. Семянников, Л.М.Бердникова, Е.Н.Пинаев; Березниковский титаномагниевого комбинат . - №93001453/02, заявл. 11.01.1993, опубл. 27.03.1996. – 1с.

9. Пат. РФ, МПК С 01 В31/30. Способ получения карбида титана / А.Г. Мержанов, В.А. Дрозденко, И.П. Боровинская, М.С. Прозорова, Л.С. Попов, В.П. Петренко, В.И. Ратников; Институт структурной макрокинетики АН СССР. - №4450193/02, заявл. 28.06.1988, опубл. 27.08.2003. – 1с.

10.Электронный каталог ГПНТБ Росси [Электронный ресурс]: база данных содержит сведения о всех видах лит., поступающей в фонд ГПНТБ России. – Режим доступа: [www.ihim.uran.ru, 22.02.2012] – Загл. с экрана.

11.Свойства порошков металлов, тугоплавких соединений и спеченных материалов / И.М. Федорченко [и др.] – К.: Наук. думка, 1978. – 184 с.

12.Киффер Р. Твердые материалы / Р. Киффер, Ф. Бенезовский – перевод с нем. – М.: Металлургия, 1968. – 384с.

13.Износостойкий композиционный материал/ Академия наук СССР ордена Ленина Сибирское отделение Республиканский инженерно-технический центр по восстановлению и упрочнению деталей машин и механизмов. – Томск, 1985. – 1с.

14.Электронный каталог ГПНТБ России [Электронный ресурс]: база данных содержит сведения о всех видах лит., поступающей в фонд ГПНТБ России. – Режим доступа: [http://www.nbu.gov.ua/portal/natural/Nn/2002_2009/statti/vup25/25-1/03.pdf; 17.04.2012] – Загл. с экрана.

15.Пат.2175021 РФ, МПК С 22 В 34/12. Способ получения карбонитрида титана / С.В.Александровский, В.М. Сизяков, Д.В. Ли, М.Б. Гейликман, А.Х. Ратнер; Санкт-Петербургский государственный горный институт им. Г.В. Плеханова.- № 2000125114/02, заявл. 04.10.2000 , опубл. 20.10.2001. – 1с.

16.Пат.2089708 РФ, МПК С 22 В 34/12. Способ получения карбида титана/ С.В.Александровский, С.В. Мушков, Г.Г. Семянников, Л.М. Бердникова; Акционерное общество «АВИСМА титаномагниевого комбинат». - №94035156/02, заявл. 11.09.1994, опубл. 27.02.1997. – 1с.

17.Краснокутский Ю.И. Получение тугоплавких соединений в плазме / Ю.И. Краснокутский, В.Г. Верещак – К.: Вища шк. Головное изд-во, 1987. – 200с.

18.Федорченко И.М. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: справочник / И.М. Федорченко [и др]. – К.: Наукова думка, 1985. – 624 с.

19.Блинков И.В. Разработка процессов модифицирования и получения дисперсных материалов в импульсной плазме: автореф. дис. на соиск. учен. степ. доктора технических наук / И.В Блинков.: Московский государственный институт стали и сплавов. – М.,2002. – 47 с.

20.Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их приме-

нение для модифицирования металлов и сплавов / В.П. Сабуров [и др.] – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – 344с.

21. Plasma Chem [Электронный ресурс]/ Nano Powders; Webmaster PIXXL.WEBDESIGN. – Электронные данные. – Берлин: Plasma Chem GmbH, [2008]. – Режим доступа: <http://www.Plasmachem.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.

22. NEOMAT NANO POWDERS [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные. – Саласпилс: Neomat Co., [2008]. – Режим доступа: <http://www.neomat.lv>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.

23. Nanoceramics Powders [Электронный ресурс]/ Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co. – Электронные данные. – Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co., [2008]. – Режим доступа: <http://www.hfkiln.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.

24. NanoAmor. Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные. – Хьюстон: Nanostructured&Amorphous Materials. Inc., [2008]. – Режим доступа: <http://www.Nanoamor.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.

25. Галевский Г.В. Некоторые вопросы применения наночастиц порошков тугоплавких соединений в качестве модифицирующих комплексов различного назначения/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов// СибГИУ.–Новокузнецк, 1999. – Вып. 8.- С.46-53

26. Решетникова С.Н. Применение нанопорошков химических соединений для повышения качества металлоизделий: автореф. дис. на соиск. учен. степ. кандидата технических наук / С.Н. Решетникова: Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф. Решетнева. – Красноярск, 2008. – 17с.

27. Романенко Е.Ф. Повышение работоспособности и качества поверхности инструментальных материалов электрофизическими покрытиями и комбинированной обработкой: автореф. дис. на соиск. учен. степ. кандидата технических наук / Е.Ф. Романенко : Юго-Западный государственный университет. – Курск, 2011. – 19 с.

М.А. Терентьева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

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

ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ ДИБОРИДА ХРОМА: ОЦЕНКА, ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения диборида хрома. Установлено, что диборид хрома CrB_2 – твердый и износостойкий, жаропрочный и химически инертный материал – находит широкое применение в технике для изготовления защитных покрытий металлов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов.

The analysis of the current state of domestic and global production and use of chromium diboride. Established that chromium diboride CrB_2 – hard and durable, heat resistant and chemically inert material – is widely used in engineering for the manufacture of protective coatings of metals, as components of alloying elements and hard metals.

Боридообразующий элемент хром входит в число переходных металлов первой группы (Sc, Ni, V, Cr, Mn, Fe, Co), в атомах которых отсутствует 3d – подгруппа и при образовании соединений с неметаллами происходит заполнение недостроенных электронных групп. Атомы бора в бориде образуют сетку. Взаимодействие между атомами металла и бора в бориде относительно слабое, поэтому их структуру рассматривают как две слабо связанные подрешетки. Однако преобладающей является металлическая связь Cr-Cr, которая определяет такие свойства боридов как высокие твердость и температура плавления [1]. Диаграмма состояния системы Cr-B представлена на рисунке 1 [2]. Установлено образование в системе боридов следующих составов: CrB_4 , CrB_2 , Cr_3B_4 , CrB, Cr_5B_3 , Cr_2B . Благодаря комплексу физико-химических свойств (таблица 1) прикладное значение в научно-технической сфере имеет диборид хрома CrB_2 .

Целью настоящей работы является аналитическое исследование состояния металлургических технологий производства и применения диборида хрома и определение доминирующих тенденций их развития и совершенствования.

Научный и прикладной интерес к дибориду хрома вызван тем, что в настоящее время он входит в группу наиболее востребованных на мировом рынке синтетических материалов. В связи с этим изучена научно-техническая литература и осуществлен патентный поиск, охватывающие технологии производства и применения CrB_2 . Полученные сведения о ведущих отечествен-

ных и зарубежных производителей CrB_2 позволяют представить следующую классификацию известных способов его получения и основных областей применения (рисунок 2).

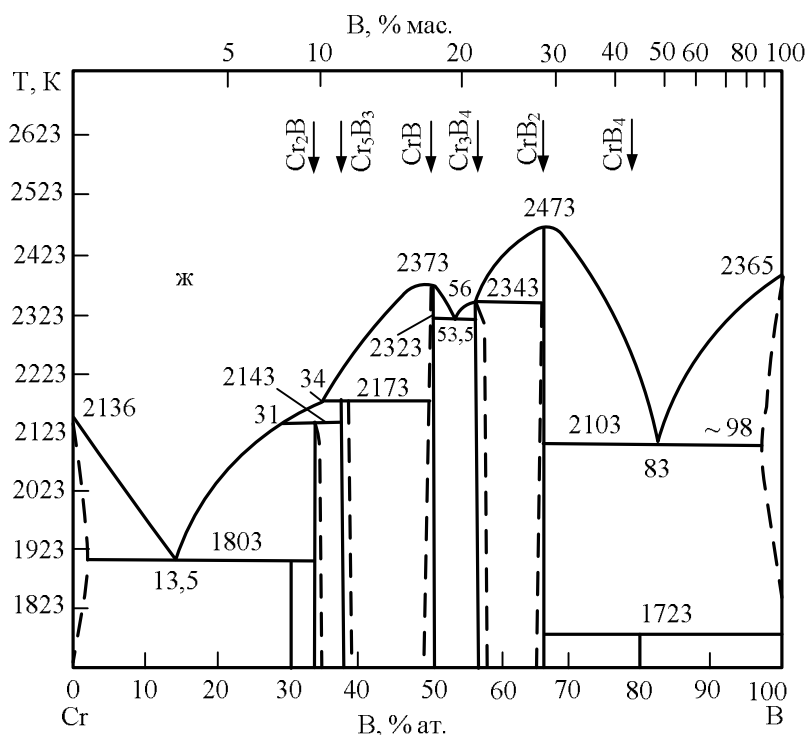


Рисунок 1 – Диаграмма состояния системы Cr-B

Способы получения диборида хрома CrB_2 первой группы описаны в работах [3-8] и включают в зависимости от вида хром-, борсодержащего сырья и восстановителя различные технологические решения.

В работе [3] описано получение диборида хрома CrB_2 синтезом из элементов. При осуществлении процесса исходные реагенты – хром чистотой 99,96% масс. и бор чистотой 99,6% масс., тщательно смешиваются, брикетируются и в кварцевой лодочке загружаются в высокочастотную печь. Синтез осуществляется в вакууме при температуре 1423 К в течение 12 часов или в атмосфере аргона при температуре 1573-1623 К в течение 36-48 часов.

При осуществлении другого способа [4] бор аморфный, полученный магниетермическим способом, с содержанием бора общего не менее 93,0 % масс. и магния более 1,4% масс. смешивают с порошком хрома, размер частиц которого не превышает 250 мкм. Полученную шихту увлажняют до влажности 16-20 % масс. и брикетируют при давлении 1,96 – 3,92 кПа. Синтез борида хрома проводят в вакууме при остаточном давлении не более 6,5 Па при повышении температуры до 1873-1973 К в течение не менее 2,5 часов. Выход CrB_2 достигает 98,0 % масс.

Таблица 1 – Физико-химические свойства CrB₂

Теплофизические свойства	Температура плавления, К	2573	
	Характеристическая температура, К	780	
	К-т терм. расширения, $\alpha_{300} \cdot 10^6 \text{K}^{-1}$	10,5	
	Теплопроводность λ_{300} , Вт/(м·К)	31,8	
Стойкость в жидких средах	Растворитель	Нерастворимый остаток, %	
	HCl (плотность 1,19)	36*/3**	
	HCl (1:1)	51/6	
	HNO ₃ (1:1)	99/41	
	H ₂ SO ₄ (плотность 1,84)	99/-	
	H ₂ SO ₄ (1:4)	9/3	
	H ₃ PO ₄ (1:4)	100/18	
	Растворитель	Нерастворимый остаток, %	
Стойкость в жидких средах	HClO ₄ (1:3)	100/4	
	H ₂ C ₂ O ₄ (насыщ. раствор)	44/2	
	H ₂ C ₂ O ₄ (1:3)	97/75	
	Механические свойства	Микротвердость (1Н), $H_{\mu} \cdot 10^{-9}$, Па	18-20
Модуль упругости, Е, ГПа		при T=300K	450
Предел прочности при сжатии $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па			12,8
Предел прочности при изгибе $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па			6,2

* - приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой боридов при температуре 293-298К;

** - приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой боридов при температуре кипения соответствующих растворителей.

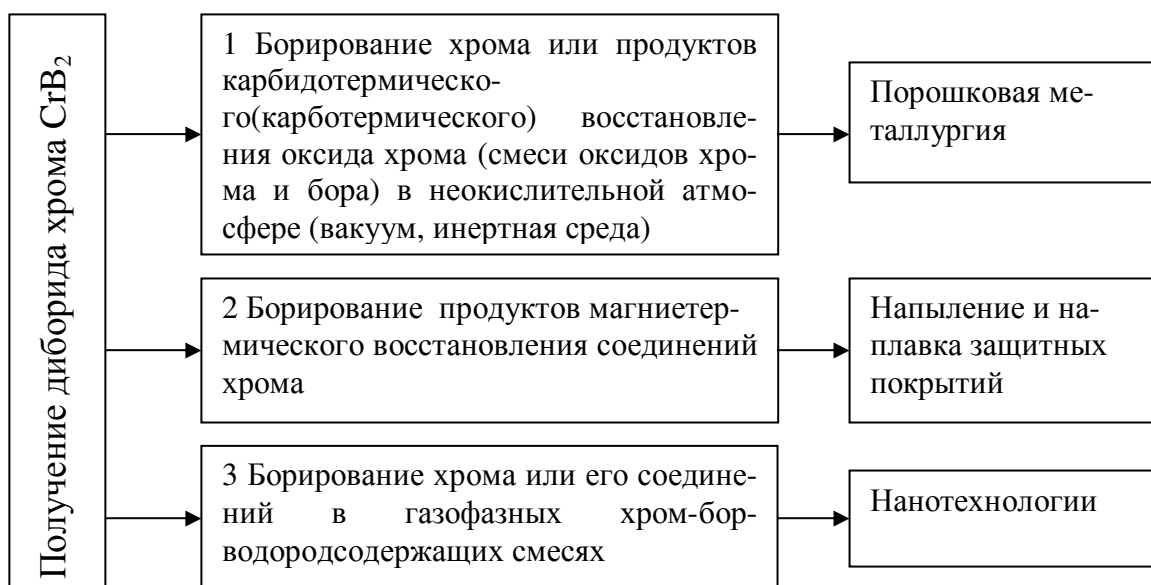


Рисунок 2 – Классификация способов получения диборида хрома CrB₂

В работе [3] рассмотрен способ получения диборида хрома CrB_2 карботермическим восстановлением оксидов хрома и бора. Процесс осуществляется в графитовом тигле или в печи сопротивления с графитовой трубой, нагретой до температуры 2273 К. В качестве восстановителя применяется ламповая сажа, предварительно прокаленная для удаления влаги и летучих. Продукты синтеза сильно загрязнены углеродом, что связано с высокой летучестью борного ангидрида при температуре процесса.

Способ получения порошка борида хрома, описанный в работе [5], включает смешивание оксидов хрома и бора с углеродистым восстановителем и термообработку шихты в несколько этапов: сначала нагрев шихты в реакционной камере при атмосферном давлении до температуры 1873-2273 К, а затем в вакууме при температуре 1873-2273 К в течение нескольких часов. Готовый продукт характеризуется высоким содержанием свободного углерода, имеет удельную поверхность порядка $950 \text{ м}^2/\text{кг}$ и средний размер частиц около 1 мкм.

Способ получения диборида хрома, описанный в работах [6-7], включает приготовление шихты путем смешивания оксидов хрома и бора и углеродистого восстановителя с окомкованием ее, порционную загрузку шихты в руднотермическую печь, термообработку и последующее измельчение полупродукта с отделением свободного углерода и примесей. Измельчение происходит в несколько этапов: 5-0,4 мм; 0,4-0,2 мм; класс менее 0,2 мм. Содержание свободного углерода составляет 0,5-1 % масс. С целью повышения качества порошка в патенте [6] изменено отношение бора к хрому и углерода в сплаве к сумме основных элементов (соответственно 0,15-0,35 и 0,005-0,049).

В работе [8] представлен способ получения диборида хрома борокарбидным восстановлением оксида хрома в печах сопротивления с графитовой трубой при температуре 2173-2273 К в вакууме. За счет непрерывного удаления оксида углерода и смещения равновесия реакции в сторону образования борида температура восстановления снижается до 1723-1973 К и уменьшается содержание углерода в бориде. Применение вакуума также исключает окисление и азотирование получаемых продуктов.

Представленные способы дают возможность получения диборида хрома с размером частиц в основном – (40÷63) мкм. Диборид хрома, полученный борированием хрома или продуктов карбидотермического (карботермического) восстановления оксида хрома (смеси оксидов хрома и бора) в неокислительной атмосфере (вакуум, инертная среда), в основном применяется в порошковой металлургии в технологии керметов [9]. Среди твердых материалов известны сплавы на основе двойного диборида титана – хрома (Ti, Cr B_2). Применение медно-никелевой связки значительно улучшает прочностные характеристики двойного борида (таблица 2) [10].

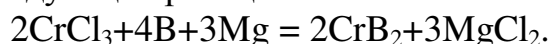
Диборид хрома используется в качестве электродов полупроводниковых термопар, причем эти электроды, исполняемые в форме замкнутых с одного из концов трубок, служат одновременно защитным чехлом термопары.

Таблица 2 – Физико-механические свойства материалов на основе (Ti, Cr) B₂

Свойство	Чистый (Ti, Cr) B ₂	(Ti, Cr) B ₂ + связка, % масс.		
		Ni	Cu	Cu - Ni
Удельный вес, (10 ³) кг/м ³	4,5	4,6	4,4	5,1
Электропроводность, Ом·м	32,8·10 ⁻⁸	-	-	24,6·10 ⁻⁸
Твердость, HR _A	92	90	82	93
Твердость по Виккерсу, ГПа	-	19	13	24,5
Прочность при сжатии, МПа	1200	1500	1200	2000
Относительная износостой- кость	7	5	2	8

Технологические процессы, входящие в первую группу, реализованы в настоящее время такими производителями, как ОАО «Запорожбразив», ОКТЬ Института проблем материаловедения (ИПМ) НАН Украины, ОАО «Тулачермет» [11].

Вторая группа способов получения диборида хрома описана в работе [12]. Так, в соответствии с данной работой, процесс получения борида хрома можно реализовать по следующей реакции:



Технология производства включает в себя следующие операции: приготовление шихты, её смешивание, брикетирование, загрузку и дегазацию, восстановление и слив солевого расплава, вакуумную дистилляцию, извлечение порошковой губки, измельчение, истирание и рассев порошка.

Трихлорид и бор смешивают в смесителе с титановыми шарами без металла-восстановителя (магния) в течение 3,5-4 часов в среде инертного газа – аргона (расход аргона 2,0-2,5 м³/ч). Магний подается в расплавленном виде. Безводный трихлорид хрома имеет малый удельный насыпной вес и занимает большой объем в реакторе. Поэтому более целесообразно применение брикетированной хлоридсодержащей шихты. Брикетирование трихлорида хрома осуществляется при давлении 98,0 МПа. Размер брикетов составляет 0,05-0,1 м, а плотность 2500 кг/м³.

Перед проведением процесса восстановления на дно реторты загружают хлористый натрий в количестве 15-20 кг. В реактор подают инертный газ (аргон) с избыточным давлением 15,2 кПа (расход аргона 1,5 м³/ч). После нагрева печи до 1073 К производят загрузку 25 кг брикетов, содержащих 105% от стехиометрически необходимого бора и трихлорида хрома. Для восстановления 25 кг брикетированной шихты требуется 5 кг магния (110% от стехиометрически необходимого). Загрузка производилась постепенно через каждые 20-30 минут. В результате магниетермического восстановления трихлорида хрома образуется губка и хлористый магний, который периодически сливается из аппарата в ковш при температуре 1123 К.

После окончания восстановления образуются фазы, соответствующие CrB_2 и CrB . При достижении температуры 1373 К и выдержке 3-4 часа на рентгенограммах обнаруживается лишь фаза, соответствующая CrB_2 .

Порошок отделяется от побочного продукта (солевого расплава) путем вакуумной сепарации, проводимой при температуре 1073-1223 К и остаточном давлении 1,33 – 0,133 Па в течение 40 часов с последующей гидрометаллургической обработкой. Побочные продукты сепарации интенсивно испаряются, а порошок борида хрома остается в твердом состоянии. После окончания дистилляции печь отключается и происходит охлаждение аппарата с одновременной откачкой в течение 1-2 часов. После этого в аппарат подается аргон до избыточного давления 10,1 – 15,2 кПа с одновременным напуском воздуха в печь. После демонтажа коммуникаций аппарат устанавливается в специальный холодильник, в котором он охлаждается, а затем направляется на демонтаж и выборку порошка. Сушку влажного порошка борида осуществляли в сушильных шкафах при остаточном давлении 13,3 Па.

Результаты гранулометрического анализа порошка борида хрома свидетельствуют о содержании в порошке частиц класса менее 160 мкм в количестве 82,62% масс.

В настоящее время данная технология внедрена компанией ОАО «КМК «Сибэлектросталь»» (г. Красноярск).

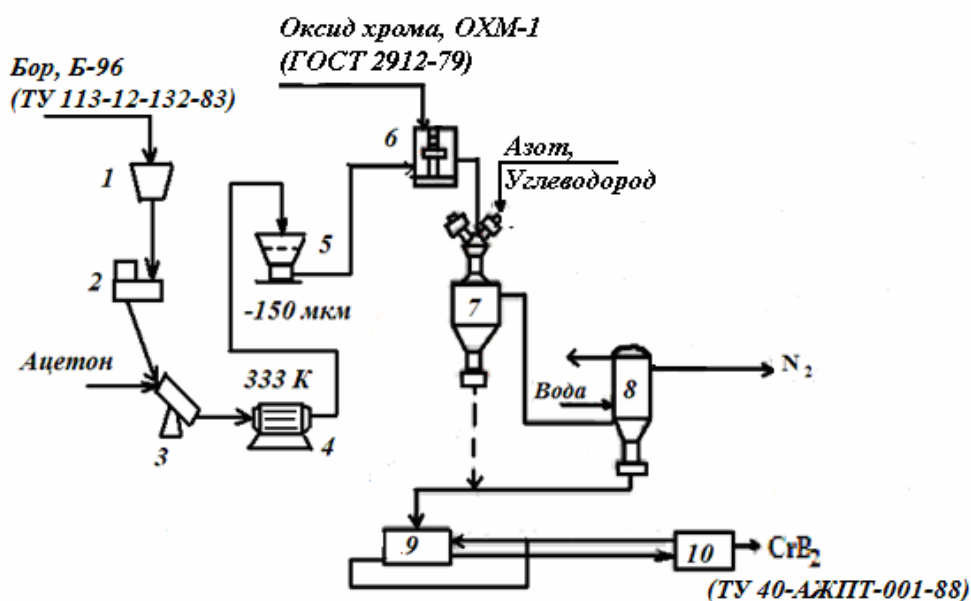
Диборид хрома, получаемый борированием продуктов магнетермического восстановления соединений трихлорида хрома, главным образом применяется для напыления и наплавки защитных покрытий. Жаропрочный и износостойкий наплавочный материал типа «Боролит» с молибденовой связкой успешно работает до 2173-2253 К, практически не снижая свои прочностные характеристики [13]. Это свойство позволяет использовать его при изготовлении деталей ракетных двигателей, тиглей, сопел для распыления расплавленных металлов, чехлов термодар, сопел высокотемпературных горелок, лодочек, систем сжигания различных видов топлива и выхлопных труб двигателей. Напыление диборида хрома позволяет создавать на поверхности тонкое износостойкое покрытие, многократно увеличивающее жизненный цикл детали и изделия в целом. Для плазменного напыления обычно используют порошки диборида хрома крупностью 100-200 мкм.[14] Этим способом получают покрытия для защиты деталей газовых турбин, работающих в окислительной атмосфере при температурах до 923К, и уплотнения бурового оборудования, эксплуатирующегося в условиях гидроабразивного износа. Плазменным напылением наносят самофлюсующийся сплав с добавкой диборида хрома 10 – 30 %. Такое покрытие увеличивает износостойкость в 6,5 раз.

В настоящее время находят применение новые наплавочные смеси БХ (борид хрома) и КБХ (карбид-борид хрома). Смесь БХ составляется из порошка железа и борида хрома. Смесь КБХ, включающая железо, феррохром, борид и карбид хрома, применяется для наплавки деталей, непосредственно соприкасающихся в процессе работы с горной породой, и деталей промыш-

ленного оборудования. Толщина наплавки рекомендуется не более 2,5-3,5 мм. При этом износостойкость увеличивается в 3-4 раза [15].

Способы получения диборида хрома CrB_2 , входящие в третью группу, описаны в работах [10, 16-17]. Способ, описанный в работе [10], основан на взаимодействии газообразных или легколетучих соединений металла и бора в присутствии водорода, известен давно как способ осаждения из газовой фазы. Этот способ позволяет получать нанодисперсные порошки боридов. В качестве исходных веществ используют простые и сложные галогениды, другие сложные соединения (метало- и элементоорганические соединения, аммиакаты галогенидов металлов и др.), которые разлагаются при достаточно низких температурах с образованием соответствующего борида.

В работах [16-17] описана технология плазменного синтеза диборида хрома, реализуемая на лабораторном уровне. Она предусматривает использование в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты, сырья Cr_2O_3 и В. Технологический модуль создан на основе трехструйного прямого реактора, который эксплуатируется в составе аппаратурно-технологической схемы, представленной на рисунке 3. Плазменный поток генерируется тремя электродуговыми подогревателями (плазматронами) ЭДП-104А суммарной мощностью до 50 кВт, установленными в камере смешения.



1-3 – хранение, дозировка и смешение шихтовых материалов; 4-6 – сушка, протирка и дозирование шихты; 7 – синтез; 8 – охлаждение отходящего пылегазового потока и отделение целевого продукта; 9 – рафинирование порошков; 10 – контроль характеристик

Рисунок 3 – Аппаратурно-технологическая схема плазмохимического производства нанопорошков диборида хрома

Технология разработана в рамках комплексной научно-технической программы государственного значения «Сибирь» под руководством академика РАН М.Ф. Жукова, внедрена и освоена в рамках программы МВ и ССО РСФСР «Развитие и размещение экспериментально-производственной базы

Минвуза РСФСР на 1986-1990 гг.» в условиях Экспериментально-опытного производства Сибирского металлургического института (в настоящее время ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» - СибГИУ). Реализация предлагаемой технологии обеспечивающей получение диборида хрома состава, близкого к стехеометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 40 – 70 нм. Ведущими зарубежными производителями нанопорошков, среди которых научно-производственные фирмы «Nanostructured&Amorphous Materials. Inc.» (США), «Tokyo Tekko Co» (Япония), «Hefei Kaier Nanotechnology&Development ltd. Co» (Китай), «Neomat Co» (Латвия), «Plasma Chem GmbH» (Германия), и отечественными производителями – ОАО «Сибирский химический комбинат», РИТЦ СО РАН – диборид хрома в наносостоянии пока не производится и не поставляется [18-25].

Нанопорошок диборида хрома используют при получении композиционных электролитических покрытий (КЭП) на основе никеля в качестве наполнителя. Покрытия осаждаются из электролита, содержащего ионы никеля и нанодисперсный порошок диборида хрома. В состав КЭП вводится до 1 % нанодисперсного порошка диборида хрома. КЭП никель – диборид хрома характеризуются повышенной износостойкостью при трении скольжения в коррозионно-активной кислой среде и жаростойкостью [26-29].

Применение нанопорошков диборида хрома крупностью 50-70 нм в технологии модифицирования сплавов дает возможность получать отливки с заранее заданной структурой и стабильными свойствами, способствующими более широкому применению литых заготовок в ответственных конструкциях, машинах и механизмах [30].

Выводы

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения диборида хрома. Установлено:

1) Диборид хрома CrB_2 – твердый и износостойкий, жаропрочный и химически инертный материал – востребован в технике для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов. Дальнейшие перспективы применения диборида хрома CrB_2 связаны с его использованием в виде нанопорошков.

2) Выделены три группы способов производства и основные направления применения производимого диборида хрома: борирование хрома или продуктов карбидотермического (карботермического) восстановления оксида хрома (смеси оксидов хрома и бора) в неокислительной атмосфере (вакуум, инертная среда); борирование продуктов магнетермического восстановления соединений трихлорида хрома; борирование хрома или его соединений в газофазных хром-бор-водородсодержащих смесях.

3) Констатируется, что при использовании диборида хрома в наносостоянии открываются новые перспективы его применения: модифицирование сплавов, композиционное электроосаждение и другие сферы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кузьма Ю.Б. Кристаллохимия боридов/ Ю.Б. Кузьма. – Львов: Высшая школа. Издательство при Львов. Ун-те, 1983. – 160 с.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1/ под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
3. Бор, его соединения и сплавы/ Г.В. Самсонов [и др.]. - Киев: Изд-во АН УССР, 1960. - 590 с.
4. Пат. 2237617 РФ, МПК С01В35/04. Способ получения бориды хрома/ А.С. Нечепуренко, Ю.И. Кривченко; ФГУП «УНИХИМ с ОЗ» - № 2003135581/15; заявл. 09.12.2003; опубл. 10.10.2004. – 3 с.
5. Pat. 5338523 USA. Method of making transition metal carbide and boride powders/ Vladimir D. Krstic. - №966376; filing date 26.10.1992; publication date 16.08.1994. – 5 с.
6. Пат. 2018412 РФ, МПК В22F9/04. Способ получения бориды хрома/ Г.К. Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.С. Белкин, Е.Н. Чиженков, В.П. Тарабрина; Научно-производственное объединение «Тулачермет». - № 4513825/02; заявл. 11.04.1989; опубл. 30.08.1994. – 6 с.
7. Пат. 2048975 РФ, МПК В22F9/04. Способ получения порошка бориды хрома/ Г.К. Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.С. Белкин, Е.Н. Чиженков, В.П. Тарабрина; Научно-производственное объединение «Тулачермет». - № 4526934/02; заявл. 12.02.1990; опубл. 27.11.1995. – 4 с.
8. Карасев А.И. Получение порошков технических боридов титана, циркония, хрома и вольфрама борокарбидным методом/ А.И. Карасев// Порошковая металлургия. – 1973. - № 10. – С. 1-5.
9. Прохоров А.М. Высокочистые бориды переходных металлов - перспективные материалы современной техники/ А.М. Прохоров, Н.П. Лякишев// Неорганические материалы. – 1996. - № 11. – С. 1365-1371.
10. Серебрякова Т.И. Высокотемпературные бориды/ Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов, П.Д. Пешев - М.: Металлургия, Челябинское отделение, 1991. - 368 с.
11. Свойства порошков металлов, тугоплавких соединений и спеченных материалов: справочник/ И.М. Федорченко [и др.]. – К.: Наукова думка, 1978. – 184 с.
12. Освоить технологический процесс получения чистых порошков хрома, марганца и легированных сталей восстановлением хлоридов: отчет о НИР / ИМЕТ АН ГССР; рук.: к.т.н. Ю.М. Картвелишвили: - Тбилиси-Красноярск, 1985.
13. Электронный каталог России [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ai08.org/index.php/temp>. - Загл. с экрана.
14. Горшков Б.Н. Технологический процесс нанесения покрытий из некоторых боридов переходных металлов методом плазменного напыления/ Б.Н. Горшков, Ю.П. Кудрявцев, В.С. Лоскутов, В.А. Неронов, В.В. Алексеев// Порошковая металлургия. – 1980. - № 5. – С. 73-76.

15. Электронный каталог России [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.drevniymir.ru/zano21.html/> - Загл. с экрана.
16. Ноздрин И.В. Плазмохимический синтез диборида хрома и применение его в композиционных материалах: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук/ Ноздрин И.В. – Ленинград, 1989.
17. А.с. 1467935 Россия. Способ получения тонкодисперсного порошка диборида хрома/ И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Ю.Л. Крутский, Н.В. Толстогузов, А.А. Корнилов; СМИ им. Серго Орджоникидзе и Ин-т теплофизики СО АН СССР. - № 4087560; заявл. 09.07.1986; опубл. 15.11.1988.
18. Центр нанотехнологий и наноматериалов Росатома [Электронный ресурс]/ Президентская инициатива «Стратегия развития nanoиндустрии». – Электронные данные. – М.: ВНИИММ имени А.А. Бочвара, [2008]. – Режим доступа: <http://www.nanoportal.ru>, свободный. – Загл. с экрана. – яз.рус.
19. Plasma Chem [Электронный ресурс]/ Nano Powders; Webmaster PIXXL.WEBDESIGN. – Электронные данные. – Берлин: Plasma Chem GmbH, [2008]. – Режим доступа: <http://www.Plasmachem.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
20. Abercade consulting [Электронный ресурс]/ Нанопорошки: описание мирового рынка. – Электронные данные. – М.: Исследовательская компания Abercade, [2008]. – Режим доступа: <http://www.Abercade.ru>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. рус., англ.
21. NanoAmor. Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные. – Хьюстон: Nanostructured&Amorphous Materials. Inc., [2008]. – Режим доступа: <http://www.Nanoamor.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
22. Ultrafine Powder Produced by. Plasma Vaporisation/ Tokyo Tekko Co. – Tokyo: Tokyo Tekko Co., 1998. – p. 12.
23. Nanoceramics Powders [Электронный ресурс]/ Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co. – Электронные данные. – Hefei Kaier Nanotechnology&Development htd. Co., [2008]. – Режим доступа: <http://www.hfkiln.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
24. NEOMAT NANO POWDERS [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные. – Саласпилс: Neomat Co., [2008]. – Режим доступа: <http://www.neomat.lv>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
25. Ультрадисперсные порошки металлов, сплавов и соединений: Информационный проспект. – Томск: Академия наук СССР ордена Ленина Сибирское отделение РИТЦ, 1982. – 1 с.
26. Гуслиенко Ю.А. Структура и свойства композиционных электролитических покрытий никель - диборид хрома / Ю.А. Гуслиенко, М.В. Лучка, В.Н. Яненский, А.Ф. Хриенко// Порошковая металлургия. – 1989. - № 3. – С. 54-59.
27. А.с. 1542108 Россия. Способ приготовления электролита для осаждения композиционных никелевых покрытий/ И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Ю.Л. Крутский, А.А. Корнилов, С.В. Черноусов; СМИ им. Серго Орджони-

кидзе и Ин-т теплофизики СО АН СССР. - № 4467321; заявл. 29.07.1988; опубл. 08.10.1989.

28. Композиционные электрохимические покрытия с ультрадисперсными порошковыми материалами/ Г.В. Галевский, И.В. Ноздрин, Н.С. Агеенко, Ю.Л. Крутский: Информационный проспект. – Новокузнецк: НПК, 1986. – 2 с.

29. Технология нанесения износостойких композиционных электрохимических покрытий: Информационный проспект. – Томск: Академия наук СССР ордена Ленина Сибирское отделение РИТЦ, 1982. – 1 с.

30. Пат. 2024641 РФ, МПК С22 С35/00. Модификатор для нержавеющей сталей/ Г.Н. Миннеханов, В.П. Сабуров, С.П. Авдюхин, В.Н. Чеченцев; Омский политехнический институт. - № 4867021/02, заявл. 19.06.1990, опубл. 15.12.1994. – 4 с.

УДК 661.665

И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева

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

ПРИМЕНЕНИЕ НАНО- И МИКРОПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Исследованы условия электроосаждения и основные характеристики композиционных покрытий никель – карбонитрид хрома и никель – карбид хрома. Установлена технологическая целесообразность применения упрочняющей фазы в виде нанопорошка, что способствует снижению концентрации электролита - суспензии, повышению катодной плотности тока и микротвердости покрытий.

The conditions of electrodeposition and the main characteristics of composite coatings of nickel - chromium carbonitride and nickel - chromium carbide are investigated. The technological feasibility of strengthening phase in the form of nanopowder is established, thereby reducing the concentration of the electrolyte - suspension, increasing the cathode current density and microhardness of coatings.

Введение

К композиционным электрохимическим покрытиям (КЭП) относятся металл-матричные твердые покрытия, осаждаемые в виде тонкого слоя на изделия с электропроводящей поверхностью из электролитов – суспензий, содержащих дисперсную фазу. Технология композиционного электроосаждения получила развитие благодаря научным школам профессоров Р.С. Сайфуллина

(КГТУ), Г.В. Халдеева (ПГУ), Т.Е. Цупак (РГХТУ), В.Ю. Долматова (СПбГПУ), основные достижения которых обобщены в работах [1-4]. В настоящее время достаточно широко используются КЭП с матрицами из никеля, меди, серебра, золота и других электроосаждаемых металлов. В качестве дисперсной фазы применяются микропорошки (1-5 мкм) и нанопорошки (5-100 нм) веществ разной химической природы: углерода в разных полиморфных модификациях, бора, кремния, оксидов, карбидов, нитридов, боридов. Микротолщины КЭП и высокая дисперсность упрочняющей фазы, распределенной в них, открывают новые возможности в модифицировании поверхности изделий машиностроения, электронной промышленности, приборостроения и других отраслей промышленности.

В последние 15 лет получила общее признание технологическая целесообразность применения для создания эффективных КЭП дисперсной фазы наноразмерного уровня. Применение в технологии КЭП нанопорошков различных веществ способствует формированию покрытий с однородной мелкозернистой структурой, высоким уровнем физико-механических свойств и позволяет создавать композиционные материалы нового назначения [1]. В связи с этим это направление становится приоритетным в исследовании и технологии КЭП.

Целью настоящей работы является изучение особенностей электроосаждения композиционных покрытий на основе никеля, содержащих в качестве упрочняющей фазы нанопорошок карбонитрида хрома $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$. Исследования условий формирования, структуры и свойств КЭП $\text{Ni} - \text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ ранее не проводились. Лишь в работе [5] исследованы условия получения и некоторые свойства КЭП никель - микропорошок близкого по составу к карбонитриду карбида хрома Cr_3C_2 . В [5] отмечается, что по износостойкости КЭП $\text{Ni} - \text{Cr}_3\text{C}_2$ превосходит сталь марки Ст40, электролитический никель и покрытия на основе никеля с микропорошками карбидов ниобия, кремния, титана, ванадия, вольфрама.

Характеристика нанопорошка карбонитрида хрома и методика исследований

Для модифицирования никелевой матрицы использовался нанопорошок карбонитрида хрома, полученный карбидизацией порошка металлического хрома марки ПХ-1М природным газом с содержанием метана до 94 % об. в потоке азотной плазмы с начальной температурой 5400 К и закалкой при температуре 2800 К, обозначаемый в дальнейшем как НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$. Наряду с нанопорошком карбонитрида хрома для сравнительного анализа применялись порошки близкого к нему по химическому составу карбида хрома Cr_3C_2 трех видов:

- нанопорошок карбида хрома, полученный отжигом в аргоне карбонитрида хрома при температуре 1273 К (НП Cr_3C_2);
- особо тонкий микропорошок карбида хрома, полученный отжигом в аргоне, карбонитрида хрома при температуре 1373 К (МП Cr_3C_2 (1));
- микропорошок карбида хрома Cr_3C_2 , полученный измельчением в

мельнице с твердосплавными шарами и футеровкой порошка карбида хрома стандартной гранулометрии (-63 мкм) в течение 80 часов (МП Cr_3C_2 (2)).

Фрагменты рентгеновских дифрактограмм используемых порошков приведены на рисунке 1, характеристики их фазового и гранулометрического составов в таблице 1, микрофотографии, полученные¹ методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии – на рисунках 2 и 3. Можно видеть, что все порошки однофазны и содержат примеси, обусловленные способами получения.

Нанопорошок карбонитрида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 150 до 600 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Нанопорошок карбида хрома имеет удельную поверхность, в 3 раза меньшую по сравнению с нанопорошком карбонитрида и представлен частицами размером от 30 до 100 нм дендритной формы. Для особо тонкого микропорошка и микропорошка характерны размерные диапазоны 0,2-0,8 и 3-6 мкм соответственно, с преобладанием дендритной и неправильной осколочной форм частиц.

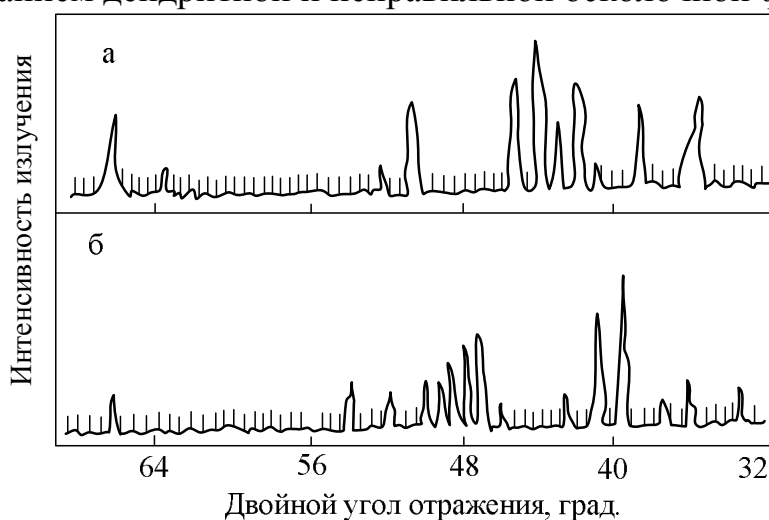


Рисунок 1 – Фрагменты рентгеновских дифрактограмм нанопорошка карбонитрида хрома $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ (а) и микропорошка карбида хрома Cr_3C_2 (б)

Исследование параметров осаждения КЭП проводилось в стандартном электролите никелирования, содержащем $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 245, H_3BO_3 – 30, NaCl – 20, NaF – 6 кг/м³ – при рН 5,0 – 5,5, температуре 323 К, катодной плотности тока 0,1 – 1,2 кА/м², концентрации порошка 1 – 100 кг/м³ и непрерывном перемешивании электролита. Для приготовления электролита – суспензии к навеске порошка добавляли небольшое количество чистого электролита, перемешивали до полного смачивания порошка, количественно переносили в электролизер и разбавляли до требуемой концентрации. Корректировка рН производилась с помощью растворов NaOH или H_2SO_4 . Свежеприготовлен-

¹ в лаборатории ЭТМ НИЦКП «Материаловедение и металлургия» НИТУ «МИСИС»

ный электролит прорабатывался в течение 2-х часов при катодной плотности тока 0,01 – 0,02 кА/м².

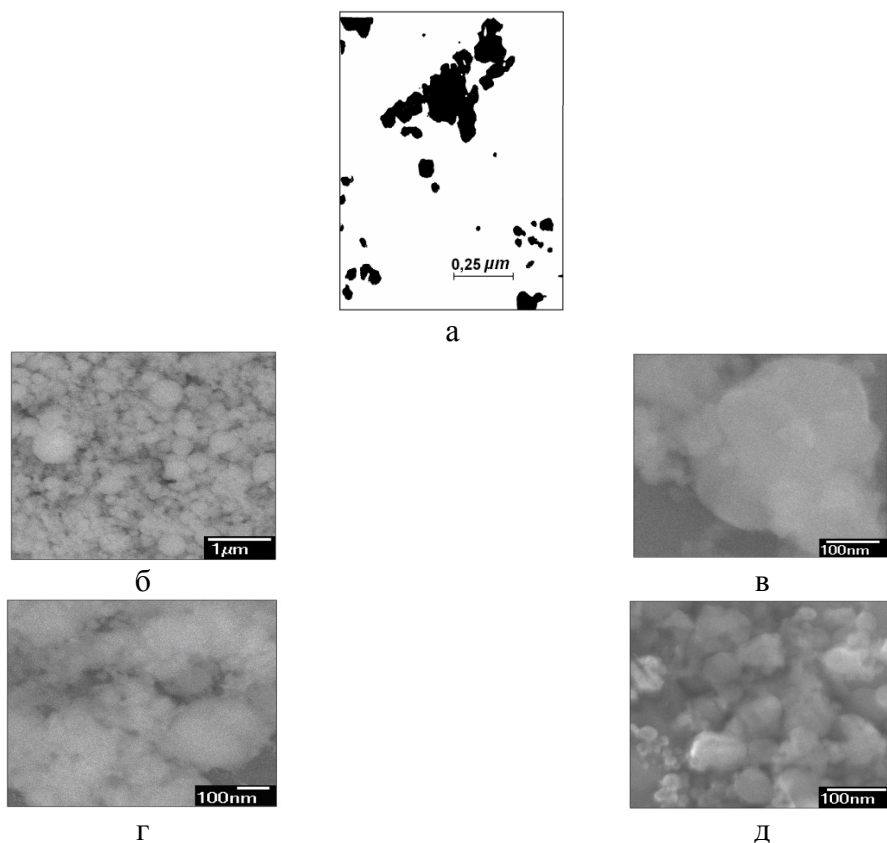
Таблица 1 – Основные характеристики порошков карбонитрида и карбида хрома

Характеристика	НП Cr ₃ (C _{0,8} N _{0,2}) ₂	НП Cr ₃ C ₂	МП Cr ₃ C ₂ (1)	МП Cr ₃ C ₂ (2)
Химический состав основной фазы	Cr ₃ (C _{0,8} N _{0,2}) ₂	Cr ₃ C ₂	Cr ₃ C ₂	Cr ₃ C ₂
Содержание основной фазы, % мас.	93,45	94,90	95,73	95,54
Содержание примесей, % мас.				
свободного хрома	1,80	1,54	1,32	0,31
свободного углерода	1,10	0,21	0,18	0,80
оксида хрома (III)*	3,00	2,88	2,61	3,20
летучие	0,60	0,47	0,16	0,15
Удельная поверхность, м ² /кг	32000-37000	10000-12000	1400-1700	400
Размер частиц, мкм	0,02-0,08	0,03-0,10	0,20-0,80	3-5
Форма частиц	Шаровидная	Дендритная	Дендритная	Осколочная неправильная
Коррозионная стойкость в растворах электролитов	Устойчивы в щелочных и слабокислых электролитах			
*Определялось по содержанию кислорода				

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

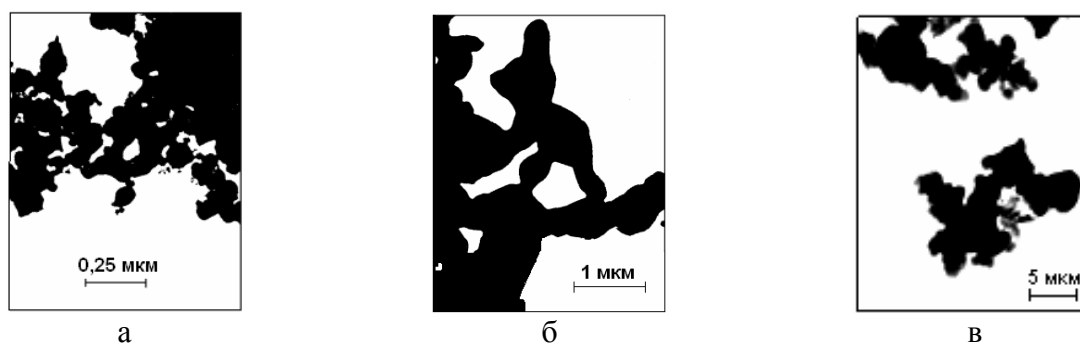
Содержание карбонитрида и карбида хрома в композиционных покрытиях определялось весовым методом после растворения покрытия в 10 %-ном растворе HNO₃ (ГОСТ 5744-94). Процент включения карбонитрида и карбида в матрицу рассчитывался как отношение массы нерастворимого остатка к массе покрытия.

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



а – ансамбль частиц НП – ПЭМ; б – внешний вид НП – РЭМ; в – морфологическая картина агрегата НП – РЭМ; г – ансамбль частиц и агрегатов НП – РЭМ; д – отдельные частицы НП - РЭМ

Рисунок 2 – Микрофотографии нанопорошка карбонитрида хрома



а – НП Cr_3C_2 ; б – МП Cr_3C_2 (1); в – МП Cr_3C_2 (2)

Рисунок 3 – Микрофотографии (ПЭМ) порошков карбида хрома

Особенности электроосаждения КЭП

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

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

Катодная плотность тока, кА/м^2	Содержание упрочняющей фазы в КЭП, % мас.			
	НП – $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$	НП – Cr_3C_2	МП – Cr_3C_2 (1)	МП – Cr_3C_2 (2)
0,1	0,42	0,46	0,51	0,57
0,3	0,50	0,59	0,63	0,66
0,5	0,56	0,63	0,79	0,87
0,7	0,67	0,71	0,93	1,03
1,0	0,81	0,87	некачественные покрытия	
1,2	некачественные покрытия			

Исследование влияния катодной плотности проводилось при рН электролита 5,0, температуре 323 К и концентрации упрочняющей фазы 10 кг/м^3 . Можно видеть (таблица 2), что повышение катодной плотности тока в пределах от 0,1 до $1,0 \text{ кА/м}^2$ для нанопорошков и $0,7 \text{ кА/м}^2$ для микропорошков приводит к увеличению содержания упрочняющей фазы в покрытии: для НП – $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ с 0,42 до 0,81, НП – Cr_3C_2 с 0,46 до 0,87, МП – Cr_3C_2 (1) с 0,51 до 1,03 % мас. В то же время четко прослеживается тенденция к увеличению содержания упрочняющей фазы от её крупности: при катодной плотности тока $1,0 \text{ кА/м}^2$ содержание упрочняющей фазы в покрытии составляет для НП – $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ 0,81, НП – Cr_3C_2 0,87, МП – Cr_3C_2 (1) 0,93 и МП – Cr_3C_2 (2) 1,03 % мас. В присутствии упрочняющей нанодисперсной фазы верхний предел рабочей плотности тока электролита составляет $1,0 \text{ кА/м}^2$, что выше, чем для получения никелевых покрытий в данном электролите ($0,5 \text{ кА/м}^2$).

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

Концентрация НП, МП в электролите, кг/м^3	Содержание упрочняющей фазы в КЭП, % мас.			
	Микротвердость $\pm 0,3 \text{ ГПа}$			
	НП – $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$	НП – Cr_3C_2	МП – Cr_3C_2 (1)	МП – Cr_3C_2 (2)
2,0	0,42/3,3	0,37/3,0	0,36/2,8	0,32/2,6
5,0	0,79/4,4	0,71/3,6	0,67/3,1	0,64/3,0
10,0	0,81/4,5	0,92/3,7	0,93/3,3	1,03/3,2
15,0	0,80/4,4	0,94/3,9	1,12/3,4	1,27/3,3
30,0	0,81/4,5	0,92/4,0	1,29/3,6	1,61/3,4
45,0	0,78/4,5	0,90/4,1	1,41/3,7	1,92/3,4
60,0	0,76/4,4	0,88/4,0	1,42/3,6	2,13/3,5
80,0	0,78/4,5	0,86/4,0	1,39/3,6	2,99/3,7
100	не проводились		1,41/3,6	2,97/3,6

При катодной плотности тока $1,2 \text{ кА/м}^2$ покрытия образуются темного цвета, хрупкие и шероховатые, легко отслаивающиеся от основы. Это объясняется увеличением рН в прикатодном слое, обусловленным выделением на катоде водорода и, как следствие этого, образованием и соосаждением с никелем его гидроксидов.

Исследование влияния концентрации порошков в электролите проводилось при рН электролита 5,0, температуре 323 К и катодной плотности тока $1,0 \text{ кА/м}^2$ для нанопорошков и $0,7 \text{ кА/м}^2$ для микропорошков. Можно видеть (таблица 3), что с повышением концентрации нанопорошков в электролите – суспензии до $5 - 10 \text{ кг/м}^3$ содержание упрочняющей фазы в КЭП также растет, в дальнейшем при концентрации нанопорошков $15 - 30 \text{ кг/м}^3$ практически не меняется, а в области концентраций $45 - 80 \text{ кг/м}^3$ несколько снижается. При использовании микропорошков содержание упрочняющей фазы в покрытии возрастает практически во всем исследуемом интервале концентраций – от 2 до 100 кг/м^3 . В то же время для всех порошков установлены следующие пределы насыщения матрицы упрочняющей фазой, достигаемые при разных концентрациях порошков в электролите: для НП – $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ – $(0,79 \div 0,81) \%$ мас. при концентрации $5 - 10 \text{ кг/м}^3$; НП – Cr_3C_2 – $(0,92 \div 0,94) \%$ мас. при $10 - 15 \text{ кг/м}^3$; МП – Cr_3C_2 (1) – $(1,41 \div 1,42) \%$ мас. при $45 - 60 \text{ кг/м}^3$; МП – Cr_3C_2 (2) – $(2,97 \div 2,99) \%$ мас. при $80 - 100 \text{ кг/м}^3$. Следовательно, с повышением крупности порошков насыщение никелевой матрицы достигается при более высоких содержаниях в ней упрочняющей фазы, соотносящихся для используемых порошков следующим образом:

1 НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2 \rightarrow 1,16$ НП $\text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow 1,75$ МП Cr_3C_2 (1) $\rightarrow 3,69$ МП Cr_3C_2 (2)

При этом зависимость содержания упрочняющей фазы в покрытии от размера частиц порошков, рассчитанного по величине удельной поверхности, описывается уравнением вида

$$a = 0,759d_{\text{ч}} + 0,87 \quad (1)$$

(при значениях критерия Фишера $F/F_{0,95}(3,10) = 0,161/3,7$),

где a – содержание упрочняющей фазы в покрытии, % мас.;

$d_{\text{ч}}$ – размер частиц порошков, мкм.

Микротвердость КЭП определяется содержанием в них упрочняющей фазы (таблица 3). В исследуемом интервале концентраций электролитов – суспензий микротвердость КЭП Ni – НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ возрастает с 3,3 до 4,5 ГПа, Ni – НП Cr_3C_2 – с 3,0 до 4,0; Ni – МП Cr_3C_2 (1) – с 2,8 до 3,6; Ni – МП Cr_3C_2 (2) – с 2,6 до 3,7. При этом микротвердость КЭП с нанопорошками выше и составляет у КЭП Ni – НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ 4,4 – 4,5 ГПа, что в 2,2 раза выше, чем у никелевой матрицы, в 1,23 раза выше, чем у КЭП Ni – НП Cr_3C_2 , в 1,41 раза выше, чем у КЭП Ni – МП Cr_3C_2 (1), в 1,45 раза выше, чем у КЭП Ni – МП Cr_3C_2 (2). Такое увеличение твердости нельзя объяснить только наличием в покрытии наночастиц, тем более, что содержание их характеризуется весьма незначительной величиной. По-видимому, данный факт можно объяснить эффектом дисперсионного упрочнения матрицы наноразмерными частицами, что косвенно подтверждается более низкими значениями микротвер-

дости КЭП Ni – МП Cr₃C₂, несмотря на более высокое содержание в них карбида (табл. 3). Для КЭП Ni – НП Cr₃(C_{0,8}N_{0,2})₂ зависимость микротвердости от содержания в покрытии карбонитрида описывается уравнением вида

$$H = 2,973a + 2,051 \quad (2)$$

(при значениях критерия Фишера $F/F_{0,95}(3,10) = 0,183/3,7$),

где H – микротвердость КЭП, ГПа;

a – содержание карбонитрида хрома в покрытии, % мас.

Таким образом, представляется, что использование нанопорошка для получения композиционных покрытий более целесообразно, чем микропорошков. Анализ полученных данных показывает, что введение НП карбонитрида хрома в электролит приводит к изменению таких технологических параметров электроосаждения, как допустимая катодная плотность тока и концентрация упрочняющей фазы в электролите.

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

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

Высокая микротвердость покрытий Ni – НП Cr₃(C_{0,8}N_{0,2})₂ при относительно низком содержании упрочняющей фазы в покрытии обеспечивает значительно меньший ее расход на 1 м² обрабатываемой поверхности и позволяет сохранить ценные свойства матрицы. Низкая концентрация нанопорошка в электролите упрощает эксплуатацию гальванических ванн и снижает потери карбонитрида хрома за счет выноса электролита с деталями. Присутствие карбонитрида хрома повышает производительность электролита за счет увеличения верхнего предела катодной плотности тока. Оптимальными условиями осаждения КЭП никель – НП карбонитрида хрома являются: концентрация Cr₃(C_{0,8}N_{0,2})₂ 5 – 10 кг/м³, катодная плотность тока 0,9 – 1,0 кА/м² при температуре 323 К, pH – 5,0 – 5,5 и непрерывном перемешивании электролита. Выход никеля по току при этих условиях составляет 92 – 94 %.

Выводы

1. Максимальное насыщение никелевой матрицы КЭП при использовании нанопорошка карбонитрида хрома с удельной поверхностью $32000 - 37000 \text{ м}^2/\text{кг}$ происходит при концентрации его в электролите $5 - 10 \text{ кг}/\text{м}^3$, что в $6 - 10$ раз меньше, чем при использовании микропорошков, и составляет $0,79 - 0,81 \%$ мас. При этом зависимость содержания упрочняющей фазы в покрытии a от размера частиц порошков $d_{\text{ч}}$ описывается уравнением вида $a = 0,759d_{\text{ч}} + 0,87$.

2. Микротвердость КЭП Ni – НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ при содержании в них упрочняющей фазы $0,79 - 0,81 \%$ мас. в $1,45$ раз выше, чем микротвердость КЭП Ni – МП Cr_3C_2 , содержащих $2,97 - 2,99 \%$ карбида и в $2,2$ раза выше, чем у никелевой матрицы. Для КЭП Ni – НП $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ зависимость микротвердости H от содержания в покрытии карбонитрида описывается уравнением вида $H = 2,973a + 2,051$.

3. Оптимальными режимами осаждения КЭП являются: катодная плотность тока $1,0 \text{ кА}/\text{м}^2$, концентрация нанопорошка карбонитрида хрома в электролите $5 - 10 \text{ кг}/\text{м}^3$, pH $5,0 - 5,5$ и температура 323 К .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Исследования в области создания композиционных электрохимических покрытий (КЭП) с дисперсной фазой микро- и наночастиц / Р.С. Сайфуллин [и др.] // Вестник Казанского технологического университета. - КГТУ: Казань, 2009. - № 6. - С. 80-90.

2. Халдеев Г.В. Структура и свойства композиционных материалов никель – нитрид ниобия / Г.В. Халдеев, Л.М. Ягодкина, Н.А. Попова // Плазмохимические процессы в технологии нитридов: сб. науч. тр. - ИНХП АН СССР: Черноголовка, 1984. - С. 71-77.

3. Цупак Т.Е. Высокопроизводительные процессы электроосаждения никеля и сплава никель – фосфор из электролитов, содержащих карбоновые кислоты: автореф. дис. ... докт. хим. наук / Т.Е. Цупак ; РГХТУ. - М., 2008. - 30 с.

4. Долматов В.Ю. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза как основа нового класса композиционных металл-алмазных гальванических покрытий / В.Ю. Долматов, Г.К. Буркат // Сверхтвердые материалы. - 2000. - № 1. - С. 84-95.

5. Быкова М.И. Износостойкость металлокерамических покрытий на основе никеля / М.И. Быкова // Вестник Киевского политехнического института. Сер. Химическое машиностроение и технология. - КПИ: Киев, 1971. - № 8. - С. 168-170.

И.В. Ноздрин, М.А. Терентьева, В.В. Руднева, Г.В. Галевский

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

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА ДИБОРИДА ХРОМА

Проведен термодинамический анализ высокотемпературных взаимодействий в системах В–Н–N, Cr–В–Н–N, Cr–В–Cl–Н–N, Cr–В–O–C–Н–N, соответствующих процессам «газификации» бора и синтеза диборида хрома в условиях плазменного потока с использованием различного хромсодержащего сырья.

The thermodynamic analysis of high-temperature interactions in the systems В–Н–N, Cr–В–Н–N, Cr–В–Cl–Н–N, Cr–В–O–C–Н–N, corresponding to processes of «gasification» of boron and chromium diboride synthesis in plasma flow with the use of various chromium-containing raw materials.

Цели, задачи и методика анализа

Плазмометаллургические струйные процессы получения боридов как объекты термодинамического моделирования по сравнению с традиционными имеют ряд особенностей [1]:

– высокотемпературные условия и быстротечность процессов боридообразования, что создаёт предпосылки для достаточно быстрого достижения равновесия [2];

– возможность достижения высокого выхода боридов в условиях, обеспечивающих газофазный характер реакций боридообразования;

– изменение условий существования конденсированных фаз вследствие образования их в виде частиц наноразмерного уровня, т.е. с большой кривизной поверхности, для которых парциальное давление над конденсированной фазой превышает давление насыщения над плоской поверхностью; однако в настоящее время отсутствует единое мнение о размерном пороге (~ 1 или 2–10 нм [3]) и соответствующие справочные данные;

– получение боридов в системах, состоящих из нескольких химических элементов, образующих многофазные многокомпонентные смеси, обуславливает необходимость выполнения их термодинамического анализа на ЭВМ;

– безусловная целесообразность выполнения термодинамических расчётов равновесных составов боридообразующих систем при различных параметрах в связи с недостаточностью информации для описания с необходимой точностью и достоверностью кинетики и механизма процессов боридообразования.

С учётом отмеченных особенностей результаты термодинамического анализа процессов боридообразования следует рассматривать, с одной стороны, как прогнозные, требующие экспериментального подтверждения, а с другой – как технологические ориентиры и показатели совершенства реактора и уровня организации в нём процессов тепло- и массообмена.

Термодинамический анализ процессов синтеза проведён с целью прогнозирования оптимальных параметров получения диборида хрома (соотношения компонентов и температуры), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в борид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы боридообразования газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазмометаллургических технологий эффективную переработку дисперсного сырья.

В связи с использованием в процессах синтеза в качестве хромсодержащего сырья – хрома, оксида Cr_2O_3 и трихлорида CrCl_3 , борсодержащего сырья – бора, углеводородного сырья – метана и плазмообразующего газа – азота объектами исследования являлись системы В–Н–N, Cr–В–Н–N, Cr–В–Cl–Н–N, Cr–В–O–C–Н–N. Следует отметить, что сведения о термодинамическом анализе систем, в которых возможно образование диборида хрома, немногочисленны и ограничиваются работой [4], содержащей результаты исследования термодинамики углеводородного восстановления шихты, состоящей из смеси оксида хрома (III) и бора, в потоке азотной плазмы. При этом проведенный авторами работы [4] термодинамический анализ не учитывает возможности образования боридов хрома с участием бороводородов. В работе [4] отмечается, что диборид хрома CrB_2 может быть получен при соотношении $\text{Cr}:\text{B}:\text{C}:\text{O}:\text{H}:\text{N} = 1:(2-3,5):1,5:1,5:16:35$ в области температур 2800-2300 К, причем до 80 % масс. CrB_2 может образовываться по реакции



Но, учитывая соотношения температур плавления и кипения компонентов этой реакции (для Cr 2176 и 2840 К, В 2348 и 3980 К соответственно, для CrB_2 температура конгруэнтного плавления 2373 К), развитие такой реакции представляется маловероятным, в связи с чем следует ожидать получения смеси хром – бор со стехиометрическим для образования диборида соотношением компонентов: 70,3 % масс. хрома и 29,7 % масс. бора. Однако авторами работы [5], экспериментально исследовавшими плазменный синтез диборида хрома с использованием реакционной бор-оксидной смеси и технического пропана, отмечается ряд результатов, противоречащих этой термодинамической гипотезе:

- форма боридных наночастиц, близкая к сферической, указывает на образование боридов по механизму «пар – расплав – кристалл», т.е. при борировании металлического аэрозоля газообразными борсодержащими соединениями, возможно, бороводородами;

- такой механизм боридообразования становится возможным при «газификации» бора и устойчивости образующихся бороводородов в широкой области температур.

С учетом изложенного, представляется целесообразным выполнение термодинамических расчетов для квазиравновесных условий боридообразования, исключающих присутствие конденсированного бора. Проводя термодинамические расчеты квазиравновесных составов в предположении, что разложение борсодержащих соединений не происходит, можно ожидать получение состава конечных продуктов и основных показателей процесса, соответствующих экспериментальным данным.

Необходимые для анализа составы газообразных и конденсированных продуктов рассчитывались «константным» методом, основанном на совместном решении уравнений закона действующих масс, материального баланса, суммарного числа молей газовой смеси, существования конденсированной фазы, закона Дальтона [1].

Расчёты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчётах рассматривалась область температур 1000-6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов, приведённые в [5-12]. Константы равновесия реакций образования Cr_2O_3 при температуре 1800–2553 К, Cr_3C_2 при 1700–2163 К, CrN при 1050 К, Cr_2N при 1100–1450 К, CrB_2 при 2000-2900 К, CrB при 2000-2400 К, CrCl_2 и CrCl при 1500-6000 К рассчитывались приближённым методом [13-14].

Принятые для расчётов составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Составы газовой и конденсированной фаз

Система	Состав фаз	
	газовой	конденсированной
B – H – N	H, N, H ₂ , N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , N ₂ H ₄ , B, BH, BH ₂ , BH ₃ , B ₂ H ₆ , B ₅ H ₉ , B ₄ H ₁₀ , B ₃ H ₆ N ₃	B, BN
Cr – B – H – N	Cr, B, H, N, N ₂ , H ₂ , HN, NH ₂ , NH ₃ , BH, BH ₂ , BN	Cr, B, BN, CrB, CrB ₂
Cr – B – Cl – H – N	Cr, B, H, N, Cl, N ₂ , H ₂ , Cl ₂ , HCl, NH, NH ₂ , NH ₃ , BH, BH ₂ , BN, CrCl ₂ , CrCl	Cr, B, BN, CrB, CrB ₂ , CrCl ₃ , CrCl ₂
Cr – B – O – C – H – N	Cr, B, H, N, O, C, N ₂ , H ₂ , C ₂ , O ₂ , B ₂ , C ₃ , CH, CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₄ , C ₃ H, C ₄ H, C ₄ H ₂ , CO, CO ₂ , CN, C ₂ N ₂ , NO, NO ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , BO, BO ₂ , B ₂ O, B ₂ O ₂ , B ₂ O ₃ , BH, BH ₂ , BN, BC, BC ₂ , CrO, CrO ₂ , CrO ₃ , H ₂ O, HCN, HBO ₂ , HBO ₃	Cr, B, C, BN, CrB, CrB ₂ , CrO, CrO ₃ , Cr ₂ O ₃ , Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃ , Cr ₂₃ C ₆ , CrN, Cr ₂ N, B ₂ O ₃ , B ₄ C

Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакций образования целевых продуктов и параметрами технологического оборудования. Соотношения, выбранные для расчётов, приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Соотношения компонентов в исследуемых системах

Соотношения компонентов, моль	Примечания
$V:H:N = 1:2:20$	По стехиометрии для реакции $V + N_2 = VN_2$ (1)
$V:H:N = 1:4:20$	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
$V:H:N = 1:6:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
$Cr:V:H:N = 1:2:12:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции $Cr + 2VN_2 = CrV_2 + 2N_2$ (2)
$Cr:V:H:N = 1:1,75:12:20$	12,5 %-ный недостаток бора по сравнению со стехиометрией для реакции (2)
$Cr:V:H:N = 1:1,5:12:20$	25 %-ный недостаток бора по сравнению со стехиометрией для реакции (2)
$Cr:V:Cl:H:N = 1:2:3:3:20$	По стехиометрии для реакции $CrCl_3 + 2V + 1,5N_2 = CrV_2 + 3HCl$ (3)
$Cr:V:Cl:H:N = 1:2:3:9:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (3)
$Cr:V:Cl:H:N = 1:2:3:18:20$	6-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (3)
$Cr:V:O:C:H:N =$ $= 1:2:1,5:1,5:12:20$	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции $0,5Cr_2O_3 + 2V + 1,5CH_4 = CrV_2 + 1,5CO + 3H_2$ (4)
$Cr:V:O:C:H:N =$ $= 1:2:1,5:1,88:13,5:20$	25 %-ный избыток метана по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
$Cr:V:O:C:H:N =$ $= 1:2:1,5:2,25:15:20$	50 %-ный избыток метана по сравнению со стехиометрией для реакции (4)

Термодинамика «газификации» бора

Система В – Н – N представляет собой одну из частных систем, рассматриваемых при термодинамическом анализе процессов плазменного синтеза боридов, в связи с чем анализ ее в условиях, соответствующих параметрам синтеза, представляет определенный научный и технологический интерес и позволяет прогнозировать состав газовой фазы, направленное формирование которого необходимо для эффективного боридообразования. Необходимость изучения данной системы подтверждается также немногочисленностью сведений о ней в литературе, ограниченных [16]. По данным [16], в рассматриваемой системе при температуре ниже 3500 К основными составляющими газовой фазы являются N_2 , H_2 , H , а выше 3500-4000 К к ним добавляются значительные количества парообразного бора и атомарного азота. Максимальное содержание в системе борводородов, из которых учитывалась возможность образования VN , V_2N_6 , V_4N_{10} , достигается при 3500 К и составляет 0,24 % об. для VN .

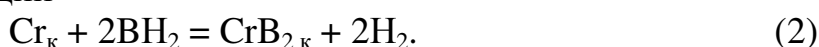
Результаты расчета равновесных составов системы представлены на рисунке 1 а, б. Можно видеть, что в исследуемой системе имеет место «газификация» бора, усиливающаяся с разбавлением системы водородом. Газификация бора обусловлена высокой термодинамической стабильностью в области температур 2650-3250 К борводорода состава BH_2 . При соотношении В:Н = 1:6 степень превращения бора в BH_2 достигает 1. Конденсация бора из газовой фазы термодинамически возможна при температуре ниже 2650 К. Таким образом, следует признать целесообразным разбавление системы водородом и прогнозировать влияние концентрации его в газовой фазе на полноту протекания процессов боридообразования в условиях плазменного потока.

Квазиравновесные составы системы В – Н – N (рисунок 1 в, г) характеризуются значительным расширением температурной области устойчивости борводорода BH_2 , соответствующей 2150-3250 К.

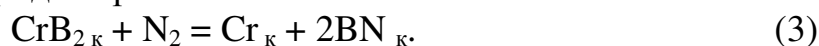
*Термодинамика высокотемпературных взаимодействий
в боридообразующих системах*

Результаты термодинамических расчётов системы Cr–В–Н–N приведены на рисунке 2, а и б. Диборид хрома CrB_2 может быть получен при соотношении С:В = 1:2 в области температур 2150-2800 К.

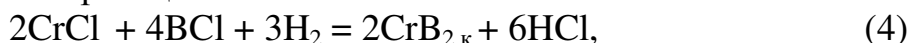
В условиях квазиравновесия термодинамически возможным представляется образование его по реакции



При температуре 2150 К и ниже CrB_2 может взаимодействовать с азотом с образованием хрома и нитрида бора



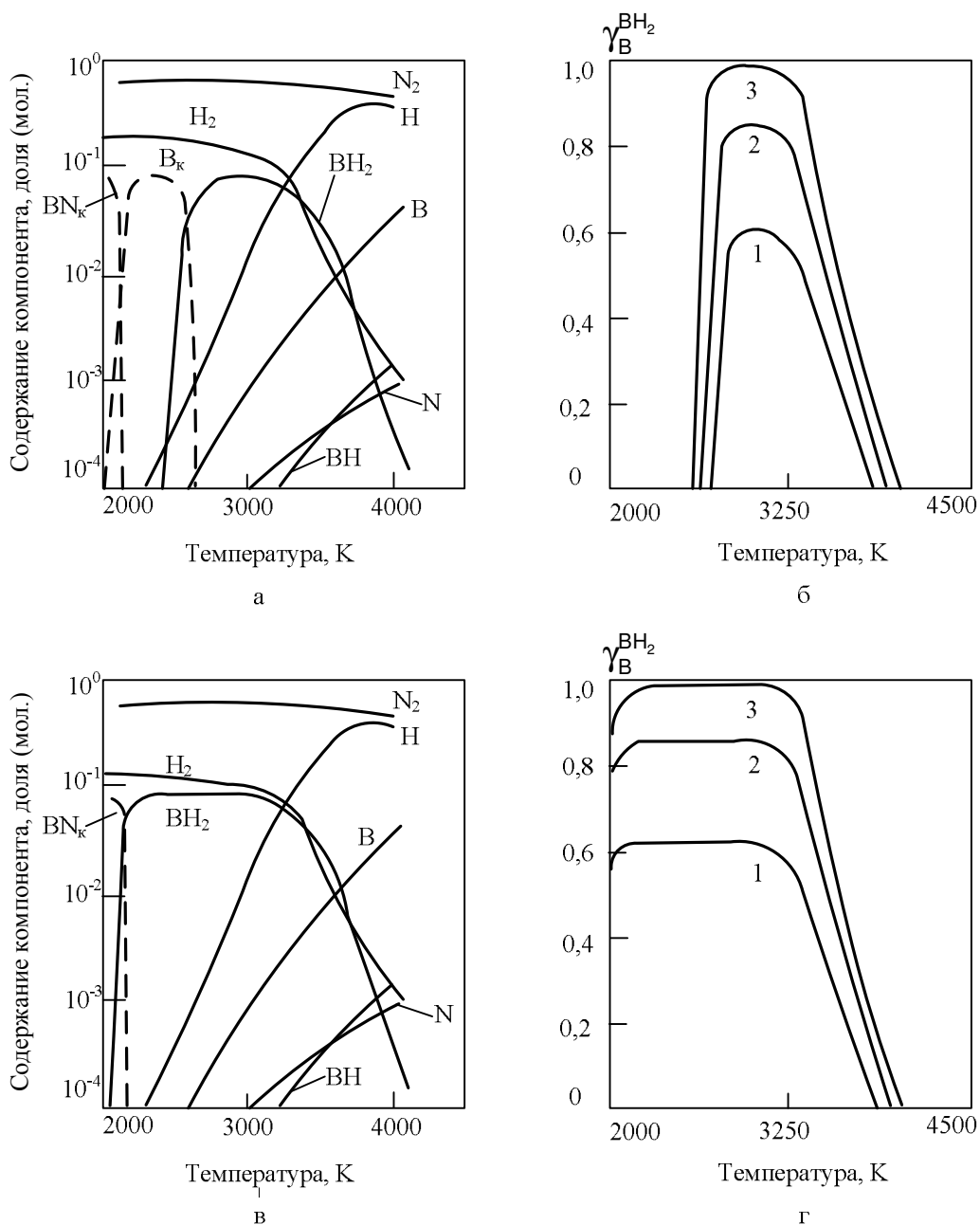
В системе Cr – В – Cl – Н – N образование CrB_2 возможно по реакции (2) (до 35 % масс.) и по реакции



по которой может образовываться до 65 % масс. CrB_2 (рисунок 3). 100 %-ный выход диборида хрома достигается при стехиометрическом соотношении компонентов Cr:В = 1:2 и 6-кратном избытке водорода для соотношений Cl:Н = 3:18 и В:Н = 2:12 в интервале температур 2150-2800 К. Как и в предыдущей системе, с понижением температуры стабильность диборида хрома падает и при температуре 2100-2000 К, в зависимости от степени разбавления системы водородом, CrB_2 может взаимодействовать с азотом и хлористым водородом по реакции

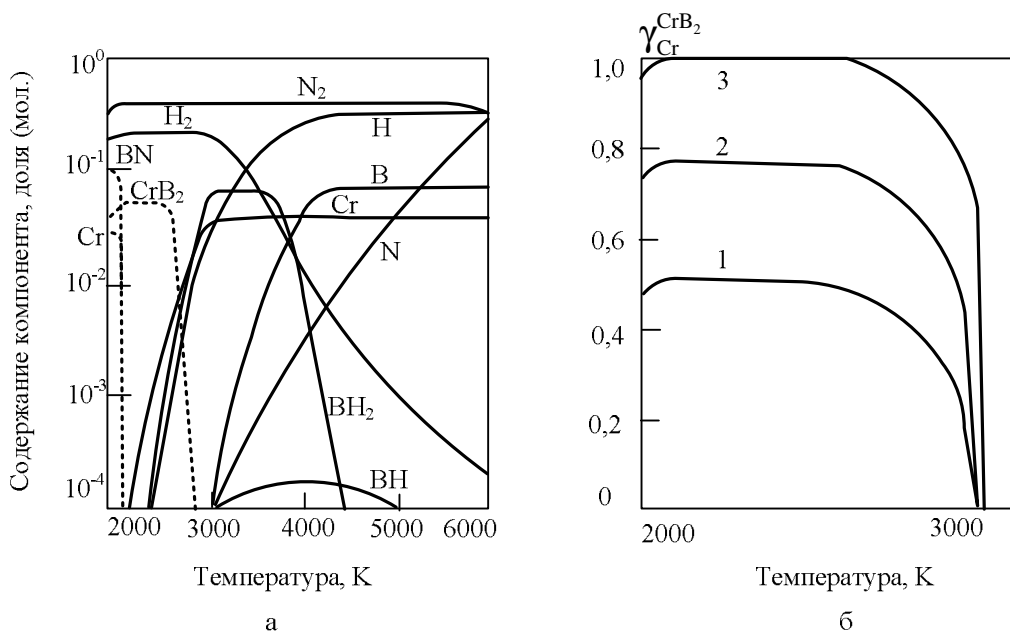


В системе Cr – В – О – С – Н – N диборид хрома может быть получен при всех рассматриваемых соотношениях компонентов в интервале температур 2150-2800 К. Термодинамически возможно протекание химической реакции боридообразования (б), описанной при анализе системы Cr – В – Н – N.

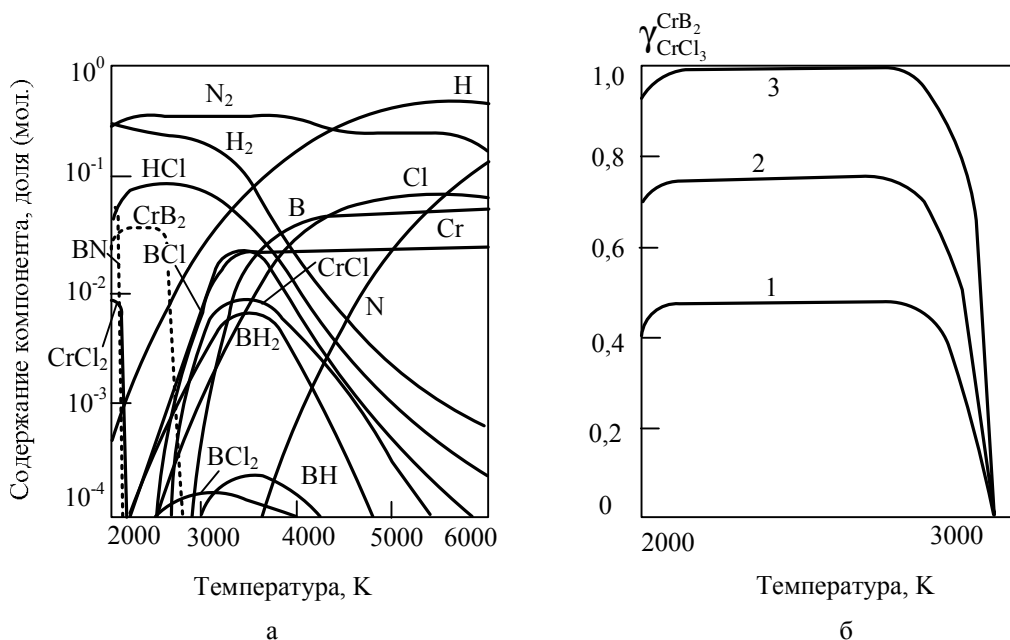


- а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении В:Н:Н = 1:6:20;
- б) равновесная зависимость степени превращения В в ВН₂ от соотношения В:Н = 1:2 (1); 1:4 (2); 1:6 (3) и температуры;
- в) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении В:Н:Н = 1:6:20;
- г) квазиравновесная зависимость степени превращения В в ВН₂ от соотношения В:Н = 1:2 (1); 1:4 (2); 1:6 (3) и температуры

Рисунок 1 – Результаты термодинамических расчетов системы В – Н – N



а) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $Cr:B:H:N = 1:2:12:20$;
 б) зависимость степени превращения Cr в CrB_2 от соотношения $Cr:B = 1:1,5$ (1); $1:1,75$ (2); $1:2$ (3) и температуры
 Рисунок 2 – Результаты термодинамических расчетов системы $Cr - B - H - N$



а) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $Cr:B:Cl:H:N = 1:2:3:30:30$;
 б) зависимость степени превращения $CrCl_3$ в CrB_2 от соотношения $Cl:H = 1:1$ (1); $1:3$ (2); $1:6$ (3)
 Рисунок 3 – Результаты термодинамических расчетов системы $Cr - B - Cl - H - N$

При стехиометрическом для восстановления оксида хрома количестве восстановителя в интервале температур 2150-2800 К достигается 100 %-ный выход диборида хрома. Избыток восстановителя приводит к загрязнению борида углеродом за счет разложения цианистого водорода и ацетилена при 3200-2750 К. Содержание свободного углерода может достигать 6 и 12 % масс. при избытке метана 25 и 50 % соответственно. Взаимодействие диборида хрома с азотом начинается при температуре ниже 2300 К. Но при этой температуре также становятся возможными процессы окисления и карбидообразования



При 25 %-ном избытке восстановителя продуктом разложения CrB_2 является композиция $\text{BN} - \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_3\text{C}_2$, содержащая 46,52 % BN , 5,34 % Cr_3C_2 , 48,12 % Cr_7C_3 , а при 50 %-ном избытке – 45,49 % BN , 52,96 % Cr_3C_2 , 1,55 % Cr_7C_3 . Снижение температуры ниже 1250 К приводит к преимущественному развитию процессов окисления.

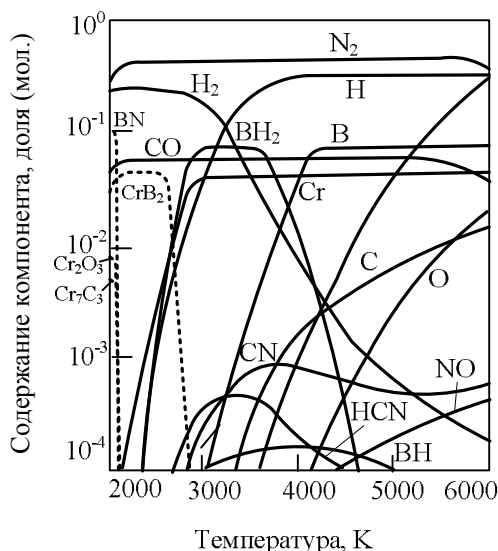


Рисунок 4 – Результаты термодинамических расчетов системы $\text{Cr} - \text{B} - \text{O} - \text{C} - \text{H} - \text{N}$: квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $\text{Cr}:\text{B}:\text{O}:\text{C}:\text{H}:\text{N} = 1:2:1,5:1,5:12:20$

Выводы

Проведён термодинамический анализ различных технологических вариантов синтеза диборида хрома CrB_2 . Установлено, что в системах $\text{Cr} - \text{B} - \text{H} - \text{N}$ и $\text{Cr} - \text{B} - \text{O} - \text{C} - \text{H} - \text{N}$ 100 %-ный выход диборида хрома возможен при стехиометрическом соотношении $\text{Cr}:\text{B}$, 3-кратном избытке водорода, обеспечивающего «газификацию» бора, при температуре 2150-2800 К. В системе $\text{Cr} - \text{B} - \text{Cl} - \text{H} - \text{N}$ 100%-ный выход диборида хрома возможен при стехиометрическом соотношении $\text{Cr}:\text{B}$, 6-кратном избытке водорода для восстановления CrCl_3 до Cr и «газификации» бора при температуре 2150-2800 К. Образование диборида хрома происходит по предполагаемому механизму «пар – расплав – кристалл» с участием бороводорода состава BH_2 , что позволяет прогнозировать

вать возможность достижения его высокого выхода в реальных условиях синтеза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: Справочник / А.Л. Сурис. – М. : Metallurgiya, 1985. – 568 с.
2. Крапивина С.А. Плазмохимические технологические процессы / С.А. Крапивина. – Л. : Химия, 1981. – 248 с.
3. Морохов И.Д. Современное состояние проблемы «Ультрадисперсные системы» // Физикохимия ультрадисперсных систем : сб. науч. тр. / ИМ АН СССР. - М. : Наука, 1987. - С. 5-10.
4. Галевский Г.В. Термодинамика восстановления оксида хрома (III) углеводородами в условиях плазменных температур / Г.В. Галевский, Ю.Л. Крутский // Производство ферросплавов: межвуз. сб. науч. тр. / КузПИ – Новокузнецк, 1986. - С. 24-32.
5. Жуков М.Ф. Новые материалы и технологии. Экстремальные технологические процессы / М.Ф. Жуков, В.А. Неронов. – Новосибирск : Наука. Сиб. отд., 1992. – 183 с.
6. Глушко В.П. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справочник в 4-х томах / В.П. Глушко. – М. : Наука, 1978 – 1982 гг.
7. Spangenberg H.J. Thermodynamische Funktion verschiedener Kohlenwasserstoff – Stickstoff - Verbindungen und Radicals bei hohen Temperaturen und die Zusammensetzung von CHN - Plasmen // Zeitschrift für physikalische Chemie. - 1974. - В. 255. - № 1. - S. 1-15.
8. Гурвич Л.В. Термодинамические свойства индивидуальных веществ / Л.В. Гурвич. – Т. 2. – М. : АН СССР, 1962. – 775 с.
9. Schick H.L. Thermodynamics of Certain Refractory Compounds. - V. 11. – N-Y.: Academicpress, 1966. – 775 p.
10. Barin J. Thermochemical properties of Inorganic Substances / J. Barin, O. Knabe. – N-Y.: Academicpress, 1973. – 647 p.
11. JANAF Thermochemical tables. – Wash. Gov. print. off, 1966-1975.
12. Герасимов Я.Н. Химическая термодинамика в цветной металлургии / Я.Н. Герасимов, А.Н. Крестовников, А.С. Шахов. - Т. 5. – М. : Metallurgiya, 1973. – 296 с.
13. Уикс К.Е. Термодинамические свойства 65 элементов и их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов / К.Е. Уикс, Ф.Е. Блок. – М. : Metallurgiya, 1965. – 126 с.
14. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций / Л.П. Владимиров. – М. : Metallurgiya, 1970. – 528 с.
15. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций / В.А. Киреев. – М. : Химия, 1970. – 519 с.
16. Краснокутский Ю.И. Термодинамический анализ некоторых высокотемпературных методов получения нитрида бора / Ю.И. Краснокутский, С.Н. Ганз, В.Д. Пархоменко // Журнал прикладной химии. - 1976. - Т. 49. - В. 2. - С. 304-309.

УДК 661.665

И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, М.А. Терентьева, В.В. Руднева

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НИКЕЛЬ – НАНОБОРИД ХРОМА

Исследованы структура и основные свойства композиционных покрытий никель – диборид хрома. Установлено, что при использовании наноборида формируется однородная мелкозернистая структура с равномерным распределением частиц, способствующая улучшению физико-механических свойств покрытий.

The structure and basic properties of composite coatings of nickel - chromium diboride are investigated. It is established that the use of nanoboride formed a homogeneous fine-grained structure with a uniform distribution of particles, contributing to improved physical and mechanical properties of coatings.

Введение

Композиционные электроосаждаемые покрытия (КЭП) получают при совместном осаждении металлов с дисперсными частицами различных размеров и видов. Включаясь в металлическую матрицу, частицы улучшают эксплуатационные свойства покрытий и придают им новые качества. Существенный интерес в качестве дисперсной фазы КЭП представляют высокотемпературные бориды, достаточно востребованные в современной технике для получения износо- и жаростойких материалов и производимые различными технологическими способами, в том числе и в виде нанопорошков [1-2]. Однако свойства КЭП, содержащих нанопорошки боридов (наноборидов), практически не изучены. В связи с этим в работе исследованы структура и основные свойства (твердость, прочность сцепления со стальной основой, внутренние напряжения, коррозионные свойства, износостойкость) композиционного покрытия на основе никеля с наноборидом хрома CrB_2 . Для сравнения изучены свойства КЭП с микропорошком CrB_2 и «чистого» никелевого покрытия, т.е. никелевой матрицы.

Методика исследования

Для упрочнения никелевой матрицы использовались нанопорошок и микропорошок диборида хрома, соответственно содержащие 94,02 и 93,5 мас. % CrB_2 , имеющие удельную поверхность 35000 и 800 $\text{м}^2/\text{кг}$, размерный диапазон частиц 20 – 70 нм и 1 – 6 мкм с преимущественно сферической и осколоч-

ной, неправильной формой. Наночастицы бориды склоны к образованию микроагрегатов размером до 150 – 180 нм. Осаждение КЭП Ni – НП CrB₂ осуществляли из слабокислого сульфатного электролита, содержащего различные добавки, состава, кг/м³: NiSO₄·7H₂O – 245, H₃BO₃ – 30, NaCl – 20, NaF – 6 при концентрации нанопорошка в электролите 5 – 10 кг/м³, значениях pH 5,0 – 5,5, катодной плотности 1,0 кА/м², температуре 323 К и постоянном перемешивании электролита. При осаждении КЭП Ni – НП CrB₂ концентрация микропорошка в электролите составляла 60 – 80 кг/м³, катодная плотность тока 0,5 кА/м². Для осаждения «чистых» никелевых покрытий использовали электролит такого же состава, не содержащий дисперсной фазы. КЭП всех видов осаждали на стальную основу (сталь 3).

Тонкая структура КЭП с нанопорошком исследовалась² методами электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии.

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

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

Микротвердость покрытий измерялась на микротвердомере ПМТ-3 методом статического вдавливания перпендикулярно слою покрытия индентора при нагрузке 0,49 Н. Микротвердость покрытий определялась на образцах толщиной 40 мкм по 5 – 6 измерениям диагонали отпечатка. Внутренние напряжения покрытий измеряли методом деформации гибкого катода и рассчитывали по формуле

$$\sigma = \frac{E \cdot d_k \cdot a}{3 \cdot l_k^2 \cdot d_n}, \quad (1)$$

² в лаборатории ЭТМ НИЦ КП «Материаловедение в металлургии» НИТУ «МИСИС»

где E – модуль упругости металла катода;

d_k – толщина катода;

d_n – толщина покрытия;

a – отклонение нижнего конца катода;

l_k – длина участка катода с покрытием.

Прочность сцепления покрытий со стальной основой оценивали методом сдвиговых нагрузок, для чего образцы склеивали клеем ВК-9 при площади склеивания $0,35 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$, толщине слоя $0,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ и после высыхания в течение 24 часов испытывали на разрывной машине модели Р-0,5. Защитную способность покрытий оценивали по величине токов коррозии между покрытием и основой в нейтральном электролите и по скорости газовой коррозии образцов при нагревании на воздухе. Коррозионные токи определяли методом Розенфельда. Скорость окисления покрытий определяли непрерывным взвешиванием образцов, помещенных в вертикальную трубчатую печь. Износостойкость образцов толщиной 40 мкм определяли в условиях сухого трения. В качестве контртела использовался стальной шар диаметром 0,014 м, выполненный из стали ШХ15 и закаленный до твердости 40 HRC, вращающийся под нагрузкой 0,8 Н со скоростью 2 об/с.

Структура КЭП Ni – НП CrB₂

При электроосаждении КЭП материал композиционного осадка начинает формироваться непосредственно в электролите, о чем свидетельствует наличие на внешней оболочке частиц, взвешенных в электролите, тонкого слоя металла, увеличивающего радиус частиц более чем в 2 раза (рисунок 1). В дальнейшем малый радиус частиц и большое отношение площади к массе частиц вызывает более легкое заравнивание их в никелевой матрице. При этом влияние подповерхностных дефектов – центров адсорбции и кристаллизации металла – возрастает, т.к. эффективность влияния далекодействующих напряжений на частицы малого радиуса выше. При соударении и удержании частиц малого размера на поверхности подложки (на первом этапе электролиза), а затем и на фронте растущих кристаллитов, согласно [3], под действием капиллярных сил возникают контактные напряжения (σ), определяемые в основном площадью соприкосновения

$$\sigma = \frac{J \cdot b}{x}, \quad (2)$$

где x – радиус площадки соприкосновения, м;

b – величина вектора Бюргерса ($b = 2,5 \cdot 10^{-10} \text{ м}$);

J – модуль сдвига ($J_{Ni} = 4 \cdot 10^{10} \text{ Н/м}^2$).

Для наночастиц ($R = 20 - 30 \text{ нм}$) при разумных соотношениях $x/R = 0,1$ величина $\sigma = (3,3 \div 5,0) \cdot 10^9 \text{ Н/м}^2$, что превышает напряжение течения для никеля. Для крупных частиц ($R = 1 - 5 \text{ мкм}$) $\sigma = (0,2 \div 1,0) \cdot 10^4 \text{ Н/м}^2$, т.е. степень пластической деформации тем выше, чем меньше R .

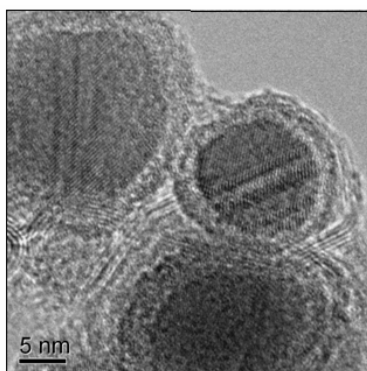


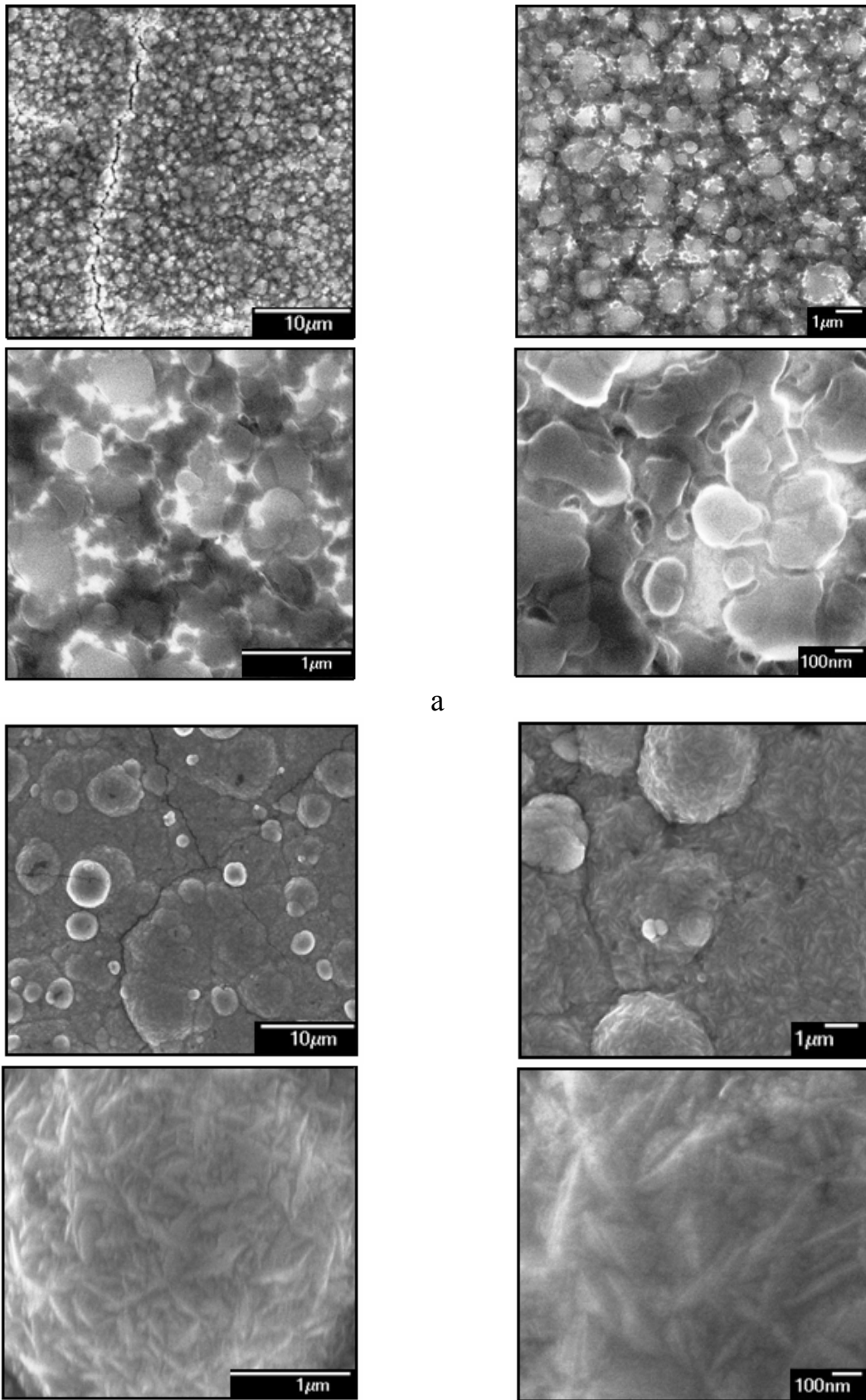
Рисунок 1 – Микрофотографии наночастиц CrB_2 с внешней никелевой оболочкой – РЭМ

Таким образом, наночастицы прочнее, чем крупные, прикрепляются к поверхности, легче и равномернеерастают в осадок. По данным исследований подобных структур, формирующихся при электроосаждении КЭП Ni – НП NbN, описанных в работе [4], предпочтительными местами закрепления являются границы зерен и границы раздела феррит – цементит в перлитных колониях. При удалении от подложки частицы прикрепляются к уже вросшим в осадок включениям, благодаря чему образуются своеобразные цепочки, ориентированные нормально к поверхности. В результате в никелевом покрытии формируется однородная мелкозернистая структура, в которой зерна осадка ориентированы нормально к подложке и характеризуются отношением диаметра (0,5 – 0,8 мкм) к длине 0,20 – 0,60 (рисунок 2).

Анализ рентгеновских энергодисперсионных спектров электроосажденного никеля и КЭП (рисунки 3, 4) подтверждает присутствие в них Ni, O и Ni, Cr, B, O. Количественные соотношения их близки к реальным (таблица 1). Так, по данным рентгеновского энергодисперсионного микроанализа содержание CrB_2 в покрытии составляет 0,74 мас. %, а по данным определения весовым методом, т.е. по величине нерастворенного осадка – 0,62 мас. %. При этом для определяемых элементов характерно достаточно равномерное распределение в покрытии толщиной 30 мкм (рисунки 5, 6), что подтверждает его композиционный характер.

Таблица 1 – Элементный химический состав электроосажденного никеля и КЭП Ni – НП CrB_2

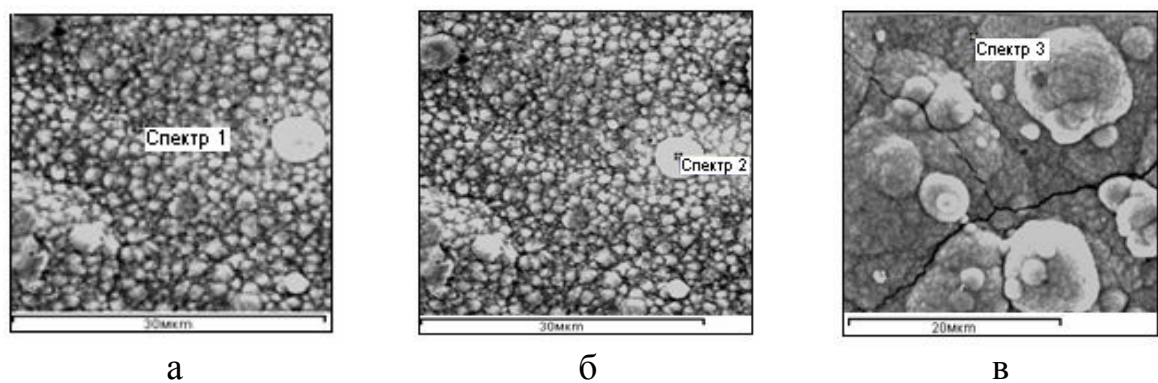
Элемент	Содержание элемента в отдельных точках покрытий, масс. %		
	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3
Ni	98,23	98,28	97,46
O	1,77	1,72	1,60
Cr	–	–	0,51
B	–	–	0,23



а

б

Рисунок 2 – Микрофотографии (РЭМ) поверхности электроосажденного никеля (а) и КЭП Ni – НП CrB₂ (б)



а

б

в

Рисунок 3 – РЭМ – изображение электроосажденного никеля (а, б) и КЭП Ni – НП CrB₂ (в) с указанием точек определения элементного состава (спектры 1, 2, 3 соответственно)

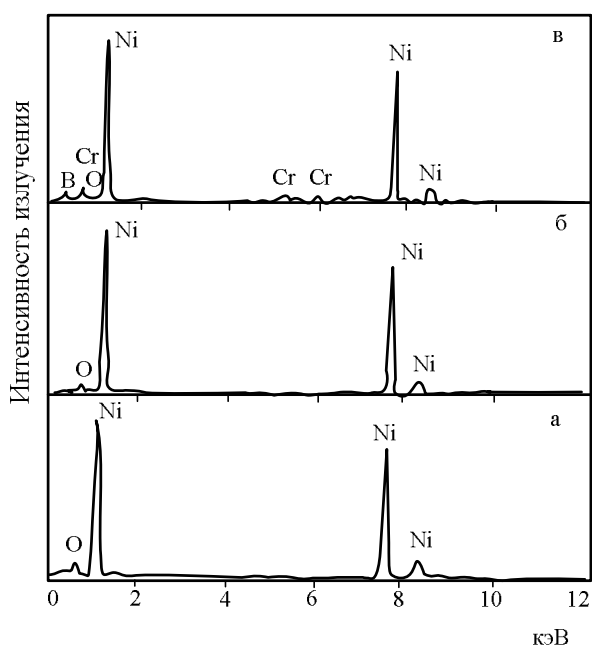


Рисунок 4 – Рентгеновские энергодисперсионные спектры электроосажденного никеля (а – спектр 1; б – спектр 2) и КЭП Ni – НП CrB₂ (в – спектр 3), характеризующие качественный состав покрытий

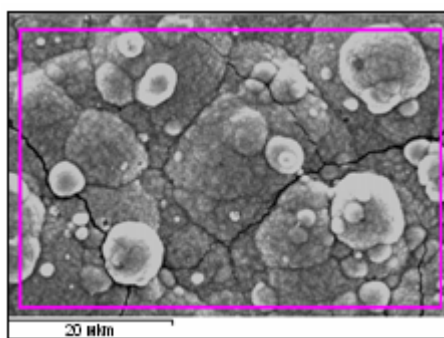


Рисунок 5 – РЭМ – изображение образца КЭП Ni – НП CrB₂ для исследования распределения основных элементов

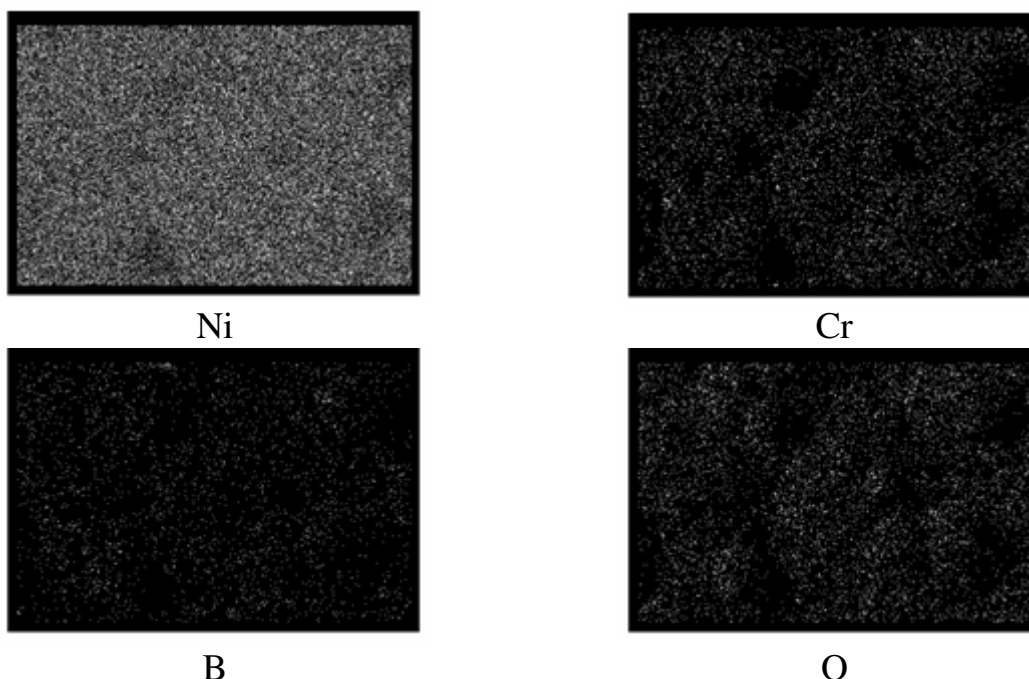


Рисунок 6 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа распределения основных элементов в КЭП Ni – НП CrB₂

Физико-механические свойства КЭП никель – диборид хрома

Исследовались микротвердость, прочность сцепления со стальной основой, внутренние напряжения и защитные характеристики композиционных и никелевых покрытий.

Микротвердость покрытий с нанопорошком диборида хрома составляла 4,38 – 4,69 ГПа при содержании второй фазы 0,59 – 0,65 %, а с микропорошком – 3,76 – 3,93 ГПа при 2,47 – 2,86 %. Микротвердость никелевой матрицы изменялась в пределах 2,36 – 2,48 ГПа.

Прочность сцепления КЭП Ni – НП CrB₂ со стальной основой составляет 31,2 – 33,3 МПа. Результаты измерения внутренних напряжений покрытий и коррозионных токов приведены в таблице 2. Можно видеть, что с увеличением толщины осадков внутренние напряжения в них уменьшаются. Включение дисперсных частиц в покрытие также приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании нанопорошка диборида хрома. Так, если при толщине 40 мкм композиционное покрытие с микропорошком CrB₂ имеет внутренние напряжения в 2,0 раза меньше, чем у чистого никеля, то с наночастицами – в 3,69 раза. Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры растущего осадка за счет равномерно распределенных в нем частиц дисперсной фазы. Внедрение большего количества частиц микропорошка по сравнению с НП приводит к неравномерной деформации матрицы, захватывающей большие группы зерен, и, как следствие этого, к повышению внутренних напряжений и к снижению коррозионных характеристик [5].

Таблица 2 – Зависимость внутренних напряжений и коррозионных токов от толщины покрытий

Толщина покрытия, мкм	Внутренние напряжения, МПа			$i_{кор.}$, мкА/см ²		
	Ni	Ni – НП CrB ₂	Ni – МП CrB ₂	Ni	Ni – НП CrB ₂	Ni – МП CrB ₂
5	9,72	3,87	5,76	0,304	0,086	0,179
10	7,06	1,63	3,06	0,265	0,072	0,161
20	3,74	0,66	1,49	0,205	0,043	0,139
30	1,36	0,41	0,72	0,173	0,019	0,103
40	1,07	0,29	0,53	0,167	0,013	0,059

Коррозионные свойства покрытий оценивались по величине токов коррозии и скорости газовой коррозии при нагревании на воздухе. Как показывают приведенные в таблице 2 данные, значения $i_{кор.}$ между покрытием и стальной основой при увеличении толщины покрытий уменьшаются, что можно объяснить снижением пористости с ростом толщины гальванических осадков [6]. Величина коррозионных токов, возникающих в композиционных покрытиях, намного меньше, чем в никелевой матрице. При толщине покрытия 40 мкм, полученного при использовании микропорошка борида, значение коррозионного тока в нем почти в 2 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения нанопорошка диборида хрома – меньше почти в 10 раз, что свидетельствует об образовании практически беспористых КЭП Ni – НП CrB₂, обеспечивающих высокие защитные свойства. Это подтверждается результатами исследования термоокислительной устойчивости покрытий на воздухе, приведенными на рисунках 7 а, б.

Видно, что ход кривых зависимости увеличения массы образцов от времени как никеля, так и композиционного покрытия, описывается параболическим законом. Это можно объяснить образованием на поверхности образцов сплошной защитной оксидной пленки, приводящей с увеличением времени к снижению скорости окисления (рисунок 7 б). Жаростойкость композиционных покрытий, включающих нанопорошки диборида хрома, значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых покрытий через 1,5 часа при температуре 873 К в 4,12, при 973 в 5,07 и при 1073 К в 2,43 раза больше, чем для КЭП Ni – НП CrB₂ (рисунок 7 а). С увеличением температуры до 1173 К скорость окисления для всех исследуемых материалов увеличивается, причем для композиционных покрытий зависимость более крутая (рисунок 10 б). Однако даже в этом случае при температуре 1173 К через 0,5 часа скорость окисления для композиционного покрытия с нанопорошком борида в 2,12 раза меньше, чем у никеля и в 1,17 раза меньше, чем у КЭП Ni – МП CrB₂, что свидетельствует о более высокой устойчивости его к газовой коррозии.

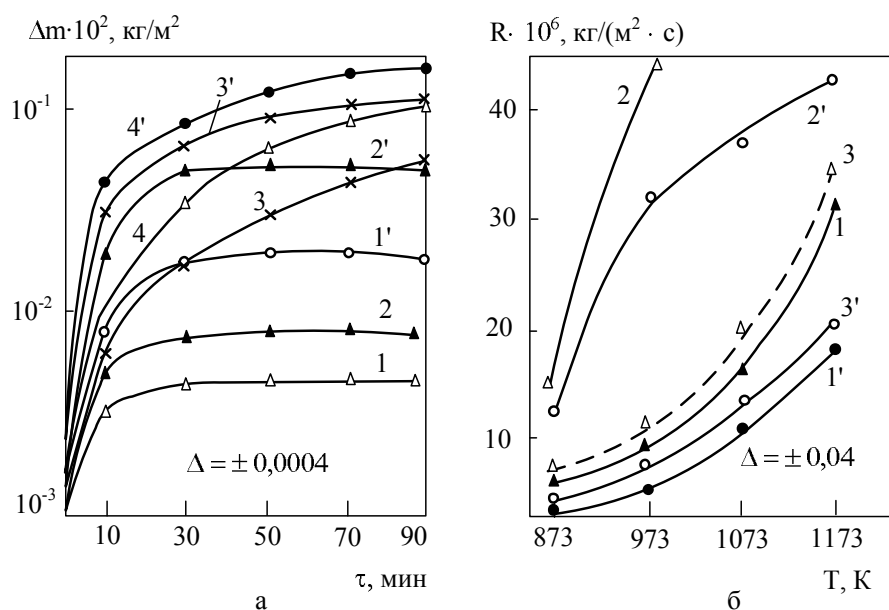


Рисунок 7 – Жаростойкость покрытий на воздухе

а – увеличение массы образцов при нагревании на воздухе КЭП Ni – НП CrB₂ (1, 2, 3, 4) и Ni (1', 2', 3', 4') при температуре соответственно 873, 973, 1073, 1173 К

б – зависимость скорости окисления на воздухе от температуры КЭП Ni – НП CrB₂ (1, 1'), Ni (2, 2') и КЭП Ni – НП CrB₂ (3, 3') соответственно через 10 и 30 минут

Результаты исследования износостойкости покрытий приведены на рисунке 8. Можно видеть, что КЭП Ni – НП CrB₂ превосходит по износостойкости остальные сравниваемые материалы, что свидетельствует о его более высоких эксплуатационных характеристиках.

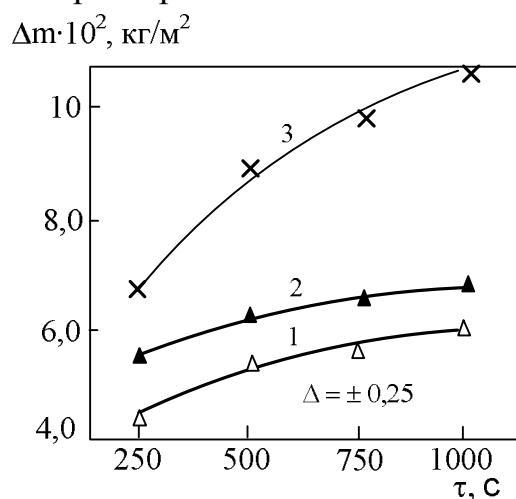


Рисунок 8 – Износостойкость КЭП Ni – CrB₂: 1 – КЭП Ni – НП CrB₂; 2 – КЭП Ni – НП CrB₂; 3 – Ni

Изменение свойств КЭП Ni – CrB₂ при изотермическом отжиге

Анализ тройной диаграммы состояния системы Ni – Cr – В, описанной в [7], показывает, что для получения КЭП с высокой твердостью после термической обработки в их состав необходимо ввести более 16,4 мас. % порошка диборида хрома, что недостижимо для исследуемых КЭП Ni – НП CrB₂ и Ni –

МП CrB_2 , насыщение никелевой матрицы в которых происходит при содержании в ней CrB_2 соответственно 0,62 и 2,87 мас. %. Однако и в этих ограниченных концентрационных условиях можно ожидать определенного улучшения физико-механических свойств КЭП в результате термообработки, инициирующей в покрытии, по данным [8] следующие структурные и фазовые превращения: диффузионное «рассасывание» диборида хрома, образование твердого раствора хрома в никеле, т.е. легирование никелевой матрицы хромом, образование боридов никеля, в частности, Ni_3B , взаимная диффузия компонентов покрытия и подложки с образованием переходной зоны. По данным [4], при использовании в КЭП нанодисперсной упрочняющей фазы эти структурные эффекты могут достигаться в более «мягких» температурно-временных условиях.

Образцы КЭП, содержащие 0,60 мас. % НП CrB_2 и 25 мас. % МП CrB_2 , помещались в кварцевые ампулы, вакуумировались и запаивались. После этого ампулы помещались в трубчатую электропечь, обеспечивающую скорость нагрева до заданной температуры порядка 0,1 град/с, где выдерживались при каждой температуре в течение 120 минут. Исследовалось влияние температурно-временных условий отжига на микротвердость, прочность сцепления со стальной подложкой, износостойкость КЭП. Результаты исследований представлены графически на рисунках 9 – 11.

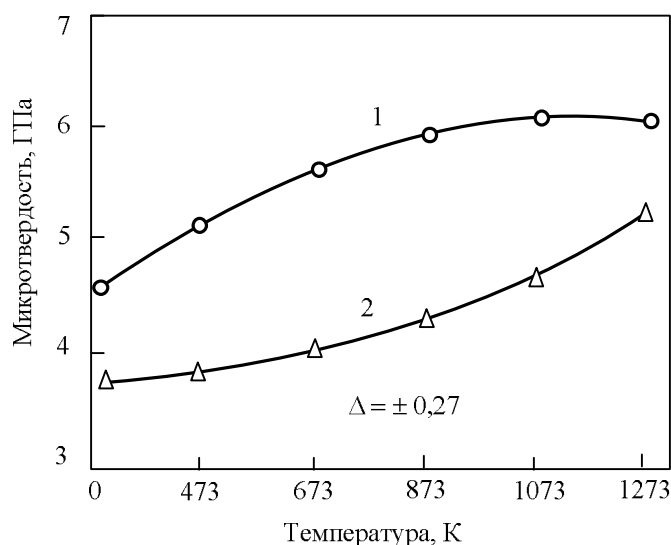


Рисунок 9 – Зависимость микротвердости КЭП Ni – НП CrB_2 (1) и Ni – МП CrB_2 (2) от температуры отжига в вакууме в течение 2 часов

В интервале температур 473 – 1273 К повышение температуры отжига способствует увеличению микротвердости КЭП. Однако характер температурной зависимости микротвердости для исследуемых КЭП различен. Так, для КЭП Ni – МП CrB_2 (кривая 2, рисунок 9) наблюдается монотонное возрастание микротвердости с 3,8 ГПа при температуре отжига 473 К до 5,2 ГПа при температуре отжига 1273 К. Микротвердость КЭП Ni – НП CrB_2 (кривая 1, рисунок 9) в интервале температур 473 – 873 К возрастает с 5,0 до 6,0 ГПа,

а в интервале температур 873 – 1273 К практически не меняется. При этом для достижения максимальных значений микротвердости КЭП Ni – НП CrB₂ достаточно отжига в течение 60 – 75 минут (кривая 1, рисунок 10), в то время как для КЭП – МП CrB₂ необходим отжиг в течение 120 минут (кривая 2, рисунок 10).

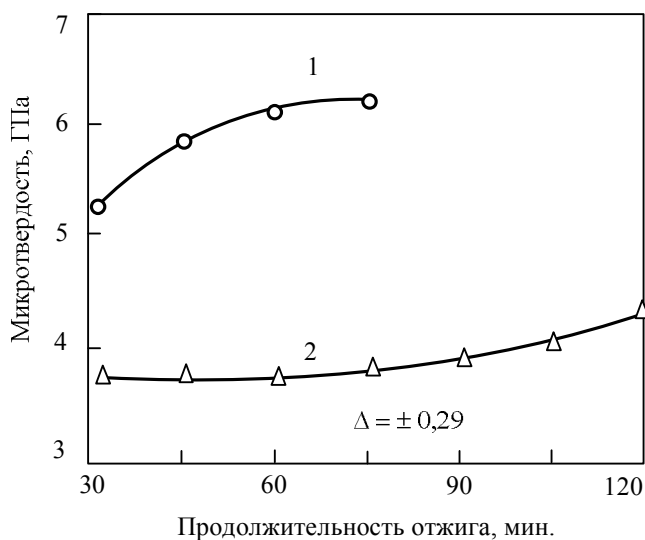


Рисунок 10 – Зависимость микротвердости КЭП Ni – НП CrB₂ (1) и Ni – МП CrB₂ (2) от продолжительности отжига в вакууме при температуре 873 К

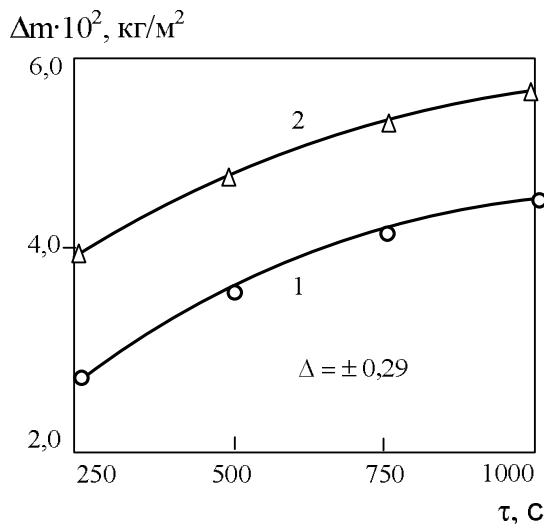


Рисунок 11 – Износостойкость КЭП Ni – НП CrB₂ (1) и Ni – МП CrB₂ (2), отожженных в вакууме соответственно при температурах 873 и 1273 К в течение 75 и 120 минут

Прочность сцепления КЭП Ni – НП CrB₂ с основой, отожженных в вакууме при температуре 873 К в течение 75 минут, возросла по сравнению с неотожженными КЭП практически в 1,4 – 1,5 раза и составила 46,8 – 50,0 МПа. Также отмечается повышение в 1,5 – 1,65 раза износостойкости отожженных КЭП (рис. 11). При этом потеря массы покрытий КЭП Ni –CrB₂

достигает минимума после термической обработки КЭП Ni – НП CrV₂ при 873 К, а КЭП Ni – МП CrV₂ при 1273 К.

Технологические преимущества применения наноборида хрома в КЭП

Анализ результатов комплексных исследований структуры и свойств КЭП Ni – НП CrV₂ позволяет сформулировать следующие технологические преимущества, обеспечиваемые использованием наноборида хрома:

- создание устойчивых во времени электролитов – суспензий;
- комплексный характер воздействия НП на металлическую матрицу, сочетающего одновременное ее армирование и модифицирование;
- возможность формирования при умеренных режимах термообработки (673 – 873 К) переходного слоя на границе матрица – основа, повышающего прочность их сцепления;
- расширение области применения КЭП за счет принципиальной возможности поверхностного упрочнения инструмента и оснастки с особо сложным микрорельефом рабочих поверхностей;
- возможность внедрения процессов упрочнения и восстановления деталей КЭП с НП CrV₂ без существенной перестройки производства и дополнительных капитальных вложений.

Технологические рекомендации по применению КЭП Ni – НП CrV₂

Полученный комплекс свойств КЭП Ni – НП CrV₂ позволяет рекомендовать их, в соответствии с предложенной в [9] классификацией, к использованию в следующих областях:

- термообработанные КЭП для упрочнения деталей, работающих на износ в условиях трения скольжения при средних окружных скоростях (1,5 – 2,5 м/с) и невысоких удельных нагрузках (5 – 6 МПа): валы, втулки, опоры скольжения, шпиндели и др.;
- термообработанные КЭП для упрочнения деталей, работающих на износ взамен традиционного хромирования при условии экономической и технологической целесообразности: например, для упрочнения нитевых датчиков крутильных машин ВГС-07, имеющих ресурс 4 месяца при никелировании, 16 месяцев при композиционном никелировании (никель – НП диборида хрома), 24 месяца при хромировании;
- термообработанные КЭП для антикоррозионной защиты деталей, работающих в агрессивных средах.

Заключение

Наносостояние диборида хрома обеспечивает при использовании его в технологии композиционного никелирования формирование однородной мелкозернистой структуры с равномерным распределением частиц и уменьшение внутренних напряжений. Закономерным следствием особенностей структуры композиционных покрытий с нанопорошком диборида хрома яв-

ляется улучшение их физико-механических свойств, проявляющееся в повышении твердости, сопротивления износу и коррозии в жидких и газовых средах. Изотермический отжиг композиционных покрытий способствует повышению прочности сцепления с основой. Разработаны технологические рекомендации по применению полученных композиционных покрытий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Серебрякова Т.И. Высокотемпературные бориды / Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов, П.Д. Пешев. – М: Металлургия, 1991.
2. Жуков М.Ф. Новые материалы и технологии. Экстремальные технологические процессы / М.Ф. Жуков, В.А. Неронов, Г.В. Галевский. - Нов-ск: Наука. Сиб. отд., 1992. – 183 с.
3. Гегузин Я.Е. Ресурс пластического самоиндентирования контактирующих твердых тел / Я.Е. Гегузин, В.Г. Кононенко // Физика твердого тела. - 1982. - Т. 24. - № 11. - С. 3503-3505.
4. Халдеев Г.В. Структура и свойства композиционных материалов никель – нитрид ниобия / Г.В. Халдеев [и др.] // Плазмохимические процессы в технологии нитридов: сб. науч. тр. – Черногловка: ИНХП АН СССР, 1984. - С. 71-77.
5. Сайфуллин Р.С. Физикохимия неорганических полимерных и композиционных материалов / Р.С. Сайфуллин. - М. : Химия, 1990. – 240 с.
6. Шлугер М.А. Гальванические покрытия в машиностроении / М.А. Шлугер. - Т. 1. - М. : Машиностроение, 1985. – 240 с.
7. Ганина Н.И. Диаграммы состояния металлических систем / Н.И. Ганина, А.М. Захаров, В.Г. Оленичева. - Вып. 30. - М. : ВИНТИ, 1986. – 732 с.
8. Гуслиенко Ю.А. Структура и свойства композиционных электролитических покрытий никель – диборид хрома / Ю.А. Гуслиенко [и др.] // Порошковая металлургия. - 1989. - № 3. - С. 54-59.
9. Руднева В.В. Развитие теории и нанотехнологии электроосаждения композиционных покрытий / В.В. Руднева // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России. - 2006. - Т. 6. - № 3. - С. 63-68.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, А.И. Куценко,
А.А. Куценко, О.Г. Приходько

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

АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ И ОСОБЕННОСТИ ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ В РАСПЛАВАХ

В работе рассмотрено развитие концепции зарождения твердой фазы в металлическом расплаве на основе внутренней контактной разности потенциалов между зародышем и жидкой фазой.

In the work considered the development of the concept of the solid phase in metal melt on the inside of the contact potential difference between the embryo and liquid phase.

Модифицирующую способность различных присадок на металлические расплавы исследователи до сих пор пытаются объяснить, исходя из классических представлений, которые впервые были четко сформулированы около 80-ти лет назад П.А. Ребиндером [1]. Все многообразие модифицирующих добавок П.А. Ребиндером сведено к двум основным группам или родам. К модификаторам первого рода относятся вещества, которые образуют в расплаве ультрадисперсные включения (УДВ). Частицы УДВ служат зародышами кристаллизации. Зародышами кристаллизации могут также быть и ультрадисперсные порошки (УДП) тугоплавких металлов, оксидов, боридов, карбидов, нитридов. Основное требование к УДВ и УДП – их температура плавления должна быть значительно выше температуры кристаллизации металлического расплава.

К модификаторам второго рода относятся вещества, которые могут адсорбироваться на поверхности растущего кристалла. Для металлов такими модификаторами являются поверхностно-активные элементы.

Экспериментальный материал по вопросу модифицирования, накопленный со времени опубликования классической теории, чаще всего не может однозначно интерпретироваться на основе вышеизложенных представлений. Поэтому исследователи предлагают свои оригинальные концепции по вопросу модифицирования металлических расплавов [2, 3].

Кроме того, модифицирующим эффектом обладают различные физические воздействия на кристаллизующийся расплав (электрический ток, магнитное поле, вибрация, ультразвук, ТВО). Модифицирующее действие физических полей не укладывается в предлагаемую классическую трактовку. Так влияние вибрации, перемешивания, ультразвука объясняют тем, что дендриты на фронте кристаллизации обламываются и уносятся в центральные области

ти отливки или слитка конвективными потоками, где и служат при дальнейшем охлаждении объемов металла центрами кристаллизации. Основное возражение таким взглядам: центр слитка имеет более высокую температуру, минимум на 30 – 50 °С, чем фронт кристаллизации. Обломки дендритов, попадая в эти области, неминуемо вновь расплавятся. Они имеют ультрадисперсный размер и достаточно времени для расплавления, пока температура центра не достигнет температуры ликвидуса сплава. Из теории и практики суспензионного литья известно, что частицы порошка будут обладать зародышеобразующим действием, если их температура не достигла температуры плавления в период кристаллизации расплава [4].

Было множество попыток объяснить модифицирующее действие элементов с учетом электронного строения их атомов. Для характеристики адсорбционной способности элемента В.К. Семенченко [5] ввел параметр – обобщенный момент m , который равен:

$$m = \frac{eZ}{r}, \quad (1)$$

где $e \cdot Z$ – заряд иона в единицах элементарного заряда $|e|$; r – радиус иона по Полингу.

Адсорбционная способность зависит от разности обобщенных моментов примеси и основного компонента. Чем больше разность $\Delta m = m_k - m_n$, где m_k, m_n – моменты основного компонента и примеси, тем больше адсорбционная способность примеси и ее способность измельчать зерно сплава.

В направлении привлечения электронного строения и энергетического спектра атомов модификатора и основного вещества проведены исследования Г.В. Самсонова [6], Б.Б. Гуляева [7], В.М. Воздвиженского [8].

Идея электрохимического подхода к обсуждаемой проблеме выдвинули электрохимики В. Тиллер, Т. Такахаша [9]. Данная концепция основана на возникновении контактной разности потенциалов (КРП) между УДВ, УДП и жидким расплавом.

Внутренняя КРП возникает за счет разности энергии Ферми двух контактирующих металлических веществ. На поверхности между тугоплавкими частицами (УВД, УДП) и расплавом возникает двойной электрический слой за счет перетока электронов с уровня Ферми проводника (ϵ_{F1}) на уровень Ферми другого металла (ϵ_{F2}). Чем больше разность $\Delta \epsilon_{F12} = \epsilon_{F1} - \epsilon_{F2}$, тем больше разноименный заряд двойного электрического слоя, который они представили в виде плоского конденсатора.

По предположению авторов [9] КРП определяет значительную часть межфазовой поверхностной энергии, которая выражается формулой:

$$\sigma_{12} = \sigma_a + \sigma_b + \sigma_e, \quad (2)$$

где σ_a, σ_b – избыточная свободная энергия из-за разрыва связей и из-за деформации решеток (рядов дислокаций) на поверхности раздела; σ_e – электростатический вклад в σ_{12} за счет КРП.

Взяв модель плоского конденсатора, оценили величину σ_e . Она равна:

$$\sigma_e = \frac{1}{2} \rho \Delta\phi, \quad (3)$$

где ρ – поверхностная плотность зарядов; $\Delta\phi$ – внутренняя КРП. Энергия σ_e отрицательна и уменьшает σ_{12} и тем самым способствует зарождению твердой фазы из металлического расплава.

Для металлов, которые при затвердевании уменьшают атомный объем, катализатор зарождения должен иметь энергию Ферми (ε_{F1}) больше энергии Ферми расплава (ε_{F2}). Чем больше разность $\Delta\varepsilon_{F12} = \varepsilon_{F1} - \varepsilon_{F2}$, тем выше модифицирующая способность УДВ и УДП за счет вклада σ_e в σ_{12} .

Для металлов, которые расширяются при затвердевании, для хорошего модификатора должно быть обратное соотношение между энергиями Ферми $\varepsilon_{F1} < \varepsilon_{F2}$.

О влиянии КРП на зарождение графита при кристаллизации серых чугунов было показано нами в ранних работах [10, 11] и работе [12]. В работах [10, 11] для анализа полученных результатов был использован параметр внешней КРП (ϕ_{12}), которая определяется разностью работ выхода контактирующих фаз:

$$\phi_{12} = \frac{W_1 - W_2}{e}, \text{ или } \phi_{12} = \frac{\varepsilon_{F1} - \varepsilon_{F2}}{e} \text{ (для внутренней КРП)} \quad (4)$$

где, W_1, W_2 – работа выхода электрона из графита и расплава чугуна ($W_1 = 4,378 \text{ эВ}$ – для графита; $W_2 = 4,7 \text{ эВ}$ – для расплава); e – заряд электрона; $\varepsilon_{F1}, \varepsilon_{F2}$ – энергия Ферми графита и расплава.

При зарождении графита его связующие электроны перетекают в расплав и его рост до критических размеров затрудняется энергетически. Поэтому синтетические чугуны (чистая система Fe–C, при C > 2,14 %) кристаллизуются белыми. При легировании Fe–C расплава различными элементами изменяется концентрация электронов в его связующей зоне, изменяется энергия Ферми и работа выхода электронов. С данных позиций элемент, при растворении повышающий энергию Ферми Fe–C расплава, будет способствовать выделению графита при кристаллизации, а элемент понижающий энергию Ферми, будет проявлять антиграфитизирующее воздействие на расплав. Качественно изменение энергии Ферми при легировании Fe–C расплавов можно проследить, экспериментально исследуя поведение абсолютной термоэдс (α) при разных легирующих добавках. Абсолютная термоэдс для переходных металлов и сплавов связана с ε_F зависимостью [18]:

$$\alpha = -\frac{\pi^2 k^2}{3e} T \left[\frac{3}{2\varepsilon_F} - \left(\pm \frac{1}{2\Delta\varepsilon} \right) \right], \quad (5)$$

где k – постоянная Больцмана; e – заряд электрона; $\Delta\varepsilon$ – расстояние уровня Ферми, от нижнего или верхнего края d – зоны (рисунок 1).

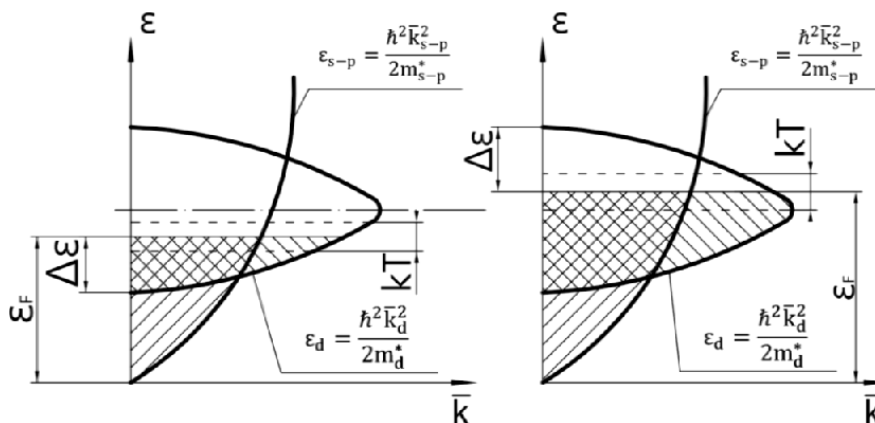


Рисунок 1 – Структура энергетических полос переходных металлов и сплавов: *a* – d -зона заполнена ниже середины; *b* – d -зона заполнена выше середины; ε_F – уровень Ферми; $\Delta\varepsilon$ – расстояние на шкале энергий от уровня Ферми до края d -зоны; kT – энергия тепловых электронов и интервала kT ; \bar{k} – волновой вектор; k – постоянная Больцмана; \hbar – постоянная Планка; $\varepsilon_{s-p} = \frac{\hbar^2 k_{s-p}^2}{2 \cdot m_{s-p}^*}$ – энергия Ферми электронов в s - p -зоне; $\varepsilon_d = \frac{\hbar^2 k_d^2}{2 \cdot m_d^*}$ – энергия Ферми электронов в d – зоне; m_{s-p}^* , m_d^* – эффективная масса электрона в s - p и d -зонах

Второй член в квадратных скобках $\left(\pm \frac{1}{2\Delta\varepsilon} \right)$ в формуле (6) имеет положительный знак, если d – зона заполнена ниже середины и отрицательна, если d – зона заполнена выше середины. Второй член определяется s - d переходами и зависит от плотности электронных состояний на уровне Ферми. Из (5) следует, что в переходных металлах возможен положительный знак термоэдс и в том случае, если носителями заряда являются электроны.

На рисунках 2 и 3 показан ход абсолютной термоэдс двойных сплавов железа и серых легированных чугунов. На рисунках 4 и 5 представлен характер влияния легирующих элементов на графитизацию чугунов.

Следует пояснить, почему на рисунке 3 при нуле процента легирующего элемента ход кривых термоэдс для Al, Si начинается со значений (0,0 ... 0,05) мкв / °С, ход остальных кривых – от – (8...10) мкв / °С. Al и Si сильные графитизаторы, поэтому исходный Fe–C сплав содержал только (3,25 ... 3,5) % $C_{\text{общ}}$ и $\approx 0,1$ % примесей. Сплав с таким содержанием углерода имеет $\alpha = - (0 \dots 0,5)$ мкв / °С. Для исключения отбела в серых чугунах (СЧ) при легировании другими элементами состав СЧ имел C – 2,95...3,36 (% по массе); Si – 4,40...5,27 (% по массе). Абсолютная термоэдс этого чугуна равна $\alpha = - (8 \dots 10)$ мкв / °С.

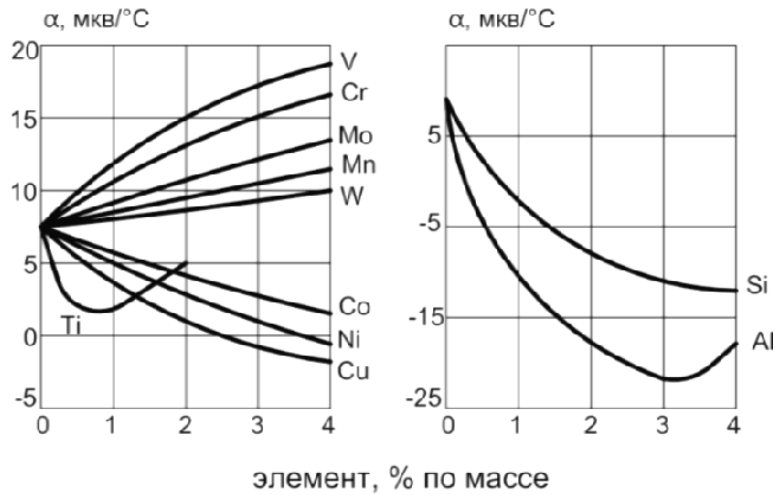


Рисунок 2 – Абсолютная термоэдс сплавов железа при средней температуре 45 °С

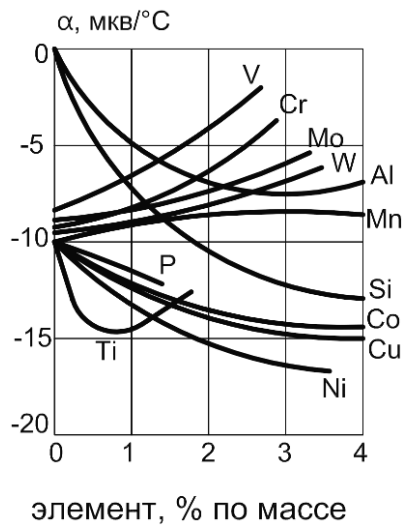


Рисунок 3 – Абсолютная термоэдс серых легированных чугунов при средней температуре 45°С

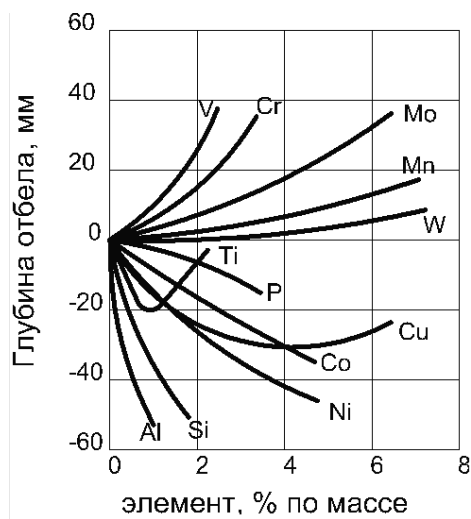


Рисунок 4 – Влияние элементов на глубину отбела серого чугуна [13, 14]

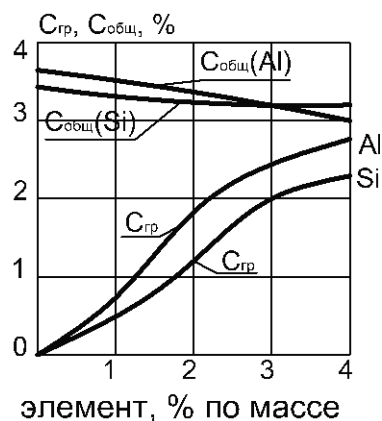


Рисунок 5 – Влияние алюминия и кремния на графитизацию чугунов ($C_{общ}$ – общее содержание углерода. $C_{гр}$ – содержание углерода в виде графита [11])

Сопоставление рисунков 2 – 5 показывает, что между влиянием легирующего элемента на термоэлектрические свойства и их графитизирующим действием на чугуны существует достаточно четкое соответствие. Эти данные указывают, что на процесс зародышеобразования графита основное влияние оказывает КРП на поверхности графит – твердый раствор (расплав). Графит зарождается в процессе эвтектической кристаллизации совместно с аустенитом.

Чем меньше разность уровней Ферми графита (ϵ_{F1}) и аустенита (ϵ_{F2}), тем меньше КРП на их граничной поверхности, тем интенсивнее будет идти процесс зародышеобразования и роста кристалла графита.

Изменение уровня Ферми при легировании переходных металлов, в нашем случае железа, подтверждается и данными других методик исследования энергетических спектров [15].

Совместный анализ данных измерения парамагнитной восприимчивости в широком интервале температур, электронной теплоемкости, рентгеновских спектров испускания и поглощения, точек перехода в сверхпроводящее состояние, проведенный С.А. Немноновым [16, 17], позволил выявить основные черты зонной структуры переходных металлов и сплавов, которые сводятся к следующему:

1. В результате сплавления одного металла переходной группы с другим форма d – полосы не претерпевает существенных изменений.

2. Образование твердых растворов сопровождается полным обобществлением всех внешних ($s+d$)-элементов со стороны атомов обоих компонентов, а следовательно, лишь изменением электронной концентрации в обобществленной полосе.

3. Переход от одного элемента к соседнему в сторону увеличения атомного номера сопровождается увеличением числа электронов на единицу, d -полоса постепенно заполняется, растет и граница Ферми.

4. Переход от одного типа кристаллической структуры к другому не вносит существенных изменений в главные черты зонной структуры энергетической (s+d) полосы.

Для полного восприятия приведенных выводов на рисунке 1 дана схема структуры энергетических полос d-переходных металлов и их сплавов.

В соответствии с данными выводами можно понять изменение абсолютной термоэдс железа при растворении в нем других переходных элементов. Если элемент имеет меньше (s+d)-электронов, чем железо, то его присадка к последнему уменьшит как заполнение d-зоны, так и уровень Ферми. Поэтому абсолютная термоэдс (α) должна расти, также должна расти его отбеливающая способность. По интенсивности влияния на α и на глубину отбела они располагаются в порядке уменьшения количества (s+d) электронов (рисунки 2, 3, 4): Fe [8(s+d)-электронов]; Mn(7); Cr(6); V(5). Элементы Cr($4s^1 3d^5$); Mo($5s^2 4d^4$); W($6s^2 5d^5$) – располагаются в одном столбце периодической таблицы Д.И. Менделеева, имеют одинаковое количество (s+d)-электронов равное шести. Но наиболее эффективно действует на рост термоэдс и на отбел Cr, затем последовательно Mo и W. Это связано с перекрытием nd-волновых функций (ВФ). Чем больше перекрытие ВФ соседних атомов в растворе, тем шире nd-зона, тем выше уровень Ферми. Размеры d-оболочки увеличиваются в ряду Cr, Mo, W, в той же последовательности они влияют на положение уровня Ферми, на увеличение термоэдс со знаком (+), и на увеличение глубины отбела (рисунки 1, 2, 3).

Далее, если добавляемый элемент имеет больше (s+d)-электронов, чем железо, то абсолютная термоэдс раствора падает, уровень Ферми возрастает. Кобальт имеет 9·(s+d)-электронов, никель – 10·(s+d)-электронов. У кобальта по сравнению с никелем меньше влияние на термоэдс в отрицательной области значений и у кобальта меньше графитизирующая способность по отношению к никелю (рисунки 1, 2, 3).

По влиянию Al и Si на термоэдс твердых растворов Fe – Al и Fe – Si и на глубину отбела в чугунах следует, что алюминий отдает в обобщенную spd-зону три электрона ($3s^2 p^1$), кремний – два (p^2) электрона. Поэтому Al более интенсивно повышает уровень Ферми сплава, уменьшает его термоэдс, и также влияет на глубину отбела в чугунах по отношению к кремнию. В Fe – Al – C сплавах алюминий более интенсивно действует на термоэдс до 1,5 % Al, чем кремний в Fe – Si – C сплавах. Выше данного содержания Al и Si в сплавах наблюдается инверсия кривых $\alpha=f(\text{Al})$ и $\alpha=f(\text{Si})$.

В заключении следует отметить, что методика термоэдс в совокупности с другими методиками дает ценную информацию об особенностях электронной структуры металлов и их сплавов [19, 20].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ребиндер П.А. // Качественная сталь. 1939. № 3. С. 31–34.
2. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1964. – 282 с.

3. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. – М.: Наука, 1969. – 262 с.
4. Затуловский С.С. Суспензионная разливка. – Киев.: Наукова думка, 1981. – 260 с.
5. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. – М.: Геотехиздат, 1957. – 491 с.
6. Самсонов Г.В. // Порошковая металлургия. 1964. № 5. С. 21–27.
7. Гуляев Б.Б. Кристаллизация металлов. – М.: Издательство АН СССР, 1960. – 324 с.
8. Воздвиженский В.М. Прогноз двойных диаграмм состояния. – М.: Металлургия, 1975. – 222 с.
9. Tiler W.A., Takahashi T. // «Acta metallurgica», 1969, V. 17, № 4, P. 114–121.
10. Храпов А.Я., Селянин И.Ф. О механизме графитизации чугунов с точки зрения зонной теории // Известия вузов. Черная металлургия. 1968. № 2. С. 132 – 133.
11. Селянин И.Ф. Термоэлектрические и термомагнитные свойства синтетических чугунов в зависимости от концентрации графитизирующего и отбеливающего элемента. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Новокузнецк, 1968. – 134 с.
12. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Приходько О.Г. Обработка металлических расплавов перегревом. – Новокузнецк.: СибГИУ, 2010. – 192 с.
13. Пивоварский Е. Высокопрочный чугун. – М.: Металлургия, 1965. – 345 с.
14. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М. – Л.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
15. Вонсовский С.В. Магнетизм. – М.: Наука, 1971. – 1032 с.
16. Немнонов С.А. Энергетическая структура полос переходных металлов и их сплавов // ФММ. 1965. Т. 19. № 4. С. 550–553.
17. Немнонов С.А. Зонная структура энергетического спектра переходных металлов и сплавов по данным различных методов исследования // ФММ. 1967. Т. 24. № 6. С. 1016–1021.
18. Коломеец Н.В., Ведерников М.В. Термоэлектрические свойства ферромагнитных металлов и их сплавов // ФТТ. 1961. Т. 3. № 9. С. 2735 – 2737.
19. Блат В. Термоэлектродвижущая сила металлов / В. Блат, П. Шредер, К. Фойлз и др. – М.: Металлургия, 1980. – 248 с.
20. Лухович А.А. Влияние дефектов на электрические свойства металлов. – Минск.: Наука и техника, 1976. – 104 с.

В.А. Гришунин¹, В.Е. Громов², Ю.Ф. Иванов³, С.В. Воробьев²,
С.В. Коновалов²

¹ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский
металлургический комбинат», г. Новокузнецк

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

³Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Электронно-пучковая обработка с плотностью энергии 10 и 20 Дж/см² рельсовой стали увеличивает усталостную долговечность в 1,6 и 2,5 раза, соответственно. Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии установлены количественные зависимости структурно-фазовых состояний от расстояния до поверхности облучения и поверхности разрушения при многоциклового усталости.

Electron beam treatment with 10 and 20 J/sm² energy density of rail steel increases the fatigue life in 1.6 and 2.5 times correspondingly. By transmission electron microscopy the quantitative regularities of the structure-phase states and fracture surface change in dependence of the distance from irradiation surface are established in high-cycle fatigue.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (Соглашение № 14.В37.21.007).

Для повышения эксплуатационных свойств рельсов используются различные виды термической, термомеханической обработок, обработка водовоздушными смесями, микролегирование и т.д. [1]. Поскольку усталостное разрушение начинается преимущественно с поверхности, то упрочнение поверхностного слоя способно привести к повышению усталостных характеристик [2, 3]. Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка (ЭПО) [4, 5]. Она обеспечивает сверхвысокие скорости нагрева (до 10⁶ град/с) поверхностного слоя до заданных температур, формирование предельных по величине градиентов температуры (до 10⁷...10⁸ град/м) и охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростями 10⁴...10⁹ град/с. В результате

в поверхностном слое создаются условия образования неравновесных структурно-фазовых состояний – субмикро- и нанокристаллических [6-7].

Целью настоящей работы является анализ структуры и фазового состава рельсовой стали, подвергнутой многоциклового усталости до разрушения после поверхностной обработки высокоинтенсивными электронными пучками в различных режимах.

В качестве материала исследования была использована рельсовая сталь Э76Ф после термической обработки (нагрев до 900 °С, выдержка 2 часа и охлаждение с печью). Усталостные испытания проводились на установке для асимметричного консольного изгиба с параметрами: напряжение нагрузки 20 МПа, частота 20 Гц, температура испытания 293 К. Форма и размеры образцов для усталостных испытаний не отличались от описанных в работах [2, 3, 6]. В исходном состоянии они выдерживали $\sim 2,1 \cdot 10^5$ циклов нагружения. Образцы облучались электронным пучком на установке «СОЛО» [8] при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов $E_s = 10, 20$ Дж/см²; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 3$ имп.; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере $\sim 0,02$ Па. ЭПО при $E_s = 10, 20$ Дж/см² увеличивала число циклов до разрушения в 1,6 и 2,5 раза, соответственно.

Фазовый состав и дефектную субструктуру поверхности облучения и приповерхностных слоев анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) [9, 10]. Фольги для ПЭМ готовили методами одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных параллельно поверхности облучения на электроискровом станке. Анализировали слои, расположенные на расстояниях 10 и 100 мкм от поверхности облучения, а также слой, включающий поверхность облучения.

Предварительная термическая обработка стали привела к формированию поликристаллической структуры, представленной зернами структурно свободного феррита, зернами перлита пластинчатой морфологии и, в небольшом количестве, зернами «псевдоперлита». Зерна феррита и «псевдоперлита» содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций со скалярной плотностью $\sim 4 \cdot 10^{10}$ см⁻². Вблизи границ и стыков границ зерен наблюдается фрагментированная и субзеренная структура. В ферритных прослойках перлита выявляется дислокационная субструктура преимущественно в виде хаотически распределенных дислокаций со скалярной плотностью $\sim 2,8 \cdot 10^{10}$ см⁻².

Морфология поверхности облучения после ЭПО существенно изменяется. Поверхность образца после облучения при $E_s = 10$ Дж/см² покрывается сетью микрократеров. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см² сопровождается снижением количества микрократеров и увеличением их размеров. В поверхностном слое формируется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой при $E_s = 10$ Дж/см² составляет ~ 5 мкм. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура в виде ячеек равно-

осной формы, размер которых изменяется в пределах от 0,25 до 0,55 мкм, что свидетельствует о плавлении поверхностного слоя и последующей высокоскоростной кристаллизации со скоростями $\sim 10^6$ К/с [11]. Независимо от плотности энергии пучка электронов в анализируемом слое формируется многофазная структура: α -фаза, представленная мартенситом, γ -фаза (остаточный аустенит), цементит и графит.

При ЭПО с $E_s = 10$ Дж/см² в объеме ячеек кристаллизации наблюдается структура пластинчатого мартенсита с поперечными размерами 50-70 нм. Наряду с наноразмерными кристаллами мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита с поперечными размерами 85 - 220 нм. При увеличении плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см² в поверхностном слое формируется морфологически и размерно однородная структура пакетного мартенсита. Размеры пакетов изменяются в пределах (0,8...1,0) мкм; поперечные размеры кристаллов мартенсита (80...200) нм. В небольшом количестве выявляется пластинчатый мартенсит. Частицы графита также обнаруживаются по границам и в стыках границ ячеек кристаллизации (размеры частиц изменяются в пределах 70...145 нм) (рисунок 1).

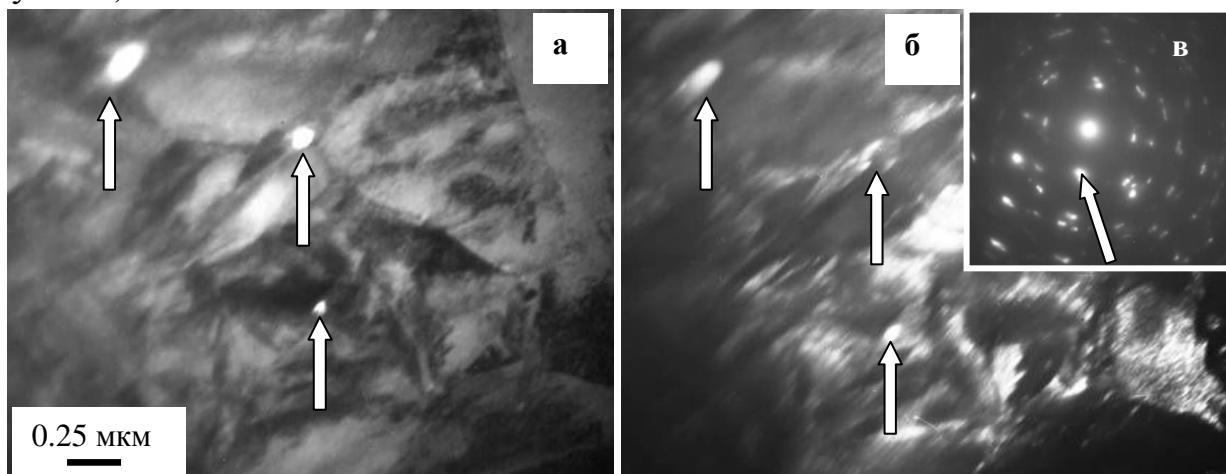


Рисунок 1 – ПЭМ изображения структуры поверхностного слоя стали, облученной электронным пучком при плотности энергии пучка 30 Дж/см²; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [002]\gamma\text{-Fe} + [002]\text{C} + [101]\text{C}$; в – микроэлектронграмма (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле). На (а) и (б) стрелками указаны частицы графита

Структурно-фазовое состояние стали, формирующееся в зоне термического влияния, анализировали, изучая фольги, расположенные на глубине ~ 10 мкм. Как и в случае поверхности облучения, выявлена многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии (рисунок 2, а, б), остаточным аустенитом и цементитом (рисунок 2, в-д). Присутствие мартенсита и остаточного аустенита указывает на протекание в данном слое стали полиморфного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. Присутствие частиц цемен-

тита может свидетельствовать как о протекании процесса «самоотпуска» мартенсита, так и указывать на неполное растворение цементита перлитных колоний, присутствующих в стали (в исходном состоянии). В исследуемом состоянии частицы цементита имеют глобулярную морфологию и располагаются в объеме и по границам кристаллов мартенсита (рис. 2, в-д). Это обстоятельство позволяет предположить, что наблюдающиеся частицы цементита являются осколками частично растворившихся пластин цементита исходного состояния.

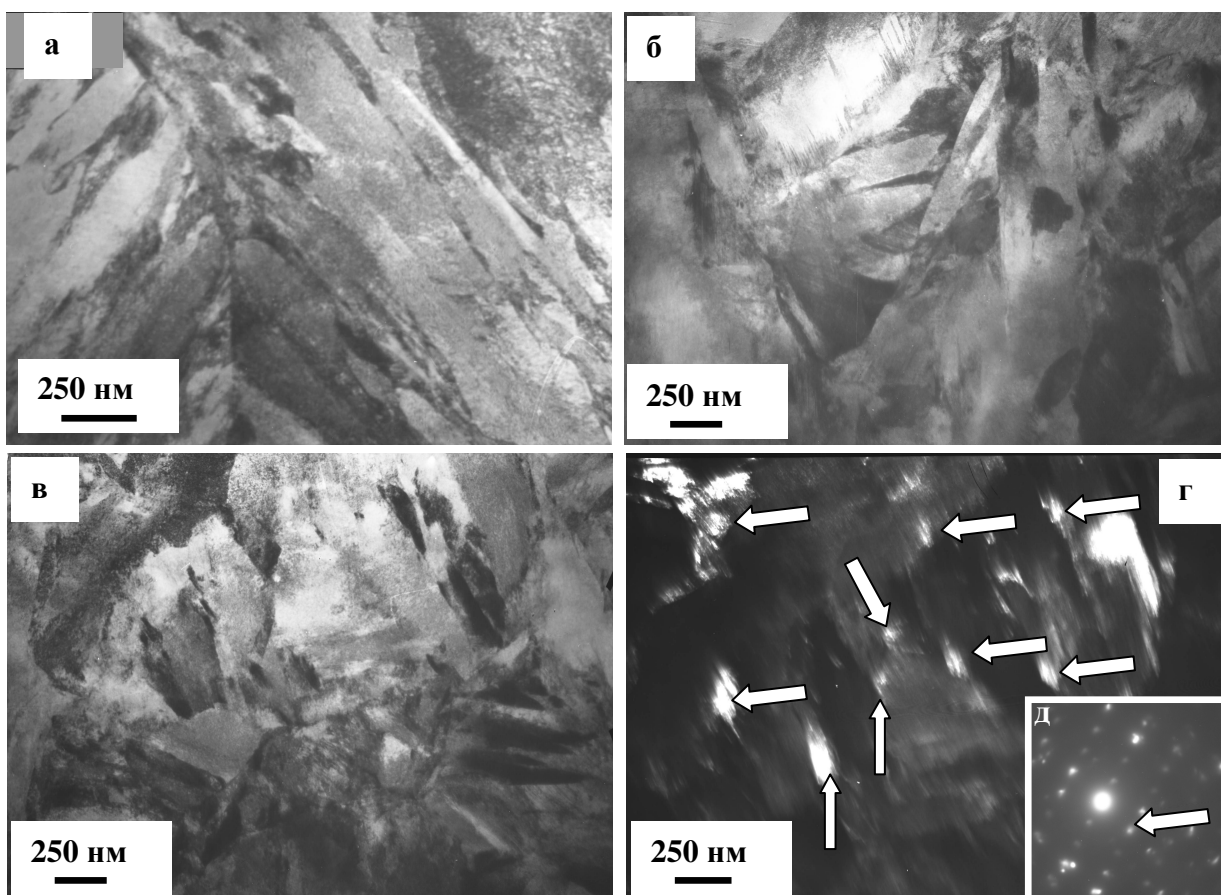


Рисунок 2 – ПЭМ изображение структуры слоя, расположенного на глубине ~ 10 мкм в стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком ($E_s = 10$ Дж/см²); а-в – светлые поля; г – темное поле, полученное в рефлексе $[031]Fe_3C$; д – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле). На (г) стрелками указаны частицы цементита.

На глубине ~ 100 мкм наблюдается структура, подобная структуре исходного состояния, фиксируются зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррита, содержащие частицы цементита глобулярной морфологии, расположенные хаотически в объеме зерна, а также вдоль границ зерен, и зерна структурно свободного феррита.

Таким образом, методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен послойный анализ структуры и фазового состава рельсовой стали, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям в исходном состоя-

нии и после электронно-пучковой обработки в различных режимах. При режиме облучения с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см^2 достигнуто максимальное (в $\sim 2,5$ раза) увеличение числа циклов до разрушения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Изд-во «Новокузнецкий полиграфический комбинат», 2008. – 351 с.

2. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В. и др. Структурно-фазовые превращения при многоциклового усталости нержавеющей стали, обработанной электронными пучками // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2011. - №1. – С. 57–63.

3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Сизов В.В. и др. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. - №1. – С. 66–74.

4. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Под ред. Дж. Поута, Г. Фоти и Д. Джекобсона. - М.: Машиностроение, 1987. - 424 с.

5. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А. и др. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов. – М.: Круглый год, 2001. – 528 с.

6. Громов В.Е., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование поверхностных градиентных структурно-фазовых состояний при электронно-пучковой обработке нержавеющей стали // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 10. – С. 62-67.

7. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. – 2008. – №5. – С. 60–70.

8. Devyatkov V.N., Koval N.N., Schanin P.M. et al. Generation and propagation of high-current low-energy electron beams // Laser and Particle Beams. – 2003. – V.21. – P. 243–248.

9. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

10. Эндрюс К., Дайсон Д., Кноун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1976. – 256 с.

11. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams / Materials surface processing by directed energy techniques. Ed. by Y. Pauleau, Elsevier, 2006, - p. 205-240.

УДК 53.098

Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, Н.Г. Литвиненко,
И.А. Комиссарова, В.Е. Громов

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

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЯ В СЛАБЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

В работе исследовано влияние примесей на микротвердость алюминия в слабом магнитном поле с индукцией 0,3 Тл. Выявлены зависимости изменения микротвердости от времени выдержки в магнитном поле для алюминия с разным содержанием примесей.

In work influence of impurities on microhardness aluminium in weak magnetic field with an induction of 0.3 Tl is investigated. Dependences of change of microhardness on excerpt time in a magnetic field for aluminium with the different content of impurities are identified.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт №14.В37.21.1166)

Влияние магнитного поля на физические и механические свойства диа- и парамагнитных материалов известно достаточно давно [1-5]. Данное явление связывают со спин – зависимыми переходами в системе «примесь – ядро дислокации» с последующим движением дислокаций в поле дальнедействующих внутренних напряжений в кристалле [6]. Особенно эффективно магнитное поле влияет на ферромагнетики. Это явление находит последовательное объяснение в рамках квантовой теории магнетизма [7]. Поэтому выполнение исследований по установлению влияния магнитного поля на металл с разным содержанием примесей, становится актуальным.

Настоящая работа является продолжением наших исследований [8-10] по установлению влияния слабых магнитных полей на прочностные и пластические характеристики поликристаллического Al и посвящена исследованию влияния примесей на микротвердость алюминия в слабом магнитном поле с индукцией 0,3 Тл.

Использованы образцы с разным содержанием железа и кремния (таблица), имеющие размеры $0,5 \times 2 \times 1$ см³, которые перед испытаниями отжигались при температуре 773 К в течение 2 часов с последующим охлаждением в печи.

Геометрия магнитного поля во всех испытаниях оставалась постоянной. Индукция магнитного поля составляла 0,3 Тл и измерялась милитесламетром с точностью до 10^{-5} Тл. Измерения микротвердости проводились с помощью

микротвердомера HVS-1000 для трех случаев: без воздействия магнитного поля, сразу после выдержки в магнитном поле и после определенных интервалов времени; при этом варьировалось время выдержки в магнитном поле.

Таблица – Массовое содержание Fe и Si в исследуемых образцах Al

Примеси, %	Марка алюминия				
	A0	A5	A0	A7	5N
Fe	0,5900	0,2600	0,1900	0,1255	0,0001
Si	0,1470	0,0690	0,3360	0,0593	0,0001

Значение микротвердости усреднялось по 30 измерениям. Эффект влияния магнитного поля характеризовался относительным изменением микротвердости, рассчитываемым по соотношению $\delta = \frac{\langle HV \rangle - \langle HV_0 \rangle}{\langle HV_0 \rangle}$, где $\langle HV \rangle$

– значение микротвердости образца, выдержанного в магнитном поле, $\langle HV_0 \rangle$ – исходное значение микротвердости.

Установлено, что характер влияния магнитного поля заключается в снижении микротвердости с последующим возвращением ее значения к исходному. Однако отметим, что для образцов Al с содержанием Fe 0,59% возвращение значения микротвердости к исходному происходит немонотонно (с изменением знака эффекта при значении времени, прошедшего после обработки 2,5 часа).

Зависимости относительного изменения микротвердости от времени, прошедшего после обработки магнитным полем Al с содержанием Fe 0,19 % и 0,1255 % в течение 2 часов – совпадают. Время, необходимое для достижения микротвердости исходного значения, составляет 1 час.

Исследования характера поведения микротвердости при действии магнитного поля на Al с содержанием Fe 0,001 %, показали, что начальный эффект составляет 5 % и затухает за время 5 часов.

Образцы Al с содержанием Fe 0,26 % подвергались троекратному, двухчасовому воздействию магнитным полем. Время, прошедшее между экспозициями образцов, составляло 72 часа. После каждой выдержки в магнитном поле фиксировалась зависимость относительного изменения микротвердости от времени, прошедшего после магнитной обработки.

Анализ зависимостей показывает, что каждая последующая обработка приводит к снижению начального эффекта магнитного воздействия и времени, необходимого для достижения микротвердости исходного значения. По полученным экспериментальным данным была построена зависимость начального относительного изменения микротвердости (δ) от числа обработок (n) магнитным полем (рисунок 1), которая носит линейный характер. Видно, что максимальный эффект магнитное поле оказывает при первом воздействии.

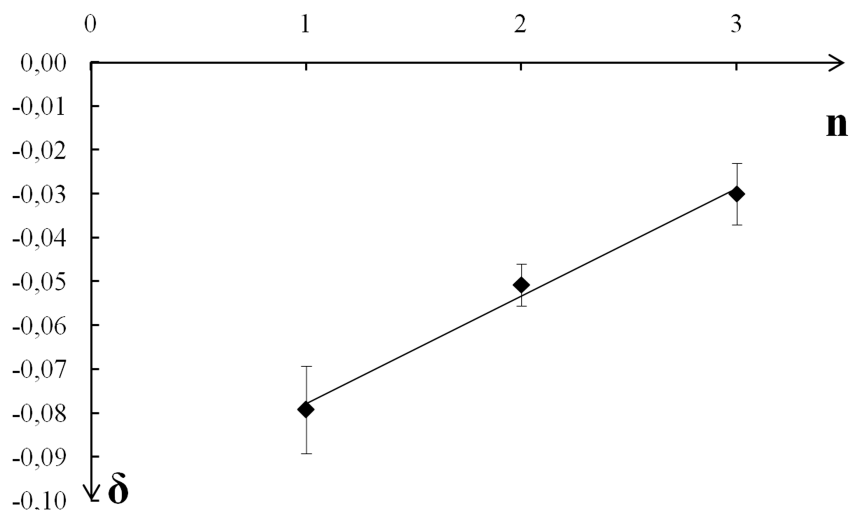


Рисунок 1 – Зависимость относительного изменения микротвердости от числа обработок магнитным полем (Al с содержанием Fe 0,26%)

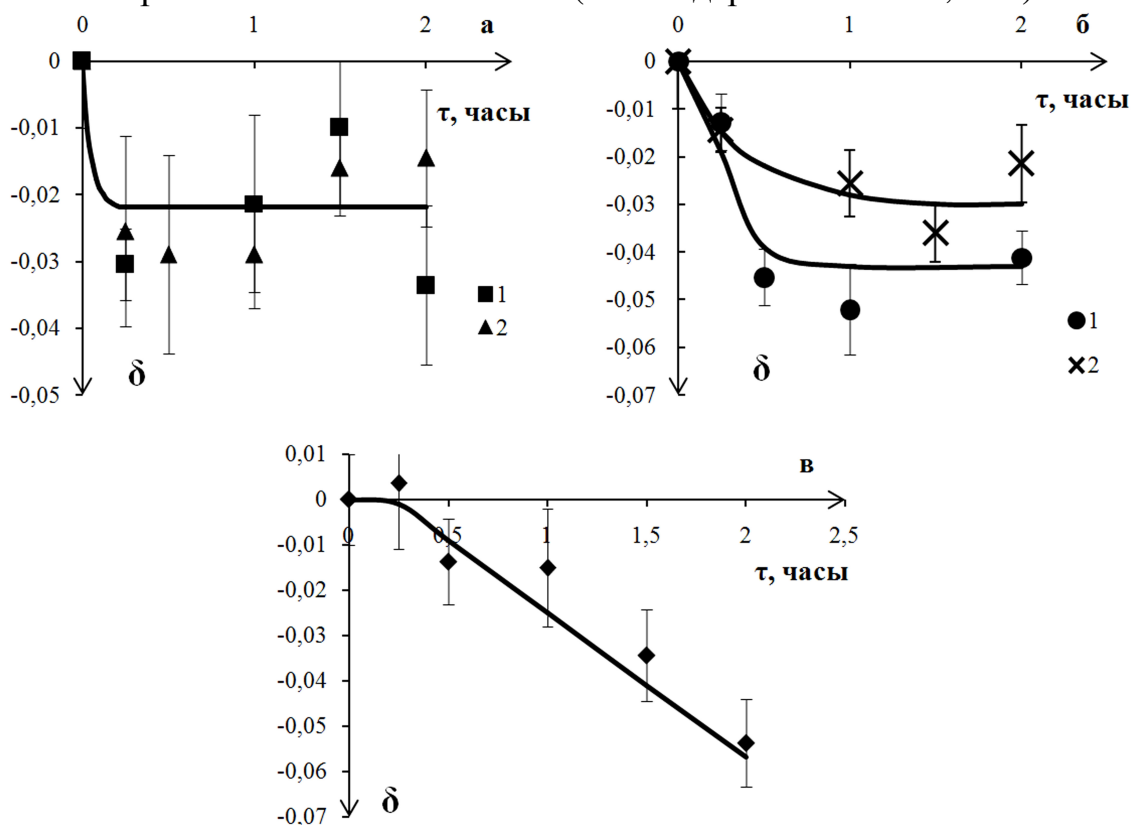


Рисунок 2 – Зависимости относительного изменения микротвердости от времени обработки магнитным полем: а) 1 – Al с содержанием Fe 0,59%; 2 – Al с содержанием Fe 0,19%; б) 1 – Al с содержанием Fe 0,001%; 2 – Al с содержанием Fe 0,1255%; в) Al с содержанием Fe 0,26%

Исследования влияния времени выдержки в магнитном поле на микротвердость алюминия с разным содержанием железа показали, что для образцов алюминия с содержанием Fe 0,59 %; 0,19 %; 0,1255 % и 0,0001 % зависимости относительного изменения микротвердости от времени выдержки в магнитном поле имеют вид кривых с насыщением (рисунок 2). Исключением является зависимость $\delta(\tau)$ при содержании Fe 0,26 %, которая начиная со зна-

чения времени выдержки 0,25 часа носит линейный характер (рисунок 2 в). Отметим, что зависимости $\delta(\tau)$ для содержания Fe 0,59 % и 0,19 % совпадают в пределах погрешности измерения, а насыщение наблюдается при времени выдержки 0,25 часа (рисунок 2 а). Максимальный эффект влияния магнитного поля для различного времени выдержки в нем наблюдается на Al с содержанием Fe 0,001 % и 0,26 % (рисунки 2 б, в).

Таким образом, полученные экспериментальные данные говорят о сложном характере влияния магнитного поля на микротвердость алюминия разной степени чистоты. По-видимому, для однозначного объяснения эффекта влияния магнитного поля на алюминий необходимо выполнение прецизионных исследований с привлечением современных методов физического материаловедения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Альшиц В.А. Деформация кристаллов LiF в постоянном магнитном поле / В.А. Альшиц [и др.] // ФТТ. – 2000. – №2. – С. 270–272.
2. Песчанская Н.Н. Скачкообразная ползучесть при сжатии монокристаллов цинка в магнитном поле / Н.Н. Песчанская, Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман // ФТТ. – 2008. – №6. – С. 997–1001.
3. Головин Ю.И. Влияние магнитного поля на пластичность, фото – и электролюминесценцию монокристаллов ZnS / Ю.И. Головин [и др.] // Письма в ЖЭТФ. – 1999. – №2. – С. 114–118.
4. Головин Ю.И. Новый тип магнитопластических эффектов в линейных аморфных полимерах / Ю.И. Головин, Р.Б. Моргунов // ФТТ. – 2001. – №5. – С. 827–832.
5. Урусовская А.А. Эффекты магнитного воздействия на механические свойства и реальную структуру немагнитных кристаллов / А.А. Урусовская [и др.] // Кристаллография. – 2003. – №5. – С. 855–872.
6. Альшиц В.И. «In situ» изучение магнитопластического эффекта в кристаллах NaCl методом непрерывного травления / В.И. Альшиц, Е.В. Дарицкая, Е.А. Петржик // ФТТ. – 1991. – №10. – С. 3001–3009.
7. Уайт Р. Квантовая теория магнетизма. – М.: Мир, 1985. – 304 с.
8. Загуляев Д.В. Ползучесть поликристаллического Al в постоянном магнитном поле / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Вестник Челябинского государственного университета. Серия: Физика. – 2009. – № 24. – С. 49–53.
9. Загуляев Д.В. Влияние слабых магнитных полей на микротвердость поликристаллического алюминия / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика. – 2010. – № 9. – С. 53–56.
10. Загуляев Д.В. Особенности дислокационной субструктуры алюминия, формирующейся при ползучести в магнитном поле / Д.В. Загуляев [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 5. – С. 8–12.

УДК 533.9

Д.А. Косинов¹, Г.В. Шляхова², С.А. Баранникова²,
Л.Б. Зувев², В.Е. Громов¹

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

²ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МАКРОСКОПИЧЕСКУЮ ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО АУСТЕНИТА

На монокристаллах хромоникелевого γ - Fe, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}11]$ проведены исследования картин локализации пластического течения при электролитическом насыщении водородом. Установлено, что наводороживание образцов хромоникелевого γ -Fe усиливает локализацию деформации на разных масштабных уровнях, приводит к значительным перестройкам в масштабах характерных расстояний между полосами пластических сдвигов и зон локализованной деформации.

The effect of interstitial hydrogen atoms on the mechanical properties and plastic strain localization patterns in tensile tested alloy γ -Fe single crystals of austenite steel with low stacking-fault energy has been studied using a double-exposure speckle photography technique. It is established that the hydrogenation alloy γ -Fe enhances the localization of straining leads to significant changes in the characteristics distances between plastic shear bands and local straining zones in all scale levels.

Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010)

Твердые растворы на основе ГЦК железа составляют основу нержавеющей сталей, являющихся перспективным конструкционным материалом. Наводороживание поликристаллов аустенитных сталей приводит к хрупкому разрушению [1]. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность работы конструкций. В связи с этим, в данной работе предпринята попытка выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита.

Монокристаллы хромоникелевого аустенитного γ - Fe (0,013 %C, 18 %Cr, 12,4 % Ni, 2,3 % Mo, 1,2 %Mn) выращивались по методу Бриджмена.

После гомогенизации полученного монокристаллического слитка в течение 50 часов при 1473 К образцы в форме двойной лопатки вырезались на электроэрозионном станке, закаливали в воде после выдержки в атмосфере гелия в течение 1 часа при 1373 К. Размеры рабочей части образцов ориентации составляли 25·5·1 мм; их широкая грань совпадала с плоскостью (110), а продольная ось с направлением $[\bar{1}11]$. При ориентации продольной оси $[\bar{1}11]$ в использованных монокристаллах шесть систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ имеют одинаковый фактор Шмида $m \approx 0,27$.

Образцы растягивались при 300 К на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата $3,3 \cdot 10^{-6}$ м/с. Распределения компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца производились с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии [2]. Структуру монокристаллов исследовали на оптическом микроскопе Neophot-21 и атомно-силовом микроскопе Solver PH47-PRO.

Электролитическое насыщение водородом подготовленных монокристаллов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -500$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К в течение 70 часов с предварительной продувкой азотом. Вольтамперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Compact. До испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте.

В работе проведены исследования эволюции картин макролокализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной стали в исходном состоянии и в результате электролитического насыщения водородом. В ориентированных вдоль оси $[\bar{1}11]$ монокристаллах пластическое течение реализуется дислокационными сдвигами, и при указанной ориентации следует ожидать развития множественного скольжения.

На кривой пластического течения $\sigma(\varepsilon)$ при растяжении монокристаллов в исходном состоянии (без водорода) после переходного участка от упругости к развитому пластическому течению наблюдается стадия линейного деформационного упрочнения (II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 960$ МПа протяженностью общей деформации $\varepsilon_{tot} = 0,03 \dots 0,14$ и стадия параболического (тейлоровского) деформационного упрочнения (III) с показателем параболичности $n = 1/2$ протяженностью до 0,4 общей деформации. Разрушение происходит срезом с образованием шейки в средней части образца. Основным механизмом пластической деформации в $[\bar{1}11]$ кристаллах без водорода является множественное скольжение, которое определяет стадийность кривых течения [3].

На кривой $\sigma(\varepsilon)$ монокристаллов аустенитной стали, насыщенных водородом до 50 ppm, наблюдаются небольшой зуб и площадка текучести (I) до 0,01 общей деформации, стадия линейного деформационного упрочнения (II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 1000$ МПа протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0,02 \dots 0,17$, далее стадия параболического деформационного упрочнения (III) с показателем параболичности $n = 1/2$ протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0,18 \dots 0,4$ и стадия предразрушения (IV) с показателем параболичности $n < 1/2$ протяженностью до 0,55 общей деформации. Разрушение при этом происходит без образования шейки, и трещина развивается перпендикулярно оси растяжения. Кривая пластического течения смещается вниз относительно кривой $\sigma(\varepsilon)$ монокристаллов аустенитной нержавеющей стали в исходном состоянии без водорода. Насыщение водородом $[\bar{1}11]$ монокристаллов привело к уменьшению предела текучести, увеличению пластичности до разрушения в 1,3 раза и подавлению образования шейки в кристаллах, ориентированных для множественного скольжения. Влияние водорода на пластичность монокристаллов и характер их разрушения зависит от ориентации оси растяжения [4].

Измерения локальных деформаций, выполненные методом спекл-фотографии, показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов аустенитной стали. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения (II) пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии $\lambda = 4 \pm 1$ мм зонах локализованной деформации, движущихся со скоростью $V_{av} = 3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения (III) сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в середине образца, где происходит разрушение.

Анализ распределений локальных деформаций ε_{xx} при растяжении монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, электролитически насыщенных водородом в течение 70 часов показал, что на площадке текучести (I) сформировалась одиночная зона локализованной деформации, разделяющая деформированную и недеформированную части материала. На стадии линейного деформационного упрочнения (II) картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон. Каждая из таких зон локализованной деформации состоит из двух-трех связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними $\lambda = 6,5 \pm 1$ мм. Положение зон локализованной деформации во времени меняется, т.е., зоны движутся со скоростью $V_{av} = 2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения (III) система широких зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения (IV) неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае образца без

водорода) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудных очаг локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке. Затем после достижения предела прочности сформировавшийся одиночный очаг начал двигаться со скоростью $V_{ав} = 3,0 \cdot 10^{-5}$ м/с в направлении подвижного захвата испытательной машины. Трещина зародилась в наводороженном образце вблизи подвижного захвата. Можно предположить, что легирование водородом $[\bar{1}11]$ стали Fe-18Cr-12Ni-2Mo привело к усилению локализованной деформации скольжением в одной из шести систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ и подавлению шейки, сформировавшейся первоначально в средней части образца.

Металлографический анализ макроструктуры на стадии предразрушения показал, что на всей поверхности монокристаллов образуются деформационные полосы (рисунок). Средний размер ширины деформационных полос, определяемый методом секущих [5], составил 490 ± 190 мкм для образцов в исходном состоянии и 700 ± 210 мкм для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом.

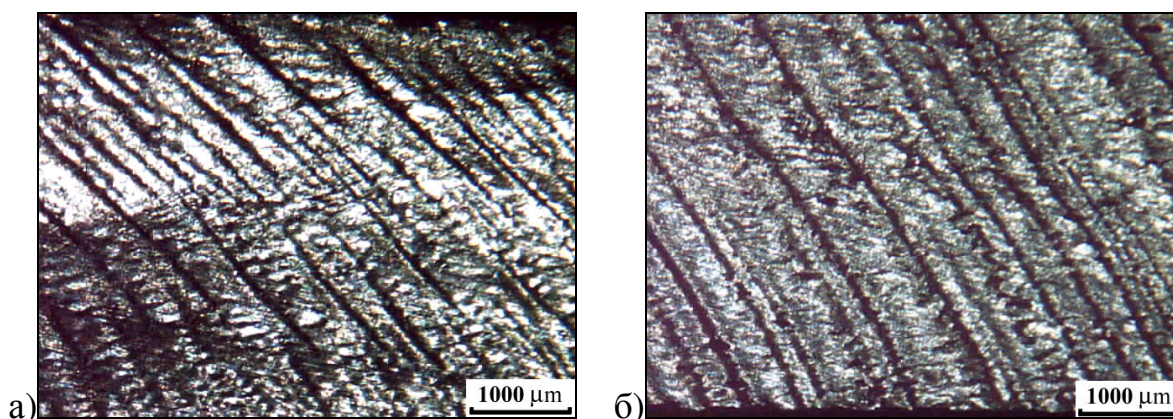


Рисунок – Оптическая микроскопия поверхности деформированного $[\bar{1}11]$ монокристалла на стадии разрушения: а) в исходном состоянии без атомов внедрения; б) в результате электролитического насыщения водородом в течение 70 ч при $T = 323$ К

Изучение тонкого строения структурных составляющих деформационного рельефа в $[\bar{1}11]$ монокристаллах стали X18H12M2 выявило, что линии скольжения по всей поверхности имеют изогнутый вид в исходном состоянии без водорода и прямолинейный характер в насыщенных водородом образцах. Средний размер ширины деформационных полос составил 0,8 мкм для образцов в исходном состоянии и 1,5 мкм для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом. Такое различие в структуре полос деформации можно рассматривать, как косвенное доказательство развития двойникования в $[\bar{1}11]$ кристаллах стали Fe-18Cr-12Ni-2Mo. В [6] показано, что в аустенитных хромоникелевых сталях водород способствует смене механизма деформации от скольжения к двойникованию при комнатной темпера-

туре и в микроструктуре наблюдается плоские скопления расщепленных дислокаций, дефекты упаковки и двойники.

Таким образом, в настоящей работе установлено на разных масштабных уровнях влияние водорода на картины локализации пластического течения $[\bar{1}11]$ монокристаллов аустенитной стали Fe-18Cr-12Ni-2Mo при растяжении. Установлено, что наводороживание образцов усиливает локализацию деформации, приводит к значительным перестройкам в масштабах характерных расстояний между полосами пластических сдвигов и зон локализованной деформации, и может быть результатом междислокационных взаимодействий и генерации точечных дефектов [7, 8].

Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову (ТГУ) за предоставление монокристаллов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. // J. Mech. A. Solids. - 2001. - V. 20. - P. 857-872.
2. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Polyakov S.N. // Proc. SPIE "The International Society for Optical Engineering". - 2002. - V. 4900, Part 2. - P. 1197-1208.
3. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. // ФММ. - 2009. - Т. 108, № 3. - С. 313 – 324.
4. Купрекова Е.И., Чумляков Ю.И., Чернов И.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - № 6 (636). - С. 24 – 30.
5. Салтыков С.Л. Стереометрическая металлография. - М.: Металлургия, 1970. - 375 с.
6. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В., Maier H. // ПЖТФ. – 2011.- Т. 37, № 11. – С. 65-72.
7. Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P. et // Physica Scripta, 2001, V. 94. – P. 11-120.
8. Гаврилюк В.Г., Шиванюк В.Н. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. - № 6 (636). – С. 11-15.

Л.А. Горбачев, Ю.Г. Русин, А.Т. Кабышева

Восточно-Казахстанский технический университет,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан

ИЗНОСОСТОЙКИЙ УДАРОПРОЧНЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ

В статье представлены результаты исследования износостойкого ударопрочного сплава для изготовления мелющих шаров.

Results on research of a new alloy for reception grinding balls quality spheres directly after moulding, without additional thermal processing - tenfold excess of wear resistance are submitted in comparison with spheres from steel 65, increase in wear resistance during work owing to deformation hardening. Long industrial tests of cases of split of spheres have not revealed.

Работа посвящена изучению одного из сплавов типа ИЧХ – ИЧХ15Г4НТ, предназначенного для изготовления изделий, работающих в условиях ударно – абразивного изнашивания, в том числе и в агрессивных средах. Он относится к сплавам относительно новым, мало изученным.

По технологии, разработанной Запорожским машиностроительным институтом им. А.Чубаря, на АО «Востокмашзавод» (г. Усть-Каменогорск) из этого сплава изготавливались мелющие шары диаметром 80; 100 и 120 мм с термической обработкой после литья по режиму: $920^{\circ}\text{C} \times 5\text{ч} + 400^{\circ}\text{C} \times 3\text{ч}$, общей длительностью процесса до 24 часов. Твердость шаров, обработанных по этому режиму, составляла 50...60 HRC. Необходимая ударная стойкость определялась количеством ударов на копре. Годными считаются шары, выдержавшие 15 ударов. Если после указанного режима термической обработки механические свойства не соответствовали требуемым характеристикам, проводилась вторая, а зачастую и третья термическая обработка.

Такая ситуация, во-первых, обуславливала высокую себестоимость продукции за счет неоправданного перерасхода электроэнергии, затрачиваемой термическими нагревательными устройствами. Во-вторых, выпускаемые АО «Востокмашзавод» по указанной технологии мелющие шары отличались высокой износостойкостью, многократно превышающей износостойкость стальных шаров, но не гарантировали надежной ударной стойкости - важнейшего эксплуатационного параметра мелющих шаров.

Для анализа причин, приводящих к снижению эксплуатационных характеристик мелющих шаров, были проведены исследования структурно-фазовых изменений в сплаве как после термической обработки по режиму

920⁰ С x 5ч + 400⁰ С x 3ч, так и непосредственно после литья. В ходе работы была отмечена высокая зависимость исходной структуры от соотношения углерода и марганца в сплаве. Вследствие этого была поставлена задача по разработке оптимального режима термической обработки и оптимального состава сплава, обеспечивающих высокие эксплуатационные характеристики мелющих шаров из сплава ИЧХ.

Для исследования структурно-фазовых изменений в сплаве применялись современные методы исследований; просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), растровая электронная микроскопия (РЭМ), рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА), рентгеноспектральный микроанализ (РСМА), оптическая микроскопия.

Сплав ИЧХ15Г4НТ в соответствии с ТУ 14-2-882-90 может иметь состав (вес. %): 1,6 – 2,5 С; 2,0 – 4,8 Мn; 15 – 18 Cr; 0,4 – 0,9 Si; 0,5 – 2,5 Ni; до 0,1 Ti; до 0,1 S; до 0,1 P; до 0,1 Ca; Fe (остальное).

Как показали исследования структур литых шаров диаметром 100 мм и 120 мм, распад аустенита в основном зависит от соотношения углерода и марганца в сплаве. На рисунке 1 графически изображены три основные условные области состояния аустенитного зерна в сплаве после литья в зависимости от соотношения углерода и марганца.

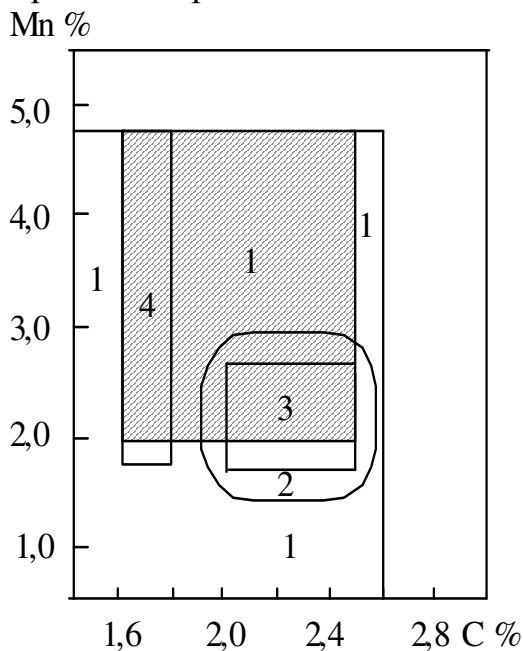


Рисунок 1– Зависимость распада аустенита в литых шарах диаметра 100 мм и 120 мм сплава ИЧХ15Г4НТ от соотношения углерода и марганца: 1 – область, где распад аустенита не происходит; 2 – область, соответствующая распаду (1...40)% аустенита; 3 – область, соответствующая распаду (40...60)% аустенита; 4 – область существования в структуре сплава микроконцентраторов напряжений после термической обработки 920⁰Сx5ч + 400⁰Сx3ч

В первой области, соответствующей содержанию углерода в интервале 1,6...1,8% и марганца в интервале 3,0...4,8%, процесс распада аустенита не наблюдался (рисунок 2). Во второй области, соответствующей содержанию

углерода 1,8...2,0% и марганца в интервале 1,5...1,7%, распавшегося аустенита относительно мало и количество продуктов распада (троосто-мартенсит + карбиды) в объеме аустенитного зерна колеблется от 1% до 40% (рисунок 2, б). В третьей области наблюдается стабильный распад аустенитного зерна (троосто-мартенсит + карбиды) в пределах 40...60% от его объема при содержании углерода и марганца соответственно в пределах 2,0...2,5% и 1,7...2,7% (рисунок 2, в).

После литья структура шаров диаметром 100 мм и 120 мм представляет собой дендритные зерна аустенита, окруженные сеткой вырожденной карбидной эвтектики. В литом состоянии структура этого сплава состоит из аустенитной основы, феррита и карбидной эвтектики (рисунок 2, а).

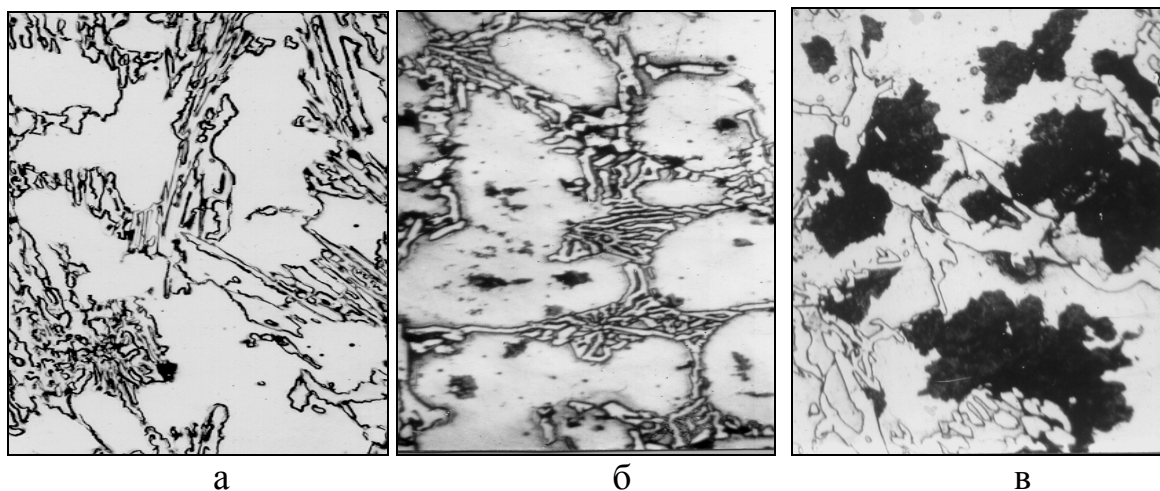


Рисунок 2 – Микроструктура шаров из сплава ИЧХ15Г4НТ после литья, $\times 350$
а – без распада аустенита (состав первой области); б - с распадом аустенита (состав второй области, распад аустенита меньше 10%); в – с распадом аустенита (состав третьей области, распад аустенита 50% - самозакадивающийся сплав))

Твердость литых шаров, соответствующих составу первой области, составляет 35...40 HRC, соответственно для второй и третьей области твердость имеет значения 40...45 HRC и 50...55 HRC. Микротвердость аустенитного зерна при этом составляет 5000...5500 МПа, а карбидной эвтектики 10000...12000 МПа.

По данным РСМА аустенит содержит 8...10 % хрома; 4...5% марганца; 0,12% титана; 0,4% кремния; 0,1% серы. Легирующие элементы в карбидной эвтектике распределены равномерно, а никель и кремний в ней практически отсутствуют. Карбидная эвтектика содержит до 50% железа и почти 40% хрома, что характерно для карбида типа Me_7C_3 . Данные РФА указывают на то, что эвтектика состоит из карбидов Me_7C_3 .

Для состава сплава (первая область на рисунке 1), в котором аустенит после литья остается стабильным, режим обработки $920^{\circ}C \times 5 \text{ ч} + 400^{\circ}C \times 3 \text{ ч}$ приводит к полному распаду аустенита (рисунок 3), что хорошо подтверждается данными РФА и РСМА (рисунки 4, 5).

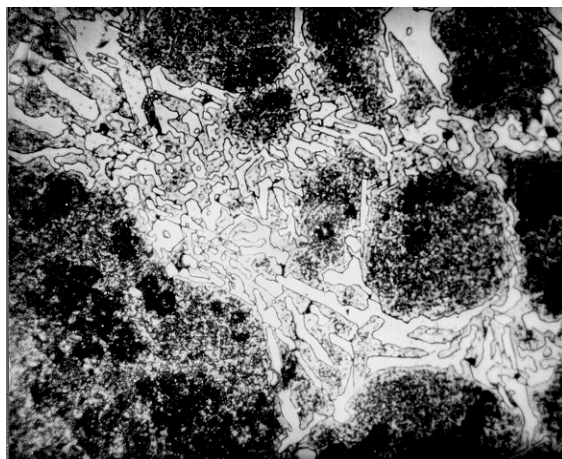


Рисунок 3 – Микроструктура шаров из сплава ИЧХ15Г4НТ после термической обработки $920^{\circ}\text{C} \times 5\text{ч} + 400^{\circ}\text{C} \times 3$, $\times 350$

Процесс распада аустенита характеризуется выделением вторичных карбидов и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, в результате которого формируется сорбитная структура матрицы с микротвердостью до 7500 МПа, при этом твердость шаров лежит в пределах 50...54 HRC. Наблюдаемое смещение пика (211) ОЦК- железа в сторону уменьшения межплоскостных расстояний (рис.2.4) свидетельствует об обеднении исходного твердого раствора легирующими элементами за счет выделения вторичных карбидов Me_7C_3 и легированного цементита Me_3C , что подтверждается появлением соответствующих пиков на дифрактограмме.

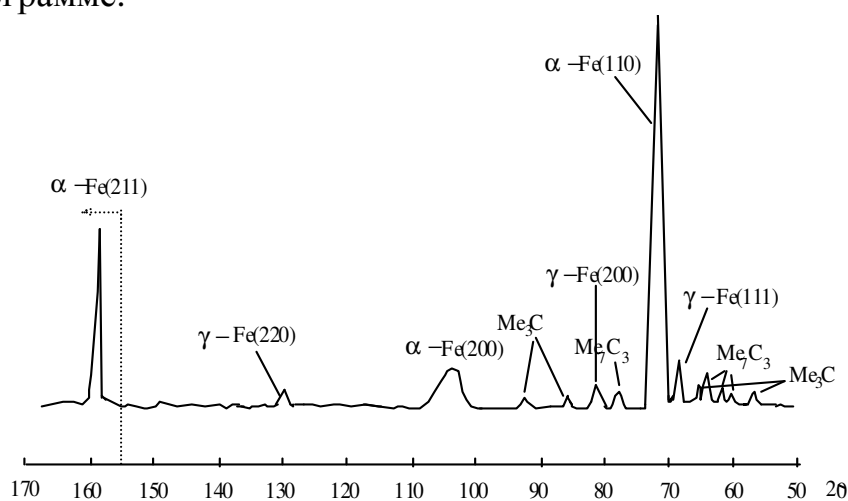


Рисунок 4 – Рентгеновская дифрактограмма сплава ИЧХ15Г4НТ после термической обработки $920^{\circ}\text{C} \times 5\text{ч} + 400^{\circ}\text{C} \times 3\text{ч}$

Кроме того, методом РЭМ и РСМА было выявлено образование по границам карбидной эвтектики крупных игольчатых карбидов титана TiC размером до 4 мкм (рисунок 5, а, б). Наличие таких карбидов в приграничной зоне эвтектического аустенита и карбидной эвтектики, являющихся резкими структурными концентраторами, отрицательно влияет на усталостную прочность сплава. При рассмотрении поверхностей изломов шаров методом РЭМ, разрушенных после 800... 1600 часов работы в мельницах, было выявлено их

ямочное строение, причем рост ямок отрыва начинался на границе раздела частица-матрица и в фокусе такой ямки наблюдались ложа от частиц игольчатой формы.

Было также отмечено, что при снижении содержания углерода в сплаве (менее 1,8%), образование карбидов TiC не происходит, но образование второй фазы идет по границам дендритных зерен аустенита, причем в этом случае механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения мартенситный (рис. 5, в).

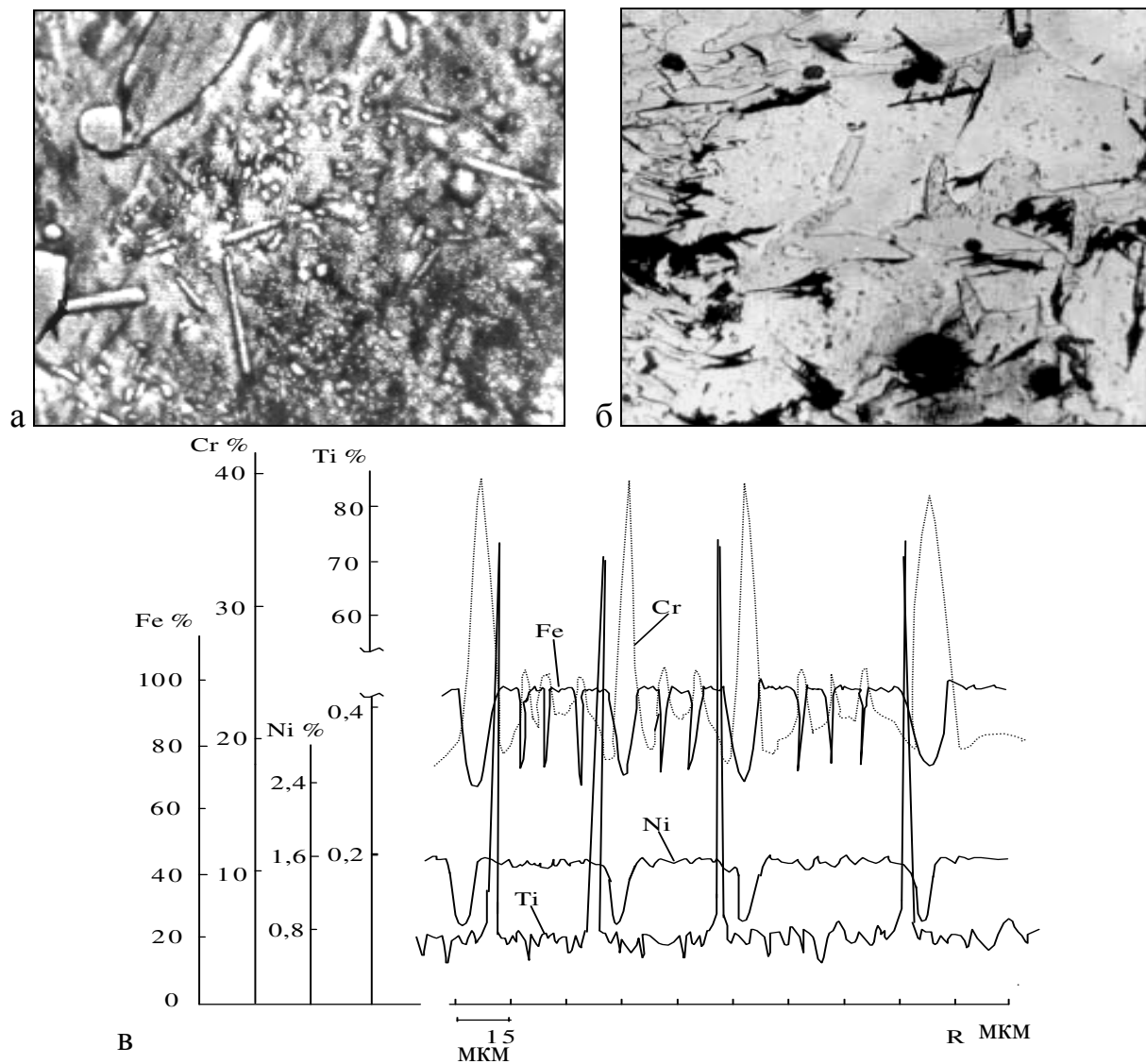


Рисунок 5 – Микроструктура шаров с микроконцентраторами напряжений в сплаве ИЧХ15Г4НТ после термической обработки $920^{\circ}\text{С} \times \text{ч} + 400^{\circ}\text{С} \times 3 \text{ч}$
 а – растровая электронная микрофотография (карбиды TiC) (РЭМ), $\times 2500$; б – микрофотография структуры сплава с содержанием марганца и углерода соответственно в пределах (1,8...2,0)% и (1,6...1,8)% (иглы мартенсита, область 4 на рисунке 1), $\times 400$; в – данные РСМА по распределению легирующих элементов с участка микроструктуры, фрагмент которого представлен выше

Испытания на ударную стойкость данных шаров показали, что при уменьшении содержания углерода в сплаве от 1,8% и до 1,6%, соответственно уменьшается количество ударов, выдержанных шарами (до 5...8 ударов), что непосредственно связывается с наличием крупных мартенситных игл по границам дендритных зерен.

Таким образом, преждевременное разрушение помольных шаров (3%...5% от загрузки мельниц), прошедших термическую обработку по режиму $920^{\circ}\text{C}\times 5\text{ч} + 400^{\circ}\text{C}\times 3\text{ч}$, объясняется наличием в структуре шаров крупных микроконцентраторов напряжений (карбидов TiC или мартенситных игл), выделившихся по границам карбидной эвтектики и распавшегося аустенитного зерна. На фоне отсутствия в матрице остаточного аустенита, демпфирующего возникающие в процессе работы напряжения, шары с такой структурой не могут выдерживать длительные ударно-усталостные нагрузки.

Комплекс выполненных исследований – ударная вязкость, твердость и износостойкость образцов из вариантов различных составов сплавов позволил выйти на оптимальный состав (область 3 на рис. 2.1): 2.2-2.5 C; 1.7-2.7 Mn; 0.3-0.5 Si; 15-18 Cr; 0.4-0.8 Ni; 0.05-0.1 Ti; Fe (остальное).

Для уточнения этого состава был выполнен трехфакторный эксперимент. В качестве факторов принято процентное содержание углерода, марганца и хрома как элементов, наиболее влияющих на стабильность аустенита и карбидообразование, а в качестве функции отклика – твердость HRC. После обработки результатов матрицы планирования получена зависимость:

$$Y = 53,125 + 0,125X_1 + 0,375X_2 - 0,625X_3, \quad (1)$$

где Y – функция отклика; X_1 ; X_2 ; X_3 – кодированное значение факторов (углерод, марганец, хром соответственно).

Анализ зависимости (1) позволил получить оптимальное значение факторов (вес.%): 2.28 C; 2.32 Mn; 15.6 Cr, что вполне согласуется с результатами экспериментов.

Самым эффективным из всех рассмотренных вариантов оказался этот сплав:

- исключается дорогостоящая, длительная комплексная термическая обработка, которая оказалась совершенно ненужной;

- непосредственно после литья шары из самозакаливающегося сплава имеют готовое товарное состояние с высокими эксплуатационными характеристиками, намного превосходящими характеристики шаров после высокотемпературной обработки – практическое отсутствие разброса твердости (HRC = 52-55), увеличение износостойкости в процессе эксплуатации и полное отсутствие расколов;

- шары из этого сплава при испытаниях на ударном копре выдерживали более 100 ударов без следов разрушения (при требуемых 15).

Для проверки эффективности полученных результатов были проведены

промышленные испытания мелющих шаров на Семипалатинском (СЦЗ) и Усть-Каменогорском (УКЦЗ) цементных заводах (по 60 тонн на каждом заводе)

Оценка эксплуатационных свойств шаров велась в сравнении с эксплуатационными свойствами мелющих шаров из стали 65. Анализ свойств шаров велся периодически, при остановке контрольных мельниц через каждые 300 часов работы совместно со специалистами выше названных предприятий. Проводился контроль за расколами шаров, за их износом по весовому методу (усредненный вес 30 шаров), а также выполнялся металлографический анализ структуры по сечению шара и РФА поверхности.

Промышленные испытания показали полное отсутствие расколов на протяжении всей рабочей компании. Износостойкость шаров в 8...10 раз превысила износостойкость стальных шаров, причем специалистами СЦЗ и УКЦЗ, контролирующими ход испытаний, было отмечено повышение износостойкости шаров из самозакаливающегося сплава в процессе работы.

Анализ причин такого явления позволил выявить неординарное поведение этого сплава в процессе циклических ударных нагрузок, что позволяет отнести его к метастабильным аустенитным сплавам, тем более, что по содержанию углерода он ближе к легированным сталям – оно незначительно превышает значение 2.14% (см. состав сплава).

Действительно, структурно-фазовый анализ уже после работы 300 часов показал увеличение доли распавшегося аустенита вследствие мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в поверхностном слое.

С увеличением времени работы шаров в мельницах происходит дальнейший рост доли распавшегося аустенита. Это хорошо коррелирует с данными распределения микротвердости по сечению шара и с данными РФА.

Исследования методом ПЭМ двухступенчатых реплик с извлечением и последующего фазового электронографического анализа показали, что деформационное старение связано с выделением карбидов $Me_{23}C_6$ и коагуляцией карбидов Me_7C_3 по границам фронта троосто-мартенситного превращения (рисунок 6).

Эти процессы приводят к обеднению матрицы карбидообразующими элементами и, как следствие, к образованию мартенсита деформации. На рисунке 6, б хорошо видно зарождение новых игл мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в таких локальных зонах, причем в некоторых случаях выделение пластин мартенсита идет вдоль линии сдвига (рисунок 6, в). Процесс выделения пластин мартенсита локально упрочняет данную область и препятствует дальнейшему сосредоточению в ней деформации. По такой схеме в пластическую деформацию вовлекаются и затем упрочняются соседние участки материала. Последовательный ход процесса упрочнения в метастабильном остаточном аустените самозакаливающегося сплава ИЧХ обеспечивает реализацию высоких уровней прочности, пластичности и износостойкости при ударно-абразивном износе.

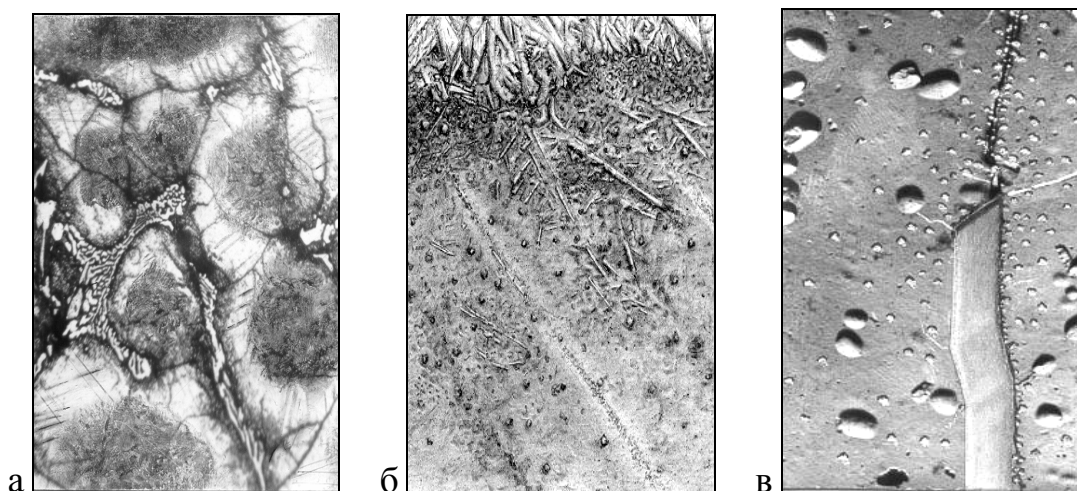


Рисунок 6 – Микроструктура шаров диаметра 100 мм из самозакаляющегося сплава ИЧХ после 600 ч наработки: а – $\times 300$; б – электронная микрофотография (РЭМ), $\times 4000$; в – углеродная реплика с карбидными выделениями и зарождающимися пластинами мартенсита вызванного деформационным старением сплава, $\times 14000$

Таким образом, выполненные исследования позволили получить данные, открывающие новые возможности этого мало изученного сплава, в частности:

1. Показана нецелесообразность применения высокотемпературной обработки $920^{\circ}\text{C} \times 5\text{ч} + 400^{\circ}\text{C} \times 3\text{ч}$.

2. Предложен и апробирован самозакаляющийся состав сплава ИЧХ, который без дополнительных термических обработок непосредственно после литья обеспечивает получение мелющих шаров с высокими эксплуатационными свойствами. Одним из них является гарантия полного отсутствия расколов – показатель, который пока что не может гарантировать ни одна из фирм, выпускающих подобную продукцию.

3. Показано, что высокие эксплуатационные свойства мелющих шаров обусловлены демпфирующими свойствами остаточного метастабильного аустенита и выявленной способностью этого сплава упрочняться в процессе работы в результате мартенситного превращения, протекающего под воздействием пластической деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алимов В.И., Громов С.Т. Влияние легирующих элементов на износостойкость белых чугунов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1997. – №10. – С.117.

2. Влияние термической обработки на структуру дефектов сплава ИЧХ15Г4НТ / Горбачев Л.А., Гусева Н.А., Парфенов Л.И., Русин Ю.Г. // Реферативный журнал. 15. Металлургия. – М., 1992. № 11 – 12.

3. Горбачев Л.А., Русин Ю.Г. Оптимизация эксплуатационных свойств сплава ИЧХ15Г4НТ // Вестник ВКТУ. – 2000. – № 3. – С.102 – 112.

4. Горбачев Л.А., Русин Ю.Г. Износостойкий чугун. Патент РК № 11737 с приоритетом от 30.01.2001 г.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ БАНКРОТСТВА ПРЕДПРИЯТИЙ МИНЕРАЛЬНО-СЫРЬЕВОГО КОМПЛЕКСА

В данной статье рассматривается проблема прогнозирования банкротства предприятий минерально-сырьевого комплекса. Выделяется специфика данных предприятий с точки зрения диагностики несостоятельности и обосновывается ее необходимость. Формулируются возможные подходы к диагностике несостоятельности предприятий минерально-сырьевого комплекса.

This article explores the problem of prediction of bankruptcy of the mineral and raw complex enterprises. Specific of diagnostics of insolvency for this enterprises are allocated and its need are proved. Possible approaches to diagnostics of insolvency of the mineral and raw complex enterprises are formulated.

В 1990-х гг. в Российской Федерации, в связи с переходом к рыночной системе хозяйствования, был возрожден институт несостоятельности (банкротства). Потребность в нем обусловлена самой сутью рыночной системы хозяйствования, основанной на конкуренции как проявлении принципа естественного отбора в экономике. В связи с этим для любого предприятия особый интерес вызывают подходы и методы, позволяющие диагностировать возможное приближение несостоятельности, поскольку лишь в случае ранней диагностики возможно принятие своевременных и эффективных антикризисных мер.

Представляется, что для предприятий минерально-сырьевого комплекса (МСК) эта проблема особенно актуальна. Деятельность компаний данной сферы характеризуется неустойчивостью денежных потоков, обусловленной высокой волатильностью цен на рынках минерального сырья, а также значительной капиталоемкостью [1], что означает высокие риски ведения бизнеса, как внешние, так и внутренние. В то же время, некоторые авторы отмечают, что влияние внешних и внутренних рисков на эффективность деятельности предприятий МСК учитывается недостаточно, хотя в условиях рыночной неопределенности их влияние продолжает возрастать [2]. Все это, а также как минимум неясные перспективы развития мировой экономики, кризис которой может спровоцировать обвальное падение цен на продукцию предприятий МСК, обуславливает потребность в обоснованных и достоверных методах прогнозирования банкротства.

На наличие данной потребности указывается также и статистика деятельности отечественных предприятий МСК. На первый взгляд, данная отрасль является одной из наиболее успешных отраслей российской экономики, что подтверждается рядом показателей. Так, рентабельность продаж в ней самая высокая в Российской Федерации, а рентабельность активов – одна из самых высоких. Однако, при столь высоких среднеотраслевых показателях рентабельности, данная отрасль характеризуется значительной долей убыточных предприятий [3].

Как видно по рисунку, в последние годы доля убыточных предприятий МСК стабильно превышала долю убыточных предприятий в целом по Российской Федерации на 5-10%, причем наиболее ярко эта тенденция проявилась в годы мирового финансового кризиса. В 2009 г. доля убыточных предприятий достигала 45%, т.е. почти половина предприятий данной отрасли были убыточными. Стоит также отметить, что высокая доля убыточных предприятий характерна для всех без исключения предприятий МСК, независимо от типа добываемого сырья. В этих условиях использование достоверных методов прогнозирования банкротства представляется жизненно важным как для сохранения отдельных предприятий МСК, так и для развития отрасли в целом.

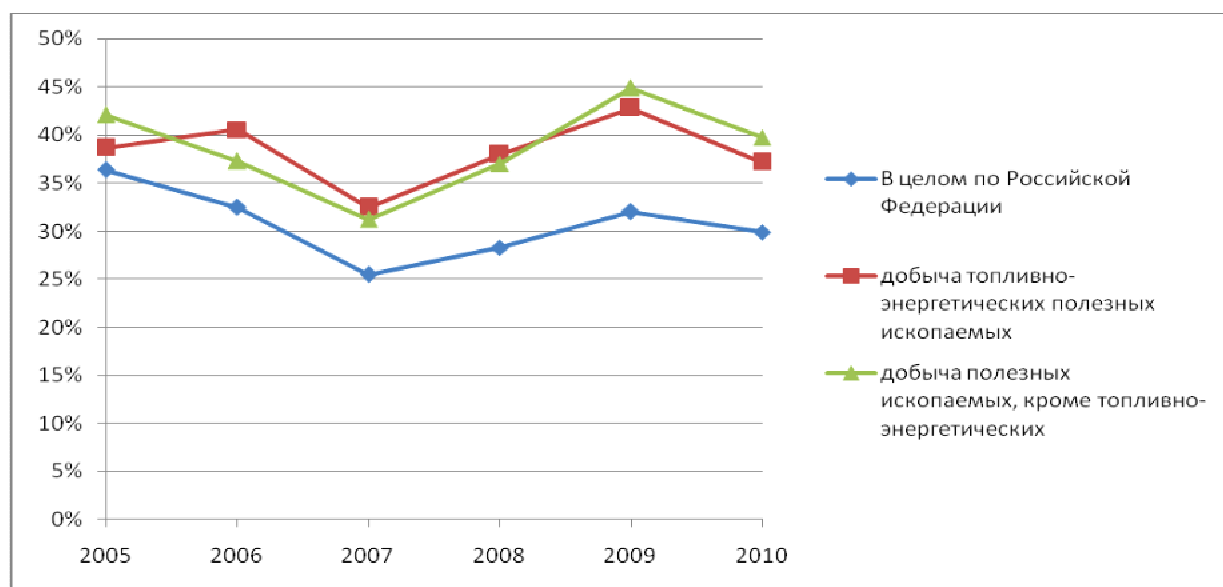


Рисунок – Доля убыточных предприятий

Одним из самых известных способов диагностики считается индекс платежеспособности Эдварда Альтмана, профессора Нью-Йоркского университета. Введенный в практику в 1968 году индекс основан на мультипликативном дискриминантном анализе отчетности 66 предприятий: с 1946 по 1965 год половина была объявлена банкротами, а половина являлась успешными. Э. Альтман изучил 22 коэффициента, выделил из них пять самых весомых и построил уравнение регрессии с выявленными эмпирическим путем, на основе статистических данных весовыми коэффициентами [4]. Данная методика была предназначена для анализа состояния крупных компаний, представлен-

ных на рынке ценных бумаг. Позднее, в 1977 году, Э. Альтман разработал подобную, но более точную семифакторную модель, а в 1983 году модифицировал свою модель для предприятий, акции которых не котируются на рынках ценных бумаг.

Метод, предложенный Э. Альтманом, послужил основой для создания целого класса методик диагностики несостоятельности, таких, как методики Р. Таффлера и Г. Тишоу, Г. Спрингейта, Дж. Фулмера, Ж. Лего и другие. Однако все вышеперечисленные модели содержат значения весовых коэффициентов и пороговых значений комплексных и частных показателей, рассчитанные на основе аналитических данных по экономике США (или других западных стран – Канады, Великобритании), преимущественно шестидесятых и семидесятых годов XX века. В связи с этим весьма спорным представляется возможность применения данных методик даже для современных экономик стран, в которых они были разработаны. Тем более они не соответствуют современной экономической ситуации и организации бизнеса в России, в том числе отличающейся системе бухгалтерского учёта, налогового законодательства и т.п. В связи с этим в 90-х гг. прошлого века были предприняты многочисленные попытки корректировки разработанных западными учеными методик с целью применения их в российских условиях хозяйствования. Но практически все предложенные отечественными авторами методики (например, Р.С. Сайфуллина и Г.Г. Кадыкова, О.П. Зайцевой и другие) базируются не на эмпирических данных, а на экспертных суждениях авторов или нормативных значениях коэффициентов, и, таким образом, не могут быть признаны в достаточной степени обоснованными, в первую очередь, из-за в свою очередь, недостаточной обоснованности весовых коэффициентов и пороговых значений итогового показателя. Кроме того, данные методики не учитывают отраслевую специфику предприятий МСК, которая, как было показано ранее, оказывает существенное влияние на риски деятельности этих компаний, и, следовательно, на риск наступления несостоятельности. Представляется, что есть несколько возможных путей решения проблемы прогнозирования банкротства предприятий МСК.

Во-первых, использование метода мультипликативного дискриминантного анализа на основе статистических данных по отечественным предприятиям МСК, что позволит в полной мере учесть как отраслевую специфику, так и специфику российских условий хозяйствования. Основное препятствие для реализации данного подхода – отсутствие обширной общедоступной информации по предприятиям-банкротам за продолжительный период времени, что затрудняет формирование качественной выборки для последующего анализа. Кроме того, значительный разрыв между успешными, высокорентабельными предприятиями и неэффективными предприятиями-банкротами, характерный для данной отрасли, также может негативно сказаться на качестве анализируемой информации, и, как следствие, на качестве полученной в результате методики.

Во-вторых, возможно построение методик, основанных на нормативах,

базой для которых послужат среднеотраслевые значения по предприятиям МСК за последние годы. Однако представляется, что для крупных корпораций, отличающихся значительной диверсификацией по видам деятельности, такой подход вряд ли может быть применим. Также недостатком ориентации на среднеотраслевые значения показателей является то, что во время подъема отрасли нормативы наверняка будут завышены, во время спада – занижены.

В-третьих, с учетом недостатков количественных подходов к диагностике несостоятельности, оправданным представляется использование качественного подхода, при котором результаты диагностики зависят от мнения экспертов. Достоинством качественных методов является системный и комплексный подходы к оценке кризисных явлений, а также возможность полноценного учета специфики деятельности предприятий МСК. При этом основным недостатком заключается в том, что принятие решений в условиях многокритериальной задачи на основании качественных моделей представляет собой чрезвычайно сложный и трудоемкий процесс, эффективность результатов которого в значительной степени зависит от профессионализма проводящих диагностику экспертов. Также следует отметить субъективность и возникающую в определенных случаях проблему интерпретации полученных результатов.

Таким образом, ни один из возможных подходов к решению проблемы прогнозирования банкротства предприятий МСК не является безусловно предпочтительным, и всем свойственны определенные достоинства и недостатки. Поэтому представляются необходимыми дальнейшие исследования в данной области, причем усилия должны быть направлены не только на адаптацию западного опыта, но и на разработку принципиально новых моделей и подходов к решению этой задачи, призванных устранить трудности прогнозирования, связанные со спецификой условий хозяйствования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пономаренко Т.В. Оценка стратегической конкурентоспособности горно-химических компаний на основе ценностно-ориентированного менеджмента / Т.В. Пономаренко, Т.Р. Косовцева // Записки Горного института. Т.191. С. 279-287.
2. Васильцова В.М. Управление капиталом предприятий минерально-сырьевого комплекса в условиях неопределенности / В.М. Васильцова, О.В. Слемнева // Записки Горного института. Т.191. С. 236-240.
3. Российский статистический ежегодник. 2011: Стат.сб./Росстат. - М., 2011. – 795 с.
4. Altman E.I. Financial Ratios. Discriminant Analysis, and the Prediction of Corporate Bankruptcy // Journal of Finance. – September 1968. – pp. 48-55.

УДК 338

А.А. Селезнев, В.В. Зимин

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

ОБ УПРАВЛЕНИИ КОНКУРЕНТОСПОСОБНЫМ РАЗВИТИЕМ МУНИЦИПАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ

Статья посвящена управлению конкурентоспособным развитием муниципального образования. Рассмотрены общая процедура формирования стратегии, функциональная структура системы управления развитием муниципального образования, кластерная политика, формы управления развитием кластера.

The article is devoted to management of competitive development of municipal formation. The forms of management of development of a cluster are considered a general procedure of formation of the strategy, functional structure of a control system of development of municipal formation, cluster policy

Публикация подготовлена в рамках научного исследования, выполненного при поддержке государства в лице Минобрнауки России

Введение

Важнейшая стратегическая цель муниципальных образований (МО) и регионов – увеличение стоимости собственных активов и повышение на этой основе качества жизни населения. Региональные и муниципальные власти все в большей степени осознают, что качественно улучшить уровень жизни они смогут, эффективно используя все местные активы, а не полагаясь на политическую и экономическую поддержку федеральной власти. Конкурентоспособность экономических субъектов территорий является необходимым условием их собственного благополучия и, как следствие, благополучия МО. Задачей муниципальной власти является формирование такой стратегии развития, которая направлена на создание конкурентоспособных хозяйствующих субъектов.

Общая процедура формирования стратегии развития МО

При существующих межбюджетных отношениях основными источниками доходов МО являются налоги местных экономических субъектов, прежде всего поступления НДФЛ, а также дотации, субсидии и субвенции федеральных и региональных властей. Так в 2009 году в бюджете моногорода Белово Кемеровской области поступления НДФЛ составили 76% всех налоговых доходов бюджета. Чем выше занятость населения в МО и чем выше доходы работающих, тем выше их уровень жизни и больше доходная часть бюджета МО, которая может быть использована для повышения качества жизни населения. Таким образом, одной из главных стратегических целей муниципальной и

региональной власти является рост количества конкурентоспособных и высокотехнологичных экономических субъектов. Высокая конкурентоспособность и технологичность являются также целями самих хозяйствующих субъектов. Однако, если последние заботятся о собственном экономическом благополучии и, возможно, конкурирует с другими субъектами, то муниципальная власть озабочена совокупной эффективностью их функционирования, которая выражается, в частности, количеством занятых и величиной поступлений в местный бюджет. Действуя во все более динамичной рыночной среде, муниципальная власть должна поддерживать социальную стабильность и, в то же время, увеличивать капитализацию активов.

Формирование конкурентоспособной стратегии МО включает [1]:

- определение новых товаров и услуг и их рынков сбыта (стратегия как перспектива);
- определение ниш рыночных областей (отличительных особенностей производимых товаров и услуг - стратегия как позиционирование);
- использование известных успешных решений (стратегия как прототипирование) для выпуска новых товаров и услуг;
- разработку технологии работы, которая позволяет превосходить конкурирующие структуры в качестве функционирования экономических субъектов.

На рисунке 1 приведена общая схема формирования стратегии развития муниципального образования. МО.

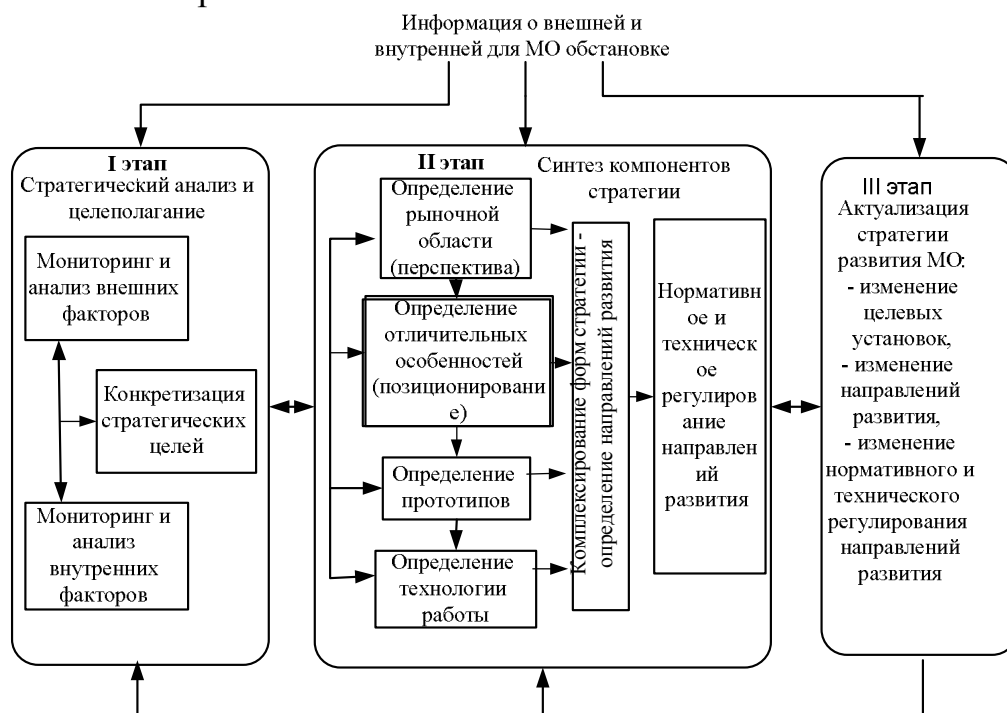


Рисунок 1 – Этапы формирования стратегии развития муниципального образования

На первом этапе проводится мониторинг и анализ внешних и внутренних для МО факторов с целью оценки возможности расширения рынков сбыта

для товаров и услуг, которые производятся или могут производиться хозяйствующими субъектами, находящимися на территории МО.

На этом этапе также осуществляется мониторинг и анализ состояния активов (ресурсов и возможностей) муниципального образования. Ресурсы МО представляют собой физические активы, непосредственно используемые субъектами коммерческой и некоммерческой деятельности. К числу ресурсов относятся: территория, минерально-сырьевые ресурсы, жилой фонд, население территории, инженерно-транспортная инфраструктура, коммерческие и некоммерческие субъекты с их активами, активы муниципальных, региональных, федеральных органов власти и др. Возможности применяются для преобразования ресурсов. К их числу относятся: принятие управленческих (в том числе кадровых и законодательных) решений; принятие организационных, экономических и финансовых решений; применение технологий; использование знаний; применение человеческих ресурсов. Совокупные активы используются для создания товаров и услуг. В результате сопоставления внутренних и внешних факторов осуществляется стратегическое целеполагание (конкретизация целей развития МО и критериев их достижения).

На втором этапе, исходя из стратегических целей, синтезируются и анализируются возможные направления развития МО, выполняется оценка эффективности различных вариантов развития на основе определенных на первом этапе критериев, оценка рисков реализации вариантов и потерь, связанных с наступлением рискованных событий, и осуществляется выбор направлений развития, являющихся стратегическими для МО. На этом этапе также разрабатываются меры нормативного и технического регулирования выбранных стратегических направлений развития, в том числе меры по привлечению инвестиций с использованием механизмов государственно-частного партнерства для увеличения капитализации ещё неиспользуемых или неэффективно используемых активов МО.

Третий этап предназначен для периодической оптимизации стратегии МО при «значимом» изменении внешней и/или внутренней обстановки. Внешние изменения большей частью связаны с изменениями конкурентной среды, законодательной базы, регулированием деятельности государственных монополий. Внутренние - с новыми научно-техническими и ресурсными возможностями. Перечисленные обстоятельства могут потребовать изменения целевых установок, направлений развития и мер их поддержки. Важным механизмом, необходимым для решения задач третьего этапа, является механизм определения условий, в том числе момента времени, при выполнении которых необходимо осуществлять актуализацию (оптимизацию) стратегии развития МО.

Кластер как конкурентоспособная форма реализации направлений развития

Активы муниципалитетов и регионов, в том числе интеллектуальные, используются в большинстве регионов и муниципалитетов, как правило, далеко не в полной мере. Широко известный и наиболее эффективный способ повышения капитализации активов территорий – создание промышленных и инновационных кластеров [2]. В 2007 г. Правительством Российской Федера-

ции была принята «Концепция развития кластерной политики в Российской Федерации», в которой дано определение кластера и описано влияние кластера на конкурентоспособность отраслей, компаний и развитие регионов, раскрыты цели и задачи кластерной политики. В соответствии с этой концепцией территориально-производственный кластер – это объединение предприятий, поставщиков оборудования, комплектующих, специализированных производственных и сервисных услуг, научно-исследовательских и образовательных организаций, связанных отношениями территориальной близости и функциональной зависимости в сфере производства и реализации товаров и услуг.

Ни один регион или муниципалитет не может быть успешным, если он не использует эффективно собственные активы. Территориально производственный кластер, исходя из целей создания и текущего состояния участников, интегрирует в единой системе активы территории: исследования и разработки; подготовку и повышение квалификации научных, инженерно-технических и управленческих кадров; природный и производственный потенциал; транспортную, энергетическую, инженерную, жилищную и социальную инфраструктуру. Интеграционное взаимодействие субъектов кластера, обусловленное их территориальной близостью, расширяет цепочку добавленной стоимости, которая в конечном итоге обеспечивает конкурентные преимущества участников кластера. Кластер является наилучшей организационной формой реализации стратегических направлений развития муниципального образования или региона. Состав субъектов кластера зависит от целей направления развития и, прежде всего, от особенностей расширенной цепочки добавленной стоимости, характеризующей направление развития. Задача региональных и муниципальных властей - создание на базе стратегических направлений развития территориальных кластеров, в конкретизации механизмов их поддержки и регулировании их деятельности. Конечной же целью управления кластерами является повышение конкурентоспособности экономических субъектов муниципальных образований, регионов и страны в целом.

Из-за больших различий в потенциалах развития (имеющихся активах и возможном их использовании) и в сложившемся социально-экономическом положении регионов и муниципалитетов, реализовать единую эффективную кластерную политику на федеральном уровне не представляется возможным. Необходима разработка кластерных политик муниципальных образований и регионов. Реализуемая в настоящее время государственная политика по созданию кластеров опирается на развитие частно-государственного партнерства в инновационной сфере и имеет целью, в первую очередь, создание условий для повышения конкурентоспособности сильных (якорных) компаний, которые должны посредством формирования требований к интегрированным с ними субъектам кластера, «вытягивать» деятельность последних до конкурентного уровня. Однако этого явно недостаточно для активизации конкурентной среды в регионах и муниципальных образованиях. Поэтому к важным задачам муниципальной и региональной власти относятся:

- разработка механизмов стимулирования, обеспечивающих локальные преимущества, для привлечения государственно-частных инвестиций в создание и функционирование кластеров;
- организация разработки собственных (территориальных) инновационных процессов и реализация их создаваемыми территориально-производственными кластерами.

Формы управления развитием кластера

Неудачи или низкая результативность многих проектов развития обусловлены, большей частью, неэффективностью управления. Управление кластером может выполняться либо общественным управляющим советом кластера (УС), в котором представлены основные организации-участники кластера, сотрудники федеральных, региональных и местных органов власти, а также банки и институты развития, либо специально созданной участниками кластера управляющей компанией (УК), осуществляющей методическое, организационное, экспертно-аналитическое, информационное сопровождение развития кластера. Выбор формы управления кластером зависит от «масштабов» кластера и состава задач, которые должен решать управляющий орган. Так как состав и сложность управленческих задач изменяется во времени, то в разные периоды времени и в зависимости от стадии жизненного цикла кластера (агломерация, возникновение, развитие, зрелость, трансформация) [3], могут применяться разные формы управления. Разработка механизмов выбора и смены формы управления кластером в зависимости от текущих локальных условий представляет для его участников важную задачу. Особую значимость для эффективного управления развитием кластера имеет совершенствование нормативно-правовой базы и механизмов правоприменения на федеральном, региональном и муниципальном уровне.

Функциональная структура системы управления развитием МО

На рисунке 2 приведен пример возможной функциональной структуры системы управления конкурентоспособным развитием моногорода Белово Кемеровской области.

Структурой предусмотрено создание пяти кластеров, два первых из которых (добыча и переработка угля, производство и распределение энергии) базируются на профильных видах деятельности моногорода. Другие два кластера (транспортно-логистический и строительный) обеспечивают гармоничное развитие как первых двух, так и всего муниципального образования в целом. Информационная шина *ab* реализует не только информационный обмен «управляющая подсистема – объект управления», но и отражает различные виды взаимодействия между отдельными кластерами территории, которые также могут приводить к расширению действующих цепочек добавленной стоимости МО. Так, острой для моногорода Белово проблема загрязнения окружающей среды (в год Беловская ГРЭС выбрасывает в атмосферу более 80 тыс. тонн вредных веществ, а предприятия города производят свыше 50 000 тыс. тонн отходов, нарушенные земли уже составляют 3,5 % от зе-

мельного фонда города) в значительной степени может быть разрешена посредством создания и реализации технологий переработки производимых и накопленных отходов угольных разрезов и шахт с последующим использованием продукции переработки в энергетическом и строительном кластере.

Сложившиеся на сегодня системы управления развитием в муниципальных образованиях не ориентированы на эффективное решение задач конкурентоспособного развития.

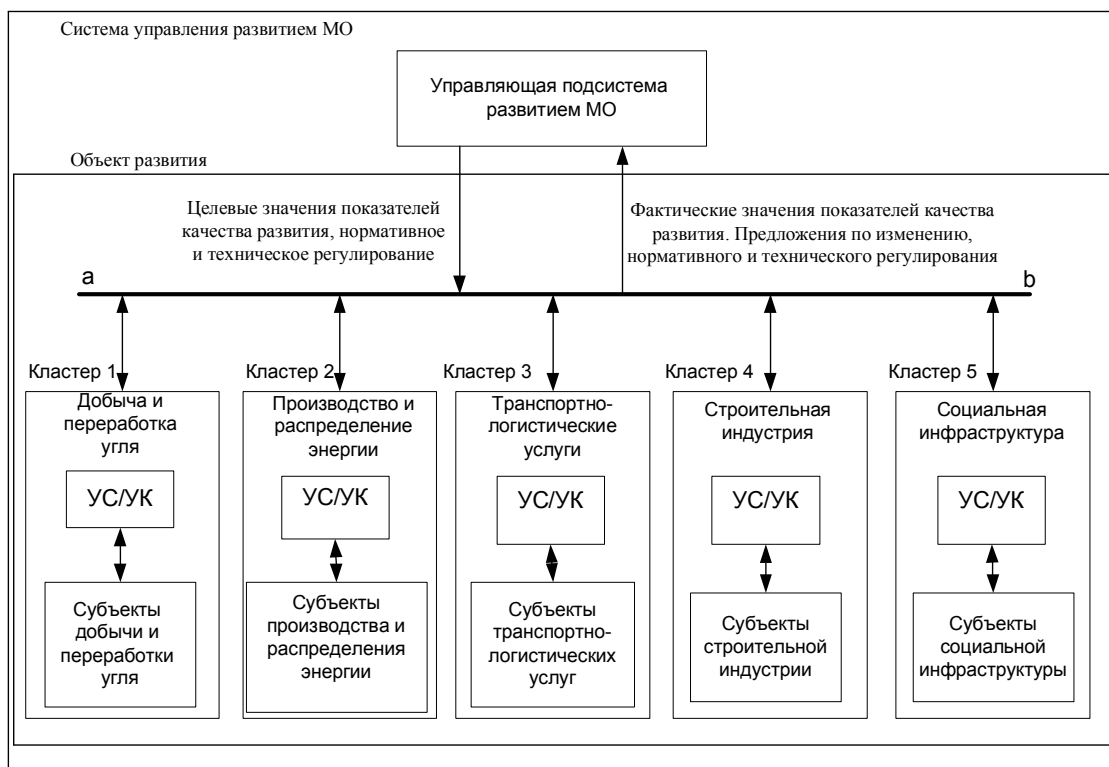


Рисунок 2 – Пример структуры системы управления развитием МО

Для них до настоящего времени функция развития не относится к числу основных и, вследствие этого, её выполнение, как правило, возлагается «по совместительству» на департаменты, обеспечивающие текущую жизнедеятельность МО. Необходим радикальный пересмотр этой парадигмы и придание функции развития ключевой роли в управлении муниципальным образованием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. OGC-ITIL V3- 6 – Service Lifecycle – Introduction ITIL TSO 2007. – 173 p.
2. Портер, М. Э. Конкуренция: учеб. пособие: пер. с англ. / М. Э. Портер. – М.: Изд. дом «Вильямс», 2000. – 205 с.
3. Меньшенина, И. Г. М 51 Кластерообразование в региональной экономике : монография / И. Г. Меньшенина, Л. М. Капустина ; Федер. агентство по образованию, Урал. гос. экон. ун-т. – Екатеринбург: Изд-во Урал. гос. экон. ун-та, 2008. – 154 с.

А.В. Зимин, С.М. Кулаков, В.В. Зимин, Ю.А. Дорохова

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

ОБ ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ ИТ-ПРОВАЙДЕРА НА ОСНОВЕ СЕРВИСНОГО ПОДХОДА

В статье предлагается механизм оценки эффективности использования активов ИТ-провайдера, в основу которого положены понятия «ИТ-актив», «ИТ-сервис», «жизненный цикл ИТ-сервиса», нормативные модели ИТ-процессов, а также показатели эффективности (метрики) функционирования активов, предлагаемые в материалах ITIL (версия 3).

In article the mechanism of an assessment of efficiency of use of assets of IT provider in which basis the concepts «IT asset», «IT service», «life cycle of IT service», standard models of IT processes, and also indicators of efficiency (metrics) of functioning of the assets, offered in the materials ITIL (version 3) are put is offered.

Публикация подготовлена в рамках научного исследования, выполненного при поддержке государства в лице Минобрнауки России

Введение

Эффективность использования информационно-технологических активов (ИТ-активов) во многих ИТ-компаниях далека от оптимальной, и, как правило, не соответствует лучшим современным практикам, которые, в частности, представлены в библиотеке ITIL (версия 3) [1, 2, 3, 4]. Традиционный подход к организации ИТ-деятельности базируется, в основном, на создании ИТ-процессов на основе представлений специалистов по информационным технологиям о назначении и критериях эффективности этих процессов. В результате ИТ-деятельность оказывается преимущественно ориентированной на интересы ИТ-организаций. Некорректное целеполагание ИТ-деятельности её организаторами и исполнителями, *а не потребителями результатов этой деятельности*, лишает последнюю объективной цели и критериев её оценки. Это неизбежно приводит к неэффективному использованию ИТ-активов. Преодоление указанного несоответствия связано с введением понятия «ИТ-сервис», то есть конечного продукта ИТ-деятельности, являющегося средством увеличения ценности (в частности, добавленной стоимости) бизнес-активов потребителя сервиса. Ценность, которую создает ИТ-сервис³, являет-

³ Пакетом ИТ-сервисов, в частности, является профиль пользователя, работающего в системе SAP R/3. То есть сервисом является набор транзакций, необходимый пользователю для выполнения его должностных

ся основным показателем ИТ-деятельности, опираясь на который следует оценивать эффективность использования активов ИТ-провайдера.

Активы поставщика ИТ-услуг и их взаимосвязи представлены на рисунке 1. В соответствии с рисунком, каждый ИТ-актив отнесен к одному из трех классов: активам-сервисам, активам-проектам и активам-процессам. Проектные и процессные активы представляют собой специфическую организацию базовых ИТ-активов и конфигураций. Активы-проекты предназначены для создания ИТ-сервисов и ИТ-процессов, а также для их изменения при значимом отклонении внешних и внутренних условий. Сервисный подход к управлению ИТ-деятельностью опирается на два ключевых положения:

- оценку эффективности ИТ-сервиса по ценности, которую он создает в бизнес-активах клиента;
- управление ИТ-деятельностью на основе нормативной модели жизненного цикла (ЖЦ) ИТ-сервиса [5].

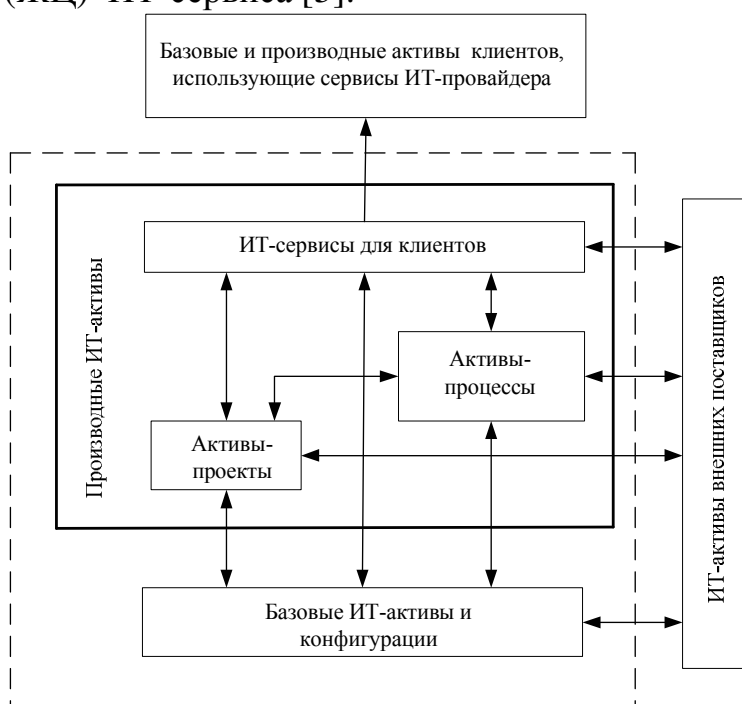


Рисунок 1 – Общая структура и связи активов ИТ-провайдера

Затраты на приобретение, создание, поддержку в рабочем состоянии и изменение всех трёх типов активов составляют общие издержки ИТ-провайдера. Его доходная часть формируется потребителями ИТ-сервисов. Согласованное функционирование всех активов ИТ-провайдера будет рентабельным, если доход от ИТ-сервисов, используемых потребителями будет больше издержек, связанных с функционированием всех типов активов. Опираясь на это положение общую стратегическую задачу провайдера можно сформулировать как задачу *максимизации совокупной ценности ИТ-сервисов*

обязанностей. Именно для этих транзакций должны быть определены метрики доступности, мощности, непрерывности и безопасности, а не для активов-компонентов, из которых состоит ИТ-сервис.

для клиентов при заданных ограничениях на количество собственных ИТ-активов.

Согласно второму ключевому положению сервисного подхода, жизненный цикл ИТ-сервиса включает пять стадий: «определение стратегии», «проектирование», «внедрение», «эксплуатация», «утилизация». Окончанию каждой из стадий соответствует некоторое нормативное конечное состояние ИТ-сервиса и специализированный набор проектных и процессных активов, необходимых для решения задач этой стадии. На рисунке 2 представлена «стадийная» структура активов ИТ-провайдера. Обозначения рисунка 2:

SLP, SDP, ELS, – спецификации компонентов ИТ-сервиса, создаваемых, соответственно, на стадиях «стратегия», «проектирование», «внедрение»; SLRs, SLRd, SLRt – совокупность требований к сервису, сформированных (обновленных), соответственно, на стадиях «стратегия», «проектирование», «внедрение»; SLA – соглашение с клиентом о качестве поставляемого сервиса; RRA – совокупность удаляемых избыточных ИТ-активов; ab - информационная шина, которая отражает как вертикальные, так и горизонтальные связи между активами различных стадий жизненного цикла ИТ-сервиса.

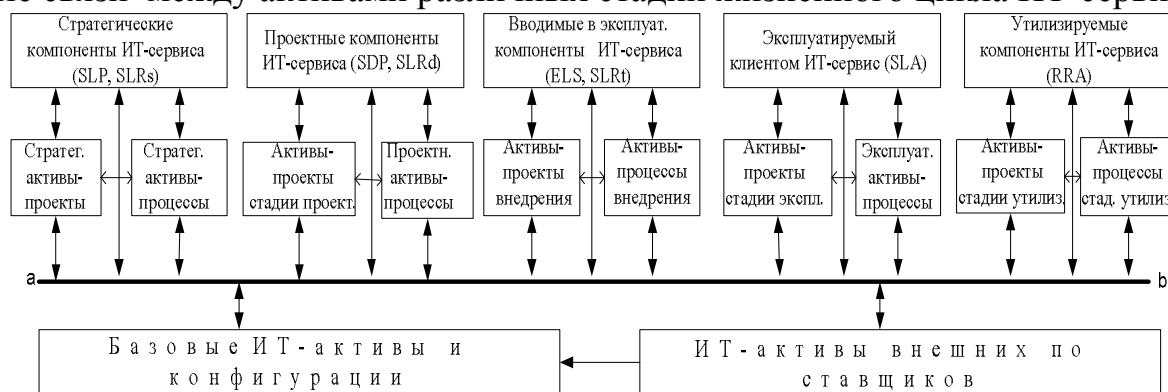


Рисунок 2 – Структура активов ИТ-провайдера, реализующего сервисный подход к управлению ИТ-деятельностью

ИТ-провайдеру принципиально важно знать достигнутый им уровень эффективности использования собственных активов, так как последняя во многом определяет степень его конкурентоспособности. В статье предлагается механизм оценки эффективности, в основу которого положены нормативные модели стадий ИТ-сервиса, проектных активов и процессов, а также показатели эффективности (метрики) функционирования активов, предлагаемые в материалах ИТIL (версия 3).

1. Типы метрик и уровень «зрелости» ИТ-активов

Эффективное управление ИТ-активами всех типов на всех стадиях жизненного цикла сервиса связано с разработкой и внедрением для них согласованной системы показателей качества, созданием автоматизированной системы оценивания (расчёта) показателей, а также с внедрением систем стимулирования персонала, опирающихся на результаты оценивания. Провайдеры, реализующие такой подход, имеют возможность оптимизировать функционирование своих ИТ-активов и выполнять анализ накопленных расчётных

данных для своевременного выявления изменений в тенденциях и осуществления корректирующей деятельности.

Выбираемые метрики и процедуры их оценивания во многом зависят от степени зрелости активов. Наличие метрик не для всех характеристик ИТ-сервиса (полезности, доступности, мощности, непрерывности и безопасности), или не ориентированность метрик на интересы клиентов, говорят о слабо выраженной реализации сервисного подхода или об его полном отсутствии. Незрелые активы-проекты и активы-процессы (с плохой внутренней структуризацией, недостаточно согласованные с активами-сервисами, со смежными проектами и процессами) не пригодны для реализации сложных расчётов и применения эффективных метрик. Для оценивания эффективности проектов и процессов широко применяются четыре типа метрик:

- *метрики продвижения* - совокупность вех (контрольных точек), достижение которых отражает динамику проекта или процесса;

- *метрики согласованности, которые определяют соответствие проекта или процесса нормативным требованиям и согласованность взаимодействия с другими проектами, процессами;*

- *метрики эффективности по целям* являются показателями, характеризующими способность проекта или процесса достигать установленных для него целевых значений показателей эффективности;

- *метрики эффективности по затратам* описывают объёмы ресурсов, необходимые для достижения установленных целей.

Метрики эволюционируют с изменением зрелости ИТ-активов. Чем более метрики ориентированы на интересы клиента, тем более зрелой является деятельность поставщика ИТ-услуг (при сервисном подходе большим приоритетом обладают те метрики, которые в большей степени отражают интересы клиента)⁴. Пока проекты или процессы являются незрелыми, применяются первые два типа метрик, чтобы измерять их продвижение и степень согласованности. По мере достижения проектами или процессами необходимой динамики и согласованности, применяются метрики двух других типов.

2. Конкретизация механизма комплексного оценивания применительно к отдельным стадиям ЖЦ сервиса

В основу механизма оценивания Q_I , Q_{II} , Q_{III} , Q_{IV} , Q_V качества использования ИТ-активов на стадиях ЖЦ сервиса (стратегии сервиса - Q_I , проектирования - Q_{II} , внедрения - Q_{III} , эксплуатации - Q_{IV} , утилизации - Q_V) положен широко известный механизм комплексного оценивания в изложении [5] (страницы 110 -120).

⁴ Если ИТ-провайдер не использует метрики ИТ-сервисов (полезность, доступность, мощность, непрерывность, безопасность) или приоритеты метрик сервисных активов, активов-проектов, активов-процессов выше, чем у активов-сервисов, то его деятельность не ориентирована на эффективное использование собственных активов.

Определим направления оценивания для каждой стадии в соответствии с типами ИТ-активов, используемых на стадиях. Согласно рисунку 2 всем стадиям соответствует один и тот же набор направлений оценивания:

- функционирование активов-сервисов (обозначим их эффективность через Q_s);

- функционирование активов-проектов (Q_{pm});

- функционирование активов-процессов (Q_{pr}).

Первичную информацию, необходимую для оценивания эффективности использования ИТ-активов каждой стадии, сформируем на основе:

- нормативных моделей, конкретизирующих структуру ИТ-активов соответствующих стадий ЖЦ сервиса, и множества метрик эффективности, описанных в библиотеке ITIL 3 [1, 2, 3, 4] (ITIL-метрики хорошо структурированы, систематизированы и подробно описаны в [7] одним из авторов ITIL 3);

- применяемого ИТ-провайдером множества метрик и их значений, достигнутых в результате деятельности на оцениваемой стадии.

Формирование метрик для определенных выше направлений и оцениваемой стадии выполним посредством следующих шагов:

а) построение из всего множества метрик в [7], описывающих функционирование ИТ-активов оцениваемой стадии, трёх подмножеств, оценивающих, соответственно, функционирование ИТ-сервисов, ИТ-проектов, ИТ-процессов;

б) *дополнение* полученных в а) трёх подмножеств теми метриками, которые применяет поставщик услуг, деятельность которого оценивается, но которые отсутствуют в исходных трёх множествах.

Сформированные для каждого направления оценивания множества метрик и их оценки составляют исходную информацию для выполнения 2-13 этапов рассматриваемого механизма комплексного оценивания [6] эффективности функционирования стадии жизненного цикла сервиса.

Пример. В качестве примера приведем процедуру оценивания Q_{IV} деятельности гипотетического поставщика ИТ-услуг на стадии «эксплуатация». В этом примере существенно сокращено общее число используемых метрик. В соответствии с ITIL 3 на стадии эксплуатации используются следующие основные ИТ-активы:

- 1) процесс «обработка ИТ-событий»;
- 2) процесс «обработка ИТ-инцидентов»;
- 3) процесс «обработка ИТ-проблем»;
- 4) процесс «обработка запросов на ИТ-обслуживание»;
- 5) процесс «выполнение операций и поддержка ИТ-инфраструктуры»;
- 6) процесс «поддержка ИТ-приложений»;
- 7) процесс оперативного управления поддержкой ИТ-сервисов («service desk»);
- 8) процесс «обеспечение качества ИТ-обслуживания».

В таблице представлены промежуточные результаты процедуры комплексного оценивания:

- результаты классификации множества метрик для активов эксплуатации по выбранным направлениям оценивания;

Таблица – Оценки метрик стадии «эксплуатация»

№ п/п и наименование метрики	Сервисы	Процессы	Проекты	Приоритет метрики
1 Доля произошедших ИТ-событий, не приведших к ИТ-инциденту		3		3
2 Доля базовых активов, для которых определена обработка ИТ-событий			1	2
3 Доля инцидентов, устранённых на первой линии поддержки		1		1
4 Среднее время разрешения инцидента		3		3
5 Доля правильно классифицированных инцидентов		3		2
6 Доля ИТ-проблем, для которых в БД , было найдено «обходное» решение		2		3
7 Общее время неработоспособности пользователей из-за проблем		0		3
8 Число ИТ-изменений, инициированных процессом обработки ИТ-проблем		2		2
9 Общие затраты на разрешение ИТ-проблем		0		2
10 Наличие в каталоге поставляемых ИТ-сервисов перечня запросов на ИТ-обслуживание			0	3
11 Доля отклонённых запросов на обслуживание на основании их отсутствия в каталоге сервисов запрашиваемой услуги		0		1
12 Доля одобренных планов по изменению ИТ-инфраструктуры		2		2
13 Количество проблем, возникших при изменении ИТ-инфраструктуры		3		3
14 Число инцидентов, возникших при выполнении ИТ-операций		2		3
15 Доля инцидентов, вызванных неквалифицированными действиями пользователей		2		2
16 Среднее время ожидания пользователем ответа на звонок в SD		2		2
17 Доля обращений пользователей в SD, в результате которых были вскрыты ИТ-проблемы		2		2
18 Доля SLAs, в которых имеются метрики для характеристик полезности и применимости ИТ-сервисов	1			3
19 Число случаев нарушения SLA		3		3
20 Доля ИТ-услуг, для которых нет SLA	1			2

Примечание. Значение «0» в столбцах таблицы означает, что ИТ-провайдер не применяет соответствующую метрику.

- расчётные и оцененные экспертами значения метрик, приведенные к единой трехбалльной шкале (низкое, среднее, высокое), характеризующие

фактическое качество функционирования активов оцениваемого поставщика услуг, достигнутые в оцениваемом отчетном периоде;

- значения приоритетов метрик, полученные в результате свертки локальных экспертных оценок.

Приоритет метрики, характеризующей функционирование актива-проекта и актива-процесса, определяется степенью воздействия этой метрики на достижение установленных в SLA целевых значений показателей полезности и применимости ИТ-сервисов.

В результате обработки данных таблицы (этап 10 механизма комплексного оценивания [6]) при трехбалльной порядковой шкале получаем: $Q_s = 1$; $Q_{pr} = 2$; $Q_{pm} = 1$.

Низкое значение показателя Q_s обусловлено неиспользованием или недостаточным применением поставщиком ИТ-услуг метрик полезности, доступности, мощности, непрерывности, безопасности для поставляемых сервисов (значение 1 для показателя 18), а также наличием ИТ-сервисов, для которых вообще не определено SLA (значение 1 для показателя 20). Неэффективность проектных активов связана с малым числом базовых ИТ-активов, для которых разработан автоматический механизм обнаружения ИТ-событий (значение 1 для показателя 2), являющихся предвестниками отказов и с неупорядоченностью деятельности по обработке запросов на ИТ-обслуживание (значение 0 для показателя 10).

На одиннадцатом этапе комплексного оценивания формируется бинарная структура свертки критериев эффективности по направлениям для оцениваемой стадии. При сервисном подходе к организации ИТ-деятельности ключевым является показатель Q_s , два других «работают» на его улучшение. Поэтому целесообразно применить структуру свертки, представленную на рисунке 3.

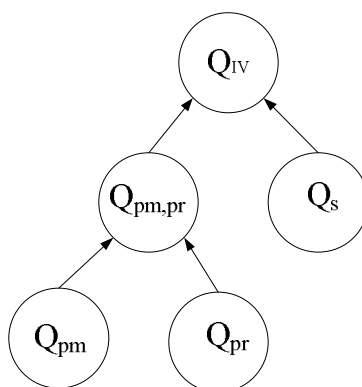


Рисунок 3 – Структура свертки критериев Q_s , Q_{pr} , Q_{pm}

Так как стадия эксплуатации является преимущественно «процессной», то выбираем для свертки критериев Q_{pr} , Q_{pm} матрицу предпочтения одного показателя (M_6 [6]) и получаем $Q_{pm,pr} = 2$. Результат свертки критериев Q_s и $Q_{pm,pr}$ также определяется выбором матрицы свертки. Сервисный подход требует ориентированности деятельности провайдера на потребности клиентов, то есть критерий Q_s должен доминировать не только над Q_{pr} и Q_{pm} , но и

над $Q_{pm,pr}$. Выбирая матрицу абсолютного предпочтения одного показателя, получаем $Q_{IV} = 1$.

Таким образом, несмотря на то, что стадия эксплуатации является преимущественно «процессной» и на то, что процессная деятельность на этой стадии организовано хорошо, в целом, с точки зрения сервисного подхода, стадия функционирует неудовлетворительно, то есть процессы работают «сами на себя», а не на конечный результат. Это значит, что оцениваемый поставщик ИТ-услуг, должен существенно улучшить функционирование предшествующих стадий жизненного цикла ИТ-сервиса (стратегии, проектирования, внедрения), переориентировав деятельность этих стадий с процессно-ориентированной на сервисно-ориентированную.

Аналогично описанному способу может быть выполнено оценивание функционирования ИТ-активов других стадий.

Заключение

Особый интерес представляет комплексный анализ эффективности совместного функционирования всех типов активов на всех стадиях жизненного цикла ИТ-сервиса – $Q = Q(Q_I, Q_{II}, Q_{III}, Q_{IV}, Q_V)$. Целью этого анализа может быть проверка «согласованности» оценок функционирования отдельных стадий и выявление тех ИТ-активов стадий, функционирование которых не соответствует сервисному подходу и, следовательно, неэффективно. Результаты анализа используются как для формирования обоснованного плана оптимизации, так и для оценки поставщиком ИТ-услуг степени своей фактической конкурентоспособности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. OGC - ITIL v3-1 - Service Strategy, TSO 2007. - 373p.
2. OGC - ITIL v3-2 - Service Design, TSO 2007. - 352p.
3. OGC - ITIL v3-3-Service-transition, TSO 2007. - 270p.
4. OGC - ITIL v3-4 - Service Operation, TSO 2007. - 396p.
5. Зимин В.В., Кулаков С.М., Зимин А.В., О структуризации системы управления деятельностью ИТ-провайдера, Системы управления и информационные технологии, №2.1(48), 2012. – С. 198-202.
6. Бурков В.Н., Кондратьев В.Д., Щепкин А.В., Механизмы повышения безопасности дорожного движения, М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2012. – 208 с.
7. Брукс П., Метрики для управления ИТ-услугами, – М.: Альпина Бизнес Букс, 2008. – 283 с.

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

УДК 3.77.6

Е.Г. Лашкова

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

БИЗНЕС-ОБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМЕ ВЫСШЕЙ ШКОЛЫ: ВОЗМОЖНОСТИ И ПРОБЛЕМЫ

В статье обозначены существующие проблемы бизнес-образования различного уровня. Поднимается вопрос о возможностях, которые существуют при подготовке предпринимателей в системе высшего учебного заведения, при получении степени бакалавра. Дается анализ проблем, которые уже существуют сейчас, на первом этапе развития этого совместного проекта между бизнес-сообществом и высшей школой. Автор приглашает всех заинтересованных лиц к дискуссии по данной теме.

The paper identified the existing problems of business education at various levels. Raises the question of the possibilities that exist for the training of entrepreneurs in the higher education institution, in obtaining a college degree. Analyzes the problems that already exist today, in the first phase of the joint project between the business community and higher education. The author invites all interested parties to the debate on the topic.

О необходимости и значимости бизнес-образования для реального сектора экономики говорить не приходится, это аксиома, которая не требует доказательств. Однако о формах и методах этого процесса дискуссии ведутся постоянно, что и неудивительно, т.к. в постоянной динамике находится как предприятия, так и их сотрудники, нуждающиеся в новых знаниях, а также и учебные заведения, предлагающие самые различные направления подготовки слушателей к профессиональной и эффективной деятельности в бизнес-среде.

Как известно, существуют различные направления и формы подготовки, переподготовки и повышения квалификации сотрудников бизнес-структур различного уровня, от топ-менеджмента до рядовых продавцов. Это и долгосрочные программы обучения, на уровне МВА, предназначенные для повышения квалификации работников высшего звена, и краткосрочные (1-2-х дневные) тренинги для работников торгового зала.

Когда речь заходит о бизнес-образовании, то чаще всего подразумевается повышение уровня управленческих и профессиональных компетенций у руководителей среднего и высшего звена, т.е. направлено на менеджеров

разных уровней после получения высшего образования. Такие программы, в основном MBA, зачастую существуют в высших учебных заведениях или бизнес-школах. И по идеологии бизнес-программ, и по позиционированию, и по количеству часов и наполняемости учебных курсов, и по качеству преподавания, и по слабой практической направленности обучения почти всегда у слушателей возникают нарекания, порой более чем справедливые. Кроме бизнес-школ, предлагающих программы MBA, на рынке бизнес-образования присутствуют и тренинговые компании, которые предлагают краткосрочные формы обучения, так же призванные способствовать эффективности предпринимательской деятельности на всех ее уровнях. Однако они очень разделены и мало симпатизируют друг другу, хотя для хорошего бизнес-образования требуются не только знания теоретических и методологических подходов, но и приобретение определенных навыков, которые может в определенной степени обеспечить тренинг, семинар или практическое занятие. И то, и другое направление обучения находит своего клиента, однако в последнее время на рынке обозначилась устойчивая тенденция преобладания предложения образовательных продуктов над спросом на него. Значительно снизилась доля корпоративного обучения, обучение за счет организации, это связано с разными причинами: сложностями в оценке эффективности сделанных инвестиций, ухода после обучения ключевых сотрудников как к конкурентами, так и в собственное предпринимательское плавание. Поэтому покупателями образовательных продуктов становятся физические лица, которые делают выбор исходя из собственных интересов, и в случае слабого позиционирования собственного образовательного продукта игрокам данного рынка довольно сложно найти своего клиента и быть успешным. В связи с вышесказанным, можно говорить о некотором кризисе существующего в настоящее время бизнес-образования и необходимости поиска новых форм, которые максимально бы отвечали реалиям сегодняшнего дня и современным запросам бизнес-среды.

Поэтому в данной статье хотелось бы поговорить о бизнес-образовании в системе высшего учебного заведения, именно в процессе получения студентами высшего образования, хотя в классическом понимании этого слова такого рода обучения сложно отнести к бизнес-образованию, о возможностях и проблемах, которые существуют сейчас и которые могут возникнуть в дальнейшем.

В Сибирском государственном индустриально университете при поддержке Союза предпринимателей г. Новокузнецка создана кафедра бизнеса и инноваций, основная идея, которая легла в основу деятельности данного структурного подразделения в рамках высшей школы, это подготовка предпринимателей нового поколения, отвечающих современным требованиям

бизнес-среды. Когда речь заходит о предпринимателях, чаще всего говорят о той деятельности, которая занимается продвижением на рынок произведенных товаров и услуг. Поэтому ставка при формировании будущих предпринимателей была сделана на два направления подготовки бакалавров: Торговое дело (профили Электронная коммерция и Маркетинг в торговле) и Реклама и связи с общественностью (профиль Менеджмент в рекламе и связях с общественностью).

Это идея дает ряд возможностей для подготовки предпринимателей нового типа. К таким возможностям можно отнести то, что при формировании учебного плана и программ подготовки не только можно, но и должно привлекать действующих бизнесменов, которые в соответствии с их опытом и существующими реалиями современного рынка могут скорректировать вышеназванные учебные документы. Тем более что система подготовки бакалавров в высшем учебном заведении в настоящее время обладает высокой степенью вариативности и свободы в наполняемости как учебных планов, так и рабочих программ различных дисциплин. Следующим немаловажным фактором успешности идеи по формированию предпринимателей нового типа является то, что к преподаванию ряда дисциплин можно привлекать бизнесменов как в рамках целого курса того или иного предмета, так и в рамках мастер-классов по определенным профессиональным и управленческим темам. Кроме того, совершенно естественным процессом, который приведет к успешной реализации данной идеи, является и прохождение производственной практики студентов на различных предприятиях, написание курсовых и дипломных проектов по реальным проблемам и задачам существующих предприятий.

Однако на этом пути сразу можно обозначить и ряд проблем, которые достаточно сложно решить в рамках системы подготовки предпринимателей в высшей школе на ступени получения степени бакалавра. К первой можно отнести то, что на первый курс высшего учебного заведения приходят бывшие школьники, которые еще не в полной мере осознают свои профессиональные желания и имеющиеся для этого возможности и собственный потенциал. Хотя, конечно, положительная мотивация для достижения поставленной цели, это очень много, но еще не все.

Кроме того, подготовка бакалавра длится четыре года и только на выходе можно получить более или менее приличного специалиста, отвечающего требованиям реального сектора экономики, т.е. другими словами в течение всего этого срока необходимо делать вложения в будущего выпускника, с перспективой его дальнейшей предпринимательской деятельности. Эти вложения достаточно объемны и требуют времени, сил и постоянного внимания со стороны не только педагогического состава университета, но и

предпринимательской среды, ведь именно она заинтересована в данных специалистах. И здесь возникает вопрос: а готова ли бизнес среда так долго и многотрудно возвращать новое поколение? Ведь бизнес в нашей стране привык к быстрым инвестициям, когда реагировать на быстроменяющуюся среду нужно практически молниеносно. А вкладывание ресурсов в будущий персонал, требует времени и сложно прогнозируемо по окончательному результату. Выпускник может уехать в другой город, решать семейные вопросы да и просто разочароваться в данном виде как предпринимательской деятельности, так и в выбранной профессии вообще...

И вот здесь встает вопрос о том, что можно и нужно и в принципе возможно считать положительным результатом совместной деятельности высшего учебного заведения с одной стороны и бизнес-среды и конкретных бизнес-структур с другой стороны по подготовке предпринимателя нового поколения? Количество открытых выпускниками собственных предприятий, успешная деятельность выпускника на конкретной управленческой должности... Или что-то другое, что пока еще не укладывается в привычное представление о результативности такого совместного проекта между университетом и бизнес-средой?

Кроме того, успешное предпринимательство это не только определенный набор знаний и навыков, полученных в процессе обучения в высшем учебном заведении, прохождении производственной практики на реальных предприятиях, участия в проектной деятельности той или иной организации, это еще и определенные существующие личностные особенности и сформированное, не только обучением, но и жизненным опытом, определенный тип мышления. На первые, развитие личностных склонностей, система высшего образования в существующих рамках может оказывать очень малое влияние, а второй вышеназванный фактор настолько многогранен, что отследить причинно-следственные связи формирования того или иного типа мышления у человека порой просто невозможно.

Поэтому получается, что подготовка предпринимателей нового поколения, начиная со студенческой скамьи, задача с большим количеством переменных, при чем, не всегда известных. И в начале этого пути, объединения усилий в направлении развития предпринимательской активности молодого поколения, желательно достичь договоренностей между заинтересованными сторонами, высшим учебным заведением и бизнес-средой, о том оптимальном результате нашего сотрудничества, к которому с двух сторон следует стремиться.

Т.А. Михайличенко, О.Б. Громова*

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

ФГБОУ ВПО «Московский государственный вечерний металлургический институт», г. Москва*

САМОСТОЯТЕЛЬНАЯ РАБОТА СТУДЕНТОВ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ НОВЫХ ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫХ СТАНДАРТОВ

Рассматриваются некоторые принципы формирования творческой активности на базе организации самостоятельной работы студентов в техническом вузе. Обсуждены и проанализированы наиболее эффективные и хорошо зарекомендовавшие себя педагогические приемы по организации самостоятельной работы студентов и ее контролю.

Development of creative thinking based on fostering independent studies at the technical university level. Discussion and analyses of the most effective and well-established pedagogical approaches to foster and evaluate independent studies.

Многоуровневая система высшего профессионального образования (ВПО) в России стала нормой, а вместе с ней основным регламентом учебного процесса стали Федеральные государственные образовательные стандарты (ФГОСы) для различных направлений подготовки. Подготовка бакалавров и магистров по новым образовательным стандартам предполагает принципиально новый подход к организации процесса обучения – компетентностный подход. В соответствии со ФГОСами, результатом образования выступают компетенции: общекультурные, т.е. социально-значимые и профессиональные, т.е. те профессиональные качества, которые раньше в рамках специалитета назывались квалификационными характеристиками. Набор этих компетенций определяется уровнем подготовки (бакалавр, магистр) и направлением подготовки.

ФГОСы концептуально и содержательно отличаются от ГОСов старшего поколения – это и уже отмеченный выше результат образования в формате компетенций, и система зачетных единиц как способ контроля процесса обучения, и модульная система как форма организации учебного процесса. Но самой революционной новацией этих ФГОСов представляется активизация позиции учащегося в процессе обучения. Сторонниками такого подхода были Мишель Монтень, Рене Декарт, Ж.-Ж. Руссо и др. Образовательная парадигма этих великих людей сводилась к тому, что правильное обучение – не передать собственные знания ученику, а научить его приобретать эти знания самостоятельно. Из российских ученых эту позицию в разное время поддерживали

Н. А. Бердяев, Л. С. Выготский, Н. А. Добролюбов, К. Д. Ушинский, Н. Г. Чернышевский, А. С. Макаренко, В. А. Сухомлинский и другие.

Именно такая позиция педагога высшей школы регламентирована ФГО-Сом на законодательном уровне, что позволяет реализовать в процессе обучения идеи самообразования, индивидуализации и профориентации.

В современных условиях новых требований и приоритетов в области повышения качества образования, а также исходя из того, что из-за огромных потоков информации образование немислимо без самообразования, самостоятельной работе студентов (СРС) в образовательном процессе отводится очень важная роль. Цель же СРС можно сформулировать просто: научить студента учиться. Однако простое уменьшение числа аудиторных занятий в пользу самостоятельной работы – не решает проблемы повышения или даже сохранения на прежнем уровне качества образования, так как снижение объемов аудиторной работы не обязательно сопровождается реальным увеличением работы самостоятельной.

Особого внимания требуют вопросы мотивационного, процессуального, технологического обеспечения самостоятельной внеаудиторной познавательной деятельности студента – это целая педагогическая система, учитывающая интересы, способности и склонности обучающихся.

Самый сильный мотивирующий фактор для студента – это перспектива занять достойное место в сфере своей профессиональной деятельности. Другим эффективным фактором является полезность выполняемой работы. Если студент знает, что результаты его работы будут использованы в лекционном курсе, методическом пособии, лабораторном практикуме, при подготовке публикации или иным образом, то отношение к выполнению задания существенно меняется в лучшую сторону, и качество выполняемой работы возрастает. При этом важно психологически настроить студента, показать ему, как необходима выполняемая работа.

Другим вариантом использования фактора полезности является активное применение результатов работы в профессиональной подготовке. Так, например, если студент получил задание на дипломную работу на одном из младших курсов, он может выполнять самостоятельные задания по некоторым общепрофессиональным дисциплинам, которые затем войдут как разделы в его квалификационную работу.

Организационный этап СРС также имеет большое значение, и именно на этом этапе студент должен научиться работать со средствами электронной коммуникации (в программных оболочках и в Интернете), достаточно быстро читать и реферировать научно-техническую литературу, анализировать прочитанные тексты, делать выводы и планировать свою деятельность, исходя из анализа освоенного материала. Справедливости ради следует отметить, что многие абитуриенты поступают в вуз с хорошими навыками пользователя персонального компьютера и самостоятельной работы с литературой и в информационных полях.

Виды внеаудиторной СРС могут быть разнообразными: курсовая научно-исследовательская работа студентов (КНИРС); подготовка, написание и защита (презентация) рефератов, докладов; решение задач; разработка и составление различных схем; проведение расчетов; выполнение курсовых проектов и работ; подготовка к участию в научно-теоретических конференциях, олимпиадах и др., а также выполнение индивидуальных заданий, направленных на развитие у студентов самостоятельности и инициативы. Индивидуальное задание может получать как отдельный студент, так и группа студентов [1]. В последнем случае при командном выполнении СРС формируются такие компетенции, как умение работать в команде, вести переговоры и др. социально-значимые компетенции.

И в заключение стоит напомнить справедливое утверждение о том, что все известные в мире попытки улучшения образования, не подтвержденные действенной реформой системы проверки знаний, не приносят, как правило, желаемых результатов [2]. Роль педагога высшей школы в повышении эффективности СРС студентов сводится не только к организации, но и к активному управлению процессом СРС, необходимости отслеживать успехи студентов и своевременно корректировать их обучение.

Преподаватель должен не только подготовить методическое сопровождение всего цикла СРС дисциплины, но и обеспечить контроль качества усвоения материала на всех этапах обучения (рубежный, текущий и промежуточный) [3]. В связи с этим перед преподавателями высшей школы в современных условиях стоит задача разработки механизмов эффективного и оперативного тестирования и др. высококачественных измерителей знаний студентов. Это тем более актуально, что учебные планы по ряду профессиональных дисциплин предусматривают практически самостоятельное их изучение. При этом контроль должен быть четко отлажен с позиций мотивации обучения на всех его этапах.

И последнее... Если с мотивацией студентов при выполнении СРС все более-менее понятно, то с мотивацией преподавателя - сложнее. Мотивационным фактором в проведении интенсивной методической работы преподавателями вузов могли бы стать увеличение часов учебной нагрузки и/или материальное поощрение преподавателей в форме стимулирующих премий и надбавок к заработной плате. Увеличение часов на осуществление методического обеспечения СРС (контроль СРС, подготовка заданий и др.) является необходимым условием. Без этого сама идея СРС становится бессмысленной.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Некоторые принципы и опыт организации самостоятельной работы студентов в техническом вузе / Т.А.Михайличенко // Вестник горно-металлургической секции РАЕН: сборник научных трудов. Вып.17 – Москва-Новокузнецк: ГОУ ВПО «СибГИУ», 2006. – С. 203-209.

2. Аванесов В.С. Композиция тестовых заданий / В.С. Аванесов. – М.: АДЕПТ, 1998. – 217 с.

3. Информационно-образовательная среда технического вуза [Электронный ресурс]: Интернет-издания о высоких технологиях. – Режим доступа: http://www.cnews.ru/reviews/free/edu/it_russia/institute.shtml – 10.01.2011.

УДК 378.147:811.111

Н.В. Смирнова, Т.Ф. Маслова

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

ПРОФЕССИОНАЛЬНАЯ НАПРАВЛЕННОСТЬ НА ЗАНЯТИЯХ ПО ИНОСТРАННОМУ ЯЗЫКУ В ТЕХНИЧЕСКОМ ВУЗЕ

В данной статье рассматриваются некоторые способы формирования профессиональной коммуникативной компетенции на занятиях по иностранному языку в техническом ВУЗе, и приводятся конкретные примеры.

In the given article some ways of formation of the professional communicative competence on occupations on foreign language at technical university are considered, and the particular examples are resulted.

Согласно требованиям ФГОС ВПО владение одним из иностранных языков для молодого специалиста является обязательным. Кроме того выпускник должен обладать следующими общекультурными компетенциями: умением логически последовательно, аргументированно и ясно излагать свои мысли, правильно строить устную и письменную речь; осознавать социальную значимость своей будущей профессии, обладать высокой мотивацией к выполнению профессиональной деятельности. В процессе обучения иностранному языку молодой специалист должен овладеть специальной терминологией и лексикой, научиться систематизировать и обобщать информацию, редактировать, реферировать, рецензировать тексты, вести беседу-диалог общего характера, знать и грамотно использовать в своей профессиональной деятельности профессиональную лексику, читать литературу по специальности с целью поиска информации, переводить данные тексты и составлять аннотации по специальности.

Глобальные геополитические изменения повлекли за собою изменения в социальной сфере и прежде всего в подготовке современных специалистов. С присоединением к Болонскому соглашению, в нашей стране изменились требования к подготовке выпускников высшей школы. Основная задача –

формирование профессиональных компетенций в области коммуникаций. Молодой специалист, для успешной конкуренции на рынке труда, должен соответствовать международным стандартам и обладать соответствующими знаниями, т.е. профессионально значимой информацией. Ведь тот, кто владеет информацией, владеет миром. Цель высшей школы – формирование готовности личности к дальнейшему развитию, непрерывному образованию, а именно: учиться и думать, самосовершенствоваться, формировать субъектную позицию, самоконтроль и регуляцию собственной общественной деятельности.

С точки зрения современной науки, профессиональная направленность – это интегративное, личностное образование, основанное на совокупности системных научных знаний, ценностных отношений и мотивов, практических умений и навыков, обеспечивающих способность и готовность молодого специалиста успешно осуществлять межличностное и межкультурное взаимодействие на родном и иностранном языках.

Формирование профессиональной направленности студентов технического ВУЗа предполагает работу с аутентичными текстами по специальности, развитие навыков устно-диалогической и монологической речи, возможность коммуникативного взаимодействия, привития толерантности и уважения к национальным особенностям.

Для решения всех этих задач на занятиях по иностранному языку мы используем оптимальные сочетания форм, методов, средств и способов обучения, это и диалоги, различные ролевые игры, конференции и дискуссии, с использованием персональных компьютеров и сети Интернет, лексических опор, ведение портфолио. Особое внимание уделяется организации самостоятельной работы студентов и формированию у них способностей к самоанализу, самоорганизации и самообучению.

Умение самостоятельно работать, самообучаться, творчески овладевать знаниями и применять их на практике – все это есть высшая форма учебной деятельности студента, формирующая профессиональные компетенции. К сожалению, невозможно сделать процесс передачи и получения знаний идеальным немедленно, это длительная, целенаправленная работа, это цель, к которой мы стремимся и должны достичь, рассматривая иностранный язык как источник развития и обогащения профессионального образования.

Собственный двадцатилетний опыт преподавания иностранного языка в неязыковом ВУЗе наглядно подтверждает необходимость и актуальность более углубленного изучения данной учебной дисциплины в высшей школе. В настоящее время иностранный язык как учебная дисциплина лишь сопровождает профессиональное образование, хотя многие термины по специальности являются интернационализмами по форме и сути. Особенно наглядны эти примеры в изучении информационных технологий, банковского дела и горной промышленности. Глобальная компьютеризация в производстве, в науке и повседневной жизни явилась мощным стимулом к изучению иностранных языков, а с падением Берлинской стены контакты между странами

стали значительно проще и граждане нашей страны получили возможность выезжать за рубеж не только по разрешению райкомов КПСС, но исходя из собственных желаний и возможностей. У людей возникла серьезная мотивация к изучению иностранных языков, и желание знать язык реально, а не только «читаю и перевожу со словарем».

К сожалению, во многих вузах, и СибГИУ не исключение, предусмотрено всего лишь двухгодичное изучение иностранного языка – 1-4 семестры. А формирование профессиональных навыков и умений происходит на протяжении всего обучения – 4-5 лет.

С первых дней мы проводим вводные практические занятия, подчеркиваем роль и значение иностранного языка в жизни каждого человека, говорим о важности и необходимости профессиональной информации любого типа, стараемся пробудить и развить у студента интерес к своей будущей специальности.

Мы предлагаем студентам ситуации, когда они должны употреблять определенные слова и выражения, развивающие их профессиональные коммуникативные способности.

Д.Н. Шмелев, великий российский языковед, отметил, что овладение иностранным языком невозможно без лексикологических описаний языка [1, с.15]. Лексика является системой, единицы которой во многом взаимообусловлены и взаимозависимы.

Необходимо обучать лексике более интенсивно. При толковании новых слов следует применять наиболее эффективные способы, например, использовать синонимы. Пример: дайте все варианты слова перевозки: to transport, to move, to convey, etc.

Мы должны обогащать лексический запас студентов с использованием ассоциаций, развивать их творческую самостоятельность в изучении иностранного языка.

Умение общаться, путешествовать, вести бизнес, быть востребованными на рынке труда подтолкнуло к массовому изучению языков. Многие осознают, что владение языком непосредственно связано с развитием личности человека, его мышлением, эмоциями и формированием свободного человека в мире без границ. В Новокузнецке практически отсутствуют носители языка, и освоение языка в искусственных условиях предполагает самостоятельную работу при помощи преподавателя и различных медийных средств. Сам процесс изучения иностранного языка способствует формированию творческой самостоятельности и инициативы студентов и преподавателей в подготовке специалистов новой формации. Ведь где, как не на занятиях по иностранному языку можно пользоваться языковым материалом для выражения своих мыслей в диалогической и монологической речи, повысить эффективность учебно-воспитательного процесса, развить навыки творческой деятельности и способствовать формированию и развитию молодого специалиста высокой квалификации.

Использование новых информационных технологий позволяет решить проблему комфортности обучения, нелинейной подачи информации, контролировать самостоятельную работу при отсутствии языковой среды.

Формирование профессиональной направленности при овладении иностранным языком связано с формированием у студентов произносительных, грамматических, лексических, орфографических и других навыков, на основе которых развиваются и совершенствуются умения понимать речь на слух, говорить, читать и писать на изучаемом языке.

Для формирования профессиональной направленности целесообразно включать определенные звенья работы над языковым материалом, знакомство с ним и частично тренировку в его употреблении. Это и чтение, вид деятельности, который совершается читателем главным образом наедине с собой, и аудирование, которое происходит не только в аудитории без подготовки, в присутствии учителя с его голоса или фона записи. Обучение письму также помогает сформировать профессиональные компетенции при работе с документацией.

Технология самообучения на современном этапе является обязательной частью учебного плана и одной из важнейших составляющих учебного процесса, результатом которой является развитие предметных знаний, умений и навыков, рассматривается как интегральная характеристика готовности к решению профессиональных задач. Самостоятельная работа должна быть ориентирована на усвоение студентами приемов познавательной деятельности. В то же время самообучение, его планирование, организационные формы и методы, а также система отслеживания результатов не в полной мере исследованы в педагогической теории в контексте модернизации образования в свете Болонского соглашения.

На наш взгляд, недостаточно внимания уделяется самостоятельной работе студентов по расширению словарного запаса.

Для повышения качества формирования профессиональных коммуникативных компетенций дадим несколько практических советов, как активизировать словарный запас:

1. Записывайте новые слова и выражения в тетрадь или блокнот.
2. Слова необходимо запоминать в контексте. Не зубуривайте их просто так.
3. Читайте интересные статьи в газетах или журналах.
4. Окружите себя английским языком: слушайте англоязычное радио, смотрите ВВС, передачи, фильмы в оригинале, слушайте музыку.
5. Записывайте радиопередачи и по возможности прослушивайте их несколько раз. Рассказывайте их содержание своим друзьям.
6. Работайте с англоязычной литературой по своей специальности.
7. Используйте интернет-ресурсы для оптимизации изучения иностранного языка (<http://encourse.web-3.ru/intro/levels/> ; <http://encourse.web-3.ru/intro/advice/> ; <http://encourse.web-3.ru/intro/advice/review2/> ; <http://enhome.ru/grammar/content.html> ; <http://text-to-speech.imtranslator.net>).

Формирование коммуникативной профессиональной компетенции чрезвычайно актуально в современных условиях. Более того, в настоящий момент ставится задача развития у большинства студентов профессиональных языковых компетенций, что требует изменения подхода к организации учебного процесса. Технология самообучения эффективна в том случае, когда она организуется и реализуется в учебно-воспитательном процессе в качестве целостной системы, пронизывающей все этапы обучения и нацелена на достижения выпускниками вершин профессиональной, творческой и духовно-нравственной деятельности. Такая система на современном этапе должна включать информационную компьютерную поддержку. Но это вовсе не означает, что студенты могут набрать текст, подключить программу x-translator и дело сделано. Необходимо поставить конкретные цели и заинтересовать студентов, подобрать для внеаудиторного чтения аутентичные тексты, по специальности, актуальные и современные.

Можно с уверенностью сказать, что краеведческий материал, страноведение и тексты по специальности наиболее интересны студентам с точки зрения формирования профессиональной компетентности. Преподаватель ставит задачу, студенты её принимают и осуществляют на каждом этапе. Среди студентов, знающих язык на более высоком уровне, например, экономических специальностей, можно провести занятие-конференцию по теме «English speaking countries». Ведущий выступает в роли главы туристического холдинга, а студенты – агенты по продвижению туристического продукта. Они самостоятельно подбирают текст и устраивают презентацию – экскурсию в любую англоязычную страну. При этом задействованы и ТСО (компьютер, Интернет), наглядность – карты, фотографии, слайды. Речевая и исследовательская деятельность студентов активизируется, им интересно и они говорят по-английски, таким образом, формируется профессиональная коммуникативная компетенция, то, чего мы и добивались. Студентам горных специальностей предлагается проспект ярмарки-выставки «Mining», которая ежегодно проводится в Новокузнецке. Тема близка и понятна студентам, естественно, интересна, и ребята с удовольствием проводят урок-презентацию по данной тематике.

В формировании профессиональной направленности огромную пользу принесут ролевые игры. Погружение студентов в атмосферу перфоменса (спектакля, игры) придает занятию своеобразный интерес и становится хорошей мотивацией к изучению языка. При изучении темы «Разговор по телефону» преподаватели кафедры иностранных языков СибГИУ используют ролевую игру, речевые модели и принцип «от простого к сложному».

Ниже представлены примеры подобных заданий.

Задание №1 не вызовет трудности у студентов так как лексика им знакома. Необходимо позвонить одногруппнице по телефону и уточнить причину отсутствия в институте.

- Hello! This is Nina from the University. May I speak to Sveta please

- Hold a moment. I will check if she is in. Yes, she is at home. Sveta take a call please.
- Hi, Sveta! You were absent today. What's up?
- Nothing special a little cold, I will be tomorrow at the lectures.
- Okay, see you tomorrow.

Задание №2. Поиск работы, телефонный разговор. Предваряется введением новой лексики, так как задания более сложные.

- Hello, my name is Nina Smirnov and I'm calling to enquire about the position advertised in yesterday issue of «Novokuznetsk newspaper». I mean the position of a book-keeper.
- Yes, the position is still open. Could I have your name and phone number please. Where did you study at? Do you have any experience?
- Certainly, my name is ... I'm from ... I have graduated from ... I have five year's experience.
- Please, send your resume e-mail: job55@mail.ru

Говорить на иностранном языке является очень трудной частью изучения языка, оно требует много времени и усилий. А самое главное – желания студентов учиться, а преподавателя – учить. И когда совпадут цели объекта и субъекта учебного процесса, то мы достигнем главного – наши студенты захотят, и будут говорить. Ведь работодатели заинтересованы в молодых специалистах, не только знающих и любящих свою профессию, но и владеющих компьютерной грамотой и иностранным языком на высоком уровне. А это – задача вуза, решить которую в наших силах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шмелев Д.Н. Проблемы семантического анализа лексики. М.: URSS, 2006. – 280с.
2. Изучение английского языка [Электронный ресурс] . – Режим доступа : <http://encourse.web-3.ru/intro/levels/>
3. Грамматика английского языка [Электронный ресурс] . – Режим доступа : <http://enhome.ru/grammar/content.html>
4. Translation Portal [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://text-to-speech.imtranslator.net>

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

УДК 669.187.5

О.Р. Ананьева, А.М. Апасов

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

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ЗАРЕ ЦИВИЛИЗАЦИИ

Изложены основные исторические условия зарождения сыродутного процесса. Представлен обобщенный технологический процесс получения кричного железа в сыродутном горне. Приведены отличительные особенности получения крицы от существующих способов выплавки металла. Рассмотрены разновидности сыродутных печей.

The basic historical conditions of conception the air blowing furnace state. The generalized abstract technological process of receipt the blacksmith's iron and its distinctive particular qualities from another means of smelting metals are presented. Are considered the different versions of air blowing furnace.

Введение

Труд первых земледельцев, имевших в своем распоряжении только грубые каменные и деревянные орудия, был изнурительным. Они тратили много усилий при обработке почвы, выкорчевывании корней, уходе за посевами и сборе урожая.

Для того чтобы изготовить каменный топор и его отшлифовать, человеку из эпохи неолита требовалось затратить месяцы напряженного труда, в то время как из самородной меди топор можно уже было сделать быстрее и с большей легкостью.

Поэтому занимаясь обработкой самородной меди, человек открыл возможность плавления металла. К этому времени уже была известна гончарная печь, температура пламени в которой значительно выше, чем в костре. Используя такую печь, люди смогли начать систематическую выплавку меди.

Кроме орудий труда из меди производили и предметы, которые нельзя было сделать из камня: трубы, проволоку, гвозди и т.п.

Освоение способов выплавки меди дало людям более совершенные орудия не только для возделывания почвы и сбора урожая, но и для изготовления деревянных изделий, которые широко использовались в земледелии. Медные мотыги, имевшие деревянные рукояти, и лопаты позволили выполнять большие земляные работы, требуемые для сооружения оросительных каналов в засушливых районах.

Наблюдения над свойствами медных руд, содержащих незначительные (до 2 %) примеси олова, привели древнего человека к важному открытию: прибавление к меди олова придает металлу лучшие качества. Так был изобретен первый искусственный сплав – бронза.

Бронза обладает значительными преимуществами перед медью. Она имеет более низкую температуру плавления, примерно (700 – 900)°С, более высокие литейные качества, а при охлаждении обладает значительной прочностью и твердостью по сравнению с медью. Если медное орудие в основном ковалось, то бронзовое отливалось, что имело большое значение, так как это открыло возможность массового производства орудий труда и оружия.

Однако бронза являлась слишком редким и дорогим материалом, и поэтому после ее появления основные орудия труда по-прежнему были каменные и деревянные.

В связи с этим бронза не могла вытеснить каменные орудия; это было под силу только железу, а добывать железо человек еще не умел.

Крупнейшим достижением на заре человечества, вызвавшим бурный рост производительных сил, явилось получение и применение железа. Железо окончательно вытеснило каменные орудия, чего не могли сделать ни медь, ни бронза [1].

Анализ процесса выплавки железа на раннем этапе цивилизации

Для совершенствования орудий труда решающее значение имело улучшение процесса плавки и обработки железа. Вначале основным способом получения железа был сыродутный процесс, при котором происходит прямое восстановление железа из руды [2].

На ранних этапах развития металлургии было характерно восстановление железа в ямных горнах с естественным дутьем («ветряные печи») — эта технология применялась издревле. На Руси она просуществовала вплоть до VIII в.

Сыродутный горн VI – VIII вв., применявшийся на Руси, сооружался из глины и иногда обкладывался камнем (рисунки 1, 2).

Высота сыродутного горна достигала 35 см, диаметр – 60 см, толщина стенок – (5 – 7) см. В горн закладывались железная руда, и древесный уголь и мехами нагнетался воздух. В результате восстановления руды получалась железная крица до 8 кг весом. Процесс восстановления железа продолжался (2 – 2,5) часа (рисунок 1).

Сыродутный горн (рисунок 2) строили обычно на склоне холма, что позволяло использовать естественную тягу воздуха через всегда открытую шлаковую летку и далее через рабочее пространство горна, высота которого достигала первоначально (1,0 – 2,5) м. Какие-либо воздуходувные машины отсутствовали, и количество воздуха, поступающего в горн через шлаковую летку в результате естественной тяги, было небольшим, что предопределяло невысокую интенсивность плавки.

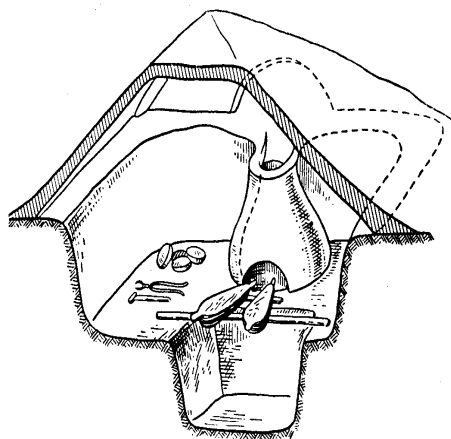
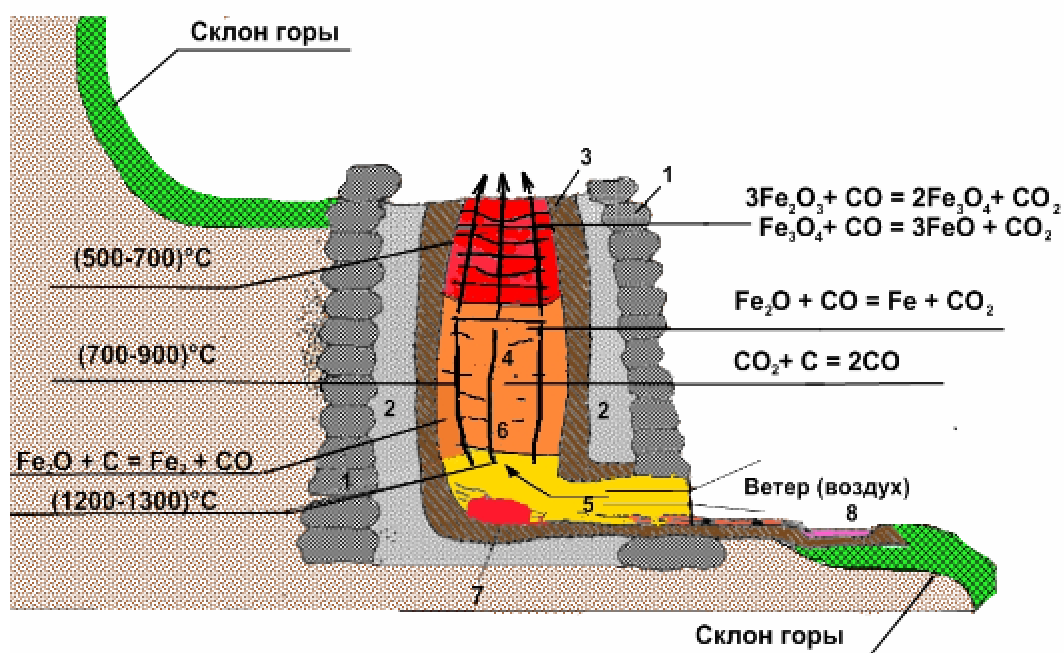


Рисунок 1 – Схема сыродутного горна, применявшегося на Руси в VI – VIII вв.



1 – тесаные глыбы или валуны (песчаник, известняк, гранит); 2 – уплотненный слой глины или песка; 3 – обмазка из огнеупорной глины; 4 – рабочее пространство горна; 5 – открытая шлаковая летка, служащая также для ввода воздуха в горн; 6 – зона горения древесного угля перед шлаковой леткой-фурмой; 7 – крица; 8 – яма для шлака

Рисунок 2 – Схема устройства сыродутного горна

Горение древесного угля перед шлаковой леткой в токе холодного воздуха по реакциям: $\text{C} + \text{O}_2 = \text{CO}_2$, $\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$, или $2\text{C} + \text{O}_2 = 2\text{CO}$ требует около $4,4 \text{ м}^3$ воздуха на каждый 1 кг сожженного углерода.

Так как приток воздуха при естественной тяге был слабым, небольшим было и количество углерода, сгорающего перед леткой в единицу времени. В то же время тепловые потери через стенки горна и затраты тепла на восстановление железа из руды и шлака были велики. Поэтому температуры в нижней, наиболее горячей части горна не превышали (1200 – 1250)°C (в горне перед фурмами современной доменной печи температуры достигают сейчас

(1900–2100)°С). Газообразные продукты горения древесного угля (СО и N₂), двигаясь вверх в рабочем пространстве горна, при небольшой высоте печи не успевали охладиться в достаточной степени, покидали горн с температурой до (800 – 900)°С (в современных доменных печах при высоте рабочего пространства (30 – 33) м температура колошниковых газов редко превышает (250 – 300)°С).

Слабо использовалась и восстановительная способность печных газов; содержание СО₂ в отходящих газах составляло несколько процентов (в современных доменных печах колошниковый газ содержит до (16 – 18)% СО₂).

Несовершенство тепловой работы сыродутных горнов приводило к огромному расходу древесного угля, который достигал (4 – 6) кг на 1 кг полученного кричного железа (в доменных печах расход кокса (0,4 – 0,5) кг/кг чугуна).

В шихту сыродутных горнов, кроме древесного угля, входили только железные руды – флюсы еще не были известны. По мере выгорания древесного угля, шихта медленно опускалась в пространстве горна, и сверху последовательно подсыпали слои руды и топлива. В верхней части сыродутных горнов происходили процессы испарения влаги шихты, разложения гидратов и карбонатов. Восстановление железа шло во всем объеме горна, но из-за недостаточного температурного уровня процесса эти реакции не шли до конца. Оставшиеся окислы железа входили в состав силикатного железистого шлака.

Конечный шлак, вытекавший из сыродутного горна, содержал до (50–55)% FeO и сверх того (10 – 15)% Fe₂O₃ (здесь Fe₂O₃ относится к переходящему в шлак магнетиту, представляющему собой закись-окись железа FeO·Fe₂O₃).

Приводим состав конечного шлака одного из якутских сыродутных горнов, %: FeO 48,5; Fe₂O₃ 14,82; SiO₂ 23,01; Al₂O₃ 2,67; MnO 3,48; CaO 2,84; P₂O₅ 0,87 и щелочей 3,78%. Шлак современной доменной печи содержит 0,5 – 1,0% FeO и из каждых 1000 кг шихты лишь (3 – 5) кг железа переходит в шлак, а (997 – 995) кг железа – в чугун. В сыродутном горне из каждой 1000 кг Fe шихты в металлическую крицу переходило железа не более (600 – 700) кг. Вся остальная масса железа (300 – 400 кг) не восстанавливалась и терялась безвозвратно с вытекающим из горна шлаком.

Черный железистый фаялитовый шлак, обладая значительной подвижностью при температурах, господствующих в нижней части горна ((1100 – 1250)°С), непрерывно вытекал из шлаковой летки сыродутного горна, скапливаясь в специальной яме перед горном. Немецкое название сыродутного горна «Renpofen» связано с особенностью работы сыродутных горнов – «печь с бегущим шлаком». Основность (CaO : SiO₂) шлаков сыродутных горнов не превышала 0,1 – 0,3, поэтому реакция десульфурации металла (FeS + CaO = CaS + FeO) почти не имела места – вся сера шихты переходила в крицу. Качественный металл получали из чистых по сере руд.

Обсуждение результатов

Частицы твердого губчатого железа появлялись в сыродутном горне еще до образования железистого шлака. Немедленно начинался процесс науглероживания металла при контакте его с окисью углерода и углеродом. В доменной печи этот процесс приводит к получению чугуна с (4–4,5)% С и температурой плавления (1130 – 1200)°С.

Такой чугун выпускается из доменной печи в жидком виде при температуре (1300 – 1500)°С. Напомним также, что в горне доменной печи чугун находится под шлаком, содержащим всего (0,5 – 1,0)% FeO, т. е. количества закиси железа недостаточно для выжигания углерода из металла по реакции: $(\text{FeO}) + [\text{C}] = [\text{Fe}] + \text{CO}$.

Совершенно иные условия создавались в сыродутном горне, в нижней части которого первоначально науглероженное губчатое железо попадало в массу железистого шлака, содержавшего до (50 – 55)% FeO. Интенсивное обезуглероживание чугуна железистым шлаком приводило к получению продукта, содержавшего не более 0,5% С (чаще 0,3% С).

Такой продукт, имея температуру плавления не ниже 1400°С, не мог вытекать из горна, в котором максимальная температура перед шлаковой леткой не превышала (1200 – 1250)°С.

Нагретые до тестообразного состояния пластичные частицы железа, слипаясь и свариваясь вместе на лещади горна, образовывали крицу (от старославянского слова «кръч» – кузнец). Пористую крицу, пропитанную железистым шлаком, отжимали для его удаления под специальными прессами около горна. Кричное малоуглеродистое железо легко ковалось, но не позволяло получать литые изделия. Для извлечения крицы из горна необходимо было взламывать переднюю стенку горна, а затем вновь её восстанавливать. Прерывистость, периодичность сыродутной плавки была одним из главных ее недостатков, обусловивших низкую производительность горнов.

К важнейшим недостаткам сыродутного процесса относятся низкие температура зоны горения древесного угля и степень использования энергии газов, высокий уровень потерь железа со шлаком, прерывистость процесса. Дальнейшее развитие техники плавки железных руд шло по пути совершенствования конструкции сыродутных горнов и устранения недостатков.

Постепенно увеличилась и высота сыродутных горнов, т. е. удлинился путь газов в печи, понизилась температура отходящих газов, повысились температура и степень восстановления руды, поступающей в наиболее горячую зону горна. Применение клинчатых мехов, приводившихся в движение первоначально мускульной силой людей, а затем с помощью либо конного привода, либо водяного колеса, позволило значительно увеличить количество воздуха, подаваемого в единицу времени, а следовательно, и количество сжигаемого в единицу времени древесного угля (рисунок 3).

Следствием этого было повышение температур в нижней части горна, улучшение условий восстановления железа и снижение содержания окислов железа в шлаке. Окислительная способность шлака уменьшалась и это со-

крацало масштабы развития реакции обезуглероживания $(\text{FeO}) + [\text{C}] = [\text{Fe}] + \text{CO}$. Неизбежным следствием этих изменений технологии было увеличение содержания углерода в готовом продукте, снижение температуры его плавления. К XI – XII в. на крупных печах высотой до (4 – 5) м впервые в больших масштабах наряду с крицей начали получать и некоторое количество жидкого чугуна ((2 – 4)% C), вытекавшего из печи вместе со шлаком. К этому времени температуры в нижней части горна достигали (1300–1350)°С, а содержание FeO в шлаке уменьшилось до (10 – 15)%.

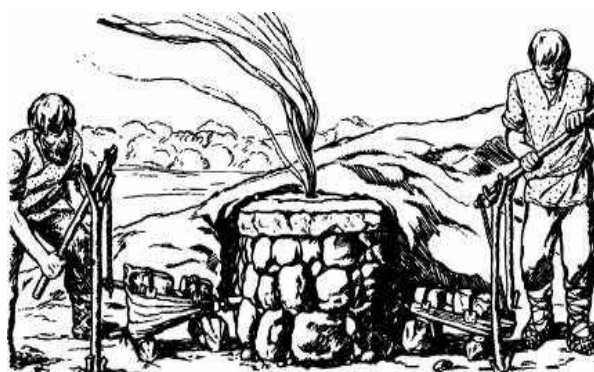


Рисунок 3 – Плавильный горн-домница

В лесных массивах старого Сысертского завода заслуживает внимания печь на западной окраине Казачьего болота [3], которая выглядит довольно внушительным и капитальным сооружением, более напоминающим военный блиндаж (рисунок 4).



Рисунок 4 – Казачья сыродутная печь

Сысертский район расположен на юге Свердловской области и занимает площадь около 2000 кв.км. В настоящее время он фактически является пригородом города Екатеринбурга. В его состав всходит 38 населенных пунктов. Административный центр – город Сысерть, получивший свое название по речке Сысерть, главной водной артерии района, и расположенный в месте ее слияния с речкой Черной.

Едва ли можно еще где-нибудь встретить столько природных памятников, имеющих официальный статус. Здесь их насчитывается 18: скала и озеро «Тальков камень», хребет Березовый увал, гора «Иванушкина», озеро «Большое Щучье», скалы «Марков камень», развалины старинного железодельного завода, хрустальные копи, старинный канал «Черновский», скалы «Веселый мыс», «Храпы», Сысертский сосновый бор и т.д.

Настоящее, прошлое и будущее района связано с именем писателя П.П. Бажова. В своих сказах он запечатлел переменчивые картины уральской природы, временами они таинственно-суровые, в другое время одухотворенные и прекрасные. В 2007 году в Сысертском районе создана особо охраняемая территория областного значения: «Природный парк «Бажовские места».

На склоне небольшого возвышения имеется стенка аккуратно сложенная из каменного плитняка с небольшим топочным отверстием в нижней части. В верхней горизонтальной части печи имеется загрузочно-разгрузочное отверстие.

Такая печь есть не что иное, как сыродутная печь для получения кричного железа. Сыродутным этот способ назывался из-за того, что в горн подавали («дули») холодный («сырой») атмосферный воздух. Казачья сыродутная печь представляла собой яму, вырытую на склонах горы, чтобы можно было иметь естественную тягу. Сначала разжигали уголь, насыпанный на дно горна или печи, затем сверху загружали попеременно слои руды и того же угля. В результате горения угля выделялся газ — окись углерода, которая, проходя через толщу руды, восстанавливала окислы железа. Сыродутный процесс не обеспечивал достижения температуры плавления железа 1539 °С, а максимумом доходил до 1200 °С (это была своего рода «варка» железа). Восстановленное железо концентрировалось в тестообразном виде на самом дне печи, образуя так называемую горновую крицу — железную губчатую массу с включениями несгоревшего древесного угля и с многочисленными примесями шлака (при этом в более совершенных вариантах сыродутных печей жидкий шлак выпускали из горна по желобу). Из крицы, которую в раскаленном виде извлекали из печи, можно было изготавливать изделия только после предварительного удаления этой шлаковой примеси и устранения губчатости. Поэтому непосредственным продолжением сыродутного процесса были холодная и, главное, горячая ковка, состоявшая в периодическом прокаливании кричной массы и ее проковывании. В результате создавались кричные заготовки.

Казачья сыродутная печь является классическим образцом. Можно лишь предположить, что в данной печи использовали болотную железную руду, поднимая её со дна Казачьего болота. Болотные руды распространены гораздо шире других. Они образовались в субатлантическом периоде, когда в процессе заболачивания железная руда оседала на дно водоемов. Все средневековые черная металлургия использовала болотные руды. Если внимательно почитать имеющиеся материалы, относящиеся ко времени создания Сысертского завода (Шкерин В.А. «В краю Бажовских сказов»), то можно найти вот

такие строки: «...арамильцы около 1680 года обнаружили железную руду близ речки Сысерть и с той поры плавят металл в малых печах, платя десятину в слободскую контору. Произведённое железо в печах нужно было сбывать, т.е. кто-то его у крестьян покупал и на казённые заводы направлял».

О том, что производство железа в так называемых малых (сыродутных) печах продолжало процветать говорят и другие факты. Достаточно внимательно исследовать другие сохранившиеся печи. Очень интересной с этой точки зрения является печь Марковская (рисунки 5 – 7), которая в отличие от печи Казачьей имеет более совершенную конструкцию. Следовательно, такая печь имеет и более высокое качество, и количество получаемого железа. Отличием этой печи является то, что в её конструкции присутствует листовенный желоб для непрерывного удаления шлака во время варки железа. А наличие таких деталей как элементы слесарных тисков, фрагменты рессорных узлов, изношенные лопаты начала прошлого века говорят о том, что печь использовалась вплоть до окончания деятельности завода.



Рисунок 5 – Марковская печь

Ещё более интересной является Полдневая малая печь (рисунки 8, 9), которая представляет из себя спаренную печь с двумя загрузочными отделениями. Отличается она также тем, что топка расположена не со стороны оврага, а выходит в специальное отделение, которое до сегодняшнего дня не сохранилось, но остатки деталей позволяют предположить, что это был деревянный навес или землянка. Такая конструкция печи позволяет сделать вывод, что печь работала не на естественной тяге, а воздух подавался принудительно с помощью приспособления, скорее всего, что-то типа мехов. Наличие специальных воздушных колодцев возле топки и тела печи также подтверждают, что воздух в печь подавался принудительно и не холодный, а предварительно прогретый от самой же печи что, безусловно, позволяло повысить температурный режим стабильность и скорость получения продукта.



Рисунок 6 – Лиственничный желоб для удаления шлака (слева внизу)



Рисунок 7 – Загрузочная клеть Марковской печи

Полдневая печь ещё интересна тем, что сейчас без детального обследования трудно определить, что в ней плавил т.к. она находится между небольшим медным месторождением и старым железным рудником. Но, тем не менее, достоверно можно сказать, что на всём протяжении двух векового существования Сысертского завода в окрестных лесах интенсивно развивалось кустарное производство кричного железа, несмотря на грозные запреты местных чинов.

Одноступенчатый (сыродутный) способ получения железа был положен впоследствии в основу двухступенчатого (доменного и кричного), который позволил в дальнейшем значительно поднять производительность металлургического процесса и обеспечить все возрастающий спрос на металл в промышленном масштабе. Сыродутный процесс способствовал осуществлению перехода от ручных орудий труда к машинам и подготовке кадров искусных рабочих для крупной машинной индустрии.



Рисунок 8 – Полдневная малая печь



Рисунок 9 – Топка Полдневной печи (слева видны воздушные каналы для прогрева воздуха)

Выводы

1. Получение и применение железа явилось важнейшим открытием человечества, которое позволило:

- осуществлять обработку земли на крупных площадях;
- обеспечить расчистку под пашню широких лесных пространств;
- дать ремесленнику орудия такой твердости и остроты, которым не мог противостоять ни один камень, ни один из известных тогда металлов.

2. С применением сыродутного процесса резко возросла производительность и существенно снизилась трудоемкость изготовления орудий труда из металла на основе железа по сравнению с каменными;

3. Механические свойства орудий труда из металла на основе железа значительно возросли;

4. Эксплуатационные характеристики, а также надежность и долговечность орудий из металла черной группы существенно повысились.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зворыкин А.А. История техники / А.А. Зворыкин, Н.И. Осьмова, В.И. Чернышев, Шухардин С.В. – М., Соцэкгиз. – 1962. – 772 с.

2. Апасов А.М. Электрометаллургия стали и ферросплавов. Введение в специальность / А.М. Апасов. – Томск: Изд-во ТПУ, 2006. – 398 с.

3. Электронный ресурс – Режим доступа: [<http://velikijporog.narod.ru>] – Загл. с экрана.

УДК 669.187.5

А.В. Бородулин¹, А.А. Москалина¹, А.Л. Чайка¹, Е.Ф. Шкурко²

¹ИЧМ НАН Украины, г. Днепропетровск,

²НИТУ МИСиС, г. Москва

НЕКОТОРЫЕ ЭТЮДЫ ИЗ ЖИЗНИ И ТВОРЧЕСТВА М.К. КУРАКО И ЕГО «БРАТСТВА» В СОВРЕМЕННОМ ИЗМЕРЕНИИ

«Правильная засыпка материалов – основное в доменном деле».
«Значение качества кокса в доменном деле исключительное».
«Пусть учится – наука не ходит без дрюка».

Курако и кураковцы

История одной из самых романтических и захватывающих отраслей производства - металлургии знает немало колоритнейших, выдающихся фигур. Среди них в нашем Отечестве на первом месте стоит Михаил Константинович Курако [1 - 7].. Один из его учеников академик И.П. Бардин отмечал [3-6], что « ... в нем пульсировал какой- то исключительный технический гений, а человека нужно ценить по работе, которую он провел за время своей жизни, и по тому направлению в работе, науке и технике, в котором он воспитывал людей. Последнее может быть даже наиболее важно». Под этим флагом и попытаемся в дальнейшем проанализировать жизнь и творчество М.К., его легендарных учеников, сподвижников, которые оказались под стать своего Великого наставника и Учителя.

Среди сподвижников легендарного металлурга огромная плеяда специалистов - инженеры и ученые, конструктора и проектировщики, мастера, горновые, газовщики, механики, специалисты по выплавке чугуна высочайшей квалификации: инженер Владимир Иванович Гулыга, инженер – технолог, доктор математики Сорбонского университета, доменщик, Георгий Николаевич Николадзе, академик АН СССР Иван Павлович Бардин, академик АН УССР Максим Власович Луговцев, профессор Александр Федорович Новоспасский, инженер Борис Владимирович Толли, конструкторы доменных печей Василий Яковлевич Гребенников и Н.И. Кизименко, инженеры Григорий Ефимович Казарновский и М.Ф. Жестовский, поехавшие по призыву Курако осваивать Сибирь, инженер Владимир Иванович Котов – второй по счету начальник доменного цеха Кузнецкого завода в 1932 году, обер-мастер

Лаврентий Кузьмич Ровенский и другие специалисты, выделяющими своими профессиональными заслугами в развитии металлургии чугуна, проявили высокую гражданскую позицию в тяжелое для своего Отечества время. Они были горячими патриотами своего Отечества, в высшей степени смелые, решительные и порядочные людьми. Курако учил их не только доменному делу, он учил жизни, отношению к жизни и к людям. Это было воистину братство талантливых людей.

Цель работы: историко – аналитическим методом [1], - показать роль в техническом прогрессе в металлургии, технике и технологии металлургии чугуна М.К. Курако и его сподвижников с актуальной в настоящее время позиции «Учитель и ученик», сопоставить с современным состоянием доменного производства.

1. Организация и управление производством. Дисциплина и контроль. Создание первых экспертных систем в доменном деле

В аналитическом обзоре [9, с.36.] М.А. Павлов отмечает, что «Б. Толли⁵ в работе Rev. de Metall. 1920, сент., 615 – 18 указал на важное значение непрерывного контроля хода доменной печи, осуществляемого, главным образом, автоматическими приборами, и составления суточных отчетов о действиях печи с указанием факторов, влияющих на результат работы. Автор приводит и форму отчета, выработанную им по указаниям М.К. Курако, и характеризующуюся присутствием шести диаграмм или графических изображений на отчете: схода колош, давления дутья, температуры газов у колошника, количества дутья (число оборотов воздуходувной машины), температуры дутья, работы фурм: вполне открыты, забиты, со вставкой. В виде примера в статье приводит толкования показаний этих диаграмм и выводы относительно тех мер, которые должны были быть приняты своевременно для исправления хода печи». Автор справедливо утверждает, что одна мысль о том, что самопишущие приборы непрерывно контролируют ход печи, заставляет персонал быть бдительным и, вообще, внимательнее относиться к своим обязанностям. Совокупность указаний отчетов о работе печи за продолжительное время дает возможность сознательно относиться к изменениям условиях работы печи или их размерах.

И.А. Соколов в книге [10, с.55], описывая свою работу заведующим доменным производством на печах Теплогорского, Бисертского и Кусья – Александровского заводов Лысвенского горного округа в 1907 – 1913 гг., отмечает, что «для постоянного контроля хода доменных печей я выписал самопишущие приборы из – за границы для записи температуры колошникового газа и нагрева воздуха дутья. По диаграммам, присылаемым мне почтой ежедневно, я видел, что происходило на печи за истекший день. В пределах округа

⁵ Толли Борис Владимирович – инженер, из «куракинской академии», немец из русских, работал на металлургическом заводе Новороссийского общества в Юзовке у начальника доменного производства М.В. Курако вместе с И.П. Бардиным, М.В. Луговцовым, В.И. Гулыгой, А.Ф. Новоспасским, Г.Н. Николадзе и другими [6, с. 85, 177].

был поставлен телефон и всегда можно было переговорить с заведующим и выяснить причины тех или иных отклонений от правильной регулярной работы и дать указания для того завода, где я в то время не был». Аналогичного содержания статья [11] трактует о важности непрерывных наблюдений над температурой колошниковых газов, изменение которых находится в зависимости от 1) количества дутья, 2) его температуры, 3) зависания колош или плавного схода, 4) изменений в плавкости шлаков, 5) веса колош, 6) понижения уровня завалки, 7) внезапного обрушения колош.

Автор приводит численные величины, взятые из его практики, в изменении температуры газов под влиянием указанных факторов.

Инженер Б.В. Толли из «куракинской академии», наряду с И.А. Соколовым, ранее иноземцев в статье О непрерывном контроле хода доменной печи./ - Rev. de Metall. 1920, сент., 615 – 18 предложил одну из первых экспертных систем доменной плавки.

Производственная обстановка в доменном цехе описана в очерках Володиной [6, с. 87]: «Мечта мечтой, а дела должны идти, как положено. Курако строил новую домну, наблюдал за изготовлением наклонного моста, бронзовых фурм, пушки для закрытия летки. Устанавливал монтажную балку с электро - тележкой на колошнике печи.

Со всей России стремились к нему молодые, только что со студенческой скамьи доменщики, ехали опытные металлурги, все слышали о нововведениях Курако. Никому не было отказа: приходи, смотри, учись. Что непонятно – спрашивай. Расскажет сам Михаил Константинович, а его нет – любой сменный инженер – «кураковец» (рисунок 1).

Здесь открывают все секреты, покажут чертежи, посменные книги, записи состава шихты, многочисленные анализы чугуна. Все здесь искалось впервые. Впервые – должность сменного инженера, да не просто должность, а инженерное руководство сменой, самостоятельное, в распоряжения сменного сам Курако не вмешивался.

Недаром доменный цех Новороссийского общества называли «куракинской академией». Здесь первыми ввели сдачу смен, короткий обмен мнениями о ходе печей, о шихте и дутье, о лучших температурах плавки. Инженеры из рук в руки передают начатое дело – непрерывное инженерное дело творят».

Курако был не только доменщиком – практиком, но конструктором, творцом. В свое время в некоторых работах, где говорилось о Курако, высказывался взгляд, что его жизнь доменщика была посвящена лишь внедрению в русскую практику конструкций американского типа. Ныне это мнение опровергнуто. Академик И.П. Бардин, ученик и сподвижник М.К. в своей статье, написанной к 30 - летию со дня смерти Михаила Константиновича и опубликованной в сборнике «Великий мастер доменного дела М.К. Курако, изданной Научно – технической библиотекой Кузнецкого металлургического завода имени Сталина, отмечает: «Из конструкций, разработанных под руководством Курако и вошедших в жизнь, надо указать на самую главную – горн

доменной печи. Он принят сейчас у нас, хотя и носит название американского горна. В действительности американский горн не имел сплошной брони, а был связан только броневыми плитами и бандажами. М.К. решил эту задачу по новому. Он сделал сплошную броню и за ней поместил холодильные плиты. В таком оформлении впервые броня была сделана в 1913 году на доменной печи №1 Енакиевского завода, а затем на печах других заводов. Мы обязаны Курако и оригинальной конструкции распределительного устройства печи №2 Краматорского завода, которая была пущена в работу в 1906 – 1907 годах, то есть еще до появления распределителя Мак – Ки» (подчеркнуто И.П. Бардиным)». Так в лице Курако вырос замечательный конструктор и строитель доменных печей.



Рисунок 1 – Новороссийское Русское общество. Завод в Юзовке. Доменщики. 26.07.1911 г. Слева направо по [12, с.239]: мастер печи; инж. Кизименко; механик завода Зель; техник – конструктор Хабаров; монтажник Поль; мастер печи; механик доменного цеха Поль; конструктор Самарин; помощник начальника доменного цеха Фиот; мастер по огнеупорам; начальник доменного цеха Курако; учетчик Зайцев; станочник Гулыга., конструктор Доценко

Таких примеров наберется много: и трех ярусная насадка воздухонагревателя В.И. Гулыги, которую пристроили на Западе как насадку Куна, и вдувание в горн домны пылеобразных оксидов железа и марганца, содержащих углерод, по методу В.П. Ижевского, и иные новинки отечественных металлургов.

2. Увеличение объема плавильных печей, развитие техники и технологии доменного производства

Диспут в 1918 г. М.К. Курако с В.Е. Грумом – Гржимайло (генеральский бред!) в Томске о выплавленном на коксе «грязном» железе в нашей

стране, отмеченный специалистами [13 – 18, 19, с. 140]. В 1917 г. при проектировании мартеновского цеха для сибирского завода дирекцией акционерного общества «Копикуз» утверждены были 50 т печи. И только после вмешательства Курако, потребовавшего проектирования 100 т мартеновских печей, дирекция уступила, и сталеплавильщики под страхом переделывали свои проекты [15, 16]. Лишь в 1926 г. на заводе им. Дзержинского И.П. Бардин с боем увеличил садку мартена до 100 – 110 т; Аналогичная ситуация была и с проектированием доменных печей. В Макеевке в 1929 г. доменщики - кураковцы Н.Г. Кизименко, В.И. Гулыга, М.В. Луговцев [12, 23, 32] спроектировали и соорудили крупнейшую в СССР домну объемом 842 м³.

При проектировании и строительстве печей Кузнецка объемы печей постепенно возрастали с 390 - 711 - 821 до 1160 м³. Объем первой, заложенной в 1929 году и задутый в марте 1932 г., доменной печи №1 составлял 821 м³, как и домны №2, задутый в июле 1932 г.. [21 - 23]. Ю.В. Федулов в юбилейной статье [13] обращает внимание читателя: «Доменные печи Кузнецка объемом 821 м³ проектировал В.Я. Гребенников еще с бумаг Курако». О конструкторе доменных печей В.Я. Гребенникове написаны прекрасные воспоминания его сына Романа Васильевича [20].

О целесообразности увеличения объема доменных печей, развития в них центрального газораспределения вел В.И. Гулыга активную борьбу до его трагической гибели со многими коллегами: Гулыга В.И., Бардин И.П., Павлов М.А. и др. [17, 18]. Заметим, что многие специалисты доменщики, находясь в командировках в Америке, не увидели закономерности в формировании газового потока в домне, что заметил В.И. Гулыга и обратил внимание научной и инженерной общественности [8, 32 - 37]. Г.А. Воловик в статье [23] подчеркивал, что «За смелое увеличение размеров доменной печи в дискуссии периода начала индустриализации страны активно выступал инж. В.И. Гулыга. Он предлагал круглую печь объемом 1315 м³ с диаметрами горна 8,3 м, распара 9,0 м и колошника 6,3 м». Многие из участвовавших в дискуссии, высказывали сомнение в рациональности столь широкого колошника». Отметим, что статьи, в которых авторы сомневались об эффективности увеличения диаметр колошника, позднее не попали в библиографические указатели трудов и академика М.А. Павлова, и академика И.П. Бардина.

По воспоминаниям И.П. Бардина [3 -5] в Юзовке на заводе Новороссийского Русского Общества, у начальника цеха М.К. Курако работал сменным инженером и помощником В.И. Гулыга. После его отъезда на Косую Гору место В.И. Гулыги занял И.П. Бардин, на печи перешел и Б.В. Толли. Он вырос в аристократической семье, прекрасно владел иностранными языками. Карьеру он делал основательно. Попав к Курако в Юзовке, он проявил качества способного и неутомимого инженера [24-25]. Можно думать, как подметил А. Бек, что Толли искренне увлекся идеями своего Учителя. Курако ценил его и относился к нему благожелательно.

3. Metallurgy of cast iron in the period of industrialization of the Soviet Union and the development of ferrous alloy industry of the USSR

Получение доменных ферросплавов без флюса, впервые производство в СССР под руководством Г.Н. Николадзе ферромарганца в электропечи Тифлисского опытного ферромарганцевого завода [26 – 31], и промышленное производство ферросплавов - на базе ванадия в г. Чусовой под руководством В.И. Гулыги.



Рисунок 2 – На Юзовском заводе.

В центре И.П. Бардин, слева от него Г.Н. Николадзе⁶

После отбытия трехлетней Вологодской ссылки в 1909 г. М.К. Курако поступил на работу обер – мастером на Юзовский завод, где доменным производством заведовал, предприниматель - доменщик новой волны, инженер Адам Александрович Свицин, которому было хорошо известно имя Курако. В эти годы на металлургических заводах Юга работала группа русских инженеров, учеников и последователей замечательного мастера доменного производства Михаила Константиновича Курако — их так и называли «кураковцы». Объединяла их высокая техническая грамотность и почти фанатическая преданность делу.

⁶ Сохранились черновики геометрической работы инженера – технолога Г.Н. Николадзе, написанные на бланках доменного цеха карандашом, реже чернилами.

В Юзовке, куда Г.Н. Николадзе, после окончания Петербургского технологического института, дополнительного прослушивания лекций профессоров А.А. Байкова, В.Е. Грум-Гржимайло, А.К. Крупского в Политехническом институте и кратковременной работы на Косогорском заводе, поступил работать, где он проходил практику. С товарищами, подчиненными и начальством у Г.Н. Николадзе установились ровные деловые взаимоотношения [26 - 28]. Георгий Николаевич был дисциплинированным, на редкость сдержанным человеком. Он одинаково считался с мнением и начальника, и подчиненных, если видел в нем долю целесообразности. Первый математик среди металлургов и первый доменщик среди математиков, доктор Сорбонского университета Г.Н. Николадзе подчеркивает особенно требовательность М.К. Курако к себе и своим сотрудникам.

Его всегда радовали успехи товарищей. Достаточно было, чтобы у человека обнаружились какие-нибудь способности, и он мог рассчитывать на помощь Георгия Николаевича. Но лентяев и «халтурщиков» он, как все «кураковцы», не терпел. Однако даже при «разносе» редко повышал голос и никогда не задевал самолюбия человека. Рабочие его очень любили, но говорили о нем: «Егорий Николаевич душа-человек, да вот только ругаться не умеет, а без этого работа не спорится». Едва ли не единственный из всех «кураковцев» ругаться Георгий Николаевич так и не научился.

«Георгий Николадзе⁷, – вспоминал И.П. Бардин [26, 27], – выделялся из среды инженеров своими знаниями, общей высокой культурой, требовательностью к себе и глубокой порядочностью в образе своей жизни. Это был в полном смысле аскет, что было тогда несозвучно с общим укладом жизни многих молодых инженеров Юзовки, своего рода начинавшего жиреть «Клондайка». Он любил стихи, посвящая их темам нашей заводской жизни. Выше всего в жизни Николадзе ставил труд. Человек весьма организованный, он свой труд и свободное время посвящал металлургии, физкультуре и математике. Спорт он рассматривал не как личную прихоть, а как воспитательное мероприятие, которое необходимо было внедрить в жизнь разных слоев горнозаводского общества... ..Была на заводе и группа инженеров, брызжущих энергией, могущих хорошо зарабатывать, но презиравших деньги и не поклонявшихся мамоне! Эта группа... жила особым миром < ... > группу эту возглавлял Михаил Константинович Курако...

⁷ Работы Г.Н. Николадзе по организации и проведению первых электроплавов ферромарганца из Чиа-турских руд на Тифлисском опытном ферросплавном заводе изложены в работах [26 – 31]. На Макеевском металлургическом заводе проходили практику студенты Тифлисского института у главного инженера М.В. Луговцова, который определил их на горн. Куракинское братство активно сотрудничало!

Жизнь этой группы с ее интересами, сосредоточенными главным образом на вопросах производства, напоминала фронтовую жизнь, жизнь Запорожской Сечи... В то время управление доменными печами было далеко не таким, как сейчас. Технические средства в руках инженера были скромнее, нежели, теперь, машины слабее, материалы плавки менее определены, доменные печи зачастую выходили из строя, и управление ими можно было сравнить с плаванием по морю на парусном судне. Требовалось больше искусства, а не знаний. К одному из видов расстройств доменных печей принадлежали многочисленные подвисания, то есть случаи, когда печь, без всяких видимых причин, прекращала ход и начинала застывать. Трудности управления печью, норовистость ее и зависимость от многих условий, которые надо было предугадать, масштаб и серьезность мероприятий, применявшихся при этом, подкупали нас, молодежь, своей величием перед всеми явлениями обычной обывательской жизни.

Меры, принимавшиеся для налаживания хода печи, были самые разнообразные. Когда же все бывало исчерпано, приступали к операции, носящей название продувки. Она заключалась в том, что в печи открывалось отверстие для выпуска чугуна и шлака и содержимое печи начинали выдувать наверх всей мощностью воздуходувных машин. Зрелище исключительно красивое и эффектное, особенно ночью. Машины в тысячу лошадиных сил выдувают массу кокса и руды наружу со страшным шумом. Эта операция иногда продолжалась в течение многих дней, особенно при неумении ее вести. Под конец научились операции по очистке печи проводить в течение 24—36 часов максимум.

Во время продувки нельзя было оторваться от печи, она была как живое существо, не желавшее никому подчиниться. Нужно было проявить массу умения и терпения, чтобы своевременно и в определенном порядке принимать необходимые меры. В такие периоды Георгий Николаевич дни и ночи проводил у печей, что давало ему возможность поразмыслить над тем, что надо сделать для улучшения их работы».

Для раздувки потухшей домны и расплавления «козлов» в горне М.К. Курако использовал и нефтяные форсунки, которые давали высокотемпературный факел пламени в печи.

Вспоминается интересный случай, послуживший поводом для Николадзе выразить в стихах свое отношение к металлургии и к ... женщинам. Свои настроения он выразил в стихотворении «Два мира»:

Своим желаньем увлеченный,
Забыв про сон, постель и дом,

Стою ногами я пред домной
– Кругом весь мир, объятый сном.

Я с головой ушел в ученье,
Ушел от праздной суеты,
Я превратился в воплощенье
Металлургической мечты.

Но вот в красивый миг «продувки»,
Я вспомнил Вас, я вспомнил всех,
Я вспомнил чтения, прогулки
И Ваш веселый милый смех!

И я сравнил в душе два мира:
Мир сил стихий: огня, воды
С приятным жребием кумира
И миром светской ерунды.

Что выбрать «дикому грузину»–
Сей грозный мир иль Ваш мирок?
Здесь грандиозную картину
Иль там – Ваш тихий уголок?

Пусть одинаково суровый,
Вдали лишь светит огонек.
Иду вперед на все готовый.
Ваш мир мне мил, но как далек...»

Февральская революция была воспринята М.К. Курако и «кураковцами» как возможность навести порядок в металлургии, о котором все они так долго и тщетно мечтали [32]. Уже 16 марта 1917 г. группа металлургов (Н.И. Кизименко, М.К. Курако, Г.Н. Николадзе, из иностранцев Флод, и др.) направила военному министру Временного правительства «Записку о необходимости решительных мер и увеличения интенсивности горных и металлургических предприятий Донецкого бассейна». Интересное предложение!

Авторы записки указывали на катастрофическое падение производительности металлургических заводов Юга и на причины этого явления: расстройство транспорта, уменьшение числа рабочих-специалистов, падение производительности труда в связи с дороговизной и недостатком питания, а также, что весьма существенно, неудовлетворительность правительственного контроля над частными предприятиями. Основной задачей правительственного контроля было предотвратить утечку металла в частные руки и использование его для целей, не имевших ничего общего с обороной страны. Но была

и другая необходимость в контроле: нужно было следить за рациональным использованием существующего оборудования и за работой персонала заводов. Этого правительственный контроль, организованный царскими властями, совершенно не мог выполнить, так как входившие в состав контрольных органов офицеры и генералы ничего не понимали в производстве.

Сейчас положение несколько повторяется, только чуть под другим соусом.

В записке говорилось, что производительность Донецкого бассейна можно повысить в значительной степени. Для этого нужно организовать по типу Химического комитета Главного артиллерийского управления Общедонецкий комитет и подчиненные ему на местах – на заводах и рудниках – контрольные комиссии с широкими полномочиями, такими, чтобы необходимые улучшения в производстве можно было вводить в принудительном порядке. Последнее положение носило на себе отражение идей М.К. Курако и «кураковцев», видевших в организации подобного контроля возможность произвести полную реконструкцию донецкой металлургии.

В состав Общедонецкого комитета следовало включить специалистов, а во главе поставить «лиц, заслуживших в вопросах ведения и технической организации производства авторитет среди местных техников, заведующих производством. Такие талантливые организаторы-техники в Донецком бассейне есть и желательно было бы в настоящий момент использовать в самом широком масштабе их опыт и способности». По мнению авторов записки, «в результате такого мероприятия можно достичь 1) максимального использования существующих устройств; 2) быстрого ремонта устройств, не работающих в настоящее время, и скорейшего пуска их в ход; 3) уменьшения перерывов в работе из-за порчи устройств и механизмов вследствие неправильного технического надзора; 4) перехода от бессистемного к осмысленному строительству новых установок; 5) значительной экономии в использовании сырых материалов и самих продуктов производства; 6) уменьшения остроты конфликтов между рабочими и предпринимателями на экономической почве и даже их предотвращения».

Если отбросить шестое положение, свидетельствующее о непонимании авторами письма характера и целей борьбы рабочего класса, то в целом записка представляла неплохую попытку внести плановое начало в ту область промышленности, которая авторам была ближе всего.

Одному из авторов записки Георгий Николаевич было поручено «протолкнуть» это дело в Петрограде в Военном министерстве Временного правительства. Сохранилось письмо, направленное военному министру Гучкову

уже самим Георгием Николаевичем, прибывшим в Петроград 19 марта (письмо датировано 21 марта, подписано инженером - технологом Николадзе):

«Ввиду того, что господин Главноуполномоченный по снабжению металлами заявил, что в поданной нами записке нет ничего нового и интересного и поэтому ее принимать на рассмотрение не будут, имею честь сообщить следующее:



Рисунок 3 – В конструкторском бюро М.К. Курако. Первый справа Г.Н. Николадзе, четвертый справа – М.К. Курако

Хотя ввиду особенной спешности мы не очень старались о форме изложения, однако, думаю, что основное все же высказано достаточно ясно, именно: 1) ЦК Донецкого бассейна по образцу Химического комитета при Главном артиллерийском управлении должен состоять в главном своем составе лиц, числящихся исключительно на государственной службе и поэтому отстаивающих государственные интересы. 2. Ввиду особенной трудности положения дела мы убеждены, что направить его смогут только вполне определенные лица из среды техников Донбасса (здесь позволю себе назвать одного из них, наиболее нами уважаемого начальника доменного цеха Новороссийского общества в Юзовке – Михаила Константиновича Курако). Эти лица, избранные на совещании техников, стоящих при производствах, с радостью отдали бы в настоящее время свои силы, знания и способности государству и, перейдя на государственную службу, стали бы во главе Центрального Донецкого комитета».

Уже 10 апреля Георгий Николаевич получил официальный ответ на записку со ссылкой на личные переговоры с ним. Как явствует из этого ответа, в процессе переговоров было уточнено, что районные бюро мыслилось составлять из делегатов, выбранных из среды техников и рабочих, и из инспекторов, также выбранных на местах из техников или из рабочих, причем все выборные лица сразу же переводились на государственную службу. Однако министерство предлагало «пока» пополнить техниками и рабочими, выбранными на заводских собраниях, старые органы, а также назначить специальных уполномоченных на крупные заводы и в отдельные заводские районы. До окончательного же решения созвать в Харькове или Екатеринославе совещание (под руководством представителя военного ведомства), на которое пригласить представителей заводских администраций, инициаторов проекта и производственных техников. Привлечь к этому делу также представителей Министерства торговли и промышленности и заслушать мнение Временного Донецкого комитета, ведавшего вопросами продовольствия, перевозок, снабжения топливом и металлами Юга России.

Таким образом, предложение «кураковцев» натолкнулось на ту же стену. Становилось очевидным, что новый режим по сути ничего нового с собой не принес. Реальная власть на заводах и рудниках оставалась в руках все тех же лиц, и заставить их возродить металлургию Юга Временное правительство было не в силах.

Мы привели достаточно подробно ситуацию в металлургии в экстремальных условиях, во многом напоминающую и наше время как в производстве, управлении, промышленной безопасности, понимая, что эти данные полезны и сейчас.

Вот как комментировал позицию М.К. Курако в книге Бека и Г. Григорьева академик АН УССР М.В. Луговцев [19, с.127] «Как то он зашел к нам домой, и у нас был длинный разговор о войне. В это время произошло какое – то тяжелое поражение русской армии. Курако говорил, что этого и следовало ожидать, что по исторической логике так оно и должно быть. В этот раз он был в мрачном настроении, таким я раньше его не видел. Никогда он не жаловался, не делился тяжелыми переживаниями, а тут прорвались у него нотки горечи. Он вспомнил о своих разочарованиях, о том, как не построить новые печи ни в Юзовке, ни в Енакиеве, и говорил, что за это Россия теперь расплавляется поражениями на войне. Он высоко оценил труд доменщика и считал, что от работы доменных печей зависит судьба всей страны, особенно во время войны. Помню, ему принадлежит крылатая фраза: «Теперь не Наполеон, а доменщики выигрывают битвы».

А это уже иная «куракинская» эпопея «о шлаке и сере» от В.И. Гулыги [34]: «25 лет назад для нас, производственников, работающих в условиях нашего Юга, был решен спор. Показано, что работа на более кислых шлаках по

предложению М.К. Курако, например, 42 – 45 % CaO и 34 – 38 % SiO₂ при плавке передельных малосернистых чугунов с повышенным содержанием марганца на многосернистом донецком коксе (1,5 – 2,5%) не только возможен, но и дает значительно лучшие результаты, чем работа на более основных шлаках, например, с 47 – 49 % CaO и 28 – 32 % SiO₂, которые на Юге применялись под давлением доменных техников Днепровского завода (теперь завод им. Дзержинского). Чугуны получались исключительно чистыми по сере; обычно передельный чугун завода им. Дзержинского и завода им. Ворошилова (бывший Донецко – Юрьевский) редко имел содержание серы выше 0,08 %».

Далее В.И. Гулыга отмечал: «Мне приходилось выплавлять чугун на донецком коксе, где требовалось иметь кремния 0,3 - 0,4% и серы не более 0,02 %. Я вел плавку на очень основных шлаках, где CaO (при пересчете на три компонента) было 51,5 - 52,5%, т.е. значительно больше, чем для чугунов с 3% кремния, - все дело в требовании иметь мало серы».

В.И. Гулыга обращает внимание технологов на возможность выплавки ферросилиция в домне без флюса [34]: «В 1912 г. я вел на бывшем Юзовском заводе доменную печь №1 на ферросилиций с 10 – 12 % кремния. Уменьшая содержание CaO в шлаках, делая их более легкоплавкими, но в то же время немного увеличивая расход кокса, я получил в чугуне до 16,5% кремния на шихте, исключительно из легкоплавких пудлинговых и сварочных шлаков. Шлаки этой плавки имели колебания SiO₂ от 30 до 50%, а CaO – 45 - 20%. Так как сера при работе на ферросилиций летит и в чугуне ее остается мало, то мы совершенно не заботились о ней – важен был только кремний, переход которого в чугун нами регулировался расходом кокса и температурой дутья. Наконец, тогда же была проведена в течение 15 суток плавка ферросилиция без прибавки известняка в доменную печь! Печь в течение всего времени давала нормальный ферросилиций. Шлак содержал не более 10% извести, легко вытекал из печи, - таким образом, подтверждается, что при выплавки кремнистых чугунов имеют, значение, главным образом, расход кокса и температура дутья». (Эту пионерскую работу, к сожалению, не отметил ни А. П. Любан, ни М.Я. Остроухов, ни другие доменщики, а по сути это была первая без флюсовая выплавка ферросплава, которой так кичатся электро металлурги).

На композиции показан юный командир казачьей сотни в Русско-Японскую войну 1904-05 гг. и...нерукотворный памятник, который он соорудил со своими сотоварищами на станом хребте горячо любимого им Отечества – на Урале:

Этой коротенькой заметкой (рисунок 4) своего коллеги по труду и огню скромно отмечено трагическое окончание творческого пути в металлургии легендарной личности в истории нашей металлургии - инженера Владимира Ивановича Гулыги [32]. А начиналась эта жизнь в металлургии и не только в металлургии, когда выпускник кафедры М.А. Павлова [35] опубликовал свою первую и прекрасную дипломную работу «Тепловой баланс доменной печи №2 Макеевского завода». ЖРМО. 1910. Ч. I. №3, с. 113-26.

**Бюллетень
Научно-техническое
общество
и отдел технической
информации
Чусовского
металлургического
завода.**

№ 1

1961г.

Ферросплавному цеху - 25 лет.

Байдалин С.И.
(начальник
ферросплавного цеха).

В 1935 году на ЧусМЗ был построен и пущен в эксплуатацию цех химического передела, а в начале января 1936 года вступил в строй действующих электрометаллургический цех.

Дата 12 января 1936 года является днем выдачи первого отечественного феррованадия.

Технологический процесс был освоен под руководством инженера тов. Гулыги при консультациях профессора тов. Соболева и инженеров т.т. Винникова, Матвеева, Миллера, Литвинова, Большакова и др.

За 25 лет выпуск продукции по сравнению с 1936 годом увеличился в 15,3 раза.



Рисунок 4 – Выдающийся доменщик В.И. Гулыга – пока в должности «юного казацкого сотника»

В.И. Гулыга, ученик и сподвижник М.К. Курако, сыграл ведущую роль в формировании технических решений и в годы восстановления металлургии после гражданской войны и революции, и в годы строительства социализма в отдельно взятой стране. В 1925 – 1928 гг., вплоть до 1937 го он опубликовал ряд статей, в которых излагал современные принципы конструирования доменных печей и управления выплавкой чугуна. Некоторые принципы он реализовал на практике в 1926 – 1929 гг. На Керченском заводе впервые на Юге была применена механизированная подача материалов к подъемнику с помощью вагон – весов, в воздухонагревателях была использована особая трех зонная насадка, принятая впоследствии как типовая [38, 40]. С применением новых решений были реконструированы три домны. Он утверждал, что единственно верный путь решения проблемы производства черного металла – постройка мощных доменных печей, и что проектирование таких печей могут осуществлять отечественные специалисты [41, 42]. Ряд постановочных статей и библиография научных трудов В.И. Гулыги приведена в работах [17, 18, 32 – 42].- Системная роль В.И. Гулыги в комплексной работе получения феррованадия в Союзе ССР отражена в работах [32 - 37] и других.

Блестящее обобщение «принципа Гулыги» [33] в наше время дали Е.Ф. Вегман и В.О. Чургель [43]. В противовес мнению М.Я. Остроухова и Н.И. Красавцева, которые считали, что «значительное увеличение диаметров ко-

лошника и большого конуса, без сомнения, должно увеличить тенденцию к центральному ходу печи, с его общеизвестными недостатками».

Оптимистично звучит мнение Е.Ф. Вегмана и В.О. Чургеля [43] о возможности дальнейшего развития поперечных размеров доменных печей, опираясь на теорию В.И. Гулыги:

«Использование технологии работы печей с осевым потоком газов, предложенной в свое время В.И. Гулыгой, предохраняет центральный столб в печи от мало активной работы, приводящей к «тотерману». В сочетании с дальнейшим ростом кинетической энергии дутья, подобная технология создает возможности для дальнейшего расширения поперечных размеров печей – сверхгигантов. Вероятно диаметр распара 16500 мм (печь №5 Северстали) не является пределом, а отношение $H_{\text{п}}/D$ может снижаться и дальше.

4. Учитель и ученики. Управление плавкой, механизация, техника безопасности, постоянное повышение уровня знаний, направленность и динамичность научного и инженерного творчества.

Приведем показательный пример взаимоотношений Учителя и ученика: В книге А. Бека и Г. Григорьева приведен поучительный случай, касающийся загрузки печи и работы молодых сменных инженеров: «Беда, Михаил Константинович. Выручайте! Не могу понять причину брака.

Вместо того, что бы пройти к домне, Курако ведет молодого инженера на катальню, к будке весовщика. – Смотри! Через щелку двери они видят подвыпившего весовщика в компании с забредшими на завод приятелями. Выясняют, что вагонетки с шихтой провозятся без взвешивания. Весовщик записывает в книгу, что на ум взбредет. В результате – брак чугуна.

В следующий раз, говорит Курако, сами проводите такие обследования. Правильная засыпка материалов – основное в доменном деле!»

О происхождении следующей статьи [39] так же сохранились устные предания, которые представляют интерес, как элемент инженерного творчества, не только для молодого читателя.

«... Наконец новая домна с механическим подъемником построена. На заводе готовятся к задувке печи с горном системы Курако. У печи – все техническое руководство завода во главе с директором. Явно взволнован один молодой инженер: Курако поручил ему задуть печь. Он должен совершить самостоятельно всю сложную операцию, начиная от составления шихты и кончая выпуском первого чугуна. Инженер оробел (Писатели здесь немного присвистнули. Инженер, а им был, по всей вероятности, В. Гулыга далеко не робкого десятка и не терялся даже тогда, когда не раз смотрел смерти в лицо. А.Б.). Задувка – очень ответственное дело! Незначительная ошибка – и сразу будет дискредитирована конструкция Курако.

Но Курако уверен и в своей домне, и в способностях одного из своих учеников.

– Не бойтесь! Пускайте печь! Надо когда – нибудь выучиться. Курако стоит в стороне, точно к этому событию он совершенно не причастен. Задув-

ка удачна. Через несколько часов на печи выпущен первый чугу́н. Конструктора можно поздравить с большим достижением.

– Вот видите, - обращается он к инженеру, - справились! Теперь пишите статью о том, как надо задувать доменную печь, и отошлите в журнал. Для вас это необходимо – вы молодой инженер.

Цель статьи: «Мы, молодые работники, должны всячески бороться с рутинной. Должны расставаться с предрассудками и приемами недавнего прошлого, как у нас в России доменная плавка велась полуграмотными мастерами - иностранцами, привезшими к нам из дому «искусство» делать чугу́н. Вот в кратких словах причина, побудившая нас написать эту статью». Видна методология творчества Учителя и активная гражданская позиция молодого инженера.

А вот еще одна крылатая беседа М.К. Курако об учебе приводится в разных книгах. На вопрос Н.А. Соболевского [21], знаменитого конструктора прокатных станов, имеющего работы на иностранных языках, издававшегося за океаном, учившегося в драгунском училище, но не окончившего его) об учебе, Курако усмехался:

«– Я окончил Николаевскую академию. – Это в Петербурге?

– Нет в Архангельске. Я там учился три года. Великолепная академия. Николай меня туда устроил.

Курако выдержал паузу и обвел всех горящими глазами.

– Это, пожалуй, лучший университет, который придумало правительство. – Курако рассмеялся: – Форма, правда, неважная, совсем не для щеголей, серый арестантский сюртук».

Повсюду предпочтение отдавалось ручному труду. И.П. Бардин писал: «Механизация? Хозяева южных заводов – бельгийские, французские, немецкие капиталисты – не видели в этом необходимости. К чему, в самом деле, нужна была им механизация, дорогие машины, когда в России также дешевые руки? Эти простейшие механизмы, в особенности, натруженные человеческие руки, приносили хозяевам не меньше прибыли, чем капитальные и хлопотливые машины» Это относилось и к англичанам, владельцам Новороссийского общества. Юзы и их компаньоны предпочитали тратить деньги в первоклассных ресторанах Петербурга, закатывая ежедневно многочисленные приемы, сорить кредитками на фешенебельных курортах [Курако] обеспечивал удивительную тщательность операций по обслуживанию печи.

Он требовал от каталей, что бы они не загружали в вагонетки замусоренный кокс или чересчур крупные глыбы руды. ... Весовщик должен был внимательно взвешивать вагонетки – «kozy», колошниковые рабочие – правильно заваливать материалы, газовщик – тщательно регулировать температуру нагрева воздуха. Когда дело касалось домны, с Курако нельзя шутить – это все отлично знали. И если горновые вгоняли в летку мало глины, плохо просушивали главный желоб или просто не могли доглядеть кусочка сырой глины в формовочном песке, Курако поднимал бурю.

Как ты просушил канаву? – ругал он рабочего. – Да ты же первым погибнешь от взрыва!

Тщательный уход за домной – средство избежать аварий и взрывов. Этим всем внушает Курако на каждом шагу. Много смертей пришлось ему видеть у домен, смертей, являющихся не только плохих конструкций печей, но и нарушения технологического процесса. В домне Курако видит сложный организм. Он относится к печи, как исследователь и как врач, который должен лечить и предупреждать болезни. Домна - это то, с чем он связал все свои помыслы, все свои мечты. Вот почему он так часто распекал зазевавшегося или оплошавшего рабочего и сам показывал, как надо проделать ту или иную производственную операцию. Не раз И.П. Бардин рассказывал про Курако как о мечтателе. Он рвался на широкую дорогу механизации. Он мечтал построить в России крупный механизированный металлургический завод американского типа. Но ...он ясно сознавал и хорошо понимал, что именно мешало ему как следует расправить крылья. Южные заводы строились не сразу и не в больших масштабах. Возникали они от незначительных капитальных вложений стихийно, без всякой идеи, пристраивались и постепенно расширялись. Механизация? Хозяева южных заводов – бельгийцы, французы, немцы – не видели в этом необходимости. ... Конечно, Курако понимал все это превосходно. Меня Курако научил не только работать, не только сделать опытным металлургом, инженером – доменщиком, но научил мечтать о металлургической технике небывалых высот».

Курако домну искренне любил и активно учил этому нужному «делу» и своих сподвижников.

С любовью вспоминает о встречах с М.К. Курако и профессор П.Г. Рубин: «Курако любили, верили ему. «Куракинское братство» пополнялось лучшими доменщиками. Какими бы качествами человек не обладал, он не мог стать другом Курако, если был плохим работником. Расставив при авариях в решающих пунктах людей, в которых он был уверен, Курако добивался дружных, согласованных действий, преданного, любовного отношения к печи. Это давало поразительный результат. Оставалось еще понять, ясно представить себе все, что совершается внутри домны. Он пополнял свои знания частью из книг по доменному производству, частью из наблюдений, из случайных встреч и бесед на научные темы, как он любил говорить». П.Г. Рубин был всю жизнь в восторге от личных встреч с Курако на заводах и у них была взаимная симпатия. Курако прямо – таки выкачивал у собеседника теоретические знания, полученные им в институте. Рубин отвечал ему на множество вопросов научного характера и был поражен, как быстро и легко он воспринимает эти премудрости. В свою очередь, он учил будущего профессора практике доменного дела. Некоторые явления доменного процесса, которые оставались туманными он давал удивительно простые, логически ясные и убедительные объяснения. Они до сих пор сохранились в памяти у собеседника, хотя с тех пор прошло около сорока лет.

Курако целыми часами мог беседовать о домнах. И не только о домнах. Беседы были на самые различные темы: о жизни, о науке, о политике. Он обнаруживал и начитанность, и оригинальность многих суждений. Мысли его были какие то особые, свои, которые нельзя найти в книгах.

Годы упорной работы над собой, накопленные знания, изучения металлургической науки не прошли для Курако даром. Какого–нибудь десятилетия было достаточно, что бы каталь, не разбиравшийся в «азах» доменного производства, превратился в отличного специалиста своего дела». Не прав здесь Павел Германович, пожалуй. Постоянное, повседневное и огромное самообразование, безусловно, архи талантливейшего подростка позволило ему освоить и науку, и высоты в этой науке.

Курако отличался исключительным отношением к студентам. От его получали самое подробное объяснение на любые вопросы и от студентов практикантов у Курако секретов не было. Чертежи? Пожалуйста. Вот шкаф, вот ключи, смотрите сколько угодно – (от Казарновского). Чертежи на разных языках с пометками, вроде бы на незначительных деталях. Он получал всевозможные технические журналы, интересные статьи переводились и раздавались инженерам и студентам.

По мнению академика И.П. Бардина [5, 19, с.65-66] «в истории русской металлургии Курако должен занять почетное место не только как непревзойденный доменщик – практик, отлично работающий на печах самых разнообразных конструкций. Он был новатором, создателем собственных оригинальных конструкций и приемов работы в металлургии. Вместе с тем его характерной чертой было глубокое теоретическое проникновение в процессы доменного производства. Каждое его нововведение всегда было обосновано теоретически (логически, следуя здравому смыслу). Знаниям Михаила Константиновича мог бы позавидовать не только любой инженер, но и некоторые профессора металлургии того времени. Составлять шихту он научился так же хорошо, как и распознавать тайну шлака. Научился расправляться с козлами, на долгие месяцы выведившими из строя самую совершенную домну. Эти знания пришли, конечно, не сами собой. Курако всю жизнь занимался самообразованием, книги на полках его личной библиотеки никогда не были украшением. При любых обстоятельствах он читал и учился». Внимательно и постоянно обучал М.К. Курако мастерству и своих последователей. Об этом свидетельствует и приведенный исторический документ (рисунок 5, 6).

УПРАВЛЕНІЕ
Петровскими Заводами
РУССКО-БЕЛГІЙСКАГО
Металлургическаго Общества

Служба

Доменная печь

№ _____

Марта 26 дня 1914 г.

Справка

Удостоверение.

Дано сіе *Бородулину Т.А.*
въ томъ, что прослужилъ въ качествѣ *мастера*
мастера при Петровскихъ Заводахъ
Русско-Бельгійскаго Металлургическаго Об-
щества съ *16 февраля*

1911 года по *Марта 1913.*
вотъ время по *26 Марта*
1914. *исполняя обязанности*
мастера Доменной печи
Раздольнаго по советамъ завода

Начальникъ Службы,
Инженеръ

*Подпись М.К. Курако удостоверение
выдано
16 февраля 1914 г.
М.К. Курако*



Ферма № 610 — ул. 1913 г.
ХАРЬКОВЪ, тип. ЛИБИНЪ, 16461.
Директоръ Металлургическаго Общества
М.К. Курако

Рисунок 5 – Справка о службе на доменных печах мастера Т.А. Бородулина, подписанная М.К. Курако



Рисунок 6 – Дед – Тимофей Александрович Бородулин (1880 – 1955), кураковец

Курако обращал серьезное внимание на то, как человек работает, гнушается ли физическим трудом. Он уважал только таких работников, которые готовы в любую минуту засучить рукава. Если ему что – либо не нравилось в вашей работе, он никогда не вводил изменений в форме приказа. Курако давал вам совершенно четкие и ясные советы, доказывая, почему именно так, а не иначе надо работать. Рабочих он убеждал только личным примером. Идёт бывало Курако по цеху и если увидит, что какой-нибудь рабочий выполнил не так, как нужно, задание, то не стеснясь, брал лопату и показывал, как надо работать, как разделявать канаву для жидкого чугуна.

Говорил Курако резким, звонким, но приятным голосом и обладал он исключительной силой убеждения. По свидетельству собеседников, когда он разговаривал с вами один на один и хотел вас в чем-нибудь убедить, то делал это осторожно и тонко. Он умел с такой задушевностью подойти к вам, что вы чувствовали, что с вами разговаривает близкий вам человек.

Вместе с тем Курако мог быть резким, холодным и безжалостным. Органически чуждый всякой аффекции и рисовке, простой в обращении с людьми, он ненавидел пустое бахвальство и внешний лоск. Он презирал белоручек, маменькиных сынков, карьеристов и слюнтяев, бегущих от черновой работы. Он презирал и считал ничтожным тех инженеров, которые любили носить фуражку с кокардой и надменно обращались с мастерами и рабочими.

«Никогда кокарда не заменит башку на плечах» – это тоже хлесткий афоризм от Курако.

Курако беспрестанно учил людей, с которыми работал:

– Вы начальники, руководители, лица, которые приказывают, и поэтому вы сами должны знать, что представляет собой всякая физическая работа. Просто приказывать рабочему нельзя. Это у домен не годится, и это большой риск. Здесь вы имеете все время с грозной массой расплавленного металла и совершенно не знаете, на что идете, когда даете приказ. Поэтому не надо стыдиться, берите ломик в руки и научитесь заправлять пушку. Это полезно даже инженеру. У вас тогда появится реальное представление о трудностях.

Курако учил инженеров понимать все, что они начинают делать в цехе: - половину дня или ночь вы являетесь главным человеком в цехе. У вас тысяча рабочих, под вашим началом несколько доменных печей, у вас большие и сложные механизмы. И вот, представьте себе, положение требует от вас мгновенного, безоговорочного решения, потому что расплавленный металл не будет ждать, когда вы его направите, и пойдет своим путем, сокрушая все в своем движении. Вы же, тем не менее, не чувствуете, что способны распорядиться, потому что не уверены в знании дела. Это скандал, катастрофа, над вами смеются рабочие, вы навсегда потеряли авторитет.

– Вы сами почувствуете момент, - говорил он в другой раз, - когда вам можно будет начинать приказывать. Но, если вы только недавно появились в цехе в качестве начальника, не думайте, что можно сейчас же начать командовать, учить людей, не позволять им делать то, что они привыкли делать каждый день. Традиции меняются, но ни в коем случае не отменяются. Запомните это. В самом начале ваша обязанность учиться самому, присматриваться, как работают люди. Систематически изучайте дело, около которого находитесь. Не стесняйтесь, советуйтесь с мастерами, беседуйте с рабочими, они тоже очень знают в нашем деле. Но не все принимайте на веру: иной раз они вам могут помочь, но часто могут привить и объяснить свои ошибки.

У Курако была удивительно крепкая связь с рабочими. Он всех их прекрасно знал в лицо. Часто он помогал им деньгами и всем давал займы. Он знал каждого рабочего по имени. Знал его прошлое, его быт, семейное положение, знал, кто пьет, гуляет, безобразничает, учится и сколько денег приносит домой. «Скажите, как зовут вон того подручного?», спрашивал Курако, чтобы выяснить, знаете ли вы людей, с которыми работаете.

– В цехе вас окружают живые люди. Они трудятся, радуются, любят, горюют, чувствуют, болеют. Это люди. Они живут. И вы, их начальники, обязаны присматриваться к ним, изучать их когда надо, будьте их судьей, братом, товарищем, учителем.

Это был врожденный Учитель. Богатый и мыслями, и делами. ... Великий доменщик. От Бога! Рабочие любили Курако, предания гласят, что ни одна свадьба, крестины или какое-нибудь другое семейное торжество не обходилось без его участия. В гости к рабочим Курако ходил запросто, как свой человек. Он пил с ними водку, смеялся, шутил и забавлял ребятешек.

Зато на работе он был требователен и строг. Он приказывал и приказания давал только один раз. Но это было точно взвешенное и проверенное

приказание. Повторяться он не любил. В случае неподчинения никакого помилования он не признавал. Сгоряча он мог выругать без разбора рабочего или инженера самыми последними словами, но если видел и знал, что человек хочет работать, учиться, то всегда прощал. Зато потерю человеком собственного достоинства Курако никогда не прощал никому. Это была самая жесточайшая провинность перед ним. Человек сильной воли, непреклонных твердых принципов, смелый и дерзновенный, Курако не выносил тех, кто приходил к нему унижаться, плакать, кляузничать или, становиться на колени, просить прощения. Таких людей он безжалостно выгонял с завода и прощался с ними навсегда».

Первые сведения о том, что на Юге имеется знаменитый доменный мастер – Курако узнал И.П. Бардин от профессора В.П. Ижевского, слушая его лекции в 1907 году в Киевском политехническом институте. После неудачной пробы сил в Америке В.П. Ижевский дал рекомендацию И.П. Бардину на Юзовский завод, где в это время Курако работал начальником доменных печей [5. с.6].

Академик И.П. Бардин вспоминает: «Под руководством Курако мы работали много и страстно. Этот человек, неутомимый и беспокойный, казалось, никогда не спал. Часто по утрам он приходил на работу с воспаленными затуманенными глазами. Но как только Курако подходил к домнам, он преображался, у домен в нем закипала душа техника.

Курако искал пути облегчения человеческого труда в металлургии и разрешал их смело и просто. Он первый в России ввел машину, забивающую летку. Машину привезли американцы, но поставить ее не сумели. Курако работал день и ночь и вышел победителем. Он первым в России правильно решил задачу с загрузочным отверстием колошника. Курако не был инженером, но в нем пульсировал какой-то исключительный технический гений. Он был гениальным практиком и шел по принципу простого смысла (И.Д. Семикин это называл – «здорового рассудка»). Курако обладал удивительным даром технического обобщения. Его горн живет до сих пор. Горн Гогота, выдающегося инженера – металлурга, оказался непригодным и его выбросили.

Курако научил Бардина не только работать, и сделал его опытным инженером-доменщиком, металлургом, но и научил мечтать о металлургической технике небывалых высот. Вечерами в большой квартире, где Курако жил один собирались Толли, Хабаров, часто приезжали Микулин и Казарновский.

О мировоззрении Курако, его философии в юзовский период интересны воспоминания академика М.В. Луговцова [20, с.121]: «Курако приходил иногда к нам домой, и мы вели длиннейшие разговоры на отвлеченные темы. Он любил философствовать, склонен был к этому и я. Нужно сказать, что в то время у российской интеллигенции было довольно смутное представление о роли работников промышленности. Исключение составляли редкие люди, вроде Менделеева [45]. Если бы в то время увидел в газете наименование завода или рудника, то это было бы что – то из ряда вон выходящее. О чем

угодно можно было писать в газетах и в литературе, но только не о промышленности. А раз так, то создавалось впечатление, что люди мы второстепенные, малозначащие, занимающиеся каким – то неважным для общественности делом. А для Курако промышленность была основа основ, он говорил, что забойщик или горновой – это творцы культуры. Для него было ясно, что доменщик хотя пребывает в неизвестности, хотя газеты о нем не пишут и литература его не трогает, - большой герой, и, во всяком случае, одно из главных колес во всей машине. Я не раз приходил к этим мыслям, но Курако был первый человек, мысли которого обо всем этом совпадали с моими. Конечно, он формулировал это гораздо убедительнее, чем я. Для нас казалось несомненным, что мы, люди, делающие чугуна, - это пуп земли. В разговорах с Курако я стал глубже понимать, что такое ценность труда, первичная самодовлеющая ценность. Под влиянием Курако я научился смотреть на свое дело, как на большое служение людям, народу, культуре. Такая, примерно, философия складывалась в наших разговорах.

Авторы книги делают интересную приписку: «Это крайне интересное свидетельство. Его нельзя взять целиком на веру. Быть может, М.В. Луговцев невольно приписывает Курако, как это иной раз случается, некоторые собственные взгляды. Но нет оснований сомневаться, что в какой то степени здесь отражены истинные намерения Курако».

М.А. Павлов на с. 282 – 283 своих воспоминаний [45] дает М.К. Курако характеристику, несколько ревнивую, да и инженерному корпусу доменщиков России, пожалуй: «В это же период моего пребывания на юге со студентами мне довелось познакомиться, - правда, заочно, и с Курако, знаменитым впоследствии русским доменщиком. Но зато на конкретном примере показывает тягу М.К. Курако к знаниям: «Каждый из моих студентов имел рукописный курс металлургии, представляющий собой запись моих лекций. Эту запись произвели студенты первого приема; я ее просмотрел, и в результате появился рукописный курс. Один из студентов – Ренев, обладающий прекрасным почерком переписал рукопись начисто, и я этого экземпляра другие студенты сделали себе копии. Когда студенты возвращались со второй летней практики (1902 г.), один из них, Вишневский, подошел ко мне и сказал:

- Я познакомился в Краматорском заводе с очень интересным человеком. Это – Михаил Константинович Курако, бывший горновой, а теперь начальник доменного цеха. Когда он узнал, что у меня есть записи ваших лекций, то выпросил и буквально вырвал их у меня из рук. Вишневский рассказал много интересного про Курако, про его близость с рабочими, про его смелость при управлении работой печи, про его преклонение перед американскими конструкциями.

Недавно по поводу 20 – летия со дня смерти Курако вышла в свет его биография в издании «Жизнь замечательных людей» написанная А. Александровым и Г. Григорьевым. Различные люди и события описаны в этой книге, в общем, верно, без фантастики и преувеличений, не перепутаны даты и фамилии. Курако, действительно, был замечательным русским доменным тех-

ником – самоучкой и вполне достоин славы, которая упрочена за ним. Но в книге о его жизни все же допущена существенная ошибка. Забывая не только о Сулинском, но и о Днепровском заводах авторы назвали Курако первым русским начальником доменного цеха на юге. Одновременно с Курако у южных доменных печей работало несколько русских инженеров – Россинский, Семашко на Днепровском заводе, Брезгунов на Макеевском и Сулинском (после того, как там прогорел с приписками Зиммерсбах) заводах, Саркисянц – на Петровском, Свицин – на Брянском и Керченском заводах, Козакевич на Дружковском, Таубе – на Юрьевском. Кроме меня, первые два – наверное, а следующие два – вероятно, стали начальниками цехов значительно раньше Курако.

Мы, несколько инженеров, были пионерами в долголетней борьбе с иностранным засилием на южных заводах. Мне выпала доля продолжить эту борьбу и в качестве профессора. Вскоре после 1904 года стали появляться на южных заводах мои ученики; некоторые из них дружно работали с М.К. Курако на юге и в Сибири, а затем и с И.П. Бардиным, который очень ценил инженеров – политехников и охотно принимал на работу». Но борьба - из каких специалистов должен формироваться вновь созданный Гипромез остается отдельным вопросом [12, 13, 20, 44].

Заключение

По 89 источникам из технической и общественно – политической литературы системно проанализирован огромный вклад и роль в развитии отечественной металлургии, техники и технологии металлургии чугуна М.К. Курако и его сподвижников, порой таких же легендарных, как и сам Учитель:

- дисциплина и технологическая регламент, контроль вплоть до создания прообраза первой экспертной системы на доменной печи: от Б.В. Толли по обзору М.А. Павлова в 1922 г. в Техничко – экономический вестник. Сопоставление с работами И.А. Соколова и аналогичного содержания иностранной статьи W. Imho / Chem. Metall. Engrng. 1921. окт. 1919, 737 – 40;

- увеличение объема плавильных печей – диспут с Грумом-Гржимайло (генеральский бред!) в Томске, отмеченный специалистами, далее продолжил И.П. Бардин для развития мартеновских печей Дзержинки. Постепенное увеличение объема доменных печей при проектировании и строительстве печей Кузнецка объемом $390 < 711 < 821 < 1160 \text{ м}^3$ и героическая эпопея В.И. Гулыги до его трагической кончины;

- технология будущего - получение ферросплавов без флюса в домне и впервые выплавка в СССР ферромарганца в электропечи под руководством Г.Н. Николадзе на опытном заводе в Тифлисе; промышленное производство феррованадия в г Чусовой под руководством инженера В.И. Гулыги;

- управление доменной плавкой, механизация, техника безопасности, огромное внимание повышению уровня знаний, опыта, учебе, улучшению условий труда, целенаправленность и динамичность научного и инженерного творчества. Примеры из личного архива.

Есть и упущения в отечественной металлургии: временное прекращение производства доменных ферросплавов, где М.К. впервые проводил бесфлюсовые плавки ферросилиция, медленное освоение работы печей на кислых шлаках, вне доменной обработки металла и центрального распределения газа в домне, увлечение иностранными чугуноплавильными агрегатами, далеко не лучшими системами охлаждения. Есть неудачная терминология, например, вместо условного топлива или нефтяного эквивалента применяют «расход суммарного топлива» не имеющий четкого физического смысла.

Историческое профессиональное наследие М.К. Курако многообразно, современно и подлежит дальнейшему изучению и усвоению, особенно по функционированию и развитию человеко-машинных систем. Архи современна и его гражданская позиция.

Мы же не утверждаем, что «Россия – родина слонов»: у западных ученых и инженеров так же есть чему и надо учиться ради единственно достойной цели – что бы превзойти учителей еще раз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вернадский В.И. Из истории идей. Из журнала «Русская мысль». 1912. М.: Типо - литогр. т-ва Н.Н. Кушнеров и К⁰. Пименовская ул., соб. дом. 18 с.
2. Курако М.К. План доменного цеха. Отдельный оттиск журнала «Вестник Рабочего Правления» Первая Советская Типография. Енакиево. Изд. «Вестник Рабочего Правления» .1921. 20 с.
3. Бардин И.П. Рождение завода. Воспоминания металлурга./ - Новосибирск: Зап. - Сиб. Крайиздат. 1936, 143 с.
4. Бардин И.П. Жизнь инженера. Ч. 1 – я. Молодая гвардия. 1936. №8, с. 55 – 75; № 9. с. 56 – 64; , №10, с. 132 – 37. Ч. 2 – я. – Молодая гвардия. 1937., 10 – 11, С. 71 – 97.
5. Бардин И.П., Казарновский Г.Е., Шаров Г. Великий мастер доменного дела Курако (К 30-тию со дня смерти) Сталинск: Научно – техническая библиотека КМК. 1950. 48 с.
6. Володин Г. По следам истории. Очерки из истории Донецкого ордена Ленина металлургического завода им. В.И. Ленина. Редакционная коллегия: И.М. Ектов, М.А. Каменский, А.Г. Кузуб и др., Донецк: Изд - во Донбасс». 1967. 352 с.
7. Александров И. и Григорьев Г. Курако. Жизнь замечательных людей. Серия биографий. Выпуск 2 (146). М.: МСМXXXIX. 1939. 200 с.
8. Гулыга В.И. Доменное дело. Для рабочих доменного цеха. М.-Л.: Изд. 2-е, исправленное и дополненное. Светлой памяти М.К. Курако посвящаю этот труд. Главная ред. лит-ры по черной металлургии ОНТИ НКТП СССР. 1935. 196 с.
9. Павлов М.А. Обзор успехов металлургии железа за последние три года (1919 – 1921). Отдельный оттиск из журнала «Технико – экономический вестник» № 4 – 5, апрель - май 1922 г. М.: - Петроград. Типография Н. S. Hermann & Co., Berlin 56.с.

10. Metallurg Ivan Sokolov. Seriya «Vydaющiesя metallurgi Urala». Avtor – sost. V.A. Mazur; pod redakciej prof. M.E. Glavaцкого. Vstupitelnye statii i kommentarii V.A. Mazur, A.S. Tegelina, Ю.Г. Ярошенко. – Ekaterinburg: UGTU – UPI. 2003. – 256 s.
11. W. Imho / Chem. Metall. Engrng. 1921. okt. 1919, P. 737 – 740.
12. Шпарбер Л.Я. Metallurgija železa i čyгуна. Spravočnoe izdanie v dvux knigax. Pod obščej red. B.I. Aščина. Тула: АССОД. 1996. 409 s. Книга первая. История Состояние ...
13. Федулов Ю.В. Из истории metallurgии. Доменным печам Магнитки и Кузнецка – 75 лет. Сталь. 2007. № 4, С. 19 – 21.
14. Самарин А.М. Академик Иван Павлович Бардин. В сб. «Проблемы metallurgии Академику Ивану Павловичу Бардину к семидесятилетию». М.: Изд. АН СССР. 1953, 483 с. Отв. редактор, с.VII – XII.
15. Кравцов П.Я. Первый опыт работы с садкой 100 и выше тонн в условиях южного мартенования. Уголь и железо, 1927, №31.
16. Кравцов П.Я.. Украинский институт металлов. - Увеличение веса садки как одно из главнейших направлений технического прогресса в мартеновском производстве СССР. / Сб. Проблемы metallurgии. Акад. Ивану Павловичу Бардину к семидесятилетию. Изд. АН СССР. М.: 1953, с.291 – 94
17. Гулыга В.И., Бардин И.П., Павлов М.А. и др. Материалы дискуссии о сверхмощной печи на страницах журнала «Сталь» за 1932 г., кн. 5, статьи: В.И. Гулыги, акад. М.А. Павлова, акад. И.П. Бардина, К.В. Мессерле и М.В. Луговцова; за 1933 г., кн. 1 – 3, статьи: акад. М.А. Павлова и А.С. Саркисянца; кн. 4, статья А.Ф. Новоспасского.
18. Гулыга В.И., завод им. Томского. Необходимо соорудить доменные печи на 1315 м³ Сталь. 1932. №5, С.12-29.
19. А. Бек и Г. Григорьев. Михаил Константинович КУРАКО (библиографический очерк). Ред. М.Ф. Жестковский. Metallurgиздат. М.: 1953. 167 с.
20. Гребенников Р.В./ Конструктор доменных печей В.Я. Гребенников – глава, написанная сыном Романом Васильевичем в книге «Стальпроект 1915 – 2005 Фрагменты истории». 2006. Екатеринбург: Уральское литературное агентство. Редактор Ф.И. Вибе», С.112 – 117.
21. Ф.И. Вибе (редактор) /Инженер Н.А. Соболевский. – глава из книги Стальпроект. 1915– 2005. 90 лет в Российском печестроении. Фрагменты истории. Екатеринбург: Уральское литературное агентство. 2006, С. 58-60.
22. Доменный цех Кузнецкого metallургического комбината. 75 лет. ЛОТ ОАО «НКМК», Новокузнецк. 2007. 151 с. с ил. Подготовил А.И. Мамаев по рукописи П.П. Денисенко, дополненной ветеранами доменного цеха Кучер А.Г., Анненковым Г.Я., Хотеевым и другими.
23. Воловик Г.А. Развитие профиля доменных печей в СССР за 40 лет. Metallurgija čyгуна. (Сб. статей) Изд. Сибирского metallургического института. 1958, С. 17-33.
24. Толли Б.В. К вопросу о центробежной очистке доменных газов. - ЖРМО. 1912. №3, ч. I. С.327 – 41.

25. Толли Б. Непрерывный контроль хода доменной печи. - Rev. de Metall. 1920, сент., С. 615–618

26. Бардин И.П. Воспоминания о Г.Н. Николадзе. – Труды Тбилисского математического института, 1947, т.15, С. 21 – 23.

27. Боголюбов А.Н./ Георгий Николаевич Николадзе (1888 – 1931) – М.: Наука, 1973. 167 с. Список трудов Н.Г. Николадзе – 21 назв.

28. Боголюбов А.Н. Математики механики. Библиографический справочник. Киев: «Наукова думка». 1983. 639 с. Справки о И.А. Вышнеградском – с. 111, 112, Н.Г. Николадзе – 346, Крылове А.Н.– с. 252, Исааке Ньютоне. -351 – 53 с., Пифагоре – 378 с.

29. Николадзе Г.Н., Нижерадзе И.Р., Лоордкипаридзе И.С.⁸ / Результаты опытов по выплавке ферромарганца из Чиатурских руд, Metallurg, 1931. №6 – 7, С. 164-166.

30. Николадзе Г.Н., Нижерадзе И.Р., Лоордкипаридзе И.С. / Результаты опытов по выплавке ферромарганца из Чиатурских руд, // - Материалы I все-союзной конф. по ферросплавам. Вып 5. Госмашметиздат, 1932.

31. Николадзе Г.Н., Нижерадзе И.Р., Лоордкипаридзе И.С./ Результаты опытов по выплавке ферромарганца в электропечи на опытном заводе в Тифлисе - В кн. «Труды Первой Всесоюзной конференции по ферросплавам», М. – Л.: ОНТИ, 1935, С. 118 – 44.

32. Гулыга Д.В. В память об отце – Владимире Ивановиче Гулыге.// Metallurg. 1993. №10, с.33-36. В.И. Гулыга в 1922–25 гг. опубликовал в эмиграции ряд статей по доменному делу в «Горном вестнике», Словакия.

33. О принципах конструирования печей и управления доменной плавкой инженера Владимира Ивановича Гулыги./ В.И. Большаков, А.В. Бородулин, В.И. Нетронин и др.// «Новини науки Придніпров'я. Науково – практичний журнал. Серія: Інженерні дисципліні». Днепропетровск. 2003. №1, С. 60–70.

34. Гулыга В.И. Краткие замечания о роли шлака в доменном процессе (печатается в порядке обсуждения). Теория и практика металлургии. 1937, №12, С. 5 – 8.

35. Доменное дело В.И. Гулыги и уральская металлургия. - А.В. Бородулин, А.Л. Чайка, А.В. Лычев, Е.Ф. Шкурко.// - Новые проекты и технологии в металлургии: Сб. Научных трудов к 85 –летию Уралгипромеца. Екатеринбург, 2010, С. 67 – 90

36. Доменное дело инженера В.И. Гулыги и его приложение./ А.В. Бородулин, А.И. Лукьяненко, А.И. Чайка, А.И. Швачка, Е.Ф. Шкурко // - Тр. Междун. конф. с элементами научной школы для молодежи «Энергосберегающие технологии в металлургической промышленности». М.: МИСИС. 2010 г. Составители А.М. Беленький и др, С. 44 – 52.

37. Инженер В.И. Гулыга и развитие отечественной техники и технологии доменного производства./ А.В. Бородулин, А.Л. Чайка, А.В. Лычев, Е.Ф.

⁸ Ираклий Семенович Лордкипанидзе – заслуженный металлург Грузинской ССР. Его воспоминания (ненаписанные) использовал Боголюбов при написании книги [27]. Работал чертежником на Енакиевском заводе при И.П.Бардине

Шкурко // Доменное производство–XXI век. Труды международного конгресса доменщиков.–М.: Издательский дом «Кодекс», 2010, С. 54–65

38. Гулыга В.И. Доменное дело. Для рабочих доменного цеха. Пособие по техминимуму. [Учебное пособие для металлургических школ ФЗУ]. ОНТИ М. - Л. - Свердловск: Металлургиздат. 1933. 187 с. Посвящается М. Курако.

39. Гулыга В.И. Задувка доменной печи №4 Новороссийского общества. ЖРМО. 1912. №1, ч. I, с.24 - 36.

40. Гулыга В.И. Письмо в редакцию. О патенте автора на способ кладки воздухонагревателей и приоритете России. Гипромез. 1931, №12, С. 70.

41. Гулыга В.И. О новой типовой доменной печи. / Советская металлургия. 1934. №4, С. 170-175.

42. Домна в энергетическом измерении.// Бородулин А.В., Горбунов А.Д., Романенко В.И., Суцев С.П. Днепродзержинск: «ДГТУ». Памяти Я.И. Вестника и В.И. Гулыги. 2006, 542 с.

43. Вегман Е.Ф., Чургель В.О. Теоретические проблемы металлургии чугуна.// М.: Машиностроение, 2000. – 348 с.

44. Павлов М.А. Воспоминания металлурга. Часть I и II. Металлургиздат. М.: 1943, 288 с.

45. Менделеев Д.И. К познанию России. М.: Айрис Пресс. 2009. – 562 с.

УДК 669

К.А. Черепанов

Новокузнецкий Филиал-институт Кемеровского государственного университета, г. Новокузнецк

**РЕЦЕНЗИЯ НА УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ ДЛЯ ВУЗОВ
КОЗЫРЕВА Н.А., ГИЗАТУЛИНА Р.А. «МАШИНЫ И ПРОЦЕССЫ
НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК»**

В условиях современного развития науки и техники в области металлургии решающее влияние на качество металла оказывают наличие на металлургическом предприятии комплекса оборудования внепечной и ковшевой обработки стали, а также применение современного способа разлива стали на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). В связи с этим одним из наиболее важных блоков в подготовке студентов вузов являются вопросы понимания необходимости непрерывной разлива стали, как важнейшего инструмента для получения высококачественной стали. Широкое распространение метода непрерывной разлива обусловлено ее преимуществами в сравнении с разливкой в слиток: повышенным выходом годного металла, уменьшением затрат на производство готовой продукции, улучшением экологической ситуации в цехе и условий труда обслуживающего персонала и т.д. Несмотря

на наличие учебников по общей металлургии, в настоящее время наблюдается определенный дефицит учебно-методической литературы, посвященной узкоспециализированной тематике конкретных металлургических производств, в частности, рассматривающей вопросы, привязанные к решению повышения качества выпускаемой продукции сталеплавильных цехов за счет использования непрерывной разливки.

Рецензируемое учебное пособие объемом 357 с. Содержит 8 глав, в которых рассмотрены основные особенности процессов непрерывного литья заготовок, а также типы МНЛЗ и основные технологические узлы машин непрерывного литья заготовок.

Затронуты теоретические и технологические основы непрерывной разливки стали. Описаны основные методы, и оборудование для современного производства стали с применением машин непрерывного литья заготовок, даны определения важнейших терминов часто встречающиеся в металлургии, применительно к данному виду обработки металлов.

Содержание и оформление рукописи полностью соответствует требованиям, предъявляемым к научной литературе для высших учебных заведений технического профиля. Иллюстративный материал подобран методически правильно, хорошо оформлен и отражает существо текстового материала. В списке литературы перечислены все основные имеющиеся в данной области знания учебники. Терминология монографии соответствует общепринятой и действующим стандартам.

Таким образом, учебное пособие «Машины и процессы непрерывного литья заготовок» отвечает всем требованиям, предъявляемым, к подобным изданиям для высших учебных заведений и может быть рекомендовано к изданию.

Учебное пособие предназначено для студентов вузов, обучающихся по специальности 150101 «Металлургия черных металлов», а так же может быть полезна для студентов других металлургических специальностей. Она также может быть полезна широкому кругу инженерно – технических работников предприятий черной металлургии и машиностроения, для целей самообразования.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Сборник научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» подготавливается к печати Сибирским государственным индустриальным университетом совместно с отделением металлургии горно-металлургической секции РАЕН.

В сборник могут быть представлены работы по направлениям:

- металлургия черных и цветных металлов и сплавов;
- порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия;
- физика металлов и металловедение;
- экономика, управление и экология на предприятиях;
- проблемы высшего образования;
- отклики, рецензии и биографии.

Рукописи статей, оформленные в соответствии с нижеизложенными требованиями, направляются в Сибирский государственный индустриальный университет.

К рукописи прилагаются:

- разрешение ректора или проректора вуза на опубликование результатов работ;
- рекомендация соответствующей кафедры высшего учебного заведения или научного семинара академических институтов или отраслевых НИИ;
- рецензия, подготовленная специалистом, имеющим ученую степень, заверенная по месту работы рецензента,
- акт экспертизы, подтверждающей возможность опубликования работы в открытой печати;
- сведения об авторах (Ф.И.О. полностью, уч. степень, звание, вуз, служебный и домашний адрес, телефон).

Рукописи направляются в редакцию в одном экземпляре. Текст рукописи должен быть отпечатан на одной стороне стандартного листа белой бумаги формата А4 с полями 25 мм с каждой стороны. Объем статьи (включая аннотацию, иллюстрации, таблицы, библиографический список) не должен превышать 6-8 страниц машинописного текста, напечатанного через 1,5 интервала, размер шрифта 14 пт. Последнюю страницу рекомендуется занимать полностью.

Текст аннотации на русском и английском языке объемом порядка 1/4 страницы печатается через 1 интервал и помещается после заглавия статьи. Текст аннотации должен содержать только краткое описание публикуемого материала.

Иллюстрации представляются в одном экземпляре; они должны быть выполнены тушью на белой бумаге или кальке и скомпонованы на одном или двух стандартных листах формата А4 (с полным их заполнением). Размер иллюстрации (иллюстраций) вместе с наименованием, поясняющей надписью и номером не должен превышать 250×170 мм. Страницы, занятые иллюстрациями, включают в общую нумерацию страниц.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовки и размещаемых в тексте по мере упоминания. Не рекомендуется делить головки таблиц по диагонали и включать графу «№ п/п».

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 транскрипция, библиографическом списке фамилии авторов, название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

В начале статьи указывается индекс УДК (ББК). Название организации приводится полностью и размещается после фамилии авторов. Первая страница рукописи подписывается внизу всеми авторами статьи. Число авторов не должно превышать пяти; количество публикаций одного автора – не более двух в одном выпуске.

Для создания современного облика настоящего сборника, улучшения качества печати предусмотрен компьютерный набор. Поэтому, наряду с вышеуказанными документами и отпечатанными на бумаге статьями, в адрес редколлегии необходимо выслать дискету с текстом статьи, включая таблицы и подписанные подписи. Набор текстового файла осуществляется в редакторе *Microsoft Word for Windows (ver. 6.0, 7.0. 97, 2000)*. Графические объекты представляются в файлах (любого графического формата). При отсутствии такой возможности высылаются рисунки, выполненные тушью на бумаге, фотографии – в оригинале.

Сборник научных трудов реферируется в РЖ «Металлургия», зарегистрирован в Международном центре «Международной стандартной нумерации сериальных изданий (International standard serial numbering – ISSN)», ему присвоен ISSN 2073–2848. Дополнительная информация о сборнике научных трудов представлена на сайте СибГИУ <http://www.sibsiu.ru> в разделе «Издательская деятельность».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 10 февраля 2013 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

Компьютерный набор Темлянцева Е.Н.

Подписано в печать 08.11.2012 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 14,2 Уч.-изд.л. 15,2 Тираж 300 экз. Заказ № 347

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ