

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

*25-летию
Российской Академии
естественных наук
посвящается*

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

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 35

Москва
Новокузнецк
2015

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. 35 / Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянцева (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2015. – 241 с., ил.

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

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

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

Ил. 95, табл. 37, библиогр. назв. 262.

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

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

ББК 34.3я4

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2015

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ
АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

Базайкин В.И.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Быстров В.А.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Галевский Г.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Деев В.Б.	д-р техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», г. Москва
Козырев Н.А.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Оршанская Е.Г.	д-р пед. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Перетягько В.Н.	д-р техн. наук, проф., чл.-корр. АИН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Руднева В.В.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
Темлянцев М.В.	д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ, г. Новокузнецк
Шур Е.А.	д-р техн. наук, проф., ВНИИЖТ, г. Москва
Якушевич Н.Ф.	д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ	7
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	8
<i>В.М. Павловец</i>	
Анализ перспективных технологических схем струйной тепловой обработки слоя влажных окатышей на транспортерной ленте	9
<i>В.М. Павловец</i>	
Исследование влагоудаления из влажных окатышей при взаимодействии нагретой струи воздуха со слоем окатышей	15
<i>Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский, А.А. Тяжина</i>	
К вопросу о фазово-химических равновесиях в системе расплав ($Fe - Si - C$) – шлак ($CaO - Al_2O_3 - SiO_2$) – газ ($O_2 - SiO - CO$)	19
<i>М.С. Приходько, А.В. Календа</i>	
Опыт внедрения затвора типа «книжка» для разливки стали в ККЦ-2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»	29
<i>М.В. Темлянецв, К.С. Коноз, Э.Я. Живаго, В.Ф. Горюшкин, В.Я. Целлермаер</i>	
К вопросу о влиянии угара стали на глубину видимого обезуглероженного слоя	33
<i>М.В. Темлянецв, А.Ю. Дзюба, Е.Н. Темлянцева, К.С. Коноз, Э.Я. Живаго, В.Ф. Горюшкин</i>	
Применение покрытий для защиты рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА от окисления и обезуглероживания при нагреве под прокатку	38
<i>А.В. Головатенко, А.А. Уманский, В.Н. Кадыков, В.В. Дорофеев</i>	
Разработка и совершенствование режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане	43
<i>А.А. Уманский, А.В. Головатенко, В.Н. Кадыков, В.В. Дорофеев</i>	
Исследование влияния химического состава рельсовой стали на сопротивление деформации при прокатке	52
<i>П.К. Шуркин, Н.А. Белов, В.Б. Деев</i>	
Структура и механические свойства тонколистового проката, полученного из слитков никалина АЦ6Н0,5Ж	59
<i>П.К. Шуркин, Н.А. Белов, В.Б. Деев</i>	
Повышение свойств отливок из никалина АЦ6Н0,5Ж с высоким содержанием свинца за счет операции горячего изостатического прессования	64
<i>Т.Н. Осколкова, В.И. Базайкин, М.В. Темлянецв</i>	
Модель динамики температурного поля при обработке поверхности изделия импульсом энергии	69
<i>Н.А. Козырев, Г.В. Галевский, Д.А. Титов, Н.В. Кибко, В.М. Шурупов</i>	
Изучение наплавляемого сталью 35В9Х3СФ валика	79
<i>Н.А. Козырев, Г.В. Галевский, Д.А. Титов, Н.В. Кибко, В.М. Шурупов</i>	
Изучение качества наплавляемой стали 25Х5ФМС	85

<i>Д.А. Титов, Н.В. Кибко, Н.А. Козырев</i> Микромеханические испытания стали 25Х5ФМС.....	90
<i>Н.В. Кибко, Д.А. Титов, Н.А. Козырев</i> Металлографические исследования структуры и свойств стали 35В9Х3СФ.....	96
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	101
<i>А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Т.И. Алексеева</i> Применение карбида и карбонитрида титана в порошковой металлургии и композиционных материалах.....	102
<i>Г.В. Галевский, В.В. Руднева, К.А. Ефимова, Т.И. Алексеева</i> Разработка технологии плазменного синтеза нанопорошка диборида титана – компонента функциональных композиционных покрытий.....	112
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ	119
<i>М.В. Филиппова, М.В. Темлянец, В.Н. Перетяцько</i> Межфазная деформация и микротвердость аустенитно-ферритной стали при высоких температурах	120
<i>М.В. Филиппова, М.В. Темлянец, В.Н. Перетяцько</i> Высокотемпературная деформация аустенитно-ферритной стали.....	123
<i>В.Н. Цвигун, Е.А. Шур, С.В. Коновалов, Р.С. Койнов, С.А. Куклин</i> Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах. Часть 4. Деформации и напряжения в головке рельса при контакте качения.....	126
<i>В.Н. Цвигун, Е.А. Шур, Р.С. Койнов, С.В. Коновалов</i> Изучение механизмов питтинга, споллинга и других контактно-усталостных дефектов в рельсах. Часть 5. Классификация контактно-усталостных повреждений железнодорожных рельсов	147
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ... 174	
<i>Л.В. Думова, А.А. Уманский</i> Исследование динамики показателей социальной работы с персоналом на ведущих металлургических комбинатах России.....	175
<i>Л.В. Думова, А.А. Уманский</i> Анализ уровня развития системы корпоративной социальной ответственности металлургических предприятий с использованием методики интегральной оценки показателей (на примере ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»)	183
<i>В.А. Быстров, Т.Н. Борисова, Е.С. Вуцан, Н.Ю. Грекова, П.К. Дьяков</i> Управленческие решения по реорганизации влияния исполнителей на снижение издержек производства.....	191
<i>В.А. Быстров, Т.Н. Борисова, Е.С. Вуцан, Н.Ю. Грекова, П.К. Дьяков</i> Система управления издержками производства корпоративной организации ..	198

<i>С.Г. Коротков, А.В. Макаров</i>	
Расчет экологического риска от организованных источников выбросов агломерационного производства.....	205
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ	209
<i>Л.П. Авдонина</i>	
Феномен новой грамотности.....	210
<i>Е.Г. Оршанская</i>	
Учебно-методическое обеспечение языковой подготовки бакалавров в условиях модернизации высшего образования.....	215
<i>Д.И. Оршанский</i>	
Реализация здоровьесберегающих технологий в высшем образовании России	221
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ	227
<i>М.С. Письмакова, В.В. Веселовская, Г.В. Галевский</i>	
П. Эру и Ч. Холл – исследователи, металлурги, предприниматели (к 130-летию электролитического производства алюминия).....	228
К 80-летию Николая Филипповича Якушевича	237
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ	239

ПРЕДИСЛОВИЕ

35-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» содержит статьи российских ученых, посвященные решению различных научно-технических проблем современной металлургии и материаловедения. Теоретические и прикладные исследования выполнены авторскими коллективами сотрудников Сибирского государственного индустриального университета, Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований в областях повышения качества железорудного сырья, разработки покрытий для защиты стали от окисления при нагреве под прокатку, разработки и совершенствования режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов, синтеза порошковых материалов в плазменном потоке, систем управления издержками производства корпоративной организации, определения экологического риска от организованных источников выбросов агломерационного производства.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 36-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ**

В.М. Павловец

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

АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ СТРУЙНОЙ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ СЛОЯ ВЛАЖНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА ТРАНСПОРТЕРНОЙ ЛЕНТЕ

Проанализированы перспективные технологические схемы струйной тепловой обработки слоя влажных железорудных окатышей на транспортной ленте.

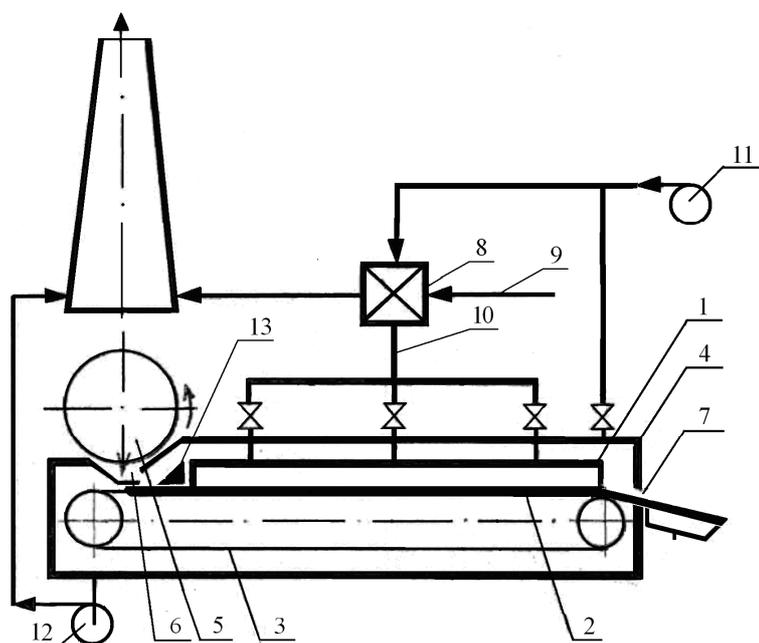
Analyzed promising technological schemes inkjet layer wet heat treatment of iron ore pellets on the conveyor belt.

Одним из путей организованного воздействия на качественные характеристики железорудных окатышей является использование внешнего низкотемпературного теплового воздействия на сырые материалы в рабочем пространстве технологических агрегатов, расширив их функциональные возможности [1-4]. В частности, тепловое воздействие, основанное на струйных технологиях, позволяет вовлечь в технологический процесс сушки окатышей надслойное пространство конвейерных лент, транспортирующих влажные окатыши к обжиговому агрегату. Технологическая доступность к слою влажных окатышей, резервы рабочего пространства конвейерных лент, широкие технические возможности методов теплосилового воздействия, простота аппаратного оформления и безопасность позволяют в определенной степени решать теплотехнические проблемы в производстве железорудных окатышей. Использование струйных теплосиловых методов воздействия на сырые окатыши в ходе их транспортировки от окомкователя к обжиговому агрегату также позволяет снизить тепловые ограничения, предъявляемые к окатышам в зонах сушки и обжига, сократить длительность их термообработки на обжиговом агрегате, уменьшить энергопотребление, дает возможность производителям расширить количество методов управления технологическим процессом, необходимых для получения окискованного сырья с регламентированной структурой.

Струйная тепловая обработка (СТО) слоя влажных окатышей на участке транспортирования окатышей от окомкователя до обжигового агрегата реализует подход к транспортной ленте, как к технологической системе низкотемпературного теплового агрегата, позволяя решать теплотехнические проблемы. Она направлена на частичное обезвоживание окатышей перед окончательной сушкой на конвейерной обжиговой ленте. Механизм обезвоживания основан на динамичном срыве слабосвязанных частиц воды с поверхности окатышей и уносом их воздушным потоком из слоя окатышей. Термический

механизм влагоудаления связан с испарением частиц воды, представленных прослойками капиллярно связанной влаги, горячим воздухом, нагретым выше 100 °С. Причем динамическое и термическое воздействие СТО направлено на поверхностные слои окатышей, глубина которого зависит от скорости и температуры воздуха, расстояния от среза сопла до поверхности слоя и других факторов [1-6].

Основным аппаратным элементом СТО (рисунок 1) является неподвижный металлический многосекционный дутьевой короб, снабженный сопловой поверхностью, расположенной над движущимся слоем окатышей (патенты РФ № 2390570, 2515775).



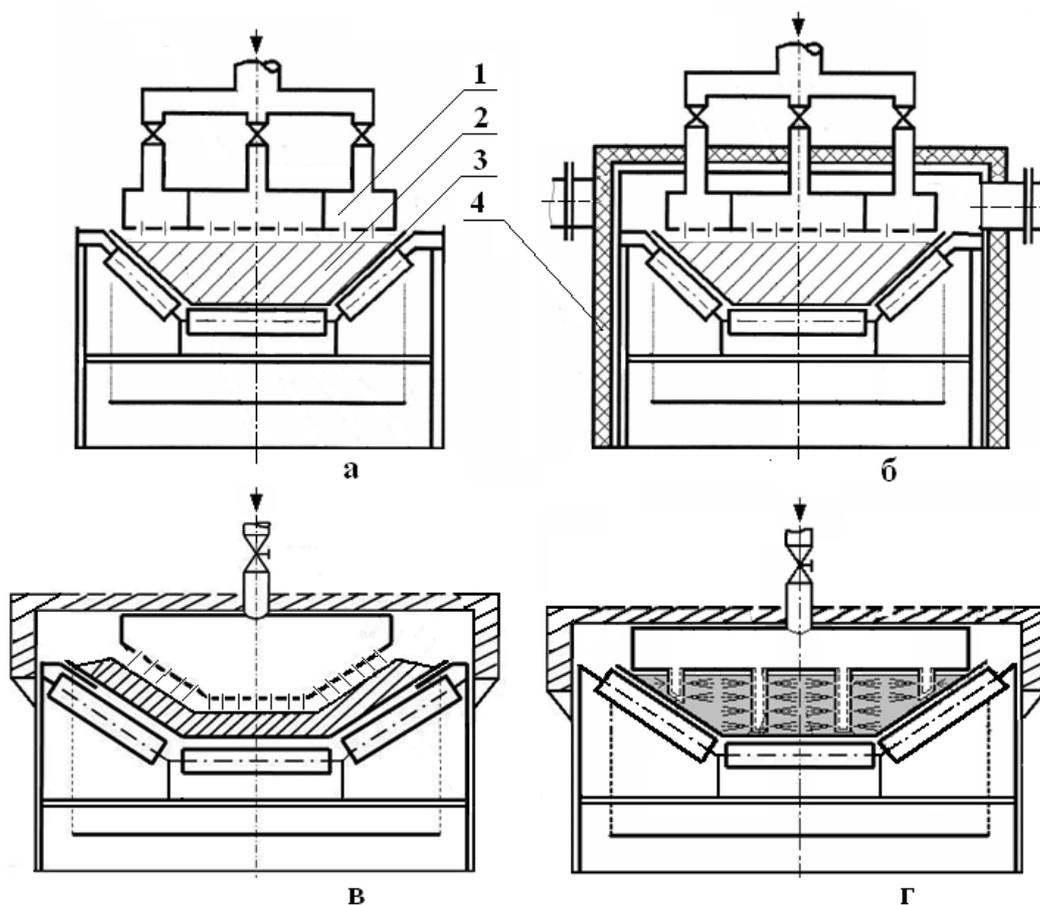
1 – многосекционный дутьевой короб; 2 – слой окатышей; 3 – транспортерная лента; 4 – теплоизолирующий горн; 5 – окомкователь; 6, 7 – окна загрузки и выдачи; 8 – теплообменник рекуперативного типа; 9 – продукты горения топлива; 10 – горячий воздух; 11, 12 – нагнетающий и отсасывающий вентиляторы; 13 – профилирующее устройство

Рисунок 1 – Схема струйной тепловой обработки слоя влажных окатышей на транспортерной ленте

Конструктивно дутьевой короб и транспортерная лента с влажными окатышами располагаются в теплоизолирующем горне. Горячий воздух, подаваемый через теплообменник нагнетающим вентилятором, последовательно проходит через дутьевой короб, сопловую поверхность, слой влажных окатышей и поступает в горновое пространство теплоизолирующего горна. Отработанный теплоноситель удаляется из горна отсасывающим вентилятором. Предложена схема отопления горна над лентой с установкой форкамеры для сжигания топлива (патент РФ № 2390570). Источником тепловой энергии, не-

обходимой для нагрева дутьевого воздуха в рекуператоре, является теплота отходящих горновых газов или вода (пар), нагретая в калорифере. Для последней системы нагрева воздуха можно использовать известную схему утилизации тепла горновых газов от обжигового агрегата, разработанную ВНИИМТ на Качканарском ГОКе.

Перспективные технологические схемы СТО слоя влажных окатышей на транспортной ленте, на которые автором получены охранные документы, приведены на рисунке 2 (поперечный разрез устройства).



Схемы СТО слоя окатышей с дутьевым коробом, снабженным: а) горизонтальной сопловой поверхностью (патент РФ № 2274665); б) то же, в теплоизолирующем горне (патент РФ № 2318884); в) сопловой поверхностью, расположенной над профилированным слоем окатышей (патент РФ № 2430168); г) сопловой поверхностью, выполненной в виде щелевых секций, заглубленных в слой окатышей (патент РФ № 2543026).

1 – дутьевой короб; 2 – слой окатышей; 3 – транспортная лента; 4 – теплоизолирующий горн

Рисунок 2 – Перспективные схемы струйной тепловой обработки слоя влажных окатышей на транспортной ленте

Конструктивно схемы СТО выполнены в лабораторном варианте в качестве физических моделей в масштабе 1:2, позволяющих проводить эксперименты на неподвижном слое влажных окатышей. Общими технологическими операциями для всех схем являются: выравнивание поверхности слоя окатышей перед СТО до горизонтального состояния (рисунок 2, а, б, г) и формирование слоя с неравномерной высотой (на оси ленты она максимальная 200-250 мм, на периферии она минимальная), либо профилирование слоя окатышей по форме сечения транспортной ленты высотой 50-150 мм (рисунок 2, в) и наличие дутьевого короба с сопловой поверхностью, расположенной на относительном расстоянии $L/d_0=0-10$ от поверхности слоя окатышей (где L – расстояние от поверхности слоя, м; d_0 – диаметр сопла сопловой поверхности, м). В схеме с сопловой поверхностью, выполненной в виде щелевых секций, заглубленных в слой окатышей (рисунок 2, в) отсутствует возможность регулирования относительного расстояния до поверхности слоя ($L/d_0=0$). Расчетные показатели работы и характеристики технических устройств, реализующих СТО влажных окатышей по разработанным схемам, приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристика различных схем СТО влажных окатышей

Техническая схема на рисунке 2	Толщина слоя окатышей на транспортной ленте, мм	Влажность окатышей, % :		Площадь сопловой поверхности горна на 1 м^3 окатышей, $\text{м}^2/\text{м}^3$	Сложность технической схемы
		до СТО	после СТО		
1	200-250	8,5-9,0	8,0-8,5	4,8-6,0	Наиболее простая техническая схема
2	200-250	8,5-9,0	8,0-8,3	4,8-6,0	Требует установки теплоизолирующего горна
3	50-150	8,5-9,0	7,5-8,1	6,0-8,4	Требует установки теплоизолирующего горна и профилирующего устройства
4	150-200	8,5-9,0	7,0-8,0	6,0-8,0	Требует установки теплоизолирующего горна и щелевых секций

Наиболее простая схема СТО слоя окатышей, взятая в качестве основы для сравнительного анализа, показана на рисунке 2, а. Она основана на применении горизонтальной сопловой поверхности многосекционного дутьевого короба, установленного над предварительно выровненной поверхностью слоя окатышей до горизонтального уровня. В этой схеме воздух, нагретый до температуры 100-150 °С, продувается струями через слой окатышей и удаляется в атмосферу цеха. Экспериментальные данные, полученные по этой схеме, опубликованы в источнике [5].

Для реализации влагоудаления по этой схеме струе воздуха необходимо преодолеть аэродинамическое сопротивление слоя влажных окатышей $R_{сл}$. После чего отработанный воздух уходит из слоя вдоль поверхности транспортной ленты в окружающую среду. Возможно альтернативное движение воздуха (движение потока вдоль поверхности слоя, разворот потока в глубине слоя), если давление струи будет менее $R_{сл}$ [7]. В этом случае окатыши нижней части слоя не будут участвовать в термообработке, а влагоудаление будет неравномерным. Для устранения указанного недостатка предложено техническое решение (Патент РФ №2515775), в котором дутьевой короб по длине ленты разбит на отдельные секции, в которых температура воздуха последовательно повышается.

Схема СТО, показанная на рисунке 2, б, отличается от предыдущей схемы наличием теплоизолирующего горна, в котором находится дутьевой короб с сопловой поверхностью, снабженный патрубком горячего воздуха и нагнетающим вентилятором. Для отвода отработанного воздуха из горна установлен отсасывающий вентилятор. Особенностью теплообмена между горячими струями и окатышами является организация струйного процесса в среде горячего воздуха, нагнетаемого вентилятором. При этом температура воздуха по длине изотермической струи на расстоянии $L/d_0=0-5$ остается практически постоянной. Схема позволяет эффективно использовать тепловой потенциал горячего воздуха, подаваемого вентилятором через сопловую поверхность.

Основное преимущество схемы СТО, показанной на рисунке 2, в, заключается в организации профилирования слоя влажных окатышей по форме нижней образующей транспортной ленты, что позволяет уменьшить высоту слоя окатышей и сформировать его постоянную толщину до 50-150 мм. В результате этого отпадает необходимость в секционировании короба по его поперечному сечению, а сопловая поверхность генерирует струи постоянных параметров. В итоге появляется возможность снизить давление воздуха в дутьевом коробе в соответствии с уменьшением толщины и аэродинамического сопротивления слоя окатышей и добиться более высокой степени равномерности влагоудаления. Площадь сопловой поверхности на 1 м³ окатышей для этой схемы может в 1,7 раз превышать аналогичный показатель для схем 1 и 2. При этом профилирующим устройством по существу является сам дутьевой короб, что несколько усложняет техническую реализацию этой схемы.

Предложения, направленные на уменьшение толщины продуваемого слоя окатышей, в более рациональном виде реализованы в технологической

схеме 2, г. Для этого сопловая поверхность дутьевого короба выполнена виде нескольких неподвижных вертикальных щелевых секций, заглубленный в слой окатышей. Секции делят слой в вертикальной плоскости на отдельные участки, которые продуваются струями на значительно меньшую глубину 50-70 мм. Это позволяет использовать воздух с более низким давлением и организовать равномерную подачу нагретого воздуха по высоте слоя. Площадь сопловой поверхности воздушного короба на 1 м³ окатышей для этой схемы зависит от количества секций и может превышать аналогичный показатель для схем 1 и 2. К недостаткам этой схемы можно отнести ее повышенную сложность.

Выводы. В результате проведенного анализа перспективных технологических схем СТО слоя влажных окатышей на транспортерной ленте, на которые автором получены охранные документы, установили, что по критерию сложности наименее сложная техническая схема соответствует техническому решению без теплоизолирующего горна (рисунок 2, а). Наибольшую эффективность и максимальную равномерность влагоудаления обеспечивают схемы СТО с профилированием слоя окатышей (рисунок 2, в) и установкой на дутьевом коробе щелевых секций (рисунок 2, г).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Силовое воздействие струи сжатого воздуха на слой шихтовых материалов / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 2. – С. 5 – 9.
2. Павловец В.М. Расчет давления струи сжатого воздуха на слой железорудных материалов / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия, 2004. – № 6. – С. 45 – 49.
3. Павловец В.М. Сравнение способов получения комбинированных окатышей путем напыления шихты низкотемпературными струями сжатого воздуха / В.М. Павловец // Известия вузов Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С.11 – 17.
4. Павловец В.М. Исследование структуры воздушношихтовых струй / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 9 – 12.
5. Павловец В.М. Продувка слоя влажных железорудных окатышей низкотемпературными струями сжатого воздуха / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 2. – С. 7 – 12.
6. Павловец В.М. Расчет давления загружаемого потока влажной шихты при формировании окатышей / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 4. – С. 25 – 27.
7. Павловец В.М. Взаимодействие струи сжатого воздуха со слоем железорудных окатышей / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. – № 8. – С. 3 – 7.

В.М. Павловец

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛАГОУДАЛЕНИЯ ИЗ ВЛАЖНЫХ ОКАТЫШЕЙ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАГРЕТОЙ СТРУИ ВОЗДУХА СО СЛОЕМ ОКАТЫШЕЙ

Представлены результаты исследования влагоудаления из влажных окатышей при взаимодействии нагретой струи воздуха со слоем окатышей.

The results of investigation of moisture-removing wet pellets in the interaction of the heated air stream with a layer of pellets.

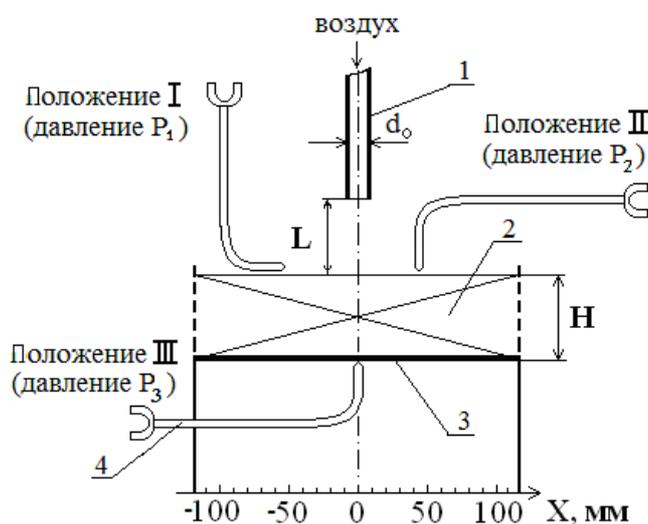
Струйная тепловая обработка (СТО) слоя влажных окатышей на участке транспортирования окатышей от окомкователя до обжигового агрегата позволяет организовать частичное обезвоживание окатышей перед окончательной сушкой на конвейерной обжиговой ленте [1-5]. Конструктивное оформление СТО включает металлический многосекционный дутьевой короб, снабженный сопловой поверхностью, который вместе с транспортерной лентой и слоем влажных окатышей располагаются в теплоизолирующем горне. Горячий воздух, подаваемый через теплообменник нагнетающим вентилятором, последовательно проходит через дутьевой короб, сопловую поверхность, слой влажных окатышей и поступает в горновое пространство теплоизолирующего горна. Отработанный теплоноситель удаляется из горна отсасывающим вентилятором. Длительность СТО зависит от скорости транспортерной ленты (0,5-1,0 м/с), ее длины (50-100 м) и может составлять до 100-200 с. Скорость истечения горячего воздуха (100-150 °С) из сопел сопловой поверхности может превышать 100 м/с. По этим данным на основании результатов работы [5] с помощью СТО можно прогнозировать величину влагоудаления из слоя окатышей до 1 %.

Основным технологическим процессом, ответственным за влагоудаление из окатышей, является взаимодействие отдельной струи со слоем окатышей переменной толщины, расположенным на определенном расстоянии от сопловой поверхности. Механизм обезвоживания основан на динамичном срыве слабосвязанных молекул воды с поверхности окатышей и уносом их воздушным потоком из слоя окатышей. Термический механизм влагоудаления связан с испарением частиц воды, представленных прослойками капиллярно связанной влаги, горячим воздухом, нагретым выше 100 °С. Практический интерес представляет влияние на влагоудаление относительного расстояния между срезом сопла и поверхностью слоя, которое способствует формированию

определенного аэродинамического режима работы струи в слое влажных окатышей.

Целью работы является определение степени влагоудаления из слоя влажных окатышей в зависимости от аэродинамического режима работы струи в слое влажных окатышей.

Схема экспериментальной установки показана на рисунке 1.



1 – сопло; 2 – слой окатышей; 3 – резиновая основа; 4 – трубка Пито-Прандтля

Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки

Фрагмент слоя влажных ($W=8,4\%$) окатышей диам. 12-16 мм формировали с помощью сетчатого короба размерами $200 \times 200 \times 100$ мм. Над слоем в вертикальном положении устанавливали сопло для подачи нагретого сжатого воздуха, подаваемого от лабораторного компрессора через нагревательную печь в слой окатышей. Для определения влагоудаления из слоя окатышей фрагмент слоя вместе с сетчатым коробом взвешивали до экспериментов. После продувки процедуру взвешивания повторяли вновь. По разности весов, отнесенной к массе слоя окатышей, определяли относительное влагоудаление M , %. Его величину рассчитывали по выражению:

$$M=100(M_1 - M_2)/ M_1,$$

где M_1, M_2 – масса слоя окатышей до и после продувки, кг.

Во время продувки слоя определяли динамическое давление воздуха на поверхности слоя с помощью трубки Пито-Прандтля и микроманометра, для чего измерительное устройство располагалось в положении I (давление P_1). Определить динамическое давление воздуха, выходящего вертикально вверх после его разворота в слое, позволяла трубка Пито-Прандтля, установленная в положении II (давление P_2). Динамическое давление воздуха, выходящего из

слоя вертикально вниз через сетку, определяли трубкой Пито-Прандтля, установленной в положении III (давление P_3). При установке на дне слоя окатышей резиновой основы, моделирующей работу транспортной конвейерной ленты, давление P_3 не измеряли. С помощью эпюры давлений P_1 , P_2 , P_3 определяли вероятную картину течения воздуха в слое окатышей. Результаты экспериментов, показанные на рисунках 2 и 3, представлены в зависимости от относительного расстояния L/d_0 до поверхности слоя окатышей (где L – расстояние от поверхности слоя, м; d_0 – диаметр сопла, м; $d_0=0,005$ м).

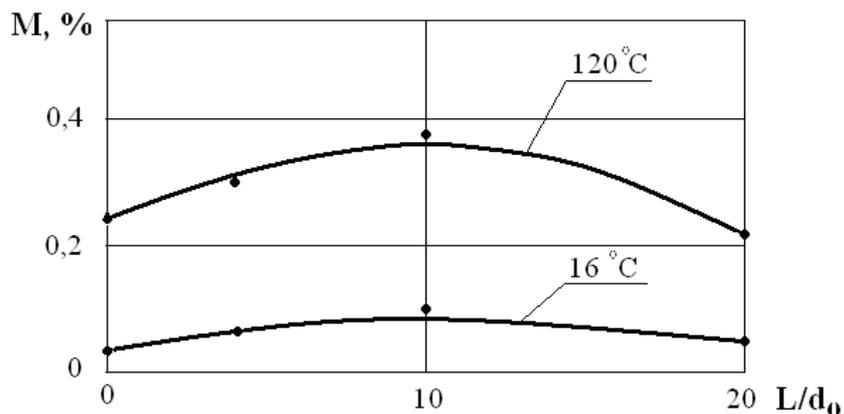
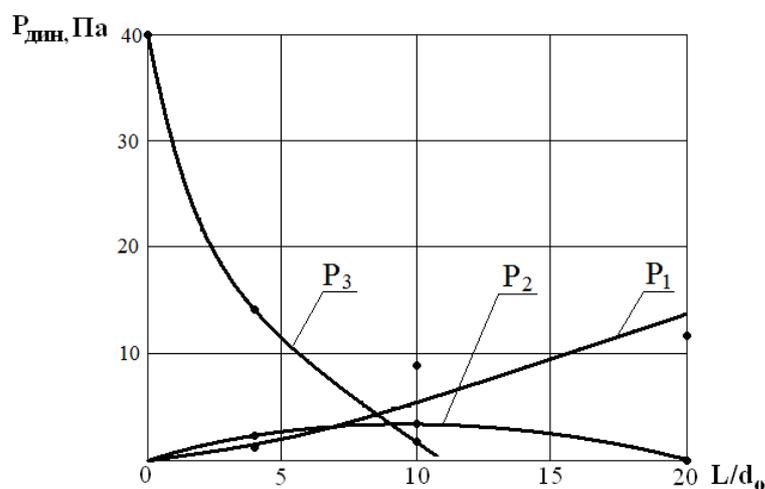


Рисунок 2 – Зависимость относительного влагоудаления из слоя окатышей от относительного расстояния между соплом и поверхностью слоя



P_1 – динамическое давление воздуха, измеряемое напорной трубкой в положении I (координата $X=50$ мм); P_2 – тоже в положении II ($X=50$ мм); P_3 – тоже в положении III ($X=0$)

Рисунок 3 – Зависимость динамического давления струи воздуха в различных сечениях слоя от относительного расстояния

Установили, что с ростом температуры воздуха от 16 до 120°C относительное влагоудаление увеличивается более чем в 4 раза. На рисунке 2 видно, что зависимость M от L/d_0 имеет экстремальный характер. Максимальное вла-

гоудаление зафиксировано на относительном расстоянии $L/d_0 = 5-10$. Для объяснения полученных результатов экспериментов воспользовались ориентировочной картиной течения потока воздуха в слое окатышей в зависимости от L/d_0 , полученной на основе аэродинамических исследований (рисунок 4).

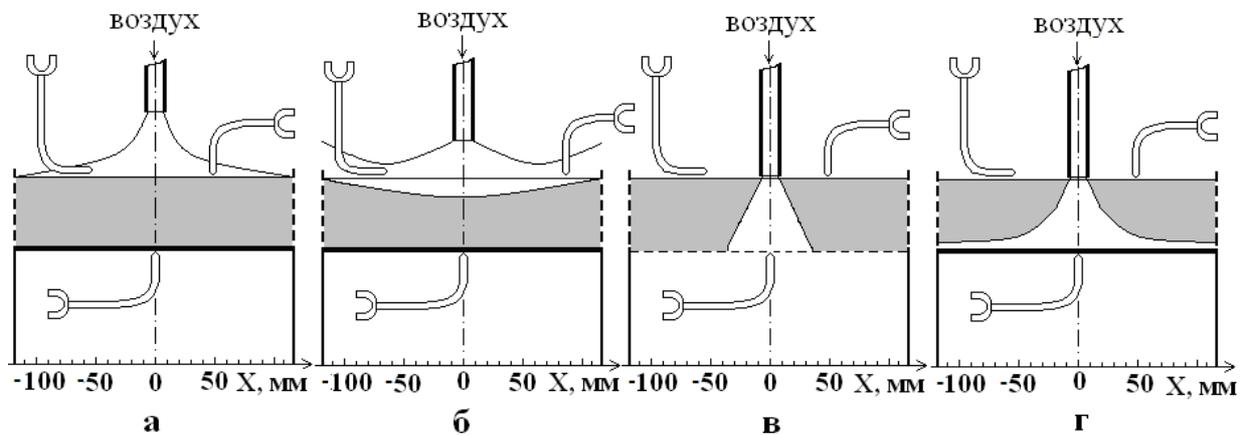


Рисунок 4 – Вероятная картина течения воздуха в слое окатышей

В частности, при $L/d_0 > 10$ из-за низкого давления, развиваемого струей на поверхности слоя, воздух не проникает в слой окатышей и большая часть теплоносителя растекается на поверхности слоя с максимальной скоростью и обезвоживает только поверхностный слой окатышей (рисунок 4, а). При $L/d_0 = 5-10$ одновременно с течением воздуха на поверхности слоя, характерного для $L/d_0 > 10$, происходит частичное проникновение воздуха в слой окатышей на глубину до $0,5 H$. После чего поток разворачивается на 180 градусов в слое окатышей (рисунок 4, б) и выходит на поверхность. При этом объем поверхностного слоя окатышей, фильтруемого горячим воздухом, по-видимому, имеет максимальное значение. Скорость воздуха, движущегося на поверхности слоя, достаточно высока, что формирует высокое влагоудаление из окатышей. При $L/d_0 < 5$ растекание воздуха на поверхности слоя и его разворот в слое минимальные. При $L/d_0 = 0$ поток воздуха полностью проникает в слой и фильтрует его на всю глубину с минимальной скоростью, преодолевая аэродинамическое сопротивление слоя окатышей (рисунок 4, в). В результате чего величина M снижается в $1,3-1,5$ раза. При течении потока воздуха на поверхности транспортерной ленты (рисунок 4, г) площадь, обрабатываемая теплоносителем, увеличивается. Однако аэродинамическое сопротивление системы слой-лента повышается и, как следствие, скорость фильтрации воздуха в слое падает, что приводит к дополнительному снижению эффективности влагоудаления.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. Силовое воздействие струи сжатого воздуха на слой шихтовых материалов / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 2. – С. 5 – 9.
2. Павловец В.М. Расчет давления струи сжатого воздуха на слой железорудных материалов / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия, 2004. – № 6. – С. 45 – 49.
3. Павловец В.М. Продувка слоя влажных железорудных окатышей низкотемпературными струями сжатого воздуха / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 2. – С. 7 – 12.
4. Павловец В.М. Расчет давления загружаемого потока влажной шихты при формировании окатышей / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 4. – С. 25 – 27.
5. Павловец В.М. Взаимодействие струи сжатого воздуха со слоем железорудных окатышей / В.М. Павловец // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. – № 8. – С. 3 – 7.

УДК 666.782:536.7

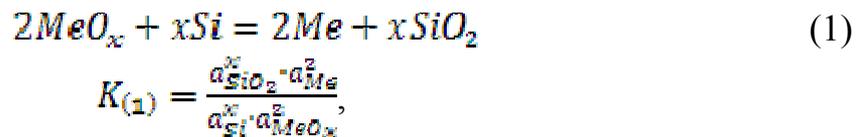
Н.Ф. Якушевич, О.А. Полях, Г.В. Галевский, А.А. Тяжина
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

К ВОПРОСУ О ФАЗОВО-ХИМИЧЕСКИХ РАВНОВЕСИЯХ
В СИСТЕМЕ РАСПЛАВ ($Fe - Si - C$) – ШЛАК ($CaO - Al_2O_3 - SiO_2$)
– ГАЗ ($O_2 - SiO - CO$)

Определены равновесные составы высококремнистых металлических расплавов, сосуществующих со шлаками системы $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$. Зависимости активностей кремния в железокремниевых расплавах представлены в виде линий изоактивностей на диаграмме состояния Fe – Si. Рассчитаны равновесные с металлическим расплавом зависимости $lgP_{O_2} = f(x_{Si}, T)$ для температур 1823, 1873, 1973 К и влияние $a_{SiO_2} = f(x_{Si}, T)$ на равновесный состав газовой фазы ($P_{O_2} = f(x_{Si}, T, a_{SiO_2})$). Проанализированы и скорректированы данные по активностям диоксида кремния в шлаках системы $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$.

Have determined the equilibrium compositions of high-silicon metal melt which coexist with the slag of the system $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$. Dependences of the activity of silicon in iron-silicon melts have represented as lines isoactivities on the diagram state Fe – Si. Have calculated equilibrium with the metal melt relationships $lgP_{O_2} = f(x_{Si}, T)$ for temperatures 1823, 1873, 1973 K and influence $a_{SiO_2} = f(x_{Si}, T)$ on the equilibrium composition of the gas phase ($P_{O_2} = f(x_{Si}, T, a_{SiO_2})$). Have analyzed and corrected data on the activity of silicon dioxide in the slag system $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$.

Исследование равновесий между металлическими и шлаковыми расплавами – одна из важнейших задач металлургии, точное решение которой зависит от многих трудно определяемых параметров. Применительно к кремнистым сплавам эту задачу пытаются решить при помощи описания равновесия реакции



при этом необходимо иметь достаточно надежную информацию по пяти параметрам – T , $a_{SiO_2} = f(x_{SiO_2}, T)$, $a_{Me} = f(x_{Me}, T)$, $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$, $a_{MeO} = f(x_{MeO}, T)$. Такая информация для большинства высокотемпературных систем либо отсутствует, либо представлена данными, полученными различными экспериментальными и расчетными методами, которые при количественном сравнении часто отличаются кратно, что не позволяет делать достаточно корректные расчеты при оценке параметров реальных технологических процессов, в том числе равновесных составов сосуществующих металлических и шлаковых расплавов.

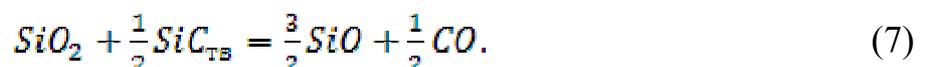
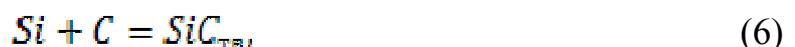
Равновесие кремнистых сплавов с шлаками и газовой фазой описывается реакцией



а также сопутствующими реакциями:



а в присутствии углерода:



Для реакции (1):

$$K_1 = \frac{a_{SiO_2}}{a_{Si} \cdot P_{O_2}},$$

$$K_1 = \frac{49433}{T} - 10,33.$$

Для полной характеристики равновесного состояния необходимо знать температуру, $a_{Si} = f(x_{Si}; a_{SiO_2} = f(x_{SiO_2}))$ и P_{O_2} . Применительно к получению железокремниевых сплавов нижний температурный предел ограничивается областями существования гомогенных металлических и шлаковых расплавов (~1700 К), верхний, как правило, не превышает 2000 К, выше которого интенсивно протекают сопутствующие реакции (2), (3), (6).

Активность кремния в расплавах Fe – Si, и Fe – Si – C $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$ изучалась многократно [1–4]. Во всех работах отмечается отрицательное отклонение от закона Рауля во всех исследованных интервалах концентраций ($x_{Si} = 0 \div 1$) и температур (1700 ÷ 1973 К) и тем более сильное, чем меньше концентрация кремния в сплаве (при $x_{Si} < 0,1$, $lgV_{Si} = 1 \cdot 10_{1700}^{-2,7} \div 1 \cdot 10_{1973}^{-2,3}$) [1]. Однако количественные результаты исследований отличаются значительно (рисунок 1), в связи с чем, с целью получения корректных данных, пригодных для расчетов равновесных состояний, активности кремния в сплавах при температурах 1773, 1873, 1973 К сопоставлены с диаграммой состояния системы Fe – Si (рисунок 2). Полученные зависимости, представленные как линии изоактивности кремния, достаточно достоверно отображают картину изменения активности кремния. Активность кремния для сплава данного состава, особенно для сплавов с высоким содержанием кремния ($Si > 30 \%$ масс.), мало зависит от температуры, что позволяет экстраполировать полученные зависимости как в область более высоких так и в область более низких температур. Так, например, показано, что при 1600 К (изотерма ABCDE на рисунке 2) активность кремния в области изменения концентраций кремния от 70 до 44 % масс., уменьшается от 1 до 0,48 (участок АВ на рисунке 1), на участке ВС (смесь: ж + FeSi_{ТВ}) жидкий расплав с твердыми кристаллами моносицида FeSi, при этом активность кремния в жидком расплаве не изменяется ($a_{Si} = 0,5 = const$), при составе смеси, соответствующей точке С протекает химическая реакция

$$mЖ_E \rightarrow (m - n)FeSi_{ТВ} + nЖ_D, \quad (8)$$

при этом активность кремния в жидком расплаве изменяется от 0,5 до 0,05 (участок CD на рисунке 1), на участке DE в области гомогенных расплавов активность кремния уменьшается от 0,05 до практически нулевых значений.

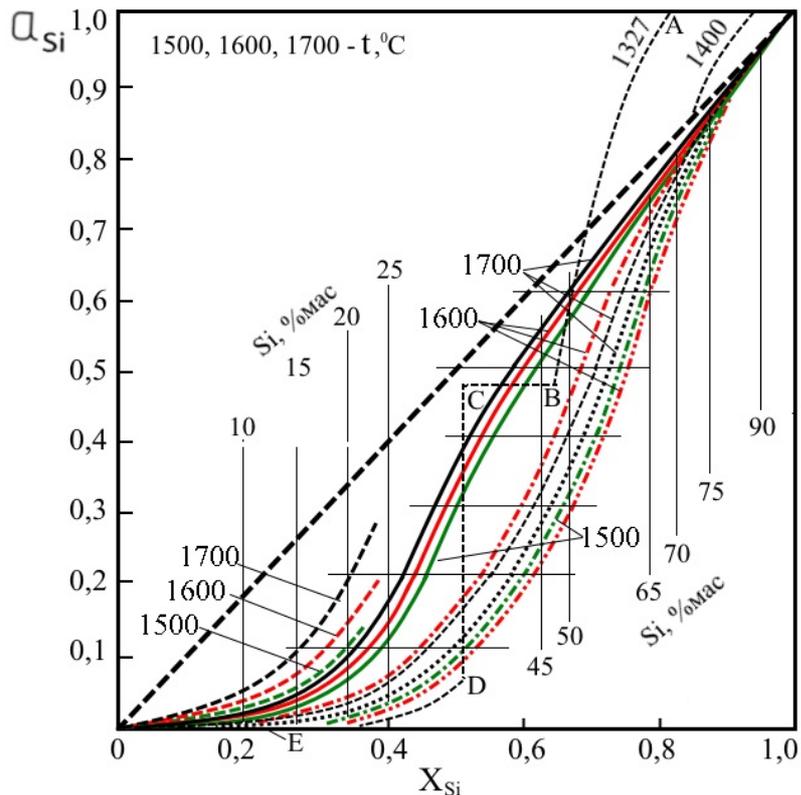


Рисунок 1 – Зависимость активности кремния от состава сплава и температуры
 сплавы Fe – Si – C: (—) 1700 °С, (---) 1600 °С, (---) 1500 °С;
 сплавы Fe – Si (.....) 1700 °С, (---) 1600 °С (---) 1500 °С

В расплавах Fe – Si – C, насыщенных углеродом, активность кремния для сплавов заданного состава выше, чем для расплавов Fe – Si. Рассчитанные в соответствии с константой равновесия реакции (1) в сплавах с содержанием кремния более 45 % масс. значения $\lg P_{O_2}$ (при $a_{SiO_2} = 1$) мало зависят от состава расплава (рисунок 2), незначительное уменьшение наблюдается лишь в низкокремнистых сплавах ($Si < 30$ % масс.).

Для сплавов, выплавляемых в соответствии с государственными и международными стандартами, содержащих 10 – 90 % масс. Si табулированные значения $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$, принятые для расчетов равновесных состояний, представлены в таблице 1. Влияние a_{SiO_2} на равновесные значения $\lg P_{O_2} = f(x_{Si}, x_{SiO_2}, T)$ показано на рисунке 3 для температур 1823, 1873, 1973 К, в виде линий изоактивностей $a_{(SiO_2)}$ и для сплавов промышленного состава также приведены в таблице 1.

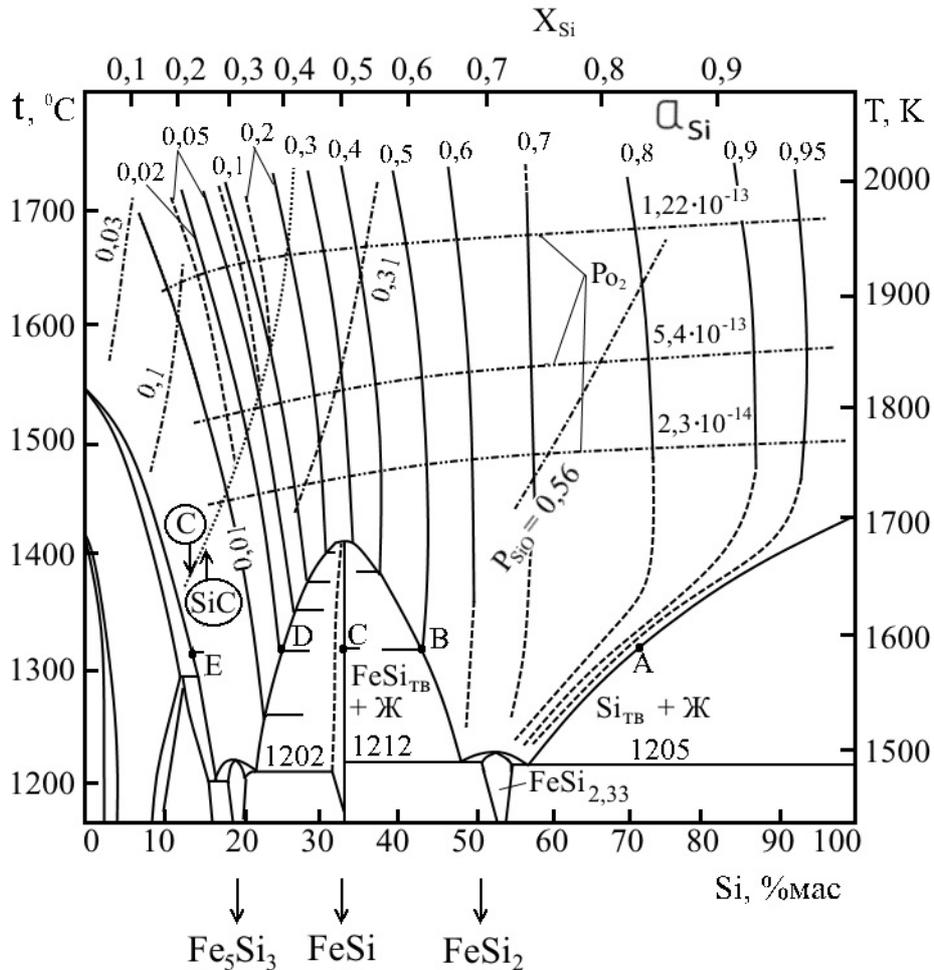


Рисунок 2 – Связь термодинамических параметров железокремниевых расплавов $\Pi = f(X_{Si}, T)$ с диаграммой состояния системы Fe – Si

(—) $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$ в расплавах Fe – Si;

(- - -) $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$ в расплавах Fe – Si – C_{нас};

(·····) $P_{O_2} = const = f(x_{Si}, T)$;

(- · - ·) $P_{SiO} = const = f(x_{Si}, T)$;

(······) линия выделения карбида кремния из расплавов насыщенных углеродом

При заданной температуре ($T = const$) каждому заданному значению $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$ соответствует постоянное строго фиксированное значение $a_{SiO_2} = f(x_{SiO_2}, T)$ и $lg P_{O_2} = f(x_{Si}, T)$. Для конкретных шлаковых расплавов, например для шлаков системы CaO – Al₂O₃ – SiO₂, при $T = const$ параметры a_{SiO_2} , a_{Si} (x_{Si} или % Si масс.), $lg P_{O_2}$ могут быть представлены на диаграмме состояния системы CaO – Al₂O₃ – SiO₂ (рисунок 4 а, б, в) в виде

линий изоактивностей a_{SiO_2} и соответствующих им значений равновесных концентраций кремния в сплаве ($Si, \% \text{ масс.}$) или значений a_{Si} .

Таблица 1 – Физико-химические параметры равновесий в расплавах системы $Si-Fe-SiO_2$

Si, % (масс.)	X_{Si}	$a_{[Si]}$			$-lgP_{O_2}$ ($a_{SiO_2} = 1$)		
		1823	1873	1973	1823	1873	1973
10	0,16	0,004	0,008	0,014	14,5	14,0	12,9
15	0,25	0,012	0,02	0,049	15,05	14,6	13,1
20	0,31	0,025	0,05	0,1	15,47	14,8	13,3
25	0,4	0,1	0,13	0,2	15,88	15,25	13,8
45	0,63	0,52	0,53	0,56	16,55	15,85	14,48
50	0,68	0,605	0,61	0,62	16,6	15,9	14,55
65	0,79	0,63	0,64	0,75	16,65	16,0	14,6
70	0,83	0,77	0,78	0,8	16,7	16,05	14,63
75	0,86	0,805	0,81	0,82	16,75	16,1	14,67
90	0,94	0,92	0,925	0,93	16,8	16,15	14,72

Точность расчетов зависит от точности определения значений a_{SiO_2} . Этой проблеме уделялось ранее и в настоящее время большое внимание. Наиболее часто используются данные работ [5–7]. Новые экспериментальные исследования [2–4] и модельные расчеты [8–10] подтверждают качественно схо-

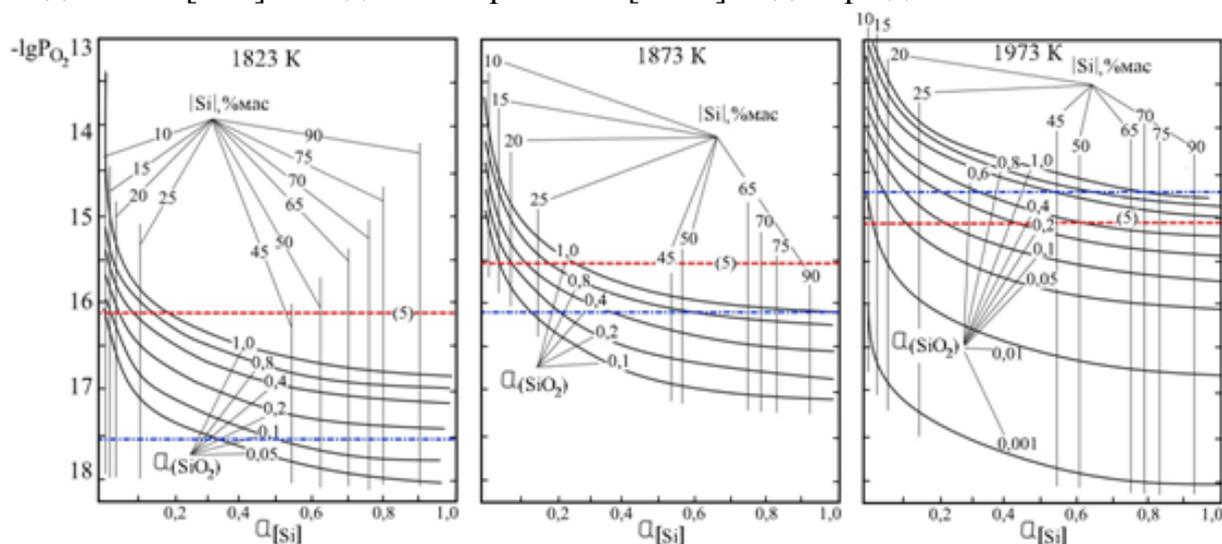


Рисунок 3 – Влияние состава, температуры и $a_{(SiO_2)}$ на равновесные значения P_{O_2} при температурах 1823 (а), 1873 (б) и 1973 (в) К

P_{O_2} при температурах 1823 (а), 1873 (б) и 1973 (в) К

(—) $-lgP_{O_2} = f(T, a_{Si}, a_{SiO_2})$, цифры у кривых – значения a_{SiO_2} ;

(- - - - -) значения $-lgP_{O_2} = const = K_{(1)T}$

(- - - - -) значения $-lgP_{O_2} = const(T)$ для реакции (5) $2C + O_2 = 2CO$

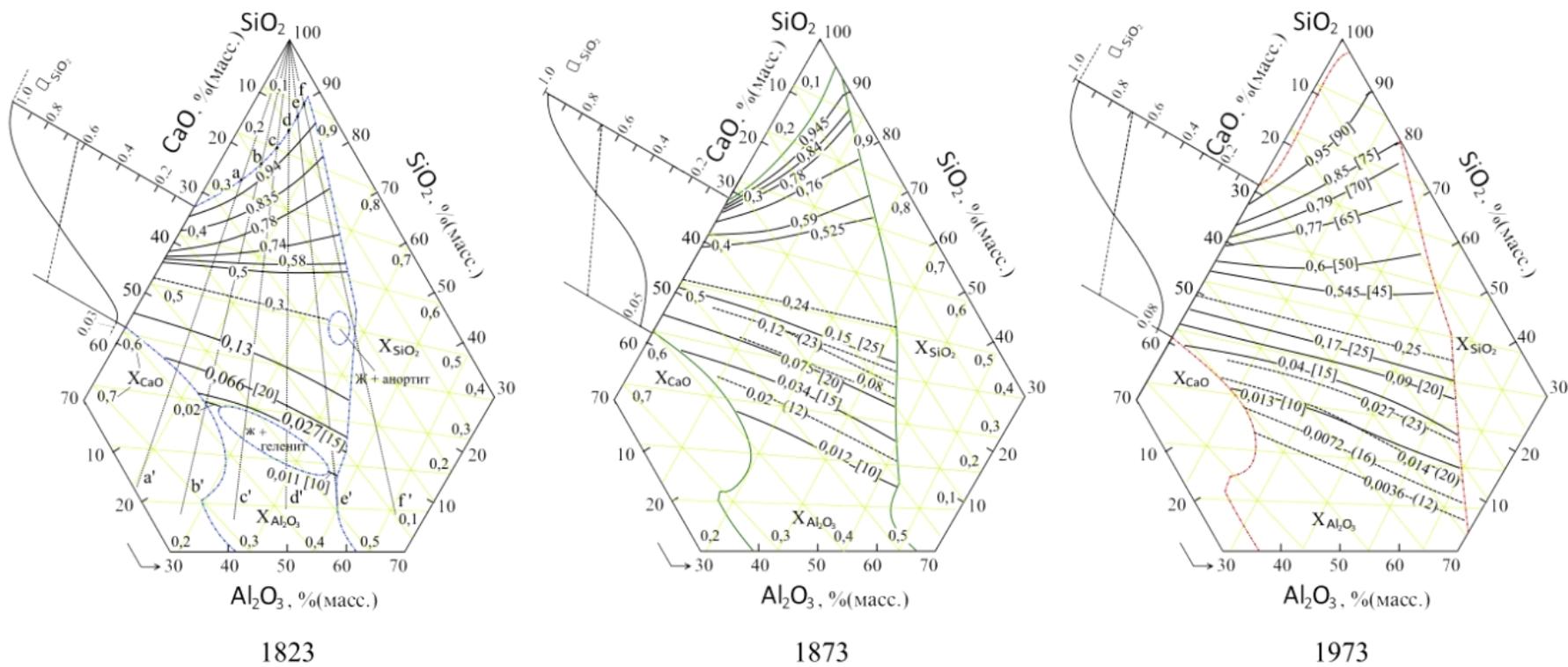


Рисунок 4 – Активности диоксида кремния в гомогенных шлаковых расплавах $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$:

а) 1823 К; б) 1873 К; в) 1773 К

Цифры у кривых – значения $a_{(SiO_2)}$; цифры в скобках – равновесные концентрации кремния в металлических расплавах.

димось полученных результатов с данными работ [5, 6], однако вряд ли могут претендовать на более высокую точность и достоверность, поэтому при выборе значений a_{SiO_2} (положения линий изоактивностей в области гомогенных шлаковых расплавов системы $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$) для получения корректных результатов использованы следующие положения:

1. Линии изоактивности (a_{SiO_2} в расплавах системы $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$), исходящие со стороны двухкомпонентной системы $CaO - SiO_2$ ($x_{Al_2O_3} = 0$) по своему значению должны соответствовать значениям a_{SiO_2} в системе $CaO - SiO_2$ при заданном составе шлака и температуре;

2. Линии зависимости $a_{SiO_2} = f(x_{SiO_2} \text{ или } SiO_2, \% \text{ масс.})$ построенные $CaO/Al_2O_3 = 4,0; 2,33; 1,5; 1,0; 0,66; 0,43$, для равных соотношений (% масс.)

исходящие соответственно из точек a, b, c, d, e, f на изотерме насыщения расплава диоксидом кремния на поверхности ликвидуса при заданной температуре, пересекаются практически в одной точке. При температуре 1823 К точке пересечения соответствуют координаты $a_{SiO_2} = 0,3$, $x_{SiO_2} = 0,48$; при 1873 К $a_{SiO_2} = 0,24$, $x_{SiO_2} = 0,52$; при 1973 К $a_{SiO_2} = 0,25$, $x_{SiO_2} = 0,45$.

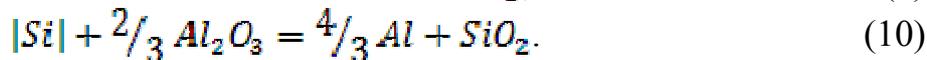
На треугольнике концентраций этим значениям соответствуют прямые линии с равными значениями a_{SiO_2} , разделяющая область гомогенного расплава на 2 поля: верхнее, где все линии изоактивностей, начинаясь от стороны двухкомпонентной системы $CaO - SiO_2$, направляются по мере увеличения в расплаве концентрации Al_2O_3 и SiO_2 вверх, и нижнее поле, где линии изоактивности закономерно опускаются вниз с выпуклой по отношению к линии равных активностей кривизной;

1. В случаях, когда при заданной температуре внутри области гомогенного расплава выделяется двухфазная область (например, при 1823 °С – жидкость + геленит, жидкость + анортит) линии изоактивности не могут огибать эту область, это можно предположить, считая что на всей изотерме, ограничивающей эту область, в равновесии с геленитом (или анортитом) находится жидкость постоянного состава. На самом деле состав расплава (в том числе и концентрация SiO_2) изменяется и, соответственно, a_{SiO_2} также изменяется.

2. Линии изоактивности при пересечении с изотермой, ограничивающей гетерогенную область, не пересекают эту область. Изменение активностей компонентов в этой области происходит по схеме, представленной для сплавов Fe – Si при 1600 К, с резким изменением активностей компонентов при выделении из расплава кристаллов геленита (или анортита).

С учетом этих положений, рассчитанные для промышленных сплавов значения a_{SiO_2} нанесены на поле гомогенных расплавов в виде линий изоактивностей, каждой из которых соответствует расплав строго заданного состава. Например, расплав, содержащий 75 % Si (ФС 75) должен находиться в равновесии только со шлаками, составов, соответствующих линии изоактивности

$a_{SiO_2}=0,85$. При отклонении состава шлака от этой линии неизбежно должен изменяться состав ферросилиция, в том числе за счет реакций (2), (9). При концентрации кремния больше равновесной должны протекать реакции силикотермического восстановления CaO и Al_2O_3 :



В присутствии углерода газовая фаза будет состоять, в основном, из монооксида углерода, содержание кислорода в газовой фазе при температурах 1773, 1823, 1873 и 1973 К и $P_{общ} = 1$ ат составит соответственно $P_{O_2} = 1,71 \cdot 10^{-16}; 2,66 \cdot 10^{-16}; 4,04 \cdot 10^{-16}; 8,7 \cdot 10^{-16}$,

$(-lg P_{O_2} = 15,76; 15,57; 15,4; 15,06)$ (рисунок 3), следовательно при 1973 К

углеродотермическим процессом могут быть получены все промышленные сплавы $(P_{O_2|C_{Fe}} < P_{O_2|Si})$, при значениях $a_{SiO_2} \geq 0,85$; при 1873 К сплавы с содержанием кремния менее 65 % (масс.), а при $a_{SiO_2} > 0,4$ сплавы с содержанием кремния менее 25 %; при $a_{SiO_2} > 0,1$ – сплавы, содержащие менее 20 % Si.

При 1873 К $(lg P_{O_2(C_{Fe})} = -16,7)$ при значениях $a_{SiO_2} \approx 1$ могут быть получены лишь сплавы с содержанием кремния менее 25 %, при $a_{SiO_2} = 0,4 \sim 20\%; 0,2 \sim 15\%; 0,05 \sim 10\%$. При более низких температурах могут получаться углеродотермическим восстановлением лишь низкокремнистые сплавы (Si < 15 %) под кислым шлаком ($a_{SiO_2} > 0,5$). Минимальный уровень температур, при которых могут быть получены сплавы ФС 45 и ФС 50, составляет ~1920 К.

Интенсификация процесса возможна за счет понижения концентрации кислорода в газовой фазе (вакуум, разбавление), либо за счет изменения состава шлака и смещения границы насыщения шлака диоксидом кремния в сторону более низких температур, изменения области гомогенности расплава при заданной температуре и положения линий изоактивностей, что возможно как за счет добавок с явно выраженными кислотными свойствами (например TiO_2) так и основными (K_2O, Na_2O, BaO).

Выводы.

1. Проанализированны данные по активности кремния в расплавах Fe – Si и Fe – Si – C.

2. На диаграмме состояния системы Fe – Si в поле гомогенных расплавов представлены зависимости $a_{Si} = f(x_{Si}, T)$ в интервале температур 1600 – 2000 К и концентраций кремния $x_{Si} = 0,2 - 0,95$, а также в расплавах Fe – Si – C насыщенных углеродом от $x_{Si} = 0,05$ вплоть до линии выделения из расплава карбида кремния.

3. Определены значения $-\lg P_{O_2}$ равновесные с расплавами заданного состава при температурах 1823, 1873 и 1973 К. Показано влияние активности диоксида кремния в шлаковом расплаве на изменение равновесных характеристик.

4. Проанализированы литературные данные по исследованию активности диоксида кремния в шлаках системы $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$. Построены корректные зависимости $a_{SiO_2} = f(x_{SiO_2}, x_{CaO}, x_{Al_2O_3})$ в области гомогенных расплавов на изотермических разрезах треугольника концентраций Гиббса при температурах 1823, 1873, 1973 К.

5. Показано, что при 1973 К методом углеродотермического восстановления могут быть получены все промышленные сплавы при значениях $a_{SiO_2} > 0,8$, а при 1873 К при $a_{SiO_2} \approx 1$ могут быть получены сплавы содержащие ≤ 25 % Si, при более низких температурах могут получаться лишь низкокремнистые сплавы (< 20 % Si).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Эллиот Д.Ф. Термохимия сталеплавильных процессов / Д.Ф. Эллиот, М. Глейзер, В. Рамакришна – М.: Metallurgy, 1969. – 252 с.
2. Зубов В.Л. Электрометаллургия ферросилиция / В.Л. Зубов, М.И. Гасик – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 704 с.
3. Толстогузов Н.В. Теоретические основы и технология плавки кремнистых и марганцевых сплавов / Н.В. Толстогузов. – М.: Metallurgy, 1992. – 239 с.
4. Якушевич Н.Ф. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия / Н.Ф. Якушевич, Г.В. Галевский. – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 1999. – 250 с.
5. Rein R.H. Activities in the Liquid Solution $SiO_2-CaO-MgO-Al_2O_3$ at $1600^\circ C$ // Trans TMS-AJME. 1965. V. 233. P. 415–425.
6. Kay D.A.R., Taylor J. Activities of Silica in the Lime+Alumina+Silica System // Trans Faraday Soc. 1960. V. 56. P. 1372–1386.
7. Атлас шлаков: справочное издание – М.: Metallurgy, 1985. – 208 с.
8. Зайцев А.И. Физическая химия металлургических шлаков / А.И. Зайцев, Б.М. Могутнов, Е.Х. Шахназов. – М.: Интерконтакт Наука, 2008. – 352 с.
9. Hiroki O. Activities in $CaO-SiO_2-Al_2O_3$ slags and deoxidation equilibria of Si and Al // Metallurgical and materials processing. 1996. V. 27. P. 943–953.
10. Якушевич Н.Ф., Кондратьев Д.В. Термодинамика первичных шлаков в системе $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2000. №. С. 4–9.

М.С. Приходько, А.В. Календа

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

ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ЗАТВОРА ТИПА «КНИЖКА» ДЛЯ РАЗЛИВКИ СТАЛИ В ККЦ-2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

В конвертерном цехе № 2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» осуществлен переход на разливку стали с использованием шиберного затвора сталеразливочного ковша типа «книжка». Проведены испытания нескольких типов огнеупоров, обучен персонал и отработана технология по эксплуатации и обслуживанию шиберного затвора нового типа. Использование в ККЦ №2 нового шиберного затвора типа «книжка» позволило значительно сократить время подготовки сталеразливочного ковша к приему плавки, увеличить стойкость сталеразливочных ковшей и огнеупоров используемых в шиберном затворе.

At the BOF № 2 JSC EVRAZ OF ZSMK the transition to use two-plate sliding gate for casting ladle has been carried out. Different types of refractories have been tested, the personnel has been trained and maintenance technique for the sliding gate of a new type has been worked through. The use of two-plate sliding gate at BOF №2 reduced significantly casting ladle preparation time, increased the lifetime of casting ladles and refractories used in the slide gate.

В ККЦ-2 разливка стали из ковшей емкостью 350 тонн с 1976 года осуществлялась через затвор шиберного типа, разработанный и модифицированный специалистами комбината.

В 2011 году управляющей компанией «Евраз Холдинг» было принято решение о реализации инвестиционного проекта по переводу ККЦ-2 на разливку стали с применением шиберного затвора нового поколения типа «книжка». Шибберные затворы такого типа являются весьма перспективными и получили широкое распространение на российских металлургических предприятиях [1, 2]. Они обеспечивают сокращение времени оборота ковшей, экономию огнеупоров сталеразливочного ковша и позволяют осуществлять ритмичную подачу металла на разливку при повышении производительности МНЛЗ.

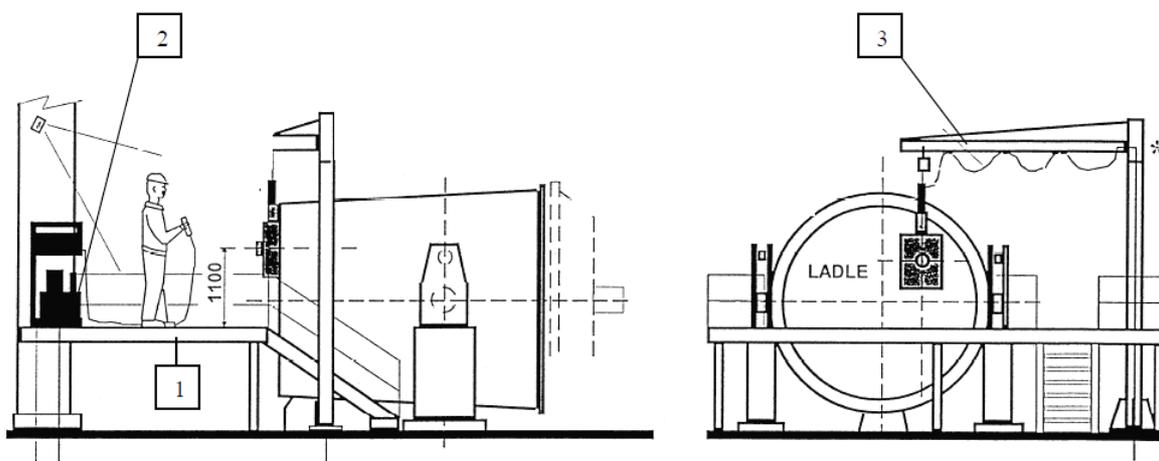
Особенностью работы ККЦ-2, усложнившей перевод на новый тип затвора, является наличие двух парков разливочных ковшей, отличающихся свойствами огнеупоров и конструкцией футеровки ковша: один - для разливки стали в изложницы, другой – для подготовки и разливки стали на МНЛЗ и МНЛС. Реализация проекта усложнялась и другими обстоятельствами:

- более сложная конструкция нового затвора требовала специального обучения персонала правилам подготовки, эксплуатации и обслуживания;
- отсутствие специальных стендов, опыта обслуживания и подготовки затворов к разливке стали без снятия затвора с ковша;
- отличия в характеристиках и параметрах работы гидравлического оборудования, обеспечивающего обслуживание затвора и его работу при разливке, оказывающих влияние на технологию разливки;
- наличие специальных требований и условий при обработке сталеразливочного канала в ковше и затворе после разливки плавки.

С целью минимизации рисков материальных потерь при освоении технологии подготовки, обслуживания нового затвора и разливки стали реализация Проекта осуществлялась по этапам. На первом, подготовительном, этапе были изготовлены и смонтированы в цехе два новых стенда по обслуживанию шиберных затворов «книжка» и дооборудовано два уже существующих стенда (рисунок 1).

Разработана и введена в действие временная производственно-техническая инструкция по подготовке и эксплуатации сталеразливочных ковшей и шиберных затворов типа «книжка». Проведено обучение персонала по подготовке и обслуживанию сталеразливочных ковшей и шиберных затворов; по разливке стали через шиберный затвор «книжка».

Следующим этапом явилось переоборудование части парка сталеразливочных ковшей для разливки в изложницы шиберными затворами «книжка» и начался этап освоения технологии разливки стали с использованием нового шиберного затвора. По причине различий в конфигурации и размерах элементов гидравлических цилиндров для соединения с затвором старой и новой конструкции было разработано и изготовлено адаптерное устройство, позволяющее применять один тип гидравлического цилиндра для привода как старого так и нового затвора.



1 – площадка для обслуживания шиберных затворов;
 2 – гидравлическая станция; 3 – консоль для перемещения шиберных затворов
 Рисунок 1 – Схема стенда для обслуживания шиберных затворов

Но на практике оказалось применение адаптера не удобным из-за больших габаритов и веса. По этой причине на разливочных площадках для разлива в изложницы часть гидравлических станций оставили с цилиндрами для затворов старой конструкции, а часть оснастили гидравлическими цилиндрами для нового затвора. На основании рекомендаций разработчика затворов компании Knoellinger FLO-TEC были выполнены корректировки скорости передвижения подвижной плиты в затворе при работе от гидравлических станций, используемых в цехе.

Получив практический опыт подготовки, обслуживания сталеразливочных ковшей и шиберных затворов «книжка» при разливе стали в изложницы, приступили к оснащению шиберными затворами «книжка» сталеразливочных ковшей для подготовки и разлива стали на МНЛЗ и МНЛС. При освоении разлива через шиберный затвор «книжка» на машинах непрерывного литья, на машине по разливу слябовой заготовки внедрение шло практически без серьезных проблем, а на машине по разливу сортовой заготовки были выявлены ряд проблем, которые потребовали анализа и специальных инженерных решений. Прежде всего, это проблема надежности соединения стакан-коллектора с нижней огнеупорной плитой в условиях применения рычажного устройства с противовесами для удержания защитной трубы на стакане-коллекторе (манипулятор).

В ходе реализации проекта были найдены и осуществлены технические и организационные решения, обеспечившие достижение поставленных целей.

В сжатые сроки осуществлен ввод в эксплуатацию комплекса оборудования, подготовлена техническая документация, обучен персонал, выполнены испытания нескольких типов огнеупоров и отработана технология по эксплуатации и обслуживанию сталеразливочных ковшей и шиберных затворов «книжка».

Необходимо отметить, что в процессе реализации проекта не просто заменили один тип шиберного затвора на другой, более современный, но принципиально изменили технологию подготовки и обработки сталеразливочного ковша, откорректировали технологию разлива. Изменилась ответственность и квалификация персонала при подготовке и обслуживании шиберного затвора. Так после разлива одной плавки на старом затворе его снимали с ковша, разбирали в мастерской и заменяли огнеупоры вне зависимости от результата разлива. Работа с новым затвором требует от персонала оценки состояния огнеупоров и определения возможности их использования для следующей разлива, проверки состояния элементов конструкции затвора (состояние пружин прижатия плит). Цикл подготовки шиберных затворов представлен в таблице 1.

Реализация инвестиционного проекта, по переводу ККЦ-2 на разливу стали с помощью шиберного затвора типа «книжка», позволила сократить время подготовки сталеразливочного ковша к приему плавки с 210 до 30 мин, соответственно продолжительность предплавочного разогрева [3, 4], увеличить стойкость футеровки сталеразливочных ковшей на 5 плавков. Увеличить кратность использования шиберных плит с 1 до 3 плавков. Сократить парк сталеразливочных ковшей на 2 единицы.

Таблица 1 – Цикл подготовки шиберных затворов, мин.

Транспортировка ковша в пролет	Транспортировка ковша на сборочный стенд	Очистка кислородом	Проверка состояния	Снятие шиберных затворов с ковша и передача в шиберную мастерскую и обратно	Установка 2-х затворов на ковш	Засыпка каналов ковша	Транспортировка ковша на стенд для нагрева	Нагрев	Установка ковша на сталевоз	Неучтенное время	Суммарное время
Шиберный затвор жесткого типа											
2	2	0	0	20	15	6	5	150	5	5	210
Шиберный затвор типа «книжка»											
2	2	3	10	0	0	6	0	0	5	2	30
Экономия времени на обслуживание затворов											180

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Современные системы повышения качества и разлива стали для металлургических и литейных производств / В.И. Золотухин, Е.И. Гордеев, А.Г. Головкин, Д.А. Провоторов // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – С. 222 – 227.
2. Кононов В.А., Алпатов А.А. Современные шиберные системы для разлива стали // Новые огнеупоры. – 2006. – № 8. – С. 15 – 18.
3. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Обезуглероживание огнеупоров при тепловой обработке футеровок сталеразливочных ковшей // Металлург. – 2010. – № 8. – С. 60 – 62.
4. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Исследование обезуглероживания периклазоуглеродистых огнеупоров при разогреве футеровок сталеразливочных ковшей перед приемом расплава // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 2. – С. 38 – 40.

УДК 669.046.564:621.785

М.В. Темлянец, К.С. Коноз, Э.Я. Живаго, В.Ф. Горюшкин,
В.Я. Целлермаер

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

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ УГАРА СТАЛИ НА ГЛУБИНУ ВИДИМОГО ОБЕЗУГЛЕРОЖЕННОГО СЛОЯ

В статье представлены результаты обработки и обобщения массива экспериментальных данных, полученных при исследованиях окисления и обезуглероживания ряда марок сталей. Для углеродистых сталей с повышенным содержанием марганца получена зависимость, позволяющая прогнозировать глубину видимого обезуглероженного слоя в зависимости от угара стали.

The article presents the results of processing and generalization of experimental data obtained in studies of the oxidation and decarburization of some steels. For carbon steels with a high content of manganese the dependence, allowing to predict the depth decarburization layer visible depending on the oxidation steel.

При нагреве стали под обработку давлением процессы окисления и обезуглероживания протекают параллельно и взаимосвязано. Существенную роль в формировании глубины видимого обезуглероженного слоя в слитках или заготовках при нагреве металла оказывает соотношение интенсивностей этих двух процессов. В частности в случае, когда скорость окисления стали превышает скорость обезуглероживания, происходит поглощение обезуглероженного слоя окалиной и соответственно в металле после нагрева обезуглероженный слой может не наблюдаться. В случае, когда скорость обезуглероживания выше, чем скорость окисления, то глубина видимого обезуглероженного слоя непрерывно нарастает и он присутствует в металле после нагрева. В работах [1 – 4] рассмотрены теоретические аспекты различного протекания процессов окисления и обезуглероживания стали. В то же время практический интерес представляет анализ экспериментальных данных, полученных при промышленных или лабораторных исследованиях процессов окисления и обезуглероживания различных марок сталей.

В данной работе проанализирован массив экспериментальных данных, представленных в ранее проведенных работах, в том числе [5 – 18], по исследованию высокотемпературного окисления и обезуглероживания сталей марок М76, Э76Ф, Э78ХСФ, 30Г1Р, 20Г2Р, Э30ХГ2САФМ, 60С2, 60С2ХА химический состав которых представлен в таблице.

Таблица – Химический состав исследуемых марок сталей

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni (Mo)	Cu (B)	V (Ti)	S	P
М76*	0,71–0,82	0,75–1,05	0,18–0,40	–	–	–	–	0,045	0,035
Э76Ф	0,75	0,94	0,36	0,08	0,12	0,14	0,07	–	–
Э78ХСФ	0,77	0,78	0,43	0,54	0,09	0,15	0,06	0,005	0,016
20Г2Р	0,20	1,20	0,26	0,20	–	(0,002)	(0,04)	0,011	0,026
30Г1Р	0,304	1,23	0,167	0,269	–	(0,0027)	(0,026)	0,004	0,010
Э30ХГ2САФМ	0,33	1,45	1,17	1,04	(0,27)	–	0,14	–	–
60С2ХА	0,576	0,66	1,439	0,736	0,024	0,031	–	0,004	0,008
60С2	0,59	0,74	1,73	0,18	0,05	0,03	–	0,005	–

* – содержание элементов по ГОСТ

По химическому составу стали марок М76, Э76Ф, Э78ХСФ, 30Г1Р, 20Г2Р относятся к углеродистым с повышенным содержанием марганца. Как было отмечено в работах [1, 19] окалина таких сталей характеризуется относительно высокими температурами плавления (более 1300 °С). Для этих марок характерно непрерывное нарастание глубины видимого обезуглероженного слоя при увеличении температуры нагрева и времени выдержки, а соответственно и угара. На рисунке 1 представлены результаты обработки экспериментальных данных, которые удовлетворительно аппроксимируются уравнением линейной регрессии.

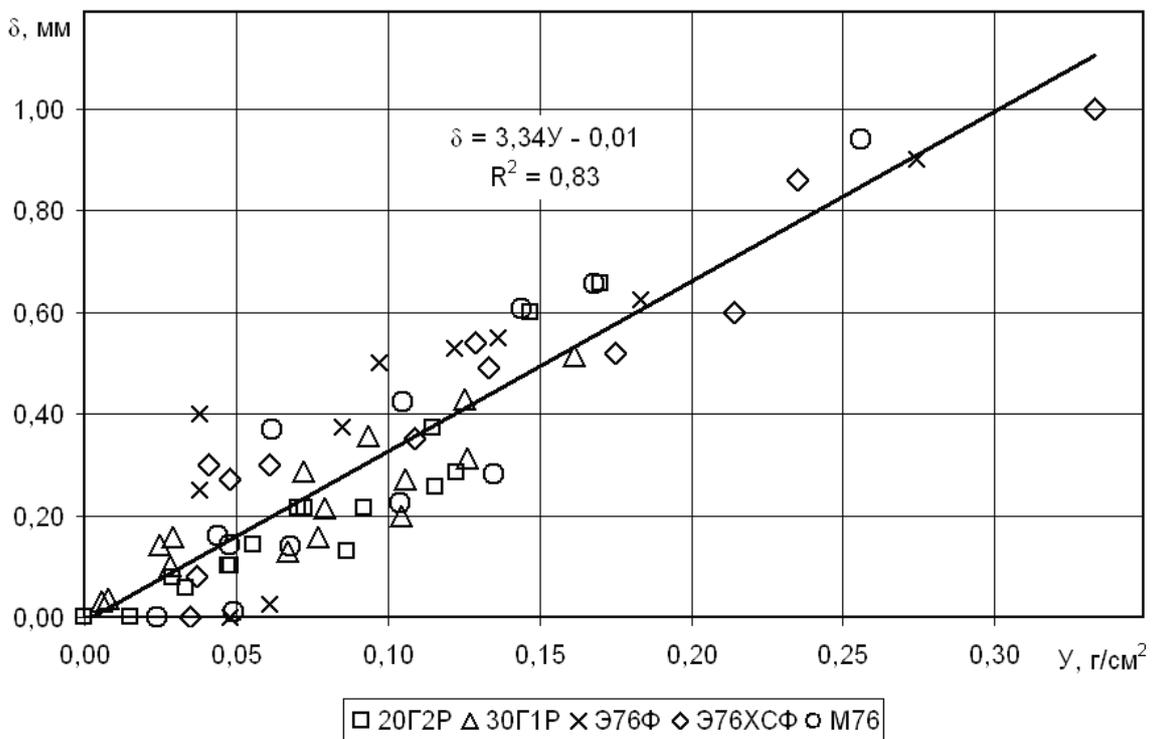


Рисунок 1 – Зависимость глубины видимого обезуглероженного слоя от угара для сталей марок М76, Э76Ф, Э78ХСФ, 30Г1Р, 20Г2Р

Поскольку угар $У$ стали в промышленных условиях может быть определен весьма простыми неразрушающими методами, причем даже без охлаждения слитка или заготовки, например методом планиметрирования, а для определения глубины δ видимого обезуглероженного слоя требуются металлографические исследования с изготовлением шлифа, то определение значения $\delta=f(У)$ представляет определенный практический интерес. Уравнение регрессии, представленное на рисунке 1, позволяет осуществлять прогнозные оценочные расчеты глубины видимого обезуглероженного слоя в металле после нагрева по значениям угара для сталей с близким к исследуемому химическим составом.

На рисунке 2 представлены зависимости $\delta=f(У)$ для сталей марок 60С2, 60С2ХА, Э30ХГ2САФМ. Эти стали характеризуются повышенным содержанием кремния [19], это приводит к снижению температур плавления окалины до уровня 1229 – 1251 °С, 1270 – 1280 °С и 1256 – 1269 °С соответственно [1, 20]. Интенсификация угара, связанная с появлением на поверхности раздела сталь-окалина жидкофазных участков, приводит к снижению глубины видимого обезуглероженного слоя.

Для сталей с повышенным содержанием кремния зависимость $\delta=f(У)$ носит нелинейный характер и индивидуальна для различных марок. При этом существенную роль играет содержание других легирующих элементов, влияющих на кинетику окисления и обезуглероживания стали, а так же температуру начала плавления окалины.

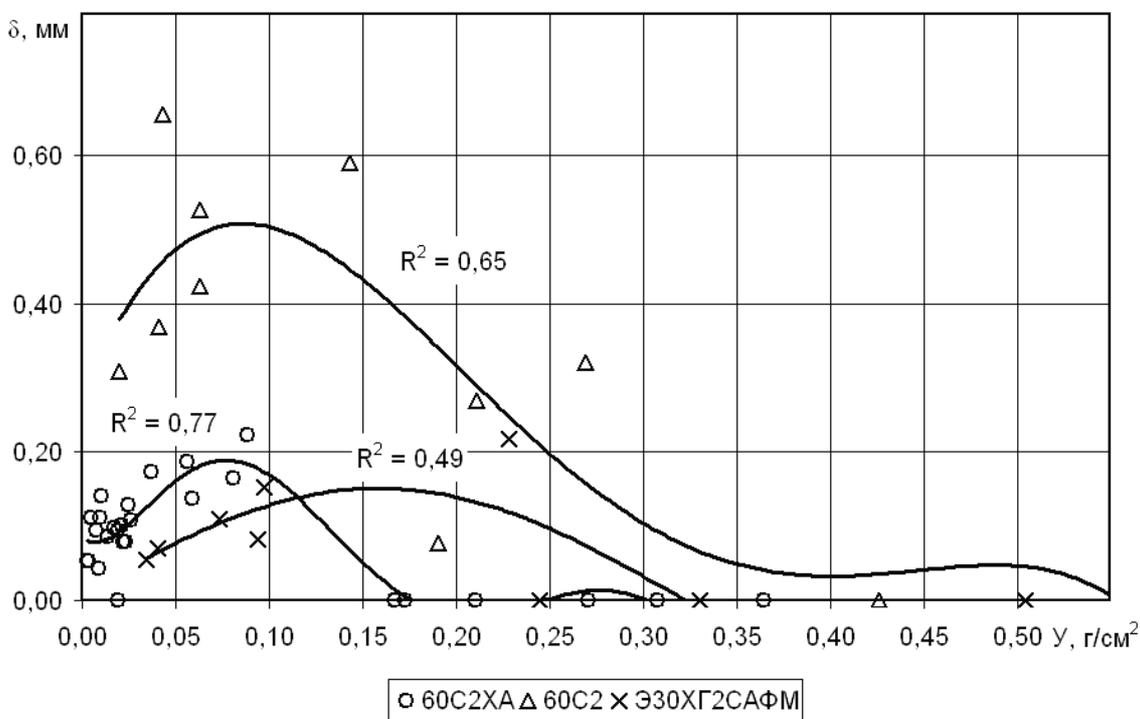


Рисунок 2 – Зависимость глубины видимого обезуглероженного слоя от угара для сталей марок 60С2, 60С2ХА, Э30ХГ2САФМ

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М. : Теплотехник, 2007. – 280 с.
3. Нагрев стальных слябов / В.Н. Перетяцько, Н.В. Темлянцев, М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
4. Дефекты и качество рельсовой стали: Справочник / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, Т.Н. Осколкова, В.В. Гаврилов – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.
5. Исследование окисления и обезуглероживания сталей для рельсов и рельсовых накладок при нагреве под прокатку / М.В. Темлянцев, В.С. Стариков, Н.В. Темлянцев, А.Ю. Сюсюкин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 36–38.
6. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 3. – С. 50–52.
7. Нагрев под прокатку непрерывнолитых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин, Н.В. Темлянцев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 69, 70.
8. О выборе температурных режимов нагрева под прокатку непрерывно литых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, Л.Т. Кожеурова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 12. – С. 47 – 49.
9. Разработка технологии нагрева рельсовых заготовок в методической печи с шагающими балками / М.В. Темлянцев, Е.А. Колотов, А.Ю. Сюсюкин, В.В. Гаврилов // Сталь. – 2006. – № 12. – С. 33–35.
10. Темлянцев М.В., Колотов Е.А., Сюсюкин А.Ю. Определение угара и обезуглероживания непрерывно литых заготовок рельсовой стали при нагреве в методических печах с шагающими балками // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 12. – С. 62–63.
11. Темлянцев М.В. Исследование процессов окисления и обезуглероживания стали при нагреве // Сталь. – 2007. – № 3. – С. 58–60.
12. Темлянцев М.В., Олендаренко О.Д. Окисление рельсовой стали Э30ХГ2САФМ при высокотемпературном нагреве под прокатку // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. № 4. – С. 41 – 43.
13. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 3. – С. 50 – 52.

14. Темлянцев М.В., Олендаренко О.Д. Исследование высокотемпературного окисления и обезуглероживания рельсовой стали марки Э78ХСФ // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 6. – С. 60, 61.

15. Темлянцев М.В. Влияние температурно-временного фактора на глубину видимого обезуглероженного слоя рельсовой стали // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – Вып. 17. – С. 44–47.

16. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА / М.В. Темлянцев, К.С. Слажнева, А.Ю. Дзюба, А.А. Уманский, Н.В. Темлянцев // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – Вып. 33. – С. 55–63.

17. Исследование кинетики высокотемпературного окисления среднеуглеродистой борсодержащей стали 20Г2Р / К.С. Слажнева, М.В. Темлянцев, А.Ю. Дзюба, Н.В. Темлянцев, В.И. Базайкин // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 17. – С. 84–87.

18. Исследование угара борсодержащей стали 30Г1Р при высокотемпературном нагреве / К.С. Слажнева, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева, В.И. Базайкин // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. – Вып. 34. – С. 34–37.

19. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Исследование химического состава окалины пружинной стали 60С2 // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 2. – С. 75 – 76.

20. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Исследование температур оплавления образующейся при нагреве стали печной окалины // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 9. – С. 51 – 53.

УДК 669.046.564:621.785

М.В. Темлянцев, А.Ю. Дзюба*, Е.Н. Темлянцева, К.С. Коноз,
Э.Я. Живаго, В.Ф. Горюшкин

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

*ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», г. Магнитогорск

ПРИМЕНЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ РЕССОРНО- ПРУЖИННОЙ СТАЛИ МАРКИ 60С2ХА ОТ ОКИСЛЕНИЯ И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ПРОКАТКУ

В статье представлены результаты лабораторных исследований возможности применения защитных покрытий для снижения угара и обезуглероживания стали марки 60С2ХА при нагреве под прокатку. Получен состав покрытия, обеспечивающий снижение угара в 1,7 раза, предотвращение образования видимого обезуглероженного слоя, снижение шероховатости и повышение качества поверхности металла после нагрева.

The article presents the results of laboratory studies the possibility of applying protective coatings to reduce fumes and decarburization of the steel grade 60S2HA during heating for rolling. The resulting coating composition provides a decrease in the frenzy of 1,7 times, preventing the formation of visible decarbonization layer, reducing roughness and improving the quality of the metal surface after heating.

Защитные покрытия на основе силикатных связующих получили широкое распространение в металлургии. Они применяются для защиты огнеупорных футеровок [1 – 5] и поверхности стали от окисления и обезуглероживания [6 – 11].

Актуальной задачей является разработка способов защиты от обезуглероживания при нагреве под прокатку заготовок кремнистых рессорно-пружинных сталей. Наличие обезуглероженного слоя в упругих элементах (пружинах, рессорах) наиболее опасно, поскольку резко снижает их усталостную прочность, предел выносливости. Характерно, что кремнистые рессорно-пружинные стали марок 40С2, 55С2, 60С2, 60С2ХА и т.п. вследствие повышенного содержания кремния имеют склонность к обезуглероживанию при нагреве [8, 12, 13].

В рамках данной работы исследована возможность снижения угара и обезуглероживания стали марки 60С2ХА следующего химического состава, %: 0,576 С; 1,439 Si; 0,66 Mn; 0,736 Cr; 0,024 Ni; 0,031 Cu; 0,004 S; 0,008 P посредством применения защитных покрытий. При проведении лабораторных экспериментов использовали цилиндрические образцы диаметром 11 – 13 мм,

длиной 20 – 30 мм и массой 16 – 27 г. Защитное покрытие, состояло из комбинированного заполнителя и связки, в качестве которой использовали жидкое стекло. Покрытие, имеющее консистенцию густой сметаны наносили на образец кистью. Толщина покрытия составляла порядка 1 – 1,5 мм. Перед нагревом образца покрытие высушивали около 1 ч в атмосферных условиях.

На рисунке 1 показана траектория изменения температуры поверхности металла при лабораторных экспериментах. Температурный режим выбран близким к реализуемому в промышленных условиях при нагреве непрерывнолитых заготовок в методических печах с шагающим подом.

Угар составил при нагреве образцов без покрытия $0,045 \text{ г/см}^2$ с покрытием – $0,027 \text{ г/см}^2$ что почти в 1,7 раза ниже, чем при нагреве образцов без покрытия. Глубина видимого обезуглероженного слоя в образцах без покрытия составила 0,2 мм. Применение покрытия обеспечило фактически полное отсутствие видимого обезуглероженного слоя в металле.

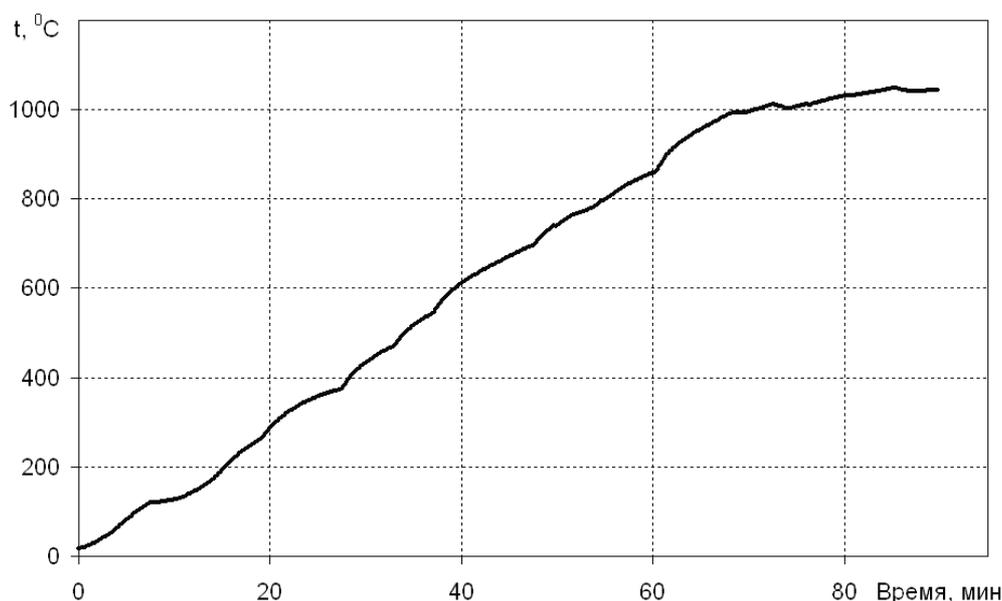


Рисунок 1 – Температура поверхности металла при нагреве

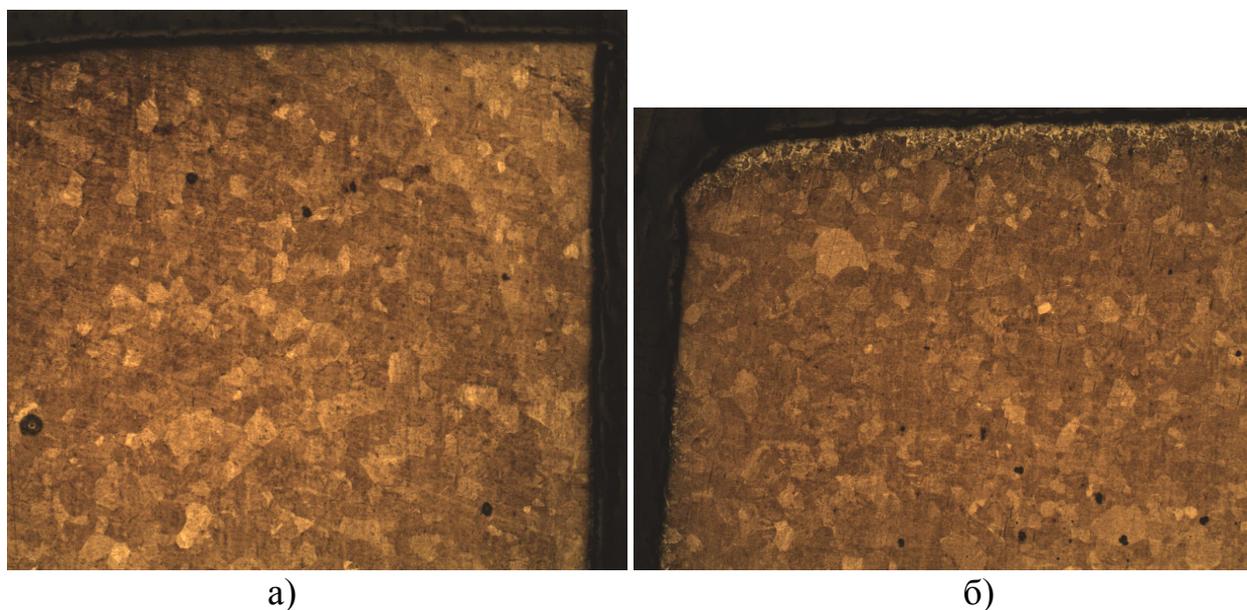
Образцы с покрытием после нагрева охлаждали в воде. Покрытие фактически сразу растрескалось и отделилось от поверхности металла. При этом поверхность образцов была гладкой и имела характерный металлический блеск стали. На рисунке 2 представлены фотографии поверхности образцов нагретых без покрытия (после травления с целью удаления окалины) (слева) и нагретых с покрытием (без травления, после отделения покрытия) (справа).

На образце слева видны следы механической обработки металла токарным резцом в виде небольших канавок и задигов. На образце справа шероховатость значительно ниже, задиры и канавки сглажены «зализаны». Визуально качество поверхности правого образца значительно выше.



Рисунок 2 – Фотографии поверхности образцов нагретых без покрытия (слева) и без покрытия (справа)

На рисунке 3 представлены фотографии микроструктуры поверхностных слоев металла образцов, нагретых с покрытием.



а)

б)

а – сверху поверхность внутренних слоев металл после вырезки части образца, справа поверхность металла, защищенная покрытием после нагрева

б – сверху торец образца не защищенный покрытием (обезуглероживание на глубину 0,2 мм), слева поверхность металла защищенная покрытием

Рисунок 3 – Фотографии микроструктуры поверхностных слоев металла образцов, нагретых с покрытием

На рисунке 4 представлена микроструктура поверхностных слоев образцов, нагретых без покрытия при различном увеличении. Глубина видимого обезуглероженого слоя 0,2 мм.

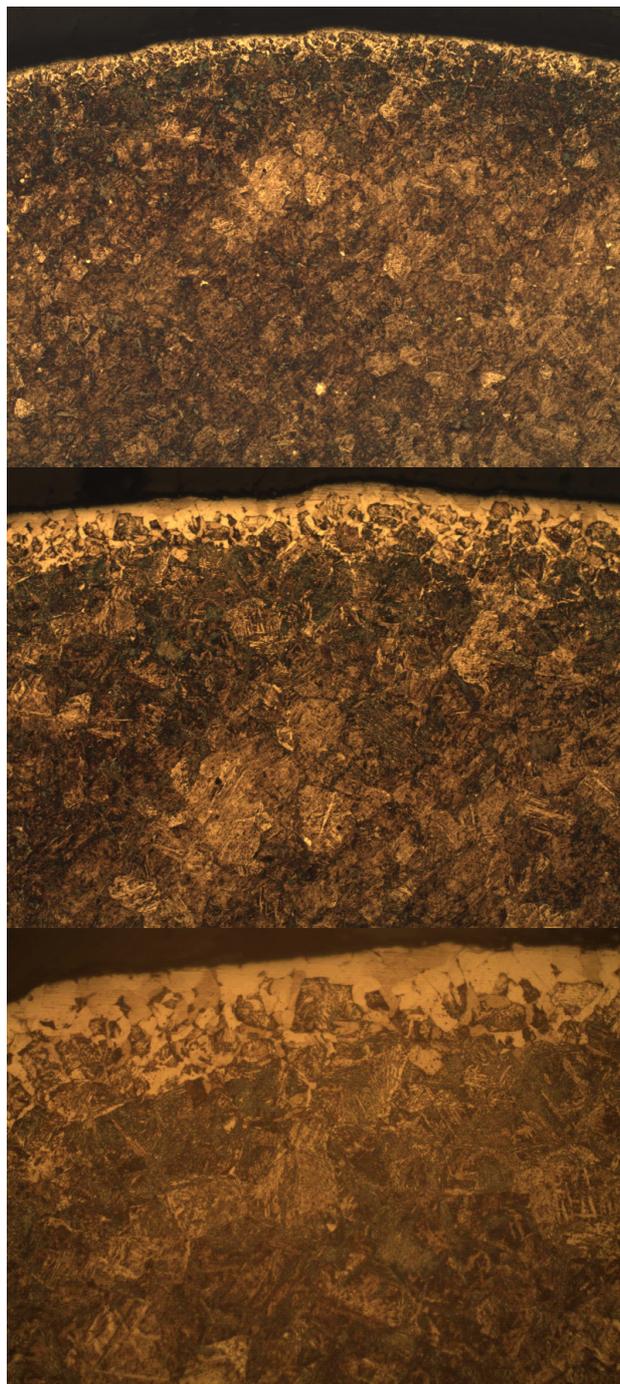


Рисунок 4 – Фотографии микроструктуры поверхностных слоев металла образцов, нагретых без покрытия (различное увеличение)

Выводы. Полученные результаты показывают перспективность применения покрытия для защиты рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА. Защитное покрытие, состоящее из комбинированного заполнителя и связки, в качестве которой использовали жидкое стекло, снижает угар в 1,7 раза, фактически полностью устраняет образование видимого обезуглероженного слоя, способствует снижению шероховатости и повышению качества поверхности металла после нагрева.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рециклинг твердых отходов в металлургии / К.А. Черепанов, С.М. Абрамович, М.В. Темлянцев, Е.Н. Темлянцева. – М.: Флинта: Наука, 2004. – 212 с.
2. Черепанов К.А., Килякова Е.Н., Темлянцев М.В. Использование боя огнеупорного кирпича при изготовлении защитных обмазок на связке из технического кремнезоля // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. – № 6. – С. 45 – 47.
3. Темлянцев М.В., Матвеев М.В., Костюченко К.Е. О применении покрытий для предотвращения обезуглероживания периклазоуглеродистых огнеупоров при разогреве ковшевых футеровок // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2011. – № 13. – С. 130 – 133.
4. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Обезуглероживание огнеупоров при тепловой обработке футеровок сталеразливочных ковшей // Металлург. – 2010. – № 8. – С. 60 – 62.
5. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Исследование обезуглероживания периклазоуглеродистых огнеупоров при разогреве футеровок сталеразливочных ковшей перед приемом расплава // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 2. – С. 38 – 40.
6. Темлянцев М.В., Олендаренко О.Д. Разработка составов защитных покрытий для снижения окисления и обезуглероживания рельсовой стали при нагреве под прокатку // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 2. – С. 69, 70.
7. Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Олендаренко О.Д. Разработка составов защитных покрытий для снижения окисления и обезуглероживания рельсовой стали при нагреве под прокатку // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 2. – С. 44 – 46.
8. Темлянцев М.В., Олендаренко О.Д., Темлянцева Е.Н. Исследование влияния защитных покрытий на интенсивность окисления и обезуглероживания рельсовой стали при высокотемпературном нагреве под прокатку // Вестник горно-металлургической секции Российской академии наук. Отделение металлургии. – 2009. – № 23. – С. 75 – 79.
9. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
10. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.
11. Нагрев стальных слябов / Перетягко В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
12. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Исследование химического состава окалина пружинной стали 60С2 // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 2. – С. 75, 76.

13. Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 3. – С. 50 – 52.

УДК 621.771.261

А.В. Головатенко, А.А. Уманский*, В.Н. Кадыков*, В.В. Дорофеев
ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк

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

РАЗРАБОТКА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РЕЖИМОВ ПРОКАТКИ ДЛИННОМЕРНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ НА УНИВЕРСАЛЬНОМ РЕЛЬСОБАЛОЧНОМ СТАНЕ

В период запуска в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», разработаны новые схемы прокатки длинномерных железнодорожных рельсов, в том числе: интенсифицированный режим прокатки с уменьшенным количеством пропусков во второй обжимной клети, принятый за основной режим прокатки; режим прокатки с использованием отдельно расположенной чистовой универсальной клети, отличительной особенностью которого является наличие режима непрерывной прокатки в клетях тандем-стана только в первом проходе; схема прокатки с резкой заготовки в трапециевидном калибре со стороны будущей подошвы, применение которой является оптимальным при использовании исходных непрерывнолитых заготовок со значительной осевой пористостью и центральной ликвацией. Показана значительная технико-экономическая эффективность применения интенсифицированного режима прокатки в обжимных клетях рельсобалочного стана, выразившаяся в уменьшении удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т и снижении отбраковки готовых рельсов по дефектам поверхности на 0,1 %.

During commissioning universal rolling mill of "EVRAZ ZSMK" developed new schemes of long rolling rails, including an intensified regime rolling with a reduced number of passes in the second blooming stand, taken as the main mode of rolling; rolling mode with separately located

universal finishing stand, the distinctive feature of which is the presence of the continuous rolling stands of the tandem mill is only in the first pass; rolling pattern with a sharp tapered caliber blank in the future by the sole use of which is optimal for use starting cast billets with substantially axial central segregation and porosity. The considerable technical and economic effectiveness of the regime intensified rolling in the blooming rolling mill stands, manifested in the reduction of specific energy consumption by $0.51 \text{ kW} \cdot \text{h} / \text{t}$ and reduce rejection of finished rails for surface defects by 0.1%.

Одним из основных направлений развития технологий производства железнодорожных рельсов в настоящее время является переход от прокатки рельсовых профилей в двухвалковых калибрах на использование универсальных клетей.

Технология прокатки рельсовых профилей в универсальных клетях обладает целым рядом существенных преимуществ по отношению к устаревшей схеме прокатки рельсов в двухвалковых калибров клетей «дуо» и «трио» [1-3]:

1. В отличие от прокатки рельсов в двухвалковом калибре, при деформации в универсальном калибре головка рельса подвергается прямому обжатию по поверхности катания (рисунок 1). За счет этого после прокатки в головке рельса обеспечивается плотная мелкозернистая структура металла, что обуславливает высокие механические свойства и износостойкость данного элемента рельсов в процессе эксплуатации.

2. Обеспечивается снижение внутренних напряжений в рельсах за счет одновременной равномерной деформации, что значительно уменьшает вероятность образования дефектов и приводит к увеличению прямолинейности рельса.

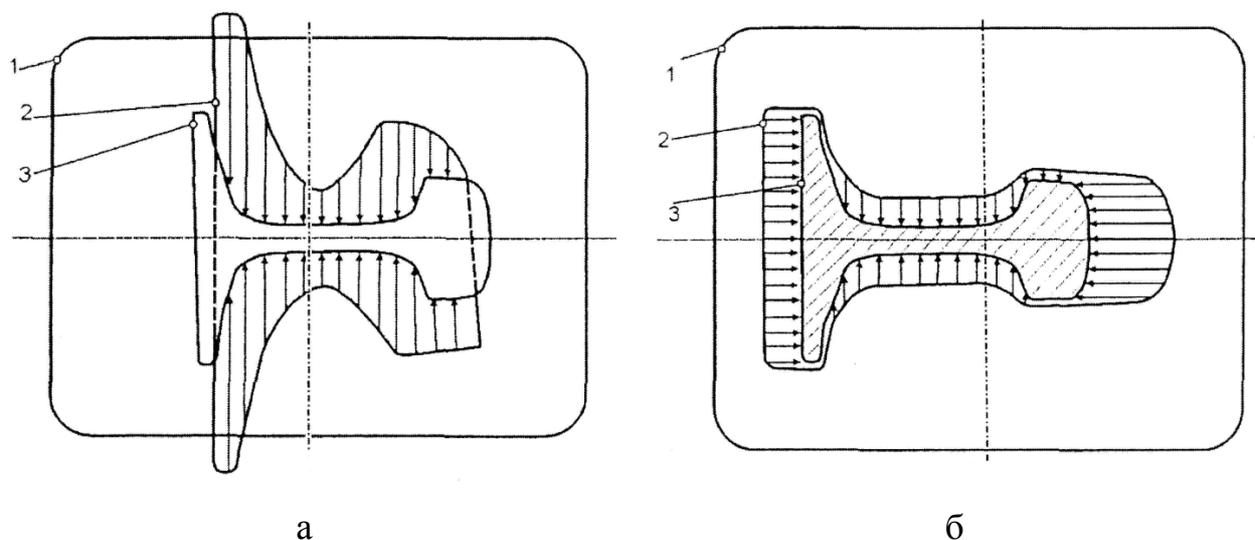
3. Происходит уменьшение скольжения металла относительно валков применительно к вертикальным (холостым) валкам, что снижает их износ и, как следствие, достигается уменьшение расхода валков на прокат. Также параллельно достигается уменьшение расхода электроэнергии на прокат (возможность установки менее мощных приводов на клетки) и повышение качества рельсов.

Для последних десятилетий характерно интенсивное распространение технологии прокатки рельсов в универсальных клетях. В частности по данным автора работы [3] в период с 2002 по 2009 гг. введены в эксплуатацию 8 универсальных рельсопрокатных станов в различных странах (3 стана в Китае, 2 стана в Индии и по одному стану в США, Австрии и Саудовской Аравии).

В целом можно констатировать, что в настоящее время в зарубежных странах прокатка рельсов осуществляется в основном с использованием универсальных клетей [4-7].

В России производство железнодорожных рельсов, сосредоточенное на двух металлургических комбинатах (ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» и ОАО «ЕВРАЗ Нижнетагильский

металлургический комбинат»), до 2013 г. осуществлялось по устаревшей схеме с использованием двухвалковых калибров.



1 – заготовка; 2 – промежуточный профиль; 3 – готовый профиль.

Рисунок 1 – Схема деформации рельсового профиля:
а – в двухвалковом калибре; б – в универсальном калибре

В 2013 г. на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» запущен в эксплуатацию первый в России универсальный рельсобалочный стан для производства длинномерных (длиной до 100 м) железнодорожных рельсов. В состав указанного рельсобалочного стана входит следующее основное оборудование: нагревательная печь с шагающими балками; устройства для гидросбива первичной и вторичной окалины; последовательно расположенные двухвалковые реверсивные обжимные клетки (BD1 и BD2); универсальный тандем стан, установленный со смещением от линии прокатки и состоящий из двух универсальных (UR и UF) клеток и одной горизонтальной вспомогательной клетки (E), отдельно расположенной чистовой калибрующей универсальной клетки (U_0), устройств для автоматического измерения чистового профиля, автоматической клеймовочной машины.

В соответствии с контрактной калибровой предусмотрены две основные схемы прокатки. Первая схема прокатки включает в себя следующие этапы (рисунок 2). Прокатка в первой обжимной клетке BD1 производится за 7 проходов, из которых первые 6 пропусков осуществляются в ящичных калибрах, а последний пропуск – в калибре «лежачая трапеция». Прокатка во второй обжимной клетке BD2 осуществляется за 5 проходов: первый пропуск – в трапециевидном калибре без разрезки со стороны будущей подошвы; второй и третий пропуски – в первом закрытом (разрезном) рельсовом калибре; четвертый пропуск – во втором закрытом рельсовом калибре; пятый пропуск – в открытом симметричном рельсовом калибре. После прокатки в обжимных кле-

тях раскат поступает для дальнейшей деформации в клетях тандем-стана, которая осуществляется за три прохода: первый пропуск – непрерывная прокатка в первой универсальной клетке (UR) и эджерной вспомогательной клетке (ER), валки второй универсальной клетки (UF) при этом разведены; второй пропуск – в первой универсальной клетке (UR) после ее реверсирования с разведенными валками эджерной клетки (ER); третий пропуск – непрерывная прокатка во всех трех клетках непрерывной группы (UR, ER, UF).

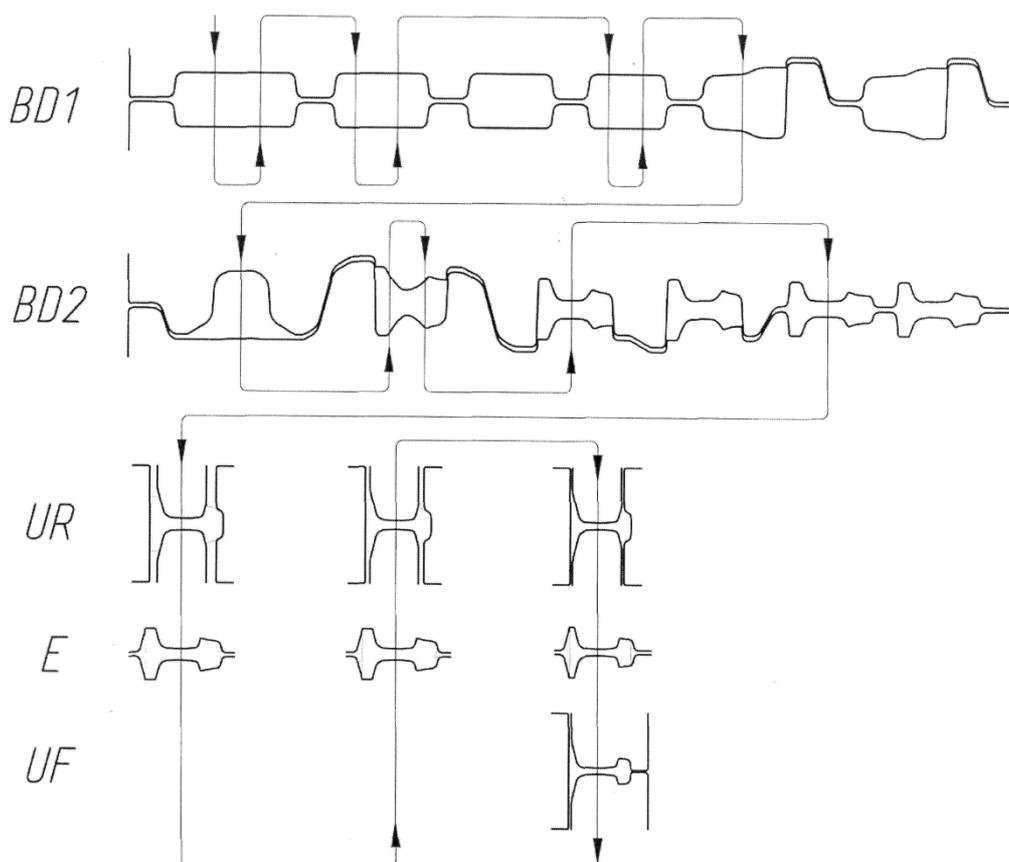


Рисунок 2 – Контрактная калибровка валков для прокатки рельсов Р65 на универсальном рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Вторая схема прокатки отличается тем, что при ее использовании задействована отдельно расположенная универсальная клетка (U_0). В этом случае чистовой универсальный калибр перенесен из второй универсальной клетки непрерывной группы (клетки UF) в клетку U_0 .

Одной из основных тенденций последнего времени при строительстве универсальных рельсобалочных станов, учтенной и при проектировании рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», является установка дополнительной отдельно расположенной универсальной чистовой клетки. В этом случае последний, формирующий чистовой профиль, проход осуществляется без использования непрерывной прокатки. Применение чистовой универсальной клетки позволяет обеспечить высокую точность геометрических размеров се-

чения готового профиля по всей длине рельса за счет отсутствия необходимости соблюдения условия постоянства секундных объемов, свойственное непрерывной прокатке. Кроме этого, установка отдельно расположенной чистой клетки позволяет существенно расширить диапазон изменения схем прокатки.

Контрактная калибровка валков тандем-стана с использованием чистой клетки U_0 предусматривала, что чистовому проходу в указанной клетки, предшествует непрерывная прокатка в первой универсальной клетки (UR) и вспомогательной эджерной клетки (E) – рисунок 2. Существенным недостатком данной схемы является тот факт, что получение предчистового профиля происходит в процессе непрерывной прокатки в двух клетях (UR и E). В этом случае геометрические размеры профиля по длине раската перед задачей в чистой калибр могут быть нестабильными, что отрицательным образом сказывается на качестве готовых рельсов.

Для устранения вышеуказанного недостатка разработана калибровка валков, в которой режим непрерывности отсутствует в трех последних калибрах [8] (рисунок 3).

Согласно новой калибровке непрерывный режим прокатки используется только в первом проходе, когда задействованы все три клетки непрерывной группы. В этом случае полученные отклонения геометрических размеров профиля по длине раската исправляются в трех последующих калибрах, прокатка в которых осуществляется при отсутствии непрерывного режима.

В ходе отработки режимов прокатки на универсальном рельсобалочном стане проведен сравнительный анализ двух схем калибровки в обжимных двухвалковых реверсивных клетях: с разрезкой заготовки в трапециевидном калибре (рисунок 4) и без разрезки заготовки (рисунок 2).

Обобщение результатов ранее проведенных лабораторных и промышленных исследований [9] позволило установить, что при использовании схемы прокатки без разрезки заготовки в трапециевидных калибрах произойдет значительное смещение осевой пористости к головке рельса (рисунок 5).

Данный факт обусловлен тем, что при формировании черногого профиля в обжимных двухвалковых клетях центральная часть заготовки располагается значительно ближе к внутренним поверхностям головки рельса по сравнению с внутренними поверхностями подошвы рельса (рисунок 6), а при дальнейшей прокатке в универсальных калибрах обжатие головки вертикальными валками превышает обжатие подошвы практически в 2 раза.

Таким образом, схема прокатки с резкой заготовки в трапециевидном калибре со стороны будущей подошвы (рисунок 4) является оптимальной при использовании исходных непрерывнолитых заготовок со значительной осевой пористостью и центральной ликвацией. При стабильно высоком качестве внутренней структуры непрерывнолитых заготовок, обеспечивающем незначительную величину осевой пористости, рекомендуемой является схема прокатки без разрезки заготовок в трапециевидном калибре (рисунок 2), как более технологичный с точки зрения автоматизации прокатки режим.

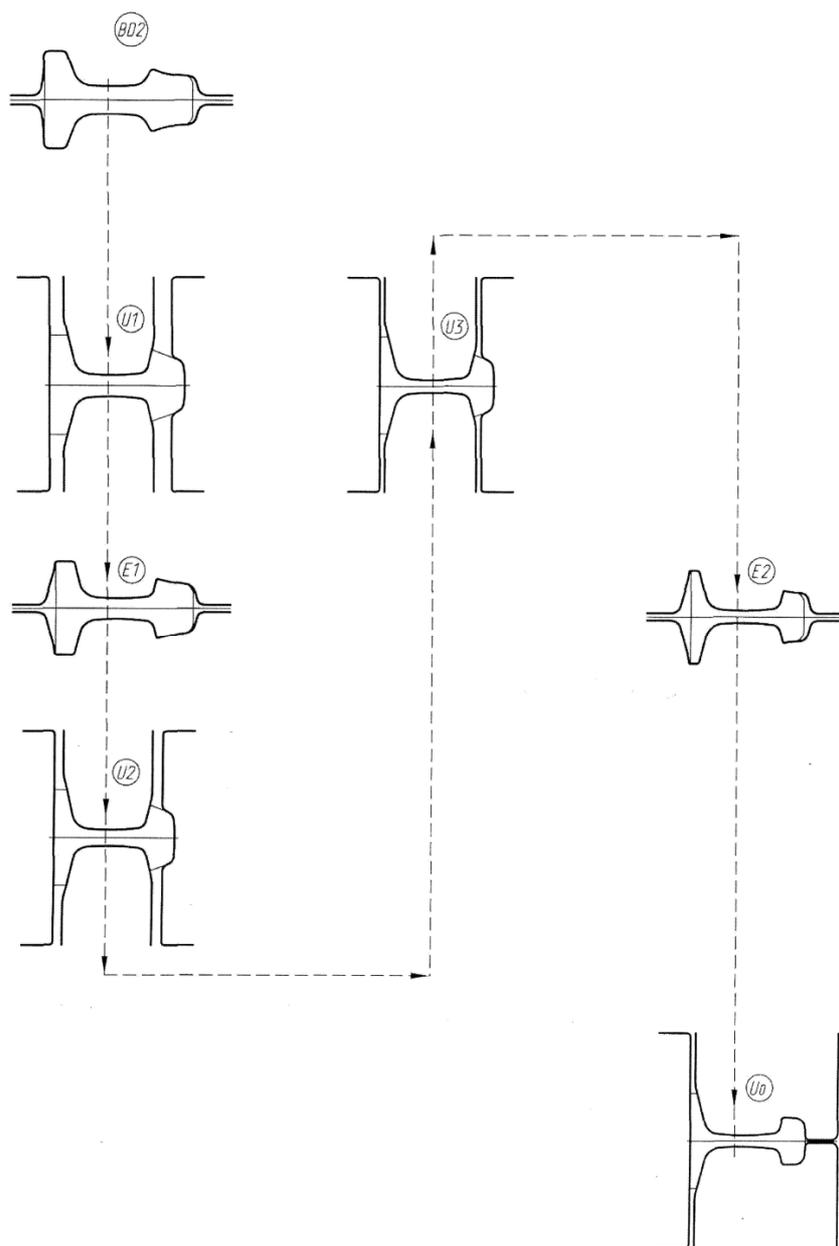


Рисунок 3 – Усовершенствованная калибровка рельсов Р65 с использованием отдельно расположенной чистовой клетки

В качестве следующего направления для совершенствования калибровки валков выбрана интенсификация режимов обжатий в черновых клетях. Интенсификация режимов обжатий при прокатке не только позволяет повысить производительность прокатных станов, снизить удельный расход электроэнергии, но и приводит к формированию более благоприятной схемы напряженно-деформированного состояния металла [10]. В свою очередь напряженно-деформированное состояние металла в процессе прокатки оказывает определяющее влияние на качество поверхности готового проката.

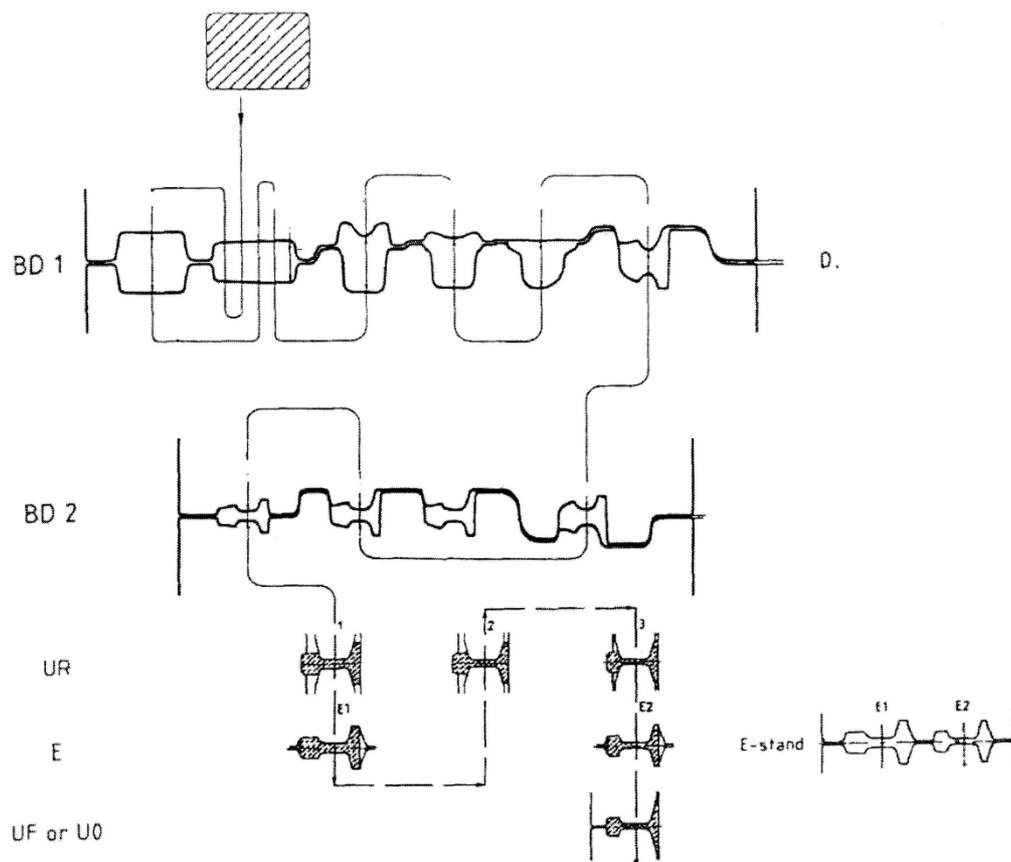


Рисунок 4 – Схема прокатки рельсов на универсальном рельсобалочном стане с резкой заготовки в трапецевидном калибре обжимной клетки

Проведенные расчеты энергосиловых параметров прокатки показали, что существует возможность сокращения двух пропусков в обжимной клетке BD2. Следует отметить, что применение интенсифицированного режима прокатки позволило также решить ряд технологических проблем, связанных с несовершенством контрактной калибровки фирмы SMS [9]. В частности удалось устранить изгиб переднего конца раската в нижнем направлении при прокатке в первом рельсовом калибре клетки BD2 и изгиб переднего конца раската в сторону подошвы рельса после симметричного рельсового калибра клетки BD2.

В ходе опытно-промышленного опробования интенсифицированного режима обжатий в обжимных клетках зафиксировано снижение удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т [11] и уменьшение отбраковки готовых рельсов по дефектам поверхности на 0,1 %, что позволило получить фактический экономический эффект 2 млн. руб./год.

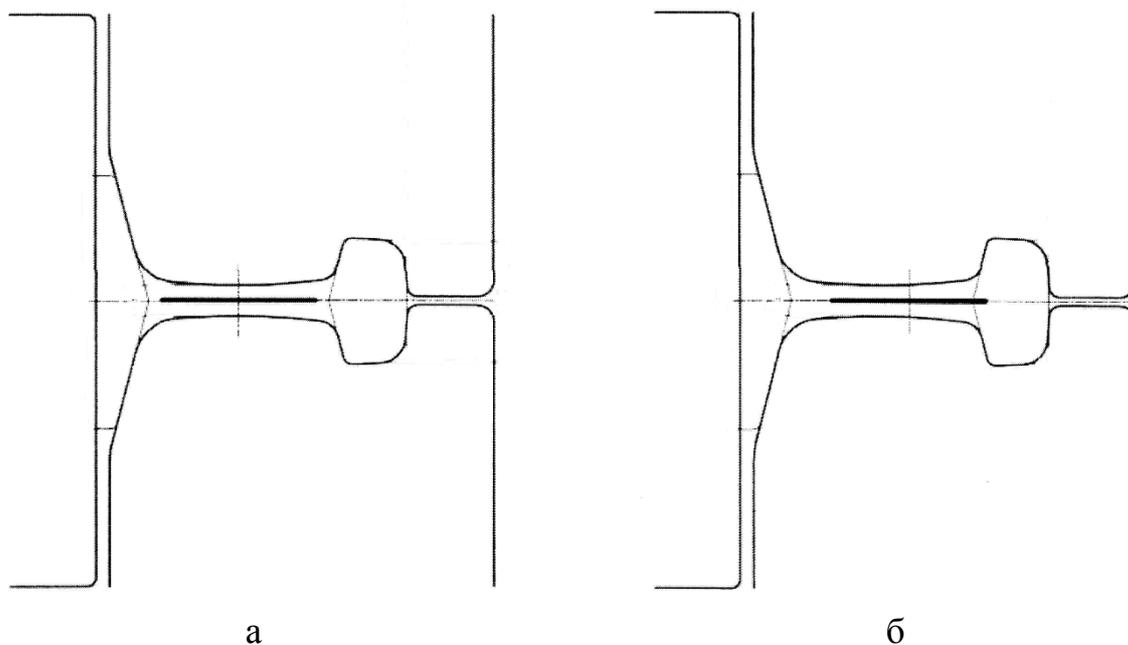


Рисунок 5 – Расположение осевой пористости в готовом рельсе Р65 при использовании различных схем прокатки:

- а – с резкой заготовки со стороны будущей подошвы;
- б – без резки заготовки со стороны будущей подошвы

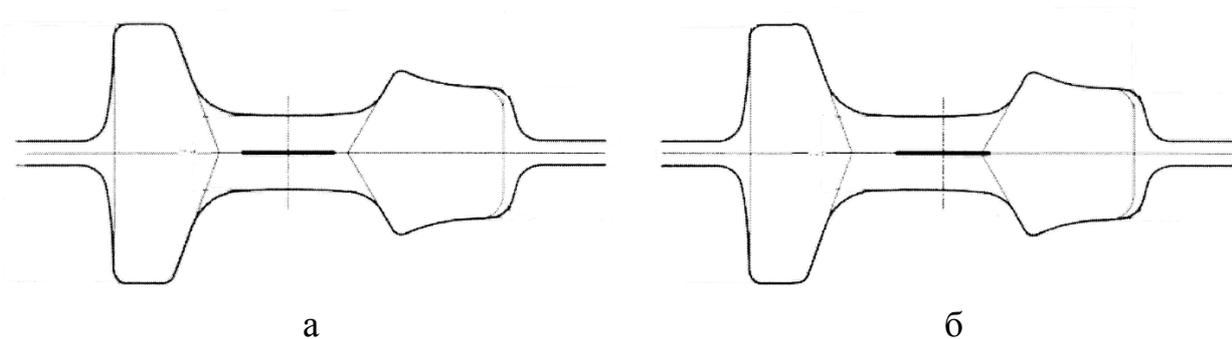


Рисунок 6 – Расположение осевой пористости в подготовительном калибре при прокатке рельса Р65 с использованием различных схем:

- а – с резкой заготовки со стороны будущей подошвы;
- б – без резки заготовки со стороны будущей подошвы

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Смирнов, В.К. Исследование прокатки рельсов в универсальных клетях / В.К. Смирнов, А.Р. Бондин, А.М. Михайленко // Производство проката. – 2002. – № 12. – С. 24-30.
2. Desvallees, J. Universal rolling of rails – State of the art / J. Desvallees, A. Faessey, G. Gouth, G. Mennele // Iron and steel engineer. – March 1987. – pp. 25-31.

3. Литвинов, Р.А. Разработка и моделирование технологических режимов прокатки рельсов с применением универсальных клетей: дис. ... канд. техн. наук : спец. 05.16.05 / Литвинов Роман Александрович. – Екатеринбург, 2009. – 147 с.
4. Никитина, Л.А. Состояние и перспективы развития производства проката в России и за рубежом. Ч. IV / Л.А. Никитина // Производство проката. – 2000. – № 11. – С. 2-10.
5. Смирнов, В.К. Производство рельсов с применением универсальных клетей за рубежом / В.К. Смирнов [и др.] // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». – 1983. – № 20. – С. 28-29.
6. Поляков, В.В. Развитие прокатки рельсов за рубежом: Обзор. информ. ин-та «Черметинформация» / В.В. Поляков, Е.А. Артамонова. – 1989. – 29 с.
7. Артамонова, Е.А. Производство рельсового проката повышенного качества за рубежом / Е.А. Артамонова // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». – 1984. – № 6. – С. 16-24.
8. Развитие технологии прокатки и процессов калибровки железнодорожных рельсов / А.В. Головатенко [и др.] // Производство проката. – 2014. – № 2. – С. 25-39.
9. Технические и технологические особенности освоения прокатки рельсовых профилей на новом рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» / А.В. Головатенко [и др.] // Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия» 25-27 октября 2013 г.): Сборник научных докладов. – Екатеринбург: ОАО «УИМ». 2014. – С. 75-92.
10. Уманский, А.А. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния металла при прокатке в сортовых калибрах / А.А. Уманский, В.Н. Кадыков, Ю.А. Мартыанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 2 – С. 10-14.
11. Головатенко, А. В. Исследование энергосиловых параметров прокатки в клетях универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» с целью совершенствования режимов прокатки / А.В. Головатенко, В.Н. Кадыков, А.А. Уманский // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2014. – Вып. 33. – С. 72-77.

УДК 621.771.261

А.А. Уманский, А.В. Головатенко*, В.Н. Кадыков, В.В. Дорофеев*
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ

Проведенными исследованиями установлены количественные зависимости сопротивления деформации рельсовой стали от ее химического состава. В частности показано, что наиболее значительное повышение сопротивления деформации наблюдается при уменьшении содержания в стали ванадия и увеличения концентрации серы. Разработана математическая модель прогнозирования сопротивления деформации рельсовой стали при изменяющемся химическом составе. Проверка адекватности модели путем сравнительного анализа расчетных и фактических данных по усилию прокатки в клетях рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» показала возможность ее использования при проектировании новых режимов прокатки в производственных условиях.

Studies found quantitative dependence of the resistance of rail steel strain on its chemical composition. In particular it is shown that the most significant increase in deformation resistance is observed with decreasing the content of vanadium in the steel and increase the sulfur concentration. A mathematical model for predicting the deformation resistance of rail steel with changing chemical composition. Checking the adequacy of the model through a comparative analysis between the calculated and actual data on the rolling force in the rolling mill stands of "EVRAZ ZSMK" showed the possibility of its use in the design of new modes of rolling in a production environment.

Сопротивление стали пластическому деформированию (сопротивление деформации) является одной из важнейших характеристик прочности металла при формоизменении в процессе прокатки. Сопротивление деформации напрямую определяет энергосиловые параметры прокатки, так как от величины указанного параметра зависит давление металла на валки, а, следовательно, и усилие прокатки.

Большинство авторов сходится во мнении, что под сопротивлением деформации необходимо понимать интенсивность напряжений, достаточную

для осуществления пластической деформации металла при заданных условиях деформации [1-5]. При этом текущее значение сопротивления деформации можно описать уравнением А. Надаи [6]:

$$d\sigma = \frac{\partial\sigma}{\partial t} dt + \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon} d\varepsilon + \frac{\partial\sigma}{\partial\tau} d\tau + \frac{\partial\sigma}{\partial u} du \quad (1)$$

В указанном уравнении первая его составляющая учитывает влияние температуры на сопротивление деформации, второй член уравнения – влияние степени деформации, третья составляющая – разупрочнение и четвертый член уравнения – влияние скорости деформации.

Таким образом, на сопротивление деформации значимое влияние оказывают термомеханические параметры прокатки (температура, скорость и степень деформации), а также химический и фазовый состав стали, определяющий интенсивность процессов упрочнения и разупрочнения при деформации.

Влияние химического состава стали на сопротивление деформации в значительной степени определяется взаимодействием примесей и легирующих элементов с основным металлом. В частности авторами работы [3] показано, что для тройных железохромоникелевых сплавов сопротивление деформации подчиняется закону аддитивности при изменении химического состава:

$$\sigma_{AB} = C_A \cdot \sigma_A + C_B \cdot \sigma_B = (1 - C_B) \cdot \sigma_A + C_B \cdot \sigma_B, \quad (2)$$

где σ_{AB} – сопротивление деформации металла-растворителя, растворенного металла и полученного твердого раствора соответственно; C_A , C_B – молярная концентрация компонентов А и В соответственно.

С физической точки зрения влияние легирующих элементов на сопротивление деформации объясняется замещением атомов железа в кристаллической решетке атомами соответствующего элемента.

Проведенный авторами работы [1] анализ многочисленных исследований по влиянию химического состава стали на сопротивление деформации позволил установить, что применительно к легированным сталям увеличение содержания углерода и практически всех легирующих элементов (марганец, кремний, никель, вольфрам, молибден) приводит к повышению сопротивления деформации сталей при прокатке.

По приводимым данным [1] сопротивление деформации среднемарганцовистых сталей (15Г-50Г) незначительно превышает сопротивление деформации углеродистых сталей с аналогичным содержанием углерода, а высоким сопротивлением деформации обладают высокомарганцовистые стали (12Г).

Кремний в отличие от марганца значительно повышает сопротивление деформации при его содержании на уровне среднелегированных сталей (1,5-2,0 %). Так сопротивление деформации сталей марок 55С2, 60С2 на 20-25 % превышает сопротивление деформации соответствующих им по содержанию углерода углеродистых марок стали.

Влияние хрома и никеля на сопротивление деформации аналогично влиянию марганца. Так сопротивление деформации конструкционных хромистых сталей (15X-50X) и конструкционных никелевых сталей (25НА, 30НА, 13Н2А) незначительно (на 5-10 %) превышает показатели для углеродистых сталей с таким же содержанием углерода, а значительное повышение сопротивления деформации характерно для высокохромистых сталей (1X13-4X13) и сталей с высоким содержанием никеля (Н25-Н78).

Присутствие вольфрама и молибдена значительно повышает сопротивление деформации при относительно низких концентрациях указанных элементов.

Для сложнолегированных сталей характерно совокупное влияние всех присутствующих легирующих элементов и углерода. Так, например, сопротивление деформации стали Х18Н9Т примерно в 1,5 раза выше данного показателя для стали марки Ст45.

Единственным исключением из легирующих элементов по характеру влияния на сопротивление деформации является ванадий. Отмечается, что данный элемент не оказывает существенного влияния на сопротивление деформации из-за его незначительной концентрации в стали. Следует отметить, что данный вывод сделан для сталей нелегированных ванадием и поэтому не может быть экстраполирован на рельсовые марки стали.

Ранее проведенные на модуле комплекса для физического моделирования «Gleeble System 3800» исследования [7] позволили получить экспериментальные зависимости сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ от термомеханических параметров прокатки, обобщенные в виде уравнения регрессии:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot t} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} \cdot (1 + \varepsilon)^{m_4 \cdot t} \cdot e^{m_5 \cdot \varepsilon} \cdot u^{m_6 \cdot t}, \quad (3)$$

где А, m_1 - m_6 – константы; t – температура прокатки, $^{\circ}\text{C}$; ε – степень деформации; u – скорость деформации, c^{-1} .

При этом численные значения констант А, m_1 - m_6 были получены только для образцов от исследуемых плавков конкретного химического состава.

С целью создания универсальной методики определения сопротивления деформации при изменяющемся химическом составе стали проведено исследование влияния содержания в стали Э78ХСФ основных химических элементов (С, Si, Mn, Cr, S, P, V) на значения коэффициентов уравнения (3). Исследование проводили с использованием стандартной методики множественного регрессионного анализа. В качестве базы для проведения регрессионного анализа использовали данные испытаний на горячее сжатие 20 плавков стали Э78ХСФ текущего производства.

На анализируемых плавках интервал изменения концентрации вышеуказанных химических элементов составил:

- для углерода – 0,75-0,79 %;
- для кремния – 0,32-0,55 %;
- для марганца – 0,78-1,09 %;

- для хрома – 0,42-0,57 %;
- для серы – 0,005-0,015 %;
- для фосфора – 0,012-0,017%;
- для ванадия – 0,04-0,07 %.

В результате проведенного анализа получены уравнения регрессии вида:

$$A = 4365,4 + 69118 \cdot S, \quad (4)$$

$$m_1 = -0,0033 - 0,0043 \cdot V, \quad (5)$$

$$m_2 = 0,2607 - 5,7663 \cdot P, \quad (6)$$

$$m_3 = -0,0025 + 0,00308 \cdot C + 0,00025 \cdot Mn, \quad (7)$$

$$m_4 = -0,0015 + 0,0475 \cdot P, \quad (8)$$

$$m_5 = -0,407 + 0,655 \cdot Mn, \quad (9)$$

$$m_6 = 0,0002 - 0,0012 \cdot V \quad (10)$$

Обобщая полученные данные о влиянии химического состава стали на коэффициенты уравнения (3) и, следовательно, на сопротивление деформации можно констатировать, что на сопротивление деформации рельсовой стали Э78ХСФ значимое влияние оказывает изменение содержания следующих химических элементов: углерод, марганец, сера, фосфор и ванадий. Влияния кремния и хрома не выявлено, что согласуется с данными других исследований [1].

Увеличение содержания углерода, марганца, серы и фосфора в стали в рассматриваемых пределах приводит к повышению сопротивления деформации. Характер влияния углерода и марганца на сопротивление деформации согласуется с вышеприведенными данными других исследований [1]. Влияние серы и фосфора на сопротивление деформации обусловлено свойством образуемых ими соединений концентрироваться в межзеренном пространстве в процессе кристаллизации слитков, что резко снижает пластичность сталей. По фактическим данным превышение концентрации серы в областях по границам дендритов над среднеплавочным значением может достигать 15...2000 раз, для фосфора разница концентраций составляет 10...25 раз [8]. Повышение содержания ванадия в рассматриваемой стали с 0,04 до 0,07 % наоборот приводит к снижению сопротивления деформации, что объясняется значительным влиянием присадок ванадия даже в небольших количествах на повышение пластичности стали.

Анализ полученных уравнений регрессии (4-10) применительно к условиям прокатки на рельсобалочном стане показал, что наибольшее влияние на сопротивление деформации рельсовой стали оказывает содержание таких элементов, как ванадий и сера. Анализ проводили путем расчета сопротивления деформации при условии поочередного изменения содержания в стали каждого рассматриваемого химического элемента и неизменном содержании остальных элементов. При этом базовый химический состав принимали согласно средним значениям требований ГОСТ Р 51685-2000 для углерода, марганца, кремния, и хрома; а содержание ванадия приняли равным 0,07 %, исходя из того, что на практике его содержание стараются выдерживать ближе к

нижнему пределу (0,05 %); содержание серы и фосфора приняли – 0,015 % для каждого элемента – таблица 1.

Таблица 1 – Химический состав стали Э78ХСФ, принятый при расчетах усилия прокатки

Содержание элемента, %						
С	Si	Mn	Cr	V	S	P
0,78	0,60	0,90	0,50	0,07	0,015	0,015

При проведении расчетов температуру прокатки принимали равной 1150 °С, скорость деформации – в интервале 5-15 с⁻¹, что соответствует условиям прокатки в обжимных клетях рельсобалочного стана.

По полученным данным снижение содержания ванадия в стали с 0,07 % до 0,04 % приводит к повышению сопротивления деформации в 1,24-1,30 раза, а уменьшение содержание серы с 0,015 % до 0,005 % при указанных условиях прокатки позволяет снизить сопротивление деформации в 1,14 раза (рисунки 1, 2). Степень влияния содержания в стали марганца и фосфора в рассматриваемых пределах изменения их концентрации и при указанных условиях деформации не превышает 10 %; степень влияния содержания углерода – не превышает 1 %.

С целью проверки адекватности разработанной методики определения сопротивления деформации проведен расчет усилия прокатки по проходам при производстве рельса Р65 из стали Э78ХСФ на непрерывном универсальном рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Расчет усилия прокатки производили по стандартной методике, согласно рекомендаций авторов работы [9].

При проведении расчетов принимали химический состав стали в соответствии с таблицей 1, который соответствует средним фактическим показателям на плавках текущего производства.

Температуру выдачи заготовки из нагревательной печи принимали равной 1200 °С (согласно принятой технологии нагрева заготовок), Изменение температуры раската по проходам определяли с помощью методики [10]:

$$\Delta t_i = \frac{1000}{\sqrt[3]{\frac{0,0255 \cdot \Pi_i \cdot \tau_i}{S_i} + \left(\frac{1000}{t_{oi} + \Delta t_{Di} + 273} \right)^3}}, \quad (15)$$

где Π_i – периметр поперечного сечения после прохода; τ_i – время охлаждения раската при перемещении; t_{oi} – температура перед входом в рассматриваемый калибр; Δt_{Di} – повышение температуры раската в рассматриваемом калибре.

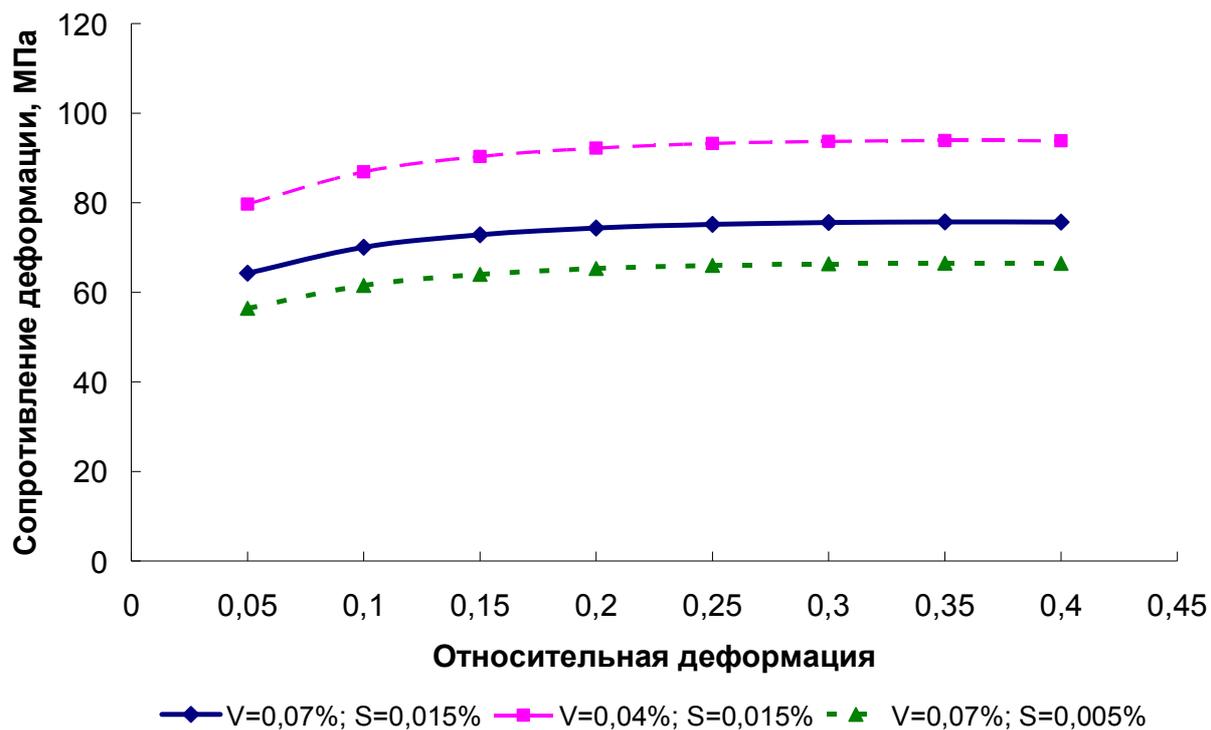


Рисунок 1 – Сопротивление деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различном содержании ванадия и серы (температура прокатки 1150⁰С, скорость деформации 5 с⁻¹)

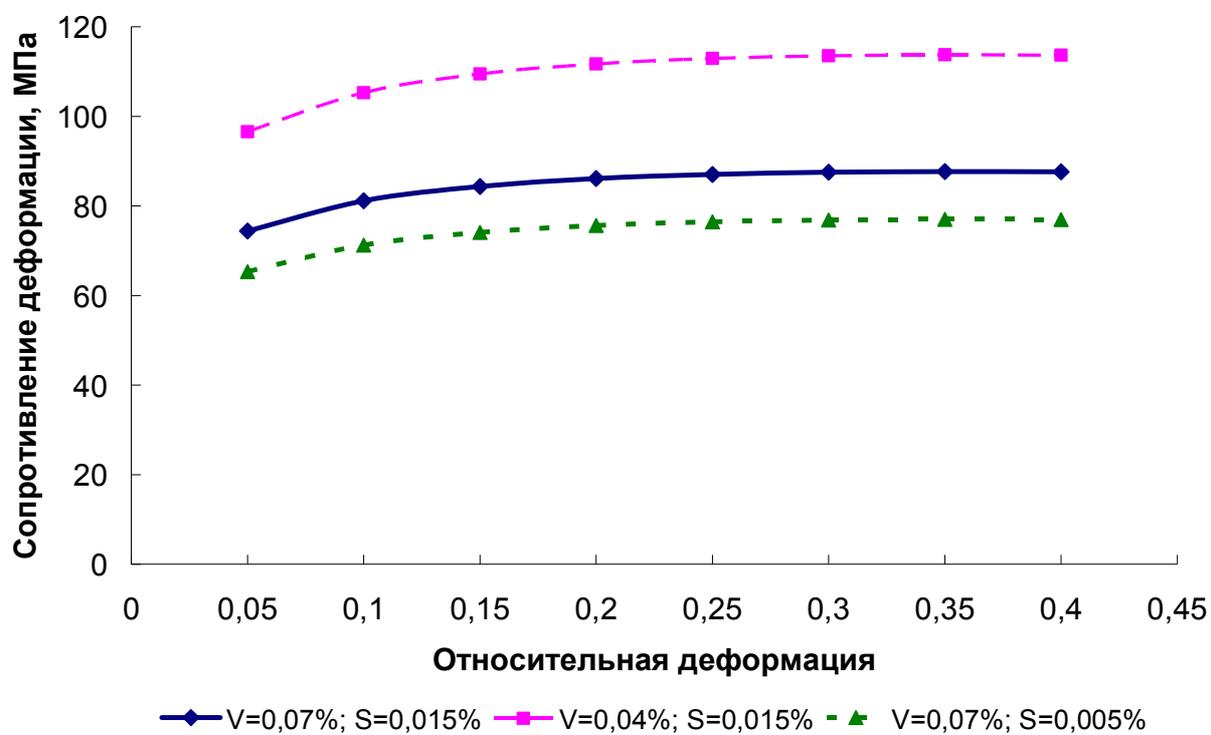


Рисунок 2 – Сопротивление деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различном содержании ванадия и серы (температура прокатки 1150⁰С, скорость деформации 15 с⁻¹)

$$\Delta t_{дi} = 0,183 \cdot \sigma \cdot \ln \lambda, \quad (16)$$

где σ – сопротивление металла пластической деформации; λ – коэффициент вытяжки.

Сравнительный анализ полученных расчетных данных и фактических усилий прокатки по проходам при деформации в обжимных клетях универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» показал, что погрешность не превышает 15 %. Также с целью дополнительной проверки адекватности разработанной методики расчета сопротивления деформации проведен сравнительный анализ расчетных и фактических значений усилия прокатки на плавках рельсовой стали Э78ХСФ, имеющих значительное отклонение от среднего химического состава. Полученные результаты также свидетельствуют о хорошей сходимости расчетных и фактических данных (погрешность не превысила 10 %).

Поскольку по полученным данным не выявлено значимого влияния на сопротивление деформации содержания в рельсовой стали таких элементов, как кремний и хром, то область применения указанной методики может быть распространена не только на сталь Э78ХСФ, но и на другие распространенные марки рельсовой стали, например сталь Э76Ф.

Таким образом, разработанную методику расчета сопротивления деформации рельсовой стали при изменяющемся химическом составе стали возможно использовать при проектировании новых и совершенствовании существующих режимов прокатки в производственных условиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зюзин В.И. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке / В.И. Зюзин, М.Я. Бровман, А.Ф. Мельников. – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.
2. Полухин П.И. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов / П.И. Полухин, Г.Я. Гун, А.М. Галкин. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
3. Развитие теории и практики металлургических технологий: монография: в 3 т. / Под ред. В.Н. Перетяшко, Е.В. Протопопова, И.Ф. Селянина. Т. 2 : Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетяшко, М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
4. Ефимов В.Н. Сопротивление деформации в процессах прокатки / В.Н. Ефимов, М.Я. Бровман. – М.: Металлургия, 1996. – 254 с.
5. Калпин Ю. Г. Сопротивление деформации и пластичность металлов при обработке давлением / Ю.Г. Калпин, В.И. Перфилов, П.А. Петров, В.А. Рябов, Ю. К. Филиппов. – М. Машиностроение, 2011. – 244 с.
6. Nadai A. *Plastizity*. Mc Graw-Hill Book Co., New York, 1931. P. 251.
7. Головатенко А.В. Исследование сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различных условиях прокатки / А.В. Головатенко, В.

Н. Кадыков, А.А. Уманский // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2014. – Вып. 33. – С. 64-71.

8. Suzuki H. // Testu to hagane. J.I.S.I. Japan, 1981. V. 67. №4. P. 166.

9. Целиков А.И. Теория продольной прокатки / А.И. Целиков, Г.С. Никитин, С.Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

10. Скосарь Е.О. Исследование температурных условий прокатки длинномерных рельсов на универсальном рельсобалочном стане / Е.О. Скосарь, В.А. Шилов, Д.Л. Шварц // Производство проката. – 2012. – №11. – С. 7-11.

УДК 621.74

П.К. Шуркин, Н.А. Белов, В.Б. Деев

ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»», г. Москва

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЛИСТОВОГО ПРОКАТА, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ СЛИТКОВ НИКАЛИНА АЦ6Н0,5Ж

В данной статье обоснована принципиальная возможность получения тонколистового проката из сплава АЦ6Н0,5Ж на базе эвтектики (Al)+Al₉FeNi со свойствами, не уступающим марочным сплавам типа В95.

This article is justified in principle possible to obtain rolled products of alloy АТС6N0,5ZH based eutectic (Al) + Al₉FeNi with properties that are not inferior to branded type alloy V95.

В конце прошлого века в МИСиС были разработаны новые высокопрочные алюминиевые сплавы на базе системы Al–Zn–Mg–(Cu)–Ni (далее никалины), а позже высокопрочные экономнолегированные алюминиевые сплавы (ЭЛАС) АЦ7НЖ и АЦ6Н0,5Ж, который отличается от первого меньшим содержанием дорогостоящего никеля. ЭЛАС уникальны тем, что железо является полезным легирующим элементом [1].

Состав модельного сплава АЦ6Н0,5Ж выбирался исходя из расчета фазового состава в программе Thermo-Calc. Таким образом модельная композиция сплава задавалась как Al-6,5Zn-2,5Mg-0,2Cu-0,5Fe-0,6Ni. Компактные частицы фазы Al₉FeNi из двойной эвтектики (Al)+Al₉FeN, распределенные в микроструктуре слитка после отжига, позволяют получать тонколистовой прокат без видимых дефектов при хорошем сочетании механических свойств

после упрочняющей термообработки, а также хороших технологических свойств (жидкотекучесть, горячеломкость, свариваемость) [1, 2].

Предварительные исследования сплава, описанные в патенте РФ 2484168 [3], позволили выбрать последовательность технологических процессов и режимы термической обработки слитков из никалина АЦ6Н0,5Ж:

- получение плоского слитка, толщиной 15 мм и 10 мм;
- двухступенчатый гомогенизационный отжиг слитка по режиму 450 °С, 3 ч + 530 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе;
- горячая прокатка гомогенизированного слитка до толщины 2 мм;
- промежуточный отжиг горячекатаного листа по режиму 400 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе;
- холодная прокатка до примерной толщины 1 мм (получение тонколистового проката);
- закалка холоднокатаных листов по режиму 450 °С, 1 ч, охлаждение в воде;
- старение по двум режимам: а) Т6 – старение на максимальную прочность (120 °С – 3 ч. + 160 °С – 3 ч.); б) Т4 – естественное старение в течение суток.

Выплавка сплава осуществлялась в индукционной печи ППИ 0,017 фирмы РЭЛТЕК. В качестве шихтовых материалов выступали: алюминий (А85), цинк (Ц0), магний (Mg90); медь (M1); лигатуры Al – 10 % Fe и Al–20 % Ni.

Разливку проводили при температуре 720–740°С в графитовые изложницы и получали плоские слитки 10x40x180 мм и 15x60x180 мм. Химический анализ проводился спектрометре ARL 4460 OES. Результаты анализа химического состава представлены в таблице 1.

Термическую обработку отливок и листов проводили в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100. После термообработки слитки прокатывались при температуре 450°С до толщины 2 мм. Далее был выполнен отжиг для снятия наклепа, и проводилась холодная прокатка на вальцах до толщины 1 мм. Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Твердость слитков из сплава АЦ6Н0,5Ж определяли по Бриннелю (ГОСТ 9012-59). Индикатор – стальной шарик диаметром 2,5 мм, на который подавалась нагрузка в 62,5 кгс при выдержке в течение 12 секунд. Твердость листов измеряли по методу Виккерса (ГОСТ 2999–75). Листы толщиной испытывали нагрузку – 5 кгс, время выдержки – 12 секунд. Для измерений использовался универсальный твердомер NEMESIS 9000. Прочностные характеристики исследовались на универсальной испытательной машине Z250 Zwick/Roell.

Таблица 1 – Химический состав модельного сплава АЦ6Н0,5Ж

Сплав	Содержание легирующих элементов, масс. %						
	Zn	Mg	Ni	Fe	Cu	Si	Al
АЦ6Н0,5Ж	6,176	2,339	0,753	0,658	0,254	0,068	ост.

Сравнение микроструктур в литом состоянии и после двухступенчатого гомогенизационного отжига показало, что частицы эвтектической составляющей Al_9FeNi приняли форму, близкую к глобулярной, а вторичная фаза T растворилась в матрице, что представлено на рисунке 1. Размер частиц после отжига составляет 1–2 мкм.

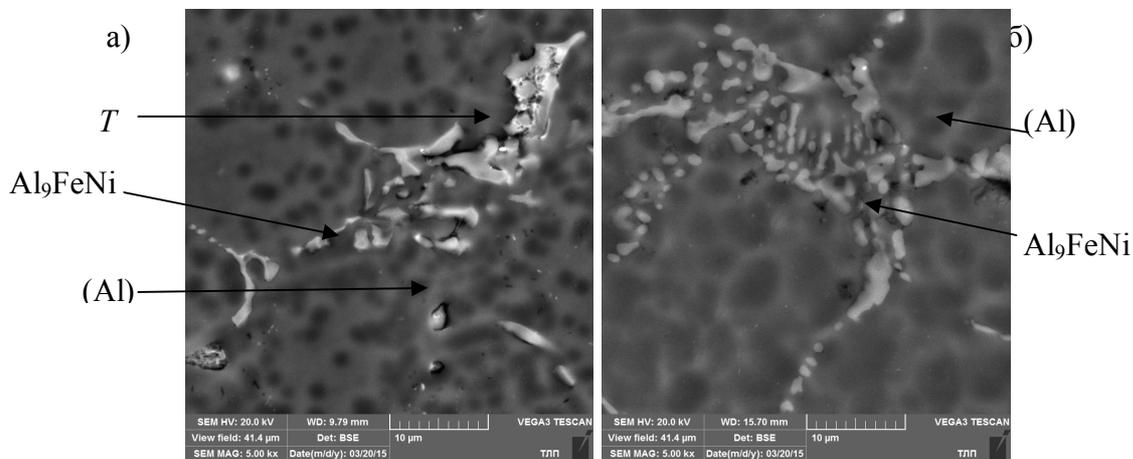


Рисунок 1 – Микроструктуры модельного сплава Al_9FeNi , $x5000$ (СЭМ):

a – в литом состоянии; *б* – после гомогенизационного отжига

Визуально отмечено, что большинство частиц фазы Al_9FeNi имеют равномерное распределение при среднем размере 1–2 мкм, что является признаком хороших пластических свойств сплава и годности к прокатке [1, 4]. Твердость слитков в литом состоянии составляет около 125 НВ и после отжига существенно не меняется.

Листы после горячей прокатки и последующей холодной прокатки не имели разрывов, трещин и прочих видимых дефектов. После горячей прокатки был проведен промежуточный отжиг, после чего выполнялась операция холодной прокатки на вальцах и были получены листы толщиной 1 мм, общий вид которых представлен на рисунке 2.



Рисунок 2 – Общий вид полученных холоднокатаных листов из никалина Al_9FeNi

Известно, что наличие отдельных сплюснутых фаз после прокатки образуют строчки и являются концентраторами напряжений, приводящих к разрывам, что недопустимо в марочных деформируемых сплавах [1, 4]. Сплав АЦ6Н0,5Ж предлагает решить эту проблему с помощью равномерного распределения большого количества строчек из фазы Al_9FeNi , что позволяет избежать явных концентраторов. При этом размер частиц Al_9FeNi составляет примерно 1 мкм, что видно на рисунке 3.

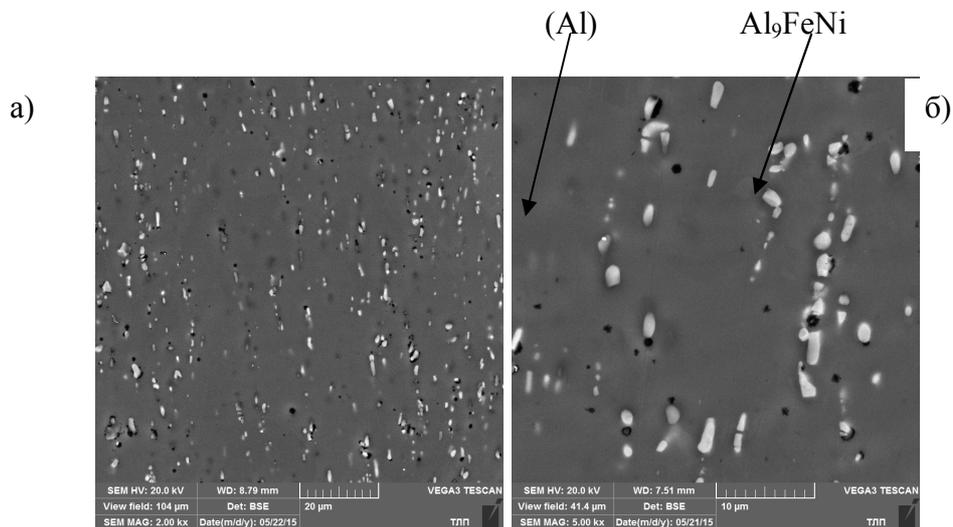


Рисунок 3 – Микроструктуры холоднокатанного листа из модельного сплава АЦ6Н0,5Ж после термической обработки по режиму Т6 (СЭМ):
a – $\times 2000$; *б* – $\times 5000$.

Результаты измерения твердости, представленные на рисунке 4, показали, что значения HV модельного сплава не уступают показателям марочных сплавов. В исходном состоянии листы находятся в состоянии наклепа. После отжига (заковки) наклеп снимается и матрица смягчается. Максимальная твердость достигается у холоднокатаных листов толщиной 1 мм в состоянии Т6.



Рисунок 4 – Результаты измерения твердости полученных листов из модельного сплава АЦ6Н0,5Ж

В качестве выходных параметров при определении прочностных характеристик получали предел прочности, текучести, модуль Юнга, относительную деформацию при растяжении. Результаты представлены в таблице 2. Испытания проводились на трех образцах для каждого режима термообработки в соответствии с ГОСТ 1497–84. Результаты испытаний показали, что экспериментальный сплав имеет хорошее сочетание прочности и пластичности. Листы в состоянии Т6 имеют временное сопротивление 516 МПа, в состоянии Т4 – 482 МПа, что не уступает показателям марочных сплавов.

Таблица 2 – Результаты измерения прочностных характеристик холоднокатаных листов из модельного сплава АЦ6Н0,5Ж

Толщина листа и режим термической обработки	Прочностные характеристики			
	№ обр.	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ξ , %
Лист толщиной 1 мм в состоянии Т6	1	470	509	8,80
	2	457	511	5,20
	3	488	529	7,10
Среднее значение		471	516	7,03
Лист толщиной 1 мм в состоянии Т4	1	296	431	8,80
	2	317	464	8,90
	3	329	482	10,00
Среднее значение		314	459	9,23
Лист из сплава В95 в состоянии Т6		440	520	14

Выводы.

Установлена высокая технологичность слитков при горячей и холодной прокатке, что дает возможность получения тонколистового проката без трещин и других видимых дефектов. Микроструктура листов после упрочняющей термической обработки содержит большое количество строчек из равномерно распределенных компактных частиц Al_9FeNi размером до 1 мкм, что позволяет избежать явных концентраторов напряжений в виде отдельных строчек, которые недопустимы в марочных сплавах. Листы из сплава заявленного состава имеют хорошее сочетание прочности и пластичности, что соответствует уровню свойств марочных высокопрочных алюминиевых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. – М.: Издательский Дом МИСиС, 2010. – 511 с.
2. Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K. A high-strength aluminium-based alloy with advanced superplasticity // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – № 599. – P. 139–144.

3. Пат. РФ № 2484168, опубл. 10.06.2013 Бюл. № 16.
4. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.:
Металлургия, 1985.

УДК 621.74

П.К. Шуркин, Н.А. Белов, В.Б. Деев

ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»», г. Москва

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ НИКАЛИНА АЦ6Н0,5Ж С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ СВИНЦА ЗА СЧЕТ ОПЕРАЦИИ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

В данной статье описана принципиальная возможность повышения свойств отливок из никалина АЦ6Н0,5Ж, полученного с применением грязной шихты за счет операции горячего изостатического прессования.

This article describes the basic possibility of enhancing the properties of castings of nickalyn ATS6N0,5ZH produced using dirty stock by hot isostatic pressing operation.

Экономнолегированные никалины на базе системы Al–Zn–Mg–Cu–Fe–Ni, разработанные в начале XXI века на базе НИТУ «МИСиС», являются уникальным материалом для производства литых изделий и деформированных полуфабрикатов. Предварительные исследования, проведенные в [1 – 4] установили, что механические свойства никалинов с железом находятся на уровне известных высокопрочных сплавов типа В95 / В96, а по некоторым параметрам даже превосходят их. Высокие прочностные характеристики в сочетании с удовлетворительной пластичностью в сплаве АЦ6Н0,5Ж достигается за счет равномерного распределения по алюминиевой матрице компактной эвтектической фазы Al₉FeNi после закалки и выделения наноразмерных дисперсоидов после старения. Никалины с железом имеют пониженные концентрации цинка, магния и меди (в отличие от сплавов типа В96ц-3), а также не содержат дорогостоящих добавок (Mn, Cr и др.), что приводит к увеличению пластичности, трещиностойкости, коррозионной стойкости и снижению чувствительности к примесям, в частности к железу. Это позволяет использовать грязные шихтовые материалы и термообработку на максимальную прочность без существенной потери пластичности (Т6 и Т4), что приводит к снижению стоимости сплава. Кроме того, никалины типа АЦ6Н0,5Ж отличаются высокой

технологичностью, в частности, при литье слитков, обработке давлением и сварке плавлением [1, 3, 5].

В перспективе сплав АЦ6Н0,5Ж рекомендуется использовать при получении отливок ответственного назначения для таких отраслей, как ракетостроение, авиация, вагоностроение, спортивный инвентарь и др. Известно, что при литье традиционными способами (в кокиль, в ХТС) довольно часто встречается дефект пористости, поэтому отливки подвергаются горячему изостатическому прессованию (далее ГИП).

Суть ГИП заключается в одновременном воздействии на отливку высокой температуры и давления, при этом происходит уплотнение материала по механизму пластической деформации с последующей диффузионной сваркой сомкнувшихся внутренних поверхностей пор, что способствует повышению прочности на растяжение, текучести, ковкости и сопротивления разрушению [1].

В работах [1, 2] исследовалось влияние ГИП на свойства и структуру сплава АЦ6Н0,5Ж, полученном на чистых шихтовых материалах, и было доказано положительное влияние обработки. В данной статье приведены результаты и обсуждение эффекта ГИП на структуру и свойства модельного сплава АЦ6Н0,5Ж на основе грязных шихтовых материалов, в частности использовался цинк с повышенным содержанием примесей (Pb, Fe).

Расчеты фазового состава в программе Thermo-Calc позволили выбрать модельную композицию сплава АЦ6Н0,5Ж: Al-6,5Zn-2,5Mg-0,2Cu-0,5Fe-0,6Ni. Работы, проведенные в рамках патента РФ 2484168 [3], позволили выбрать последовательность технологических процессов и режимы термической обработки отливок из никалина АЦ6Н0,5Ж:

- получение прутков по ГОСТ1583–93;
- двухступенчатая закалка прутков по режиму 450°C, 3ч + 530°C, 3ч, охлаждение в воде;
- искусственное старение по режиму 120 °С, 3 ч. + 160 °С, 3 ч (режим Т6).

Для определения эффекта баротермического воздействия одна группа отливок была подвержена термообработке в литом состоянии, а другая прошла ГИП по режиму: P = 100 МПа, T = 558 °С, t = 3 ч. После ГИП также проводили термообработку по режиму: закалка по режиму 500 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в воде + искусственное старение по режиму Т6.

Выплавка сплава осуществлялась в соответствии с техническими условиями на плавку никалинов в индукционной печи ППИ 0,017 фирмы РЭЛТЕК. В качестве шихтовых материалов выступали: алюминий (А85), грязный цинк Ц0, магний (Мг90), медь (М1); лигатуры Al–10%Fe и Al–20%Ni.

Разливку проводили при температуре 720–740 °С в предварительно нагретые и окрашенные стальные изложницы. Химический анализ проводился на эмиссионном оптическом спектрометре THERMO FISHER ARL 4460 OES. Термическую обработку отливок проводили в муфельных электрических печах SNOL 8,2/1100 и SNOL 58/350 с точностью поддержания температуры около 3 К. Фрактографический анализ излома образцов после ГИП и испытания на разрыв проводили с помощью сканирующего электронного микроско-

па TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Количественную информацию о составе грязного цинка получали методом количественного рентгеновского микроанализа, который проводился также на СЭМ при токе зонда 0,5–1,0 –107 А и ускоряющем напряжении 15 кВ. ГИП проводили в газостате HIRP25/70–200–2000. Характеристики установки ГИП:

- Общий объем СВД, мм: диаметр 420, высота 12000;
- Молибденовый нагреватель, макс./опт. Температура, С: 1450/1300;
- Графитовый нагреватель, макс./опт. Температура, С: 2000/1850;
- Рабочий газ: аргон ВЧ;
- Общее содержание примесей в аргоне, %: <0,001;
- Давление при экспозиции, МПа: до 200.

В результате плавки и литья получали прутки в количестве 4 шт. и массой около 1 кг каждый. Общий вид прутка представлен на рисунке 1.

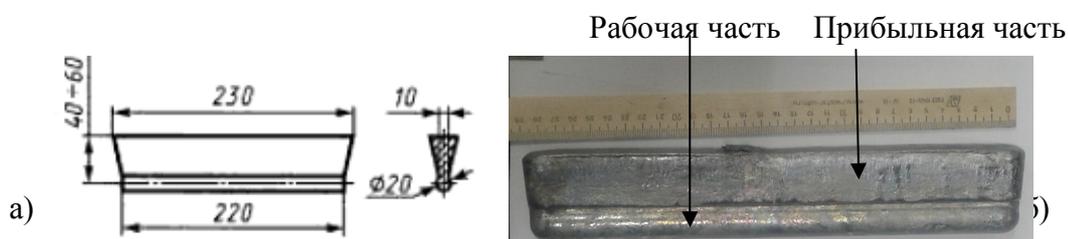


Рисунок 1 – ГОСТ–пруток из сплава АЦ6Н0,5Ж:

а – чертеж по ГОСТ1583–93; б – общий вид полученного прутка

Цинк марки Ц0 должен содержать до 0,005% Fe и до 0,013% Pb. Содержание примесей в применяемом цинке высоко, и можно сделать вывод о насыщении расплава свинцом и железом, что подтверждают результаты химического анализа сплава, представленные в таблице 2. Химический состав цинка представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав грязного цинка

Материал	Содержание элементов, масс. %			
	Fe	Zn	Pb	Сумма
Цинк Ц0	2.71	96.71	0.58	100.00

Таблица 2 – Химический состав модельного сплава Al–6,5Zn–2,5Mg–0,2Cu–0,5Fe–0,6Ni

Сплав	Содержание легирующих элементов, масс. %							
	Zn	Mg	Ni	Fe	Cu	Pb	Si	Al
АЦ6Н0,5Ж	6,176	2,339	0,753	0,658	0,254	0,047	0,068	ост.

По данным [4, 5] примесь свинца выше 0,01% приводит к снижению точки плавления и ухудшает механические свойства сплава за счет образования засоров и плен после операций термообработки.

В качестве выходных параметров при определении прочностных характеристик получали предел прочности, текучести, модуль Юнга, относительную деформацию при растяжении. Результаты испытаний представлены в таблице 3. Результаты фрактографического анализа образцов после испытаний на одноосное растяжение, представленные на рисунке 2, подтверждают положительное влияние ГИП на свойства отливок. Структура излома характеризуется большим количеством ямок, внутри которых находятся включения фазы Al_9FeNi . Включения свинца выделяются ярким белым цветом. При этом, видно, что они не являются концентраторами напряжений и не образуют трещин. Следов межзеренного разрушения, свойственного высоколегированным сплавам типа В96, не обнаружено [5].

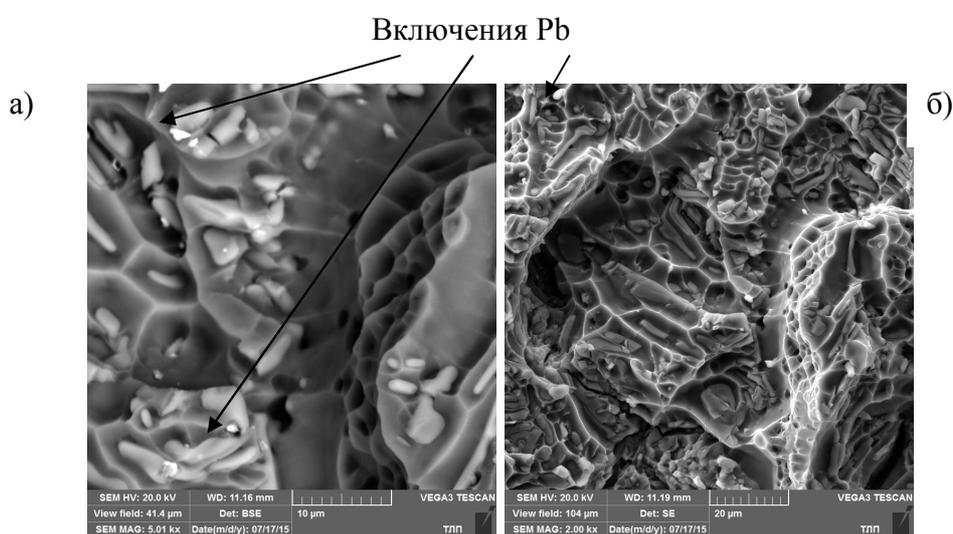


Рисунок 2 – Структура излома модельного сплава $Al-6,5Zn-2,5Mg-0,2Cu-0,5Fe-0,6Ni$ (СЭМ):
a – $\times 2000$; *б* – $\times 5000$

По данным таблицы 3 можно отметить очевидное положительное влияние ГИП на прочностные свойства сплава АЦ6Н0,5Ж. Образцы без ГИП в большинстве не преодолели площадку текучести и при относительном удлинении близком к нулю имеют временное сопротивление менее 500 МПа. После ГИП и Т6 предел прочности находится на уровне 520 МПа. Все образцы преодолели площадку удлинения без увеличения нагрузки и имеют стабильный предел текучести на уровне 490 МПа. Увеличение относительного удлинения после ГИП составляет около 10 крат, получая средний показатель, равный 2%. В целом, такое сочетание прочности и пластичности для сплава, полученного на основе грязных шихтовых материалов, является очень достой-

ным и конкурентоспособным по сравнению с показателями известных высокопрочных марочных сплавов.

Таблица 3 – Результаты измерения прочностных характеристик отливок из модельного сплава $Al-6,5Zn-2,5Mg-0,2Cu-0,5Fe-0,6Ni$

Сплав, режим термообработки	Номер образца	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	Относительное удлинение, %
Модельный сплав АЦ6Н0,5Ж в состоянии Т6	1	73,00	492,00	502,00	0,30
	2	84,00	–	431,00	0,10
	3	93,00	–	438,00	0,10
	4	94,00	–	478,00	0,20
Среднее значение		86,00	–	462,25	0,18
Модельный сплав АЦ6Н0,5Ж после ГИП в состоянии Т6	1	70,00	493,00	526,00	1,80
	2	69,00	494,00	522,00	3,10
	3	75,00	486,00	514,00	1,80
	4	71,00	498,00	527,00	1,70
	5	71,00	487,00	517,00	2,00
	6	77,00	495,00	525,00	2,00
Среднее значение		72,17	492,17	521,83	2,07

Выводы.

Установлено положительное влияние ГИП на структуру и свойства сплава АЦ6Н0,5Ж, полученном на основе грязной шихты. Фрактографический анализ показал, что свинец после ГИП не является концентратором трещин и прочих дефектов. ГОСТ–прутки после ГИП и Т6 имеют механические свойства, не уступающие показателям марочных высокопрочных алюминиевых сплавов. Установлено, что после ГИП повышается воспроизводимость результатов механических испытаний. Разброс значений свойств после ГИП составляет в среднем 5 %, в то время как для не обработанных образцов результаты испытаний отличаются до 20% для прочности и до 200% для относительного удлинения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Акопян Т.К., Падалко А.Г., Белов Н.А., Злобин Г.С., Баклан В.А. Влияние повышенного давления на температуры фазовых превращений в высокопрочных алюминиевых сплавах системы $Al-Zn-Mg-(Cu)-Ni-Fe$ // Цветные металлы. 2013.
2. Влияние жидкостного горячего изостатического прессования на структуру и свойства нового экономнолегированного высокопрочного литейного алюминиевого сплава АЦ6Н0,5Ж на базе системы $Al - Zn - Mg - Ni - Fe$ / Т. К. Акопян [и др.] // Цветные металлы. 2014. № 11. С. 104–108.
3. Пат. РФ № 2484168, опубл. 10.06.2013 Бюл. № 16.

4. Золоторевский В. С, Белов Н. А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.

5. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов: М.: Издательский Дом МИСиС, 2010. – 511 с.

УДК 621.785

Т.Н. Осколкова, В.И. Базайкин, М.В. Темлянцев

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

МОДЕЛЬ ДИНАМИКИ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ ИМПУЛЬСОМ ЭНЕРГИИ

Поставлена и решена задача моделирования термического эффекта воздействия энергетического импульса на поверхность пластины из сплава ВК10КС. В качестве модели выбрана задача для однородного уравнения теплопроводности в цилиндрической пластине конечных размеров с граничными условиями III рода. Действие энергетического импульса от внешнего источника моделируется внезапным возникновением начальной высокой температуры на одной из плоскостей пластинки, которая распространяется по телу пластинки по законам теплопроводности. Для приближения в виде отрезка функционального ряда из собственных функций построены температурные поля, определены скорости изменения во времени и градиенты полей. Результаты теоретического анализа сопоставлены с изменениями микроструктуры поверхностного слоя пластины из сплава ВК10КС, подвергнутой электровзрывному нагружению плазмой титановой фольги.

The modeling task is put forward and solved the thermal effect of pulse energy on the surface of the alloy plates VK10 (COP). The task is chosen as a model for homogeneous heat equation in cylindrical plate of finite size with boundary conditions (III) kind. Action energy pulse from an external source is modeled by a sudden onset of primary high temperature on one of the planes, which extends through the body of the plate according to the laws of thermal conductivity. For the approximation in the form of a line of functional series of custom functions built temperature field determined the speed of the changes in time and field gradients. The results of theoretical analysis associated with changes of the microstructure of subsurface VK10 alloy plate (COP) were subjected to heavy plasma electroexplosive titanium foil.

Ранее авторами работ [1, 2] были рассмотрены особенности электро-взрывной обработки поверхности прямоугольных пластин из сплава ВК10КС. При объяснении изменения механических свойств поверхностного слоя твёрдого сплава основное внимание было обращено на его легирование продуктами взрыва при импульсной плазменной обработке и образование новых фаз карбидного типа. В настоящей работе предложен подход к оценке реализации воздействия энергетического импульса, который позволяет привлечь к анализу динамику температурного поля.

В качестве модели процесса, происходящего в слое под поверхностью образца в результате воздействия энергетического импульса, выбрана задача для однородного уравнения теплопроводности в цилиндре конечных размеров с граничными условиями III рода. При такой постановке обеспечивается естественное рассеяние тепла, полученного от энергетического источника, во внешнюю среду. Действие энергетического импульса от внешнего источника моделируется внезапным возникновением начальной высокой температуры на одной из плоскостей пластинки, которая распространяется по телу пластинки по законам теплопроводности, обеспечивая рассеяние тепла во внешнюю среду по закону Ньютона. В такой постановке предварительно оценивается начальная температура t_0 на одном из торцов цилиндра в привязке к средней плотности ρ мощности внешнего энергетического воздействия длительностью τ_0 .

Сформулируем математическую задачу, моделирующую нагружение энергетическим импульсом образца цилиндрической формы. В цилиндрической системе координат r, φ, z (r – радиальная, φ – окружная, z – осевая координаты) (рисунок 1) осесимметричное однородное уравнение теплопроводности для температуры $t(\tau, r, z)$, где переменная τ – время, имеет вид [3]:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 t}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial t}{\partial r} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2} \right), \quad (1)$$

где a – коэффициент температуропроводности материала образца.

Граничное условие на цилиндрической поверхности образца радиусом R и высотой H отражает теплообмен по закону Ньютона с окружающей средой, имеющей температуру t_c :

$$\lambda \frac{\partial t}{\partial r} \Big|_{r=R} = -\alpha(t - t_c), \quad (2a)$$

где λ – коэффициент теплопроводности, α – коэффициент теплообмена материала образца. Такой же теплообмен задан на плоскостях образца:

$$\lambda \frac{\partial t}{\partial z} \Big|_{z=R} = -\alpha(t - t_c), \quad \lambda \frac{\partial t}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha(t - t_c) \quad (2б)$$

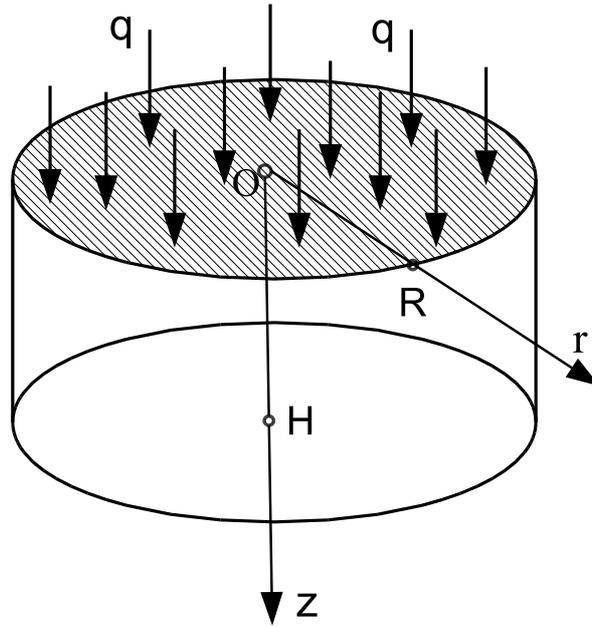


Рисунок 1 – Геометрия цилиндрического образца

Начальное условие задаёт температуру на плоскости $z = 0$ в начальный момент времени:

$$t(0, r, 0) = t_0. \quad (3)$$

Уравнение (1) и условия (2), (3) составляют задачу для уравнения (1).

Решение этой задачи зависит от постоянных (параметров) $R, H, a, \lambda, \alpha, t_c, t_0$ различной физической природы, принимающих разные значения в различных экспериментах. Для сопоставимости результатов экспериментов других исследователей целесообразно перейти к безразмерным постоянным и переменным величинам (соответственно решение задачи в безразмерных величинах становится автомодельным).

Введём безразмерные переменные:

$$\rho = \frac{r}{\sqrt{RH}}, \quad \zeta = \frac{z}{\sqrt{RH}}, \quad s = \frac{a}{RH} \tau, \quad 0 \leq \rho \leq \sqrt{\frac{R}{H}}, \quad 0 \leq \zeta \leq \sqrt{\frac{H}{R}}, \quad s \geq 0,$$

безразмерную постоянную $\beta = \frac{\alpha}{\lambda} \sqrt{RH}$ и размерную переменную $\theta = (t - t_c)$.

С позиций классической теории теплопроводности [4] переменная s является аналогом числа Фурье Fo , постоянная β играет роль числа Био Bi .

В новых переменных поставленная задача (1 – 3) формулируется следующим образом:

$$\frac{\partial \theta}{\partial s} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \theta}{\partial \rho} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial \zeta^2}, \quad (4)$$

$$\left(\frac{\partial \theta}{\partial \rho} + \beta \cdot \theta \right) \Big|_{\rho = \sqrt{\frac{R}{H}}} = 0, \quad \left(\frac{\partial \theta}{\partial \zeta} + \beta \cdot \theta \right) \Big|_{\zeta = \sqrt{\frac{H}{R}}} = 0, \quad \left(\frac{\partial \theta}{\partial \zeta} - \beta \cdot \theta \right) \Big|_{\zeta = 0} = 0, \quad \theta(s, \rho, \zeta) \Big|_{s=0} = \theta_0 \Big|_{\zeta=0}$$

Для решения задачи применяется известный метод разделения переменных [5]. Граничные условия в задаче (4) определяют собственные числа v_i

и χ_j задачи, а начальное условие позволяет построить решение в виде разложения в функциональный ряд по собственным функциям задачи:

$$\theta(s, \rho, \zeta) = \left(\sum_{i=1}^{\infty} A_i \cdot \exp(-v_i^2 s) \cdot J_0(v_i \rho) \right) \cdot \left(\sum_{j=1}^{\infty} D_j \cdot \exp(-\chi_j^2 s) \cdot \left(\cos \chi_j \zeta + \frac{\beta}{\chi_j} \sin \chi_j \zeta \right) \right) \quad (5)$$

В выражении (5) $J_0(\xi)$ – функция Бесселя первого рода нулевого порядка аргумента ξ [6]; A_i, D_j – постоянные коэффициенты рядов, определяются из граничных и начального условий.

Требование $\sum_{j=1}^{\infty} D_j = 1$ обеспечивает выполнение начального условия задачи (4):

$$\sum_{i=1}^{\infty} A_i J_0(v_i \rho) = \theta_0$$

Рассмотрим пример численной реализации решения при следующих данных. Образец, выполненный из сплава ВК10КС, содержащий 90 % карбида вольфрама WC и 10 % кобальта, имеет форму круглой пластины с радиусом $R = 0,012$ м и высотой $H = 0,010$ м. Плотность массы сплава $\gamma = 16000$ кг/м³, удельная теплоёмкость c сплава в интервале температур 2000..2800 °C равна 200 Дж/(кг·K). Коэффициент теплопроводности сплава $\lambda = 150$ Вт/(м·K), коэффициент теплообмена $\alpha = 200$ Вт/(м²·K) в указанном интервале температур. Зададим начальное условие $\theta_0 = 2870$ °C.

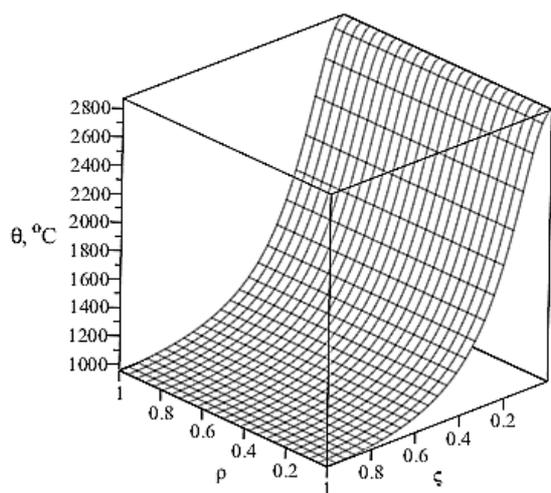
Вычислим параметры: коэффициент температуропроводности $a = \frac{\lambda}{c\gamma} = 4,7 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $\beta = \frac{\alpha}{\lambda} \sqrt{RH} = 0,014605$. Связь безразмерных и исходных аргументов функций: $\tau = 2,5532s$, $r = 1,0954 \cdot 10^{-2} \rho$, $z = 1,0954 \cdot 10^{-2} \zeta$.

С использованием системы Maple [7] вычислены собственные числа $v_i, \chi_j, i, j = 1..18$.

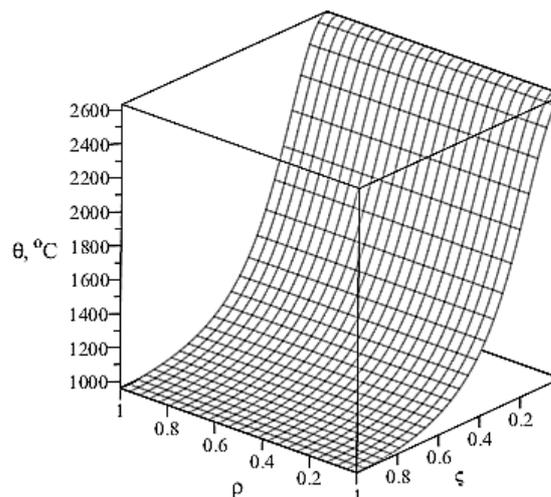
Найдём приближение решения (5) задачи, удерживающее первые 18 членов функциональных рядов:

$$\theta(s, \rho, \zeta) = \left(\sum_{i=1}^{18} A_i \cdot \exp(-v_i^2 s) \cdot J_0(v_i \rho) \right) \cdot \left(\sum_{j=1}^{18} D_j \cdot \exp(-\chi_j^2 s) \cdot \left(\cos \chi_j \zeta + \frac{\beta}{\chi_j} \sin \chi_j \zeta \right) \right)$$

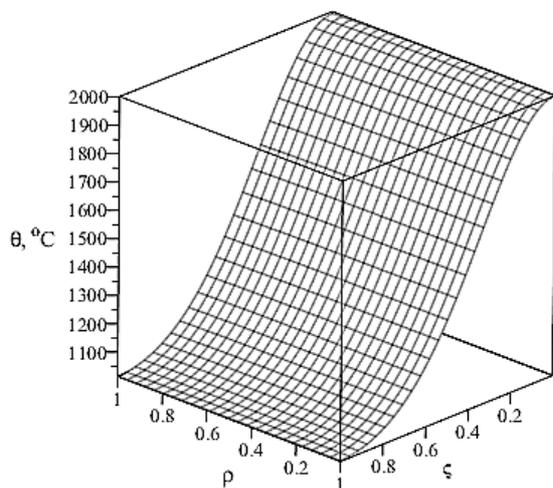
На рисунке 2, а – е показана динамика температурного поля. Графики температур являются снимками распределения температуры по половине осевого сечения образца (в безразмерных координатах) в дискретные моменты времени в порядке его возрастания. Несмотря на заданный теплообмен с внеш-



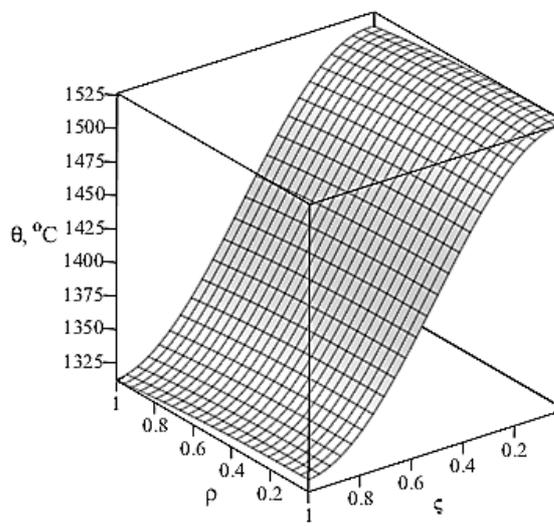
a $\tau = 50 \text{ мкс};$



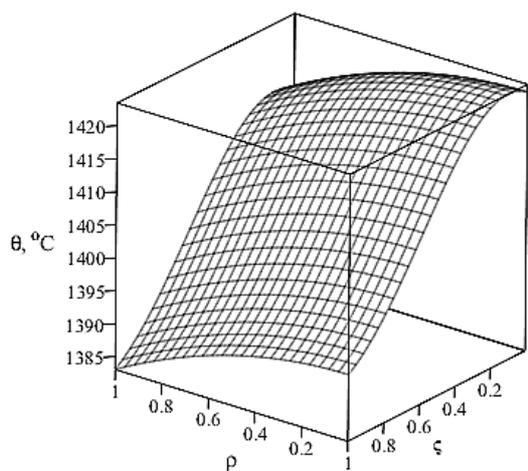
б $\tau = 10 \text{ мс};$



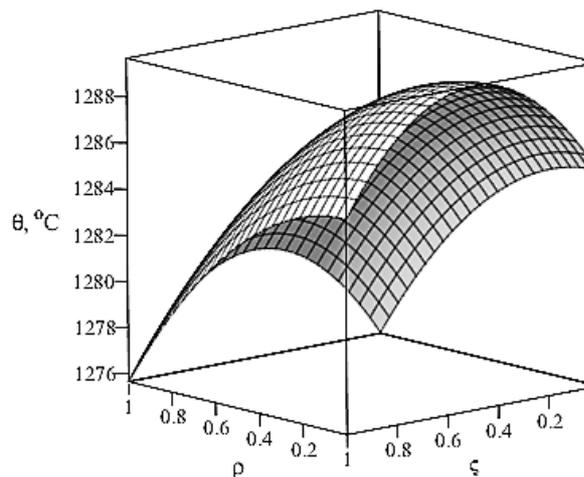
в $\tau = 0,1 \text{ с};$



з $\tau = 0,5 \text{ с};$



д $\tau = 1,0 \text{ с};$



е $\tau = 5,0 \text{ с}$

Рисунок 2 – Модель динамики температурного поля, возникающего при обработке поверхности изделия импульсом энергии

ней средой по одному и тому же закону Ньютона по всем поверхностям цилиндра, в ранние моменты (до 0,1 с от момента включения начального условия $\theta(0, \rho, 0) = \text{const} = \theta_0$) эффект неравномерности снижения температуры по радиусу образца в поверхностном цилиндрическом слое практически не заметен; основное снижение температуры происходит по телу образца в целом. При этом теплообмен на плоских торцах и задание температуры $\theta(0, \rho, 0) = \theta_0$ на одном из торцов с самого начала приводит к выраженному осевому градиенту температур. Получается динамика температурного поля, напоминающая эффект импульсного нагружения внешним тепловым источником. Упомянем, что через 5 минут образец остынет до 1,5 °С, а график температуры будет подобным графику на рисунке 2, с разбросом температур по полусечению образца от 1,524 до 1,548 °С.

Следует отметить, что интерес к температурному полю обусловлен не самим полем, а тем фактом, что его градиент и скорость изменения во времени формируют поле тензора термических напряжений, интенсивность которых в импульсе нагружения может во много раз превышать предел текучести или предел прочности материала образца. С учётом слабой зависимости температурного поля от радиальной координаты мы можем оценить главную со-

ставляющую градиента температурного поля $\frac{\partial \theta}{\partial s}(s, \zeta)$ и скорость его измене-

ния $\frac{\partial \theta}{\partial \zeta}(s, \zeta)$ в каждой точке тела образца. В результате получаем оценки:

$$\frac{\partial \theta}{\partial \zeta} = \left(\sum_{i=1}^{18} A_i \cdot \exp(-v_i^2 s) \cdot J_0(v_i \rho) \right) \cdot \left(\sum_{j=1}^{18} D_j \cdot \exp(-\chi_j^2 s) \cdot (\beta \cos \chi_j \zeta - \chi_j \sin \chi_j \zeta) \right), \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial \theta}{\partial s} = & - \left(\sum_{i=1}^{18} A_i v_i^2 \cdot \exp(-v_i^2 s) \cdot J_0(v_i \rho) \right) \cdot \left(\sum_{j=1}^{18} D_j \cdot \exp(-\chi_j^2 s) \cdot \left(\cos \chi_j \zeta + \frac{\beta}{\chi_j} \sin \chi_j \zeta \right) \right) - \\ & - \left(\sum_{i=1}^{18} A_i \cdot \exp(-v_i^2 s) \cdot J_0(v_i \rho) \right) \cdot \left(\sum_{j=1}^{18} D_j \chi_j^2 \cdot \exp(-\chi_j^2 s) \cdot \left(\cos \chi_j \zeta + \frac{\beta}{\chi_j} \sin \chi_j \zeta \right) \right) \end{aligned} \quad (7)$$

Выраженность физических процессов, сопутствующих действию импульса нагружения, зависит от параметров реализации энергетического импульса – градиента и скорости изменения во времени температурного поля. Важно отметить, что, ввиду импульсного характера теплового нагружения, для оценки термических напряжений не годятся широко используемые решения квазистационарных задач термоупругости [8, 9]. Однако известные общие решения связанных задач динамической термоупругости [10, 11] не позволяют провести анализ конкретного термического нагружения. Поэтому рассмотрим некоторые оценки, вытекающие из квазистационарной постановки.

На рисунке 3 представлены графики оценки градиента в различные моменты времени. Градиент при $\tau = 0$ в изображении не отличается от градиента при $\tau = 50$ мкс, самое большое значение градиента наблюдается в первые десятки микросекунд на глубине 1,42 мм (в пересчёте от ζ к размерной координате z); толщина

пластины $H = 10$ мм. Заметим, что ζ – безразмерная, но не нормированная координата, значению $z = 10$ мм соответствует значение $\zeta = 0,913$.

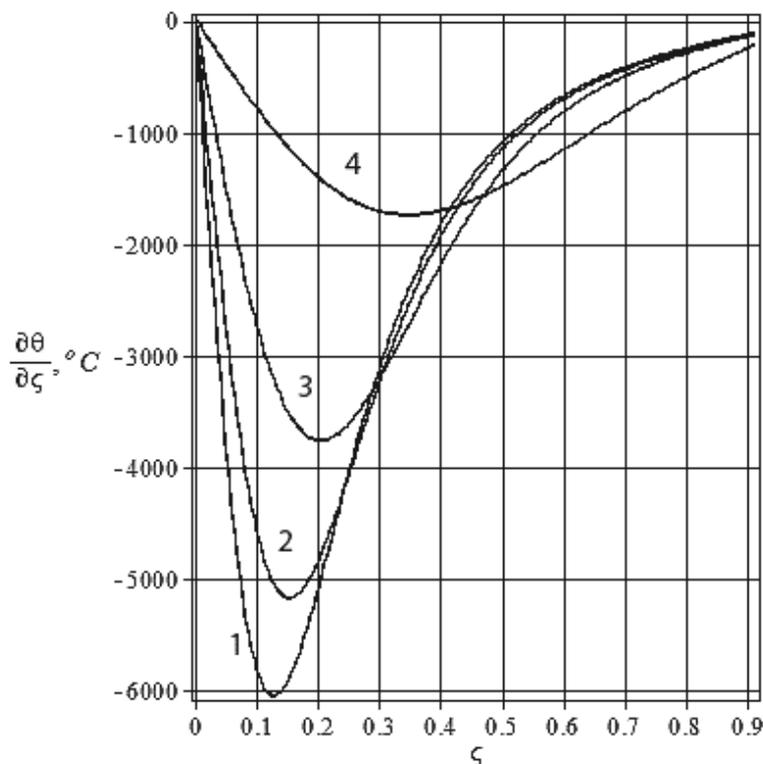


Рисунок 3 – Распределения основной составляющей градиента температурного поля вдоль оси образца в различные моменты времени;
 1 – $\tau = 50$ мкс; 2 – $\tau = 5$ мс; 3 – $\tau = 20$ мс; 4 – $\tau = 100$ мс

На рисунке 4 показаны графики скорости изменения температурного поля в различные моменты времени.

В начальный момент наибольший градиент температуры наблюдается под нагружаемой поверхностью на глубине 1,4 мм и достигает значений $0,55 \left[\frac{K}{MKM} \right]$. В начальный момент нагружения наибольшая скорость изменения температуры наблюдается на поверхности образца ($z = 0$) и достигает значения $0,2 \left[\frac{K}{MKC} \right]$. Значения обоих параметров высоки и свидетельствуют о том, что термические напряжения могут быть адекватно оценены как результат решения именно динамической задачи, а критические уровни интенсивности напряжений достигаются на некоторой глубине между нагружаемой поверхностью и плоскостью в теле образца с относительной координатой $z/H = 1,4$.

Представим результаты экспериментов по электровзрывному нагружению круглых пластин с радиусом $R = 0,012$ м и высотой $H = 0,010$ м, выполненных из сплава ВК10КС. Плоскость пластины нагружалась плазменной струей от разряда высоковольтных конденсаторов на титановую фольгу элек-

троэнергией. С учётом оценок разрядное устройство обеспечивало плотность мощности нагружения $q = 6,2 \text{ ГВт/м}^2$ в импульсе длительностью 110 мкс.

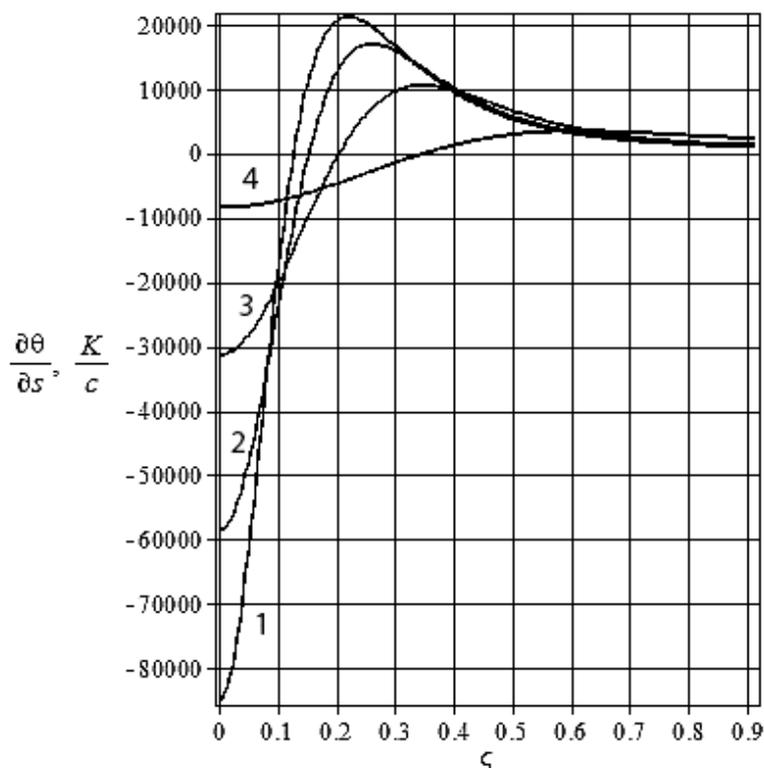


Рисунок 4 – Распределения скорости изменения температурного поля вдоль оси образца в различные моменты времени;
 1 – $\tau = 50 \text{ мкс}$; 2 – $\tau = 5 \text{ мс}$; 3 – $\tau = 20 \text{ мс}$; 4 – $\tau = 100 \text{ мс}$

На рисунке 5 показана микроструктура поверхностного слоя твёрдого сплава после электровзрывной обработки титаном. По результатам металлографических исследований можно различить три слоя. Согласно данным рентгенографического и рентгеноспектрального исследования слой 1 толщиной $\sim 4 \text{ мкм}$ состоит из закристаллизовавшегося карбида титана TiC с включением небольших количеств карбидов вольфрама WC и W_2C . Произошло легирование пластины титаном из фольги с образованием карбида титана. На этот процесс затрачивается часть энергии импульса, здесь же при охлаждении возникают большие остаточные термические напряжения и поры.

Слой 2 имеет мелкодисперсную структуру. В силу диффузии углерода в слой 1 для образования карбида титана в условиях обеднения слоя 2 углеродом в нём происходит преобразование части WC в W_2C в процессе кристаллизации. В этом слое наблюдаются также отдельные частицы WC с исходными размерами. Очевидно, эти частицы выносятся из глубины расплава конвективными потоками, возникающими при развитии сдвиговой неустойчивости Кельвина-Гельмгольца [12].

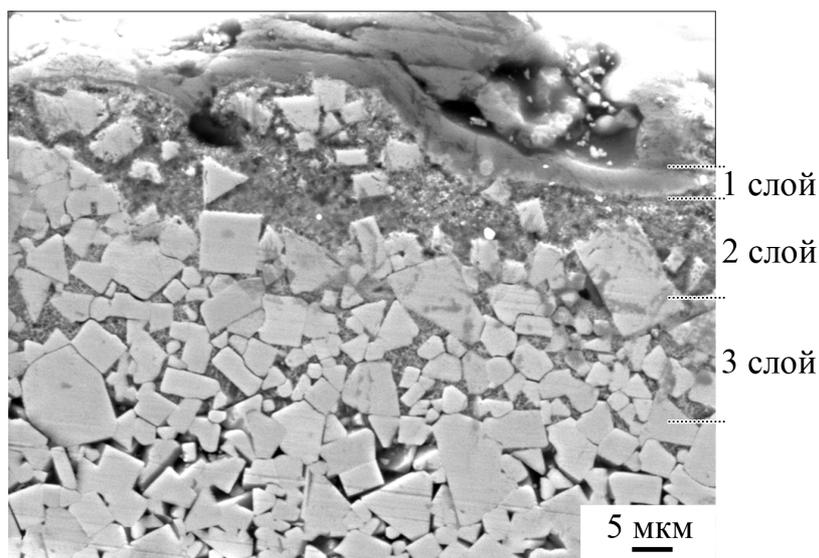


Рисунок 5 – Микроструктура сплава ВК10КС после электровзрывной обработки

Рентгеноспектральный анализ показывает, что изменения в 3-ем слое затрагивают только легкоплавкую кобальтовую связку и сводятся к насыщению кобальта вольфрамом, титаном и углеродом. Переход 3-го слоя в материал основы пластины плавный, микротрещины не отмечаются.

Фазовые и структурные изменения как результат электровзрывной обработки видимы до глубины ~ 40 мкм. Однако, как свидетельствует теоретический анализ, зона термического упрочнения может быть в несколько раз более глубокой. Можно также сделать заключение, что выраженная эффективность обработки поверхности в достаточно тонком слое (~ 40 мкм) свидетельствует о значимости такого фактора в реализации импульса как локальная скорость изменения температурного поля.

Изменение фазового состава в слое 1 привело к улучшению показателей вёрдкости и износостойкости поверхности пластины (таблица).

Таблица – Механические свойства поверхности пластин после обработки

Наличие обработки	Свойства сплава ВК10КС				
	Шероховатость Ra, мкм	Нанотвёрдость, МПа	Глубина трека износа, мкм	Площадь сечения трека износа, мкм ²	Коэффициент трения, μ
Поверхность обработана электровзрывом титана	1,98	25000	5,40	243	0,14
Исходное состояние	1,32	12000	58,0	12921	0,41

Выводы.

1. Разработанная модель физической реализации результата обработки образца импульсом энергии в форме задачи для однородного уравнения теплопроводности с граничными условиями III рода может быть использована для описания рассеяния энергии импульса в системе образец – энергоисточник – внешняя среда.

2. Сопоставление изменения микроструктуры поверхностных слоёв пластин из сплава ВК10КС по их толщине с результатами теоретического анализа приводит к заключению, что для возникновения динамических термических напряжений величина скорости изменения температуры во времени имеет большее значение, чем уровень градиента температурного поля.

3. При достаточной мощности разряда электроэнергии на титановую фольгу одновременно происходит легирование поверхности пластины из сплава ВК10КС титаном, образование карбида титана, который обладает высокими механическими свойствами.

4. Высокие уровни скорости изменения во времени и градиента температурного поля в начальный момент импульсного нагружения позволяют предположить, что под слоем карбида титана находится слой карбида вольфрама W_2C , образованный в неравновесных условиях от переднего фронта энергетического импульса после его прохождения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Осколкова Т.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е. Особенности электровзрывного легирования поверхности твёрдого сплава ВК10КС титаном // Материаловедение. – 2012. – № 1. – С. 41 – 46.

2. Осколкова Т.Н., Будовских Е.А., Горюшкин В.Ф. Особенности структурообразования поверхностного слоя при электровзрывном легировании карбидовольфрамового твёрдого сплава // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 3. – С. 46 – 50.

3. Кошляков Н.С., Глинер Э.Б., Смирнов М.М. Уравнения в частных производных математической физики: учебное пособие. – М.: Высшая школа, 1970. – 707 с.

4. Лыков А.В. Теория теплопроводности: учебное пособие. – М.: Высшая школа, 1967. – 993 с.

5. Фарлоу С. Дж. Уравнения с частными производными для научных работников и инженеров: монография. – М.: Мир, 1985. – 383 с.

6. Справочник по специальным функциям с формулами, графиками и математическими таблицами: монография / Под ред. М. Абрамовица и И. Стигана. – М.: Наука, 1979. – 830 с.

7. Дьяконов В.П. Maple 10/11/12/13/14 в математических расчётах: монография. – М.: ДМК, 2011. – 799 с.

8. Поздняков В.А. Оптимизация режимов электронно-лучевой упрочняющей обработки сталей. 1. Поля температур и термоупругих напряжений /

В.А. Поздняков, Н.М., Александрова Н.М. // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 5. – С. 61 – 66.

9. Базайкин В.И., Темлянцев М.В., Базайкина О.Л. Влияние термических напряжений на формирование зоны пластического течения в начале горячейковки цилиндрической заготовки // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 2015. – № 5. – Том 58. – С. 241 – 247.

10. Лычѐв С.А. Связанная динамическая задача термоупругости для конечного цилиндра / С.С. Лычѐв // Вестник СамГУ – Естественнонаучная серия. – 2003. – № 4 (30). – С. 112 – 124.

11. Карташов Э.М. Теория теплового удара на основе обобщѐнной модели динамической термоупругости / Э.М. Карташов // Вестник МИТХТ. – 2012. – Т 7. № 1. – С. 71 – 74.

12. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. и др. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Г.В. Галевский, Д.А. Титов, Н.В. Кибко, В.М. Шурупов
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ИЗУЧЕНИЕ НАПЛАВЛЯЕМОГО СТАЛЬЮ 35В9Х3СФ ВАЛИКА

Исследовано влияния введения в состав порошковой проволоки стали 35В9Х3СФ углеродфторсодержащей добавки и никеля на качество наплавляемого валика. Показано, что введение в шихту углеродфторсодержащей добавки позволяет снизить уровень загрязненности неметаллическими включениями и порообразование, а использование никеля способствует измельчению зерна аустенита.

Investigated the effect of the introduction of the cored wire steel 35В9Х3СФ carbon-fluorine containing additives and nor-kel for quality surfaced roller. It is shown that the introduction to the mixture of carbon-fluorine containing additives can reduce the level of contamination of non-metallic inclusions and pore formation, and the use of Nickel promotes grain refinement of austenite.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ

Для наплавки валков горячей прокатки и роликов транспортирующих рольгангов в настоящее время широко используется порошковая проволока марки ПП-Нп-35В9Х3СФ по ГОСТ 26101-84. Однако наплавка с использованием данной проволоки сопровождается рядом недопустимых дефектов – пор, раковин, макроскопических неметаллических включений, кроме того, в ряде случаев наблюдается снижение твердости и как следствие уменьшение эксплуатационной стойкости валков[1].

Широко известно, что в состав порошковых проволок для снижения порообразования за счет снижения концентрации водорода вводится кремнефтористый натрий [1], а для защиты от атмосферных газов вводят газо и шлакообразующие вещества, а для устойчивого горения дуги вводятся элементы с низким потенциалом ионизации [2].

В лабораторных условиях были изготовлены образцы порошковых проволок с введением взамен аморфного графита углеродфторсодержащей пыли (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом: масс. %: $Al_2O_3 = 21-46$; $F = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O = 0,4 - 6\%$; $CaO = 0,7-2,3$; $SiO_2 = 0,5-2,5$; $Fe_2O_3 = 2,1-3,3$; $C_{общ} = 12,5-30,2$; $MnO = 0,07-0,9$; $MgO = 0,06-0,9$; $S = 0,09-0,19$; $P = 0,10-0,18$. Ранее нами экспериментально было установлено, что углерод в составе углеродфторсодержащей добавки обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке с образованием оксидов углерода [3,4]. В ряд образцов для изучения влияния вводили никель.

Для изготовления шихты порошковой проволоки использовали углерод аморфный ГОСТ 5420-74, порошки углеродистого ферромарганца ФМн 78(А) по ГОСТ 4755-91, ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ1415-93, высокоуглеродистого феррохрома марки ФХ900А по ГОСТ 4757-91, феррованадия марки ФВ50У0,6 по ГОСТ 27130-94, никеля марки ПНК-2К9 по ГОСТ 9722-97, железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86. Наплавку проводили под флюсом марки АН–26С по ГОСТ Р 52222-2004.

Для определения химического состава наплавленного металла использовали рентгенофлуоресцентный спектрометр XRF-1800 и атомно-эмиссионный спектрометр ДФС -71. Полученные результаты представлены в таблице 1.

Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778-70. С помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И изучали полированную поверхность при увеличении $\times 100$. Металлографические исследования осуществляли на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51 в светлом поле при различных увеличениях после травления в спиртовом растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли согласно ГОСТ 5639-82 при увеличении $\times 100$. Балл мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы №6 ГОСТа 8233-56. При определении длины игл мартенсита и размера пор использовали пакет прикладных программ для металлографических исследований Siams Photolab 700.

Таблица 1 – Химический состав образцов 35В9Х3СФ

№ образца	Массовая доля элементов, %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Co	S	P
1	0,14	0,45	1,69	2,60	0,08	0,02	0,005	8,84	0,36	0,01	0,019	0,11	0,028	0,022
2	0,14	0,51	1,73	2,09	0,08	0,11	0,005	7,66	0,14	0,01	0,012	0,11	0,029	0,021
3	0,13	0,45	1,74	2,18	0,38	0,09	0,005	8,11	0,09	0,01	0,008	0,11	0,034	0,019
4	0,13	0,49	1,68	2,27	0,46	0,09	0,004	8,21	0,13	0,01	0,005	0,11	0,034	0,023
5	0,13	0,60	1,54	2,66	0,58	0,09	0,005	7,58	0,15	0,02	0,044	0,11	0,040	0,020

1 – образец с добавлением углерода аморфного, 2 – образец с добавлением углеродфторсодержащего материала, 3,4, 5 – образцы с добавлением углеродфторсодержащего материала и никеля

Исследование показало, что в образцах преимущественно наблюдаются оксиды точечные балл 1 а (рисунок 1, а, в, г, д) и балл 2 а (рисунок 1, а, д), представляющие собой включения в виде отдельных частиц. Практически во всех исследуемых образцах присутствуют силикаты недеформирующиеся в виде единичных округлых и неправильной формы включений балла 1 а (рисунок 1, б), 2 а (рисунок е) и 2 б (рисунок д, е).

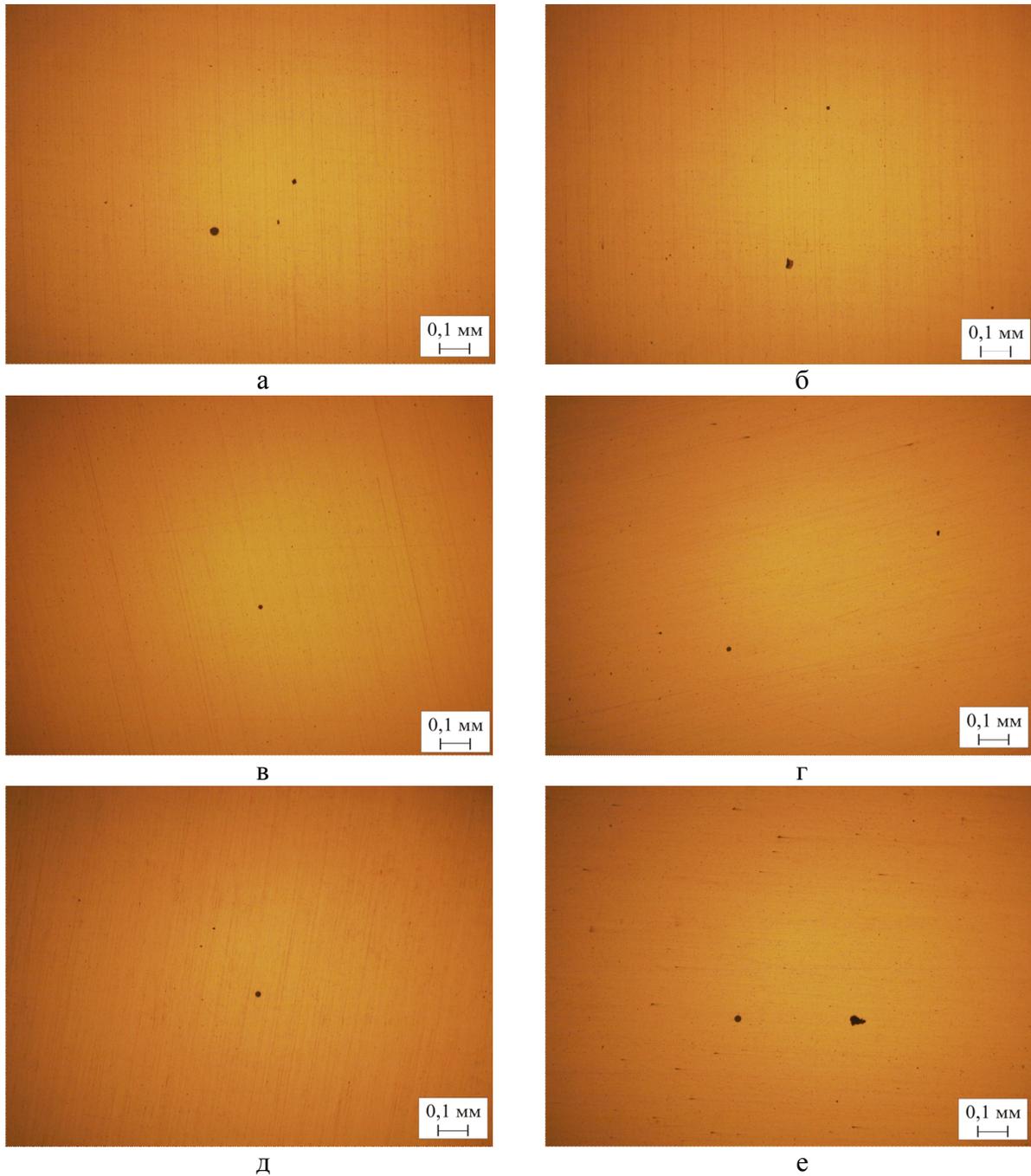
В образце № 1 с использованием в качестве добавки аморфного графита наблюдаются оксиды точечные балл 2 а и 1 а (рисунок 1, а) и силикаты недеформирующиеся балл 1 а (рисунок 1, б). В образце с добавлением углеродфторсодержащего материала (образец № 2) наблюдаются оксиды точечные балл 1 а (рисунок 1, в). При изучении образца № 3 установлено наличие оксидов точечных балл 1 а (рисунок 1, г). В образце № 4 присутствуют оксиды точечные балл 1 а и 2 а и незначительное количество силикатов недеформирующихся балл 2 б (рисунок 1, д). В образце № 5 наблюдаются силикаты недеформирующиеся балл 2 а и 2 б (рисунок 1, е).

Таким образом, установлено, что введение в состав шихты углеродфторсодержащего материала взамен аморфного графита снижает уровень загрязненности стали неметаллическими включениями. Причем присутствуют только оксиды точечные, а силикаты недеформирующиеся не наблюдаются. В структуре всех изученных образцов присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды.

Металлографический анализ показал, что структура образца № 1 с использованием в качестве добавки аморфного графита представляет собой грубоигольчатый мартенсит (балл № 10) и остаточный аустенит, присутствующий в небольшом количестве (рисунок 2 а). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 6 и № 7. В данном случае по всей поверхности шлифа наблюдается пористость. Размер пор составляет 640 – 1077 мкм.

После введения в шихту углеродфторсодержащего материала (образец № 2) вместо аморфного углерода в структуре кроме крупноигольчатого

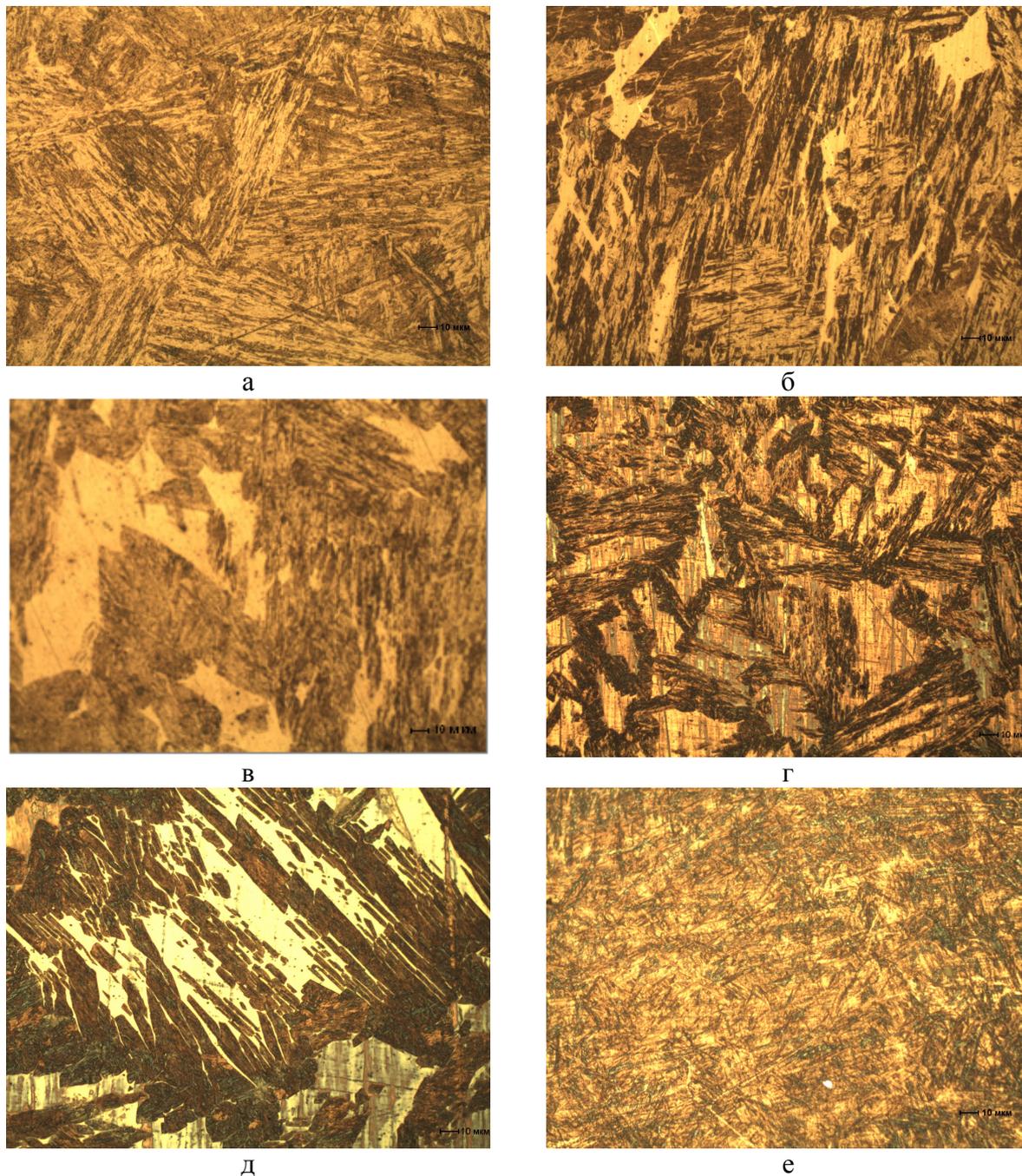
мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита присутствует феррит в виде отдельной структурной составляющей и в некоторых областях в виде сетки (рисунок 2 б). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 5 и № 4. В данном случае наблюдается снижение пористости.



а, б – образец № 1; в – образец № 2; г – образец № 3; д – образец № 4,
е – образец № 5

Рисунок 1 – Характер неметаллических включений в исследуемых образцах

В результате введения в состав шихты 0,38 % никеля (образец № 3) в структуре также наблюдается грубоигольчатый мартенсит (балл № 10), остаточный аустенит и ферритная составляющая (рисунок 2 в). Размер зерен аустенита по шкале зернистости соответствует № 5, 6 и 7. Использование углерод-фторсодержащей добавки и 0,38 % никеля не приводит к порообразованию.



а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г, д – образец № 4,
е – образец № 5

Рисунок 2 – Микроструктуры исследуемых образцов, $\times 500$

Введение в состав шихты углеродфторсодержащей добавки и 0,46 % никеля (образец № 4) также приводит к получению структуры, состоящей из крупноигльчатого мартенсита (балл № 10), феррита в виде отдельной структурной составляющей (рисунок 2 г) и небольшого количества остаточного аустенита (рисунок 2 г, д). Размер зерен по шкале зернистости соответствует № 5 и № 6, пор не наблюдается.

При добавлении в шихту большего количества никеля 0,58 % (образец №10) в структуре отсутствует ферритная составляющая. Структура состоит из крупноигльчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита с зернистостью № 6 и № 7 (рисунок 2 е). Мартенсит имеет более дисперсное строение по сравнению с остальными исследуемыми образцами, размер игл мартенсита составляет 7 – 42 мкм. В данном случае наблюдается снижение пористости.

Таким образом, установлено, что при использовании углеродфторсодержащей добавки отдельно и совместно с 0,38 и 0,46 % никеля вместо аморфного графита в структуре кроме крупноигльчатого мартенсита и остаточного аустенита наблюдается феррит в основном в виде отдельной структурной составляющей. Получению структуры без ферритной составляющей способствует введение в состав проволоки углеродфторсодержащей добавки и большего количества никеля (0,58 %).

Следует отметить, что введение в состав проволоки углеродфторсодержащего материала без дополнительной добавки никеля увеличивает размер зерна аустенита. Использование углеродфторсодержащей добавки отдельно и совместно с никелем в количестве 0,38; 0,46 и 0,58 % обеспечивает снижение пористости в наплавке из стали 35В9Х3СФ.

Выводы.

1. Установлено, что использование углеродфторсодержащей добавки отдельно и совместно с никелем взамен графита аморфного способствует снижению уровня загрязненности стали неметаллическими включениями, улучшению структуры и снижению пористости.

2. Улучшению структуры за счет удаления ферритной составляющей, охрупчивающей сталь, и измельчения игл мартенсита способствует введение в состав проволоки углеродфторсодержащей добавки совместно с никелем в количестве 0,58 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технология механизированной наплавки / И.И. Фрумин, Ю.А. Юзвенко, Е.И. Лейначук. – М.: Высшая школа, 1964. – 306с.

2. Теория сварочных процессов / Коновалов А.В., Куркин А.С., Макаров Э.Л., Неровный В.М., Якушин Б.Ф.– М.: Изд МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.

3. Исследование и разработка новых углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов / Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Башенко Л.П.,

Липатова У.И. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2015. – Том 58. – № 4. – С. 258 – 261.

4. Технологические аспекты использования углеродфторсодержащей добавки при сварке под флюсом / Козырев Н.А., Крюков Н.Е., Крюков Р.Е., Игушев В.Ф., Ковальский И.Н. // Сварочное производство. – 2015. – № 4. – С. 43-47.

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Г.В. Галевский, Д.А. Титов, Н.В. Кибко, В.М. Шурупов
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

ИЗУЧЕНИЕ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЯЕМОЙ СТАЛИ 25Х5ФМС

Исследовано влияния введения в состав порошковой проволоки стали 25Х5ФМС никеля и углеродфторсодержащей добавки на качество наплавляемого слоя. Изучены неметаллические включения, макроструктура образцов. Показано, что введение в шихту углеродфторсодержащей добавки позволяет снизить уровень загрязненности неметаллическими включениями и порообразование, а использование никеля способствует измельчению зерна аустенита.

Investigated the effect of the introduction of the cored wire steel 25Х5ФМС nickel and carbon-fluorine containing additives on the quality of the deposited layer. Studied non-metallic inclusions, the macrostructure of the samples. It is shown that the introduction to the mixture of carbon-fluorine containing additives can reduce the level of contamination of non-metallic inclusions and pore formation, and the use of Nickel promotes grain refinement of austenite.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ

В настоящее время для наплавки прокатных валков на обжимных (блюминг, слябинг), крупносортовых и рельсобалочных, средне- и мелкосортных, листопрокатных станах в России широко используется порошковая проволока ПП-Нп-25Х5ФМС по ГОСТ 26101-84 [1]. Однако наплавка с использованием данной проволоки сопровождается рядом недопустимых дефектов, таких как поры, раковины, макроскопические неметаллические включения, при этом наплавленный слой в ряде случаев характеризуется значительной анизотропией

ей механических свойств, в частности твердости, и как следствие уменьшением эксплуатационной стойкости прокатных валков.

Ранее нами экспериментально было установлено, что углерод в составе углеродфторсодержащей добавки обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке с образованием оксидов углерода [2,3]. С учетом этого, в лабораторных условиях были изготовлены образцы порошковой проволоки марки ПП-Нп-25Х5ФМС и проведена наплавка. В состав ряда образцов проволоки ввели никель, а взамен аморфного углерода использовали углеродфторсодержащую пыль (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом, масс. %: $Al_2O_3 = 21-46$; $F = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O = 0,4 - 6$; $CaO = 0,7-2,3$; $SiO_2 = 0,5-2,5$; $Fe_2O_3 = 2,1-3,3$; $C_{общ} = 12,5-30,2$; $MnO = 0,07-0,9$; $MgO = 0,06-0,9$; $S = 0,09-0,19$; $P = 0,10-0,18$.

Химический состав наплавленного металла (таблица 1) определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС -71.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых образцов.

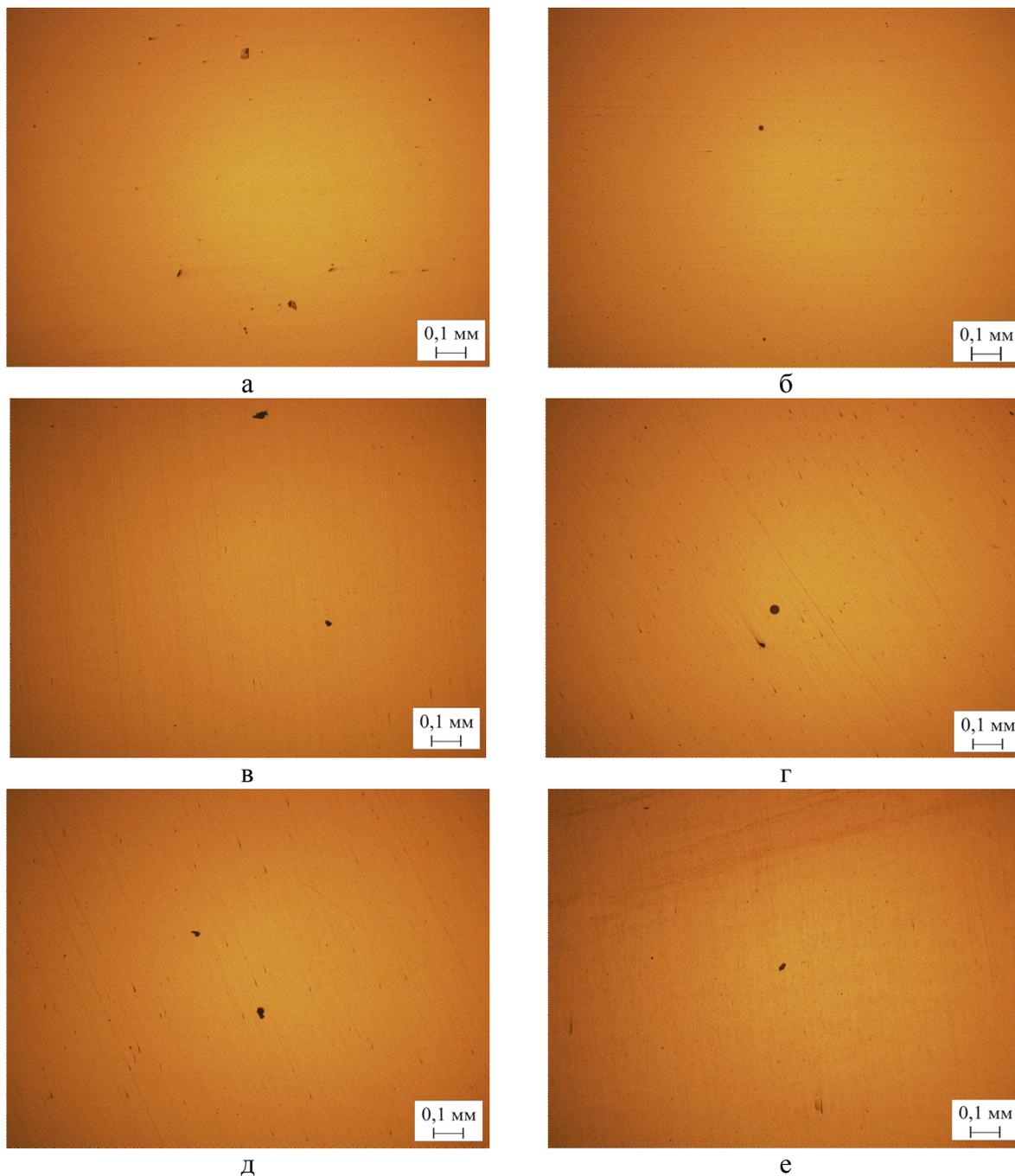
№ образца	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	Al	Co	S	P
1	0,14	0,39	1,88	3,05	0,10	0,10	0,005	0,13	1,04	0,014	0,009	0,017	0,038
2	0,09	0,29	1,62	2,95	0,10	0,10	0,003	0,10	0,95	0,011	0,009	0,028	0,034
3	0,09	0,28	1,63	3,23	0,50	0,10	0,003	0,17	1,08	0,011	0,009	0,023	0,030
4	0,09	0,33	1,74	3,15	0,56	0,10	0,002	0,12	1,06	0,011	0,009	0,028	0,032
5	0,08	0,35	1,70	2,99	0,81	0,10	0,002	0,11	1,07	0,007	0,009	0,029	0,036

Примечание: 1 – образец с добавлением графита аморфного; 2 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли,
3 – 5 – образцы с добавлением углеродфторсодержащей пыли и никеля.

Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778-70. Полированную поверхность изучали при увеличении $\times 100$ с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И. Металлографическое исследование микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при различных увеличениях после травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 при увеличении $\times 100$. Дисперсность мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы №6 ГОСТ 8233-56. Определение длины игл мартенсита и

размера пор осуществляли с помощью пакета прикладных программ для металлографических исследований Siam Photolab 700.

В исследуемых образцах присутствуют оксиды точечные (балл 1 а и 2 а) и силикаты недеформирующиеся (балл 1 б, 2 б и 3 б). В образце № 1 с использованием в качестве добавки аморфного графита присутствуют силикаты недеформирующиеся балл 2 б и 3 б и оксиды точечные балл 1 а (рисунок 1, а). В



а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3; г, д – образец № 4, е – образец № 5

Рисунок 1 – Характер неметаллических включений в исследуемых образцах

наплавленном слое с использованием порошковой проволоки с добавлением углеродфторсодержащего материала (образец № 2) по всей поверхности наблюдаются оксиды точечные балл 1 а (рисунок 1, б). В образце № 3 установлено присутствие силикатов недеформирующихся балл 1 б и 2 б и оксидов точечных балл 1 а (рисунок 1, в). В результате исследования образца № 4 обнаружены оксиды точечные балл 1а и 2 а (рисунок 1, г) и силикаты недеформирующиеся балл 2 б (рисунок 1, д). В образце № 5 наблюдаются силикаты недеформирующиеся балл 1 а и 1 б и оксиды точечные балл 1 а (рисунок 1, е).

В целом, при введении в состав шихты углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного графита снижается уровень загрязненности, особенно силикатов недеформирующихся, при незначительном присутствии оксидов точечных.

Металлографический анализ показал, что в структуре образца № 1 с использованием в качестве добавки аморфного графита присутствует крупноигольчатый мартенсит (балл № 7) и небольшое количество остаточного аустенита (рисунок 2, а). Величина зерна по шкале зернистости соответствует в основном № 6, а в некоторых областях № 7. Необходимо отметить присутствие ферритной сетки в структуре мартенсита и остаточного аустенита. Размер игл мартенсита составляет 3 – 12 мкм.

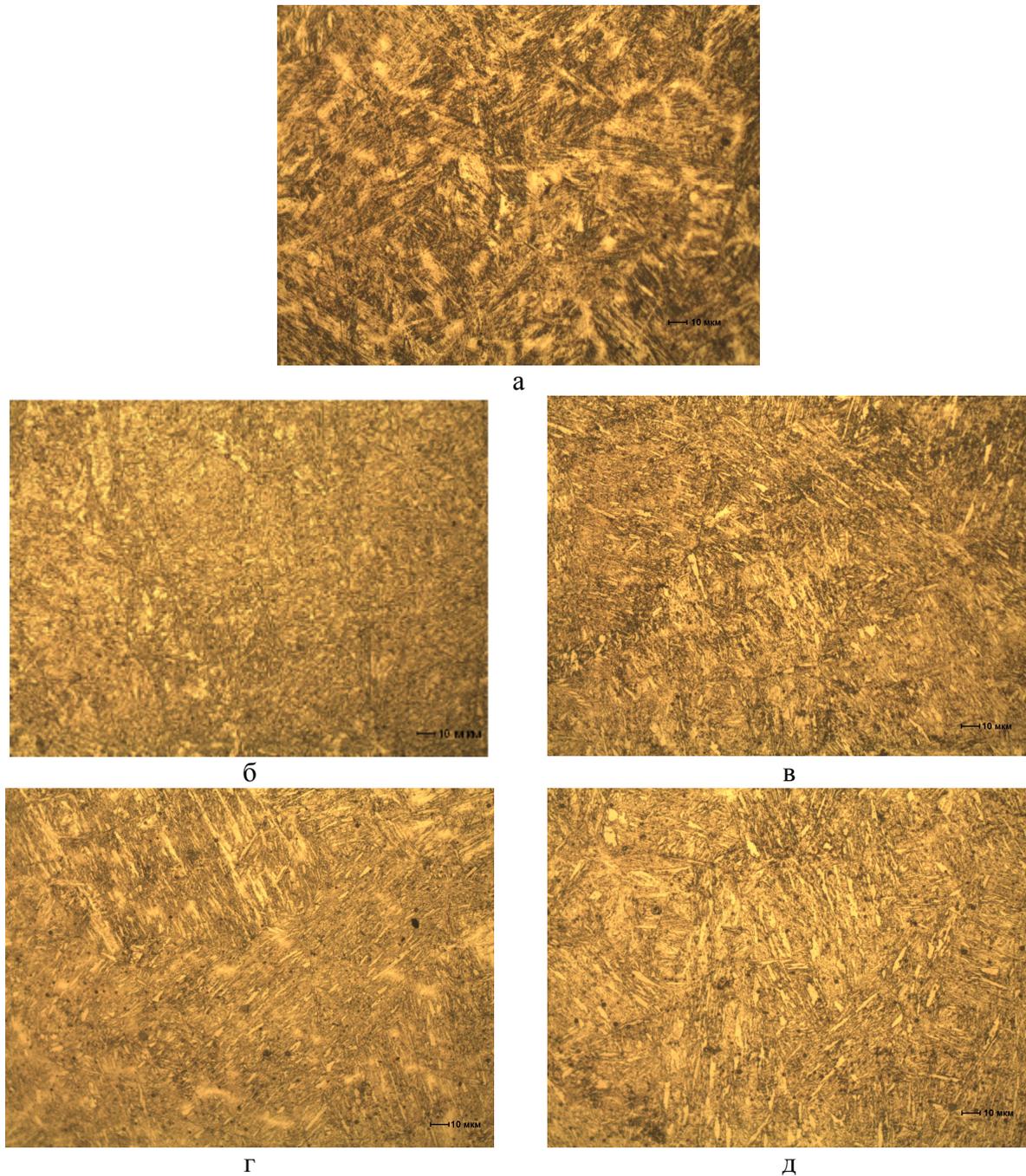
После введения в шихту углеродфторсодержащего материала (образец № 2) вместо аморфного углерода структура металла представляет собой крупноигольчатый мартенсит (балл № 7), небольшое количество остаточного аустенита в межосевом пространстве (рисунок 2, б). Размер игл мартенсита составляет 3 – 11 мкм. Величина зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 7.

В результате введения в состав проволоки никеля в количестве 0,50; 0,56 и 0,81 % в структуре наблюдается крупноигольчатый (балл № 8, размер игл 2 – 16 мкм) и в некоторых областях структуры грубоигольчатый (балл № 10, размер игл 17 – 24 мкм) мартенсит, небольшое количество остаточного аустенита и ферритная сетка (рисунок 6, в, г и д, соответственно). Однако в данном случае мартенсит имеет вид не только темных, но и светлых игл различных размеров и форм с правильными границами и неправильными зубчатыми границами. По шкале зернистости все образцы с содержанием никеля имеют величину зерна № 6 и № 7. Необходимо отметить, что в структуре с добавлением 0,81 % никеля присутствуют зерна с № 8

Введение в состав шихты углеродфторсодержащего материала вместо аморфного графита не оказывает влияние на дисперсность мартенсита, однако при этом обеспечивается отсутствие в структуре ферритной составляющей, что может, по-видимому, оказать положительное влияние на трещиностойкость стали. Одним из элементов способствующих измельчению зерна является никель. Измельчение зерна позволяет повысить прочность, пластичность и вязкость, при этом снижается порог хладноломкости и соответственно склонность к хрупкому разрушению [4].

Дополнительное введение в состав проволоки никеля в количестве 0,50 %, 0,56 % и 0,81 % способствует укрупнению мартенситных игл и не

обеспечивает устранение ферритной составляющей, что, по-видимому, может несколько повысить хрупкость стали. Использование 0,50 % никеля в меньшей степени увеличивает размер игл мартенсита (до 13 мкм, а в некоторых областях до 19 мкм) по сравнению с введением в состав проволоки 0,56 и 0,81 % никеля (до 15 мкм, а в некоторых областях структуры до 25 мкм). В структуре всех изученных образцов присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды.



а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4,
д – образец № 5

Рисунок 2 – Микроструктура исследуемых образцов, $\times 500$

Выводы.

1. Введение в состав изучаемой проволоки углеродфторсодержащей добавки обеспечивает снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями, а введение никеля приводит к улучшению структуры, в том числе к измельчению зерна аустенита, что, по-видимому может повысить термическую стойкость прокатных валков.

2. Улучшение структуры обеспечивается за счет отсутствия ферритной составляющей в результате использования углеродфторсодержащей добавки и измельчения зерна аустенита при введении в состав проволоки никеля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станков // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2005. – № 4. – С. 14-17.

2. Effect of carbon- and fluorine-containing additions in the composition of fluxes on the content of nonmetallic inclusions and properties of welded joints / N.A. Kozyrev, V.F. Igushev, R. Ev. Krukov, Z.V. Goldun, I.N. Kovalsky // Welding International . – 2013. – Vol. 27. – № 12, p. 963 – 965.

3. New carbon-fluorine containing additive for the welding fluxes/ N.A. Kozyrev, R. E. Krukov, D.E. Kolmogorov // Mechanics and materials vol. 682(2014) – P. 495-498.

4. Лахтин Ю.М. Материаловедение / Ю.Н. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.

УДК 621.791:624

Д.А. Титов, Н.В. Кибко, Н.А. Козырев

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

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ СТАЛИ 25Х5ФМС

Изучено влияние введения в состав порошковой проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС никеля и углеродфторсодержащей добавки на характеристики наплавленного валика: микроструктуру, микротвердость структурных составляющих, твердость и скорость истирания наплаваемого слоя. Показано, что использование углеродфторсодержащей добавки обеспечивает улучшение структуры за счет удаления ферритной составляющей. При этом не изменяется дисперсность мартенсита, микротвердость и твердость наплавленного слоя, снижается скорость его истирания. Введение в состав шихты никеля обеспечивает

повышение микротвердости мартенсита и твердости наплавленного слоя и снижает абразивный износ наплавленного слоя.

We Studied the influence of introduction of the cored wire PP-Np- 25X5FMC Nickel and carbon-fluorine containing additives on the characteristics of the weld bead: microstructure, micro-hardness of structural components, the hardness and rate of abrasion deposits deposited layer. It is shown that the use of the carbon containing fluorine of additives provides improved structure due to the removal of the ferrite component. This does not influence the dispersion of martensite, microhardness and hardness of the deposited layer, decreases the rate of abrasion. Introduction to the composition of the charge of Nickel enhances the microhardness of martensite and hard achievements deposited layer and reduces abrasive wear weld layer.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ

Для исследования качества наплавленного слоя порошковой проволоки марки ПП-Нп-25Х5ФМС в лабораторных условиях проведена наплавка. В состав ряда образцов проволоки вводили никель. Взамен аморфного углерода использовали углеродфторсодержащую пыль (отходы металлургического производства) со следующим химическим составом, масс. %: $Al_2O_3 = 21-46$; $F = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O = 0,4 - 6$; $CaO = 0,7- 2,3$; $SiO_2 = 0,5-2,5$; $Fe_2O_3 = 2,1-3,3$; $C_{общ} = 12,5-30,2$; $MnO = 0,07-0,9$; $MgO = 0,06-0,9$; $S = 0,09-0,19$; $P = 0,10-0,18$ [1, 2].

В данной работе исследовали характеристики структурных составляющих, их микротвердость, твердость и скорость истирания наплавленного слоя.

Химический состав наплавленного металла приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых образцов

№ образца	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	Al	Co	S	P
1	0,14	0,39	1,88	3,05	0,10	0,10	0,005	0,13	1,04	0,014	0,009	0,017	0,038
2	0,09	0,29	1,62	2,95	0,10	0,10	0,003	0,10	0,95	0,011	0,009	0,028	0,034
3	0,09	0,28	1,63	3,23	0,50	0,10	0,003	0,17	1,08	0,011	0,009	0,023	0,030
4	0,09	0,33	1,74	3,15	0,56	0,10	0,002	0,12	1,06	0,011	0,009	0,028	0,032
5	0,08	0,35	1,70	2,99	0,81	0,10	0,002	0,11	1,07	0,007	0,009	0,029	0,036

Примечание: 1 – образец с добавлением графита аморфного; 2 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли, 3 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,50 % никеля, 4 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,56 % никеля, 5 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,81% никеля

Металлографический анализ и определение длины игл мартенсита проводили с использованием инвертированного металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле с помощью пакета прикладных программ для металлографических исследований Siams Photolab 700 в диапазоне увеличений $\times 500$ и $\times 1000$ после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Дисперсность мартенсита оценивали сопоставлением структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56.

Измерение твердости исследуемых образцов выполняли по методу Роквелла и Виккерса. Измерение твердости по Роквеллу осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59. С целью изучения свойств отдельных участков микроструктуры стали, в частности мартенсита, использовали метод определения микротвердости структурных составляющих в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76. Исследования выполняли на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 с автоматической поворотной головкой и цифровым отображением данных. Для каждого образца проводили 10 измерений микротвердости мартенсита, выполняемые следующим образом. В поверхность испытуемого образца под действием нагрузки 1 Н вдавливался наконечник в форме четырехгранной алмазной пирамиды. После снятия нагрузки число твердости определяли в соответствии с длинами диагоналей полученного отпечатка. Расчет числа твердости по Виккерсу, его отображение на экране компьютера и сохранение изображения с отпечатком были выполнены автоматически благодаря подключению ССD-камеры к компьютеру с платой видезахвата и соответствующим программным обеспечением анализа изображений.

С целью определения скорости истирания наплавленного слоя опытных образцов провели испытания на износ на машине 2070 СМТ – 1. Для данной работы были выбраны следующие параметры: диапазон измерения частоты вращения вала нижнего образца (диапазон А) – 75-750 мин⁻¹; диапазон измерения момента трения (диапазон I) – 1-10 Н·м.

Металлографический анализ образца № 1 показал, что его структура представляет собой крупноигольчатый мартенсит (балл № 7), небольшое количество остаточного аустенита и феррит в виде сетки. Размер игл мартенсита составляет 3 – 12 мкм (таблица 2). В структуре присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды размером 0,2–1,7 мкм. Микротвердость мартенсита составляет 385 HV, средняя твердость наплавленного слоя – 45,4 HRC, скорость истирания – 0,00059 г/мин (таблица 2). Фотографии с отпечатком индентора при определении микротвердости приведены на рисунке 1.

Введение в состав шихты углеродфторсодержащего материала (образец № 2) вместо аморфного углерода способствует устранению в структуре ферритной составляющей, охрупчивающей сталь, и незначительно снижает скорость истирания наплавленного слоя. При этом практически не оказывает влияние на размер игл мартенсита и его микротвердость, а также на твердость наплавленного слоя (таблица 2).

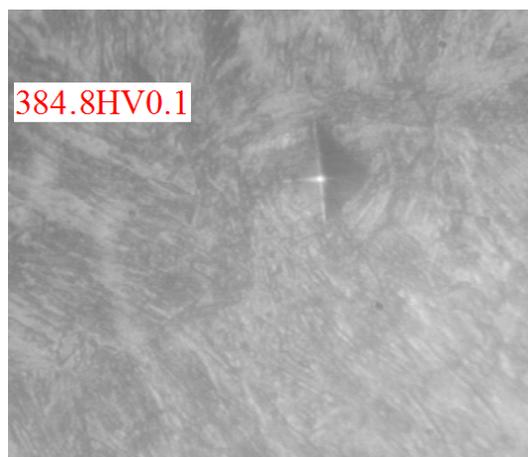
Таблица 2 – Влияние никеля на дисперсность и микротвердость мартенсита в структуре стали 25Х5ФМС, твердость и скорость истирания наплавленного слоя

№ образца	Размер игл мартенсита, мкм	μ_n , HV	HRC		Скорость истирания, г/мин
			среднее	минимальное/максимальное	
1	3-12	385	45,4	45,2/46,0	0,00059
2	3-11	387	45	45,0/45,5	0,00055
3	2-15 (в некоторых областях 17-19)	402	45,7	45,0/46,5	0,00053
4	2-15 (в некоторых областях 16-25)	476	45,5	45,2/45,8	0,00057
5	3-15 (в некоторых областях 17-24)	483	46,1	45,2/47,5	0,00053

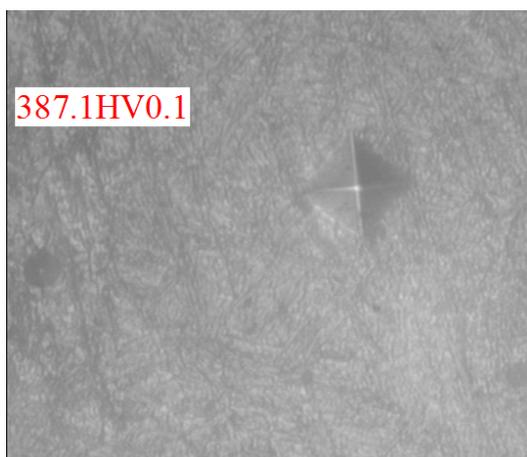
Примечание: 1 – образец с добавлением графита аморфного; 2 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли, 3 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,50 % никеля, 4 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,56 % никеля, 5 - образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,81 % никеля

Добавление в состав проволоки никеля не обеспечивает устранение в структуре ферритной составляющей и способствует укрупнению игл мартенсита. В структуре образцов № 3, 4 и 5 присутствует крупноигольчатый (балл № 8) и в некоторых областях грубоигольчатый (балл № 10) мартенсит, имеющий вид не только темных, но и светлых игл с правильными и неправильными зубчатыми границами, небольшое количество остаточного аустенита, ферритная сетка и точечные мелкодисперсные карбиды размером 0,3 – 16 мкм. Дополнительное введение 0,50 % никеля в меньшей степени увеличивает размер игл мартенсита (на 42 %) по сравнению с использованием 0,56 и 0,81 % никеля (на 56 и 54 % соответственно). Размер игл мартенсита в структуре образцов № 3, 4 и 5 приведен в таблице 2. Дополнительное введение в состав проволоки никеля повышает микротвердость мартенсита. Причем в большей степени увеличивает его микротвердость использование никеля в количестве 0,81 % (с 385 до 483 HV). Введение в состав проволоки 0,50 и 0,56 % никеля увеличивает микротвердость с 385 до 402 и 476 HV соответственно. Введение в состав шихты никеля в количестве 0,81 % повышает твердость наплавленного слоя (таблица 2).

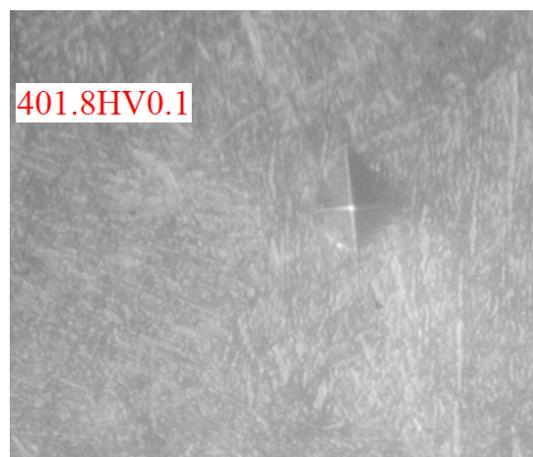
Использование углеродфторсодержащей добавки отдельно и совместно с никелем взамен углерода аморфного снижает абразивный износ наплавленного слоя. В большей степени скорость истирания уменьшается при введении углеродфторсодержащего материала совместно с 0,50 и 0,81 % никеля.



а



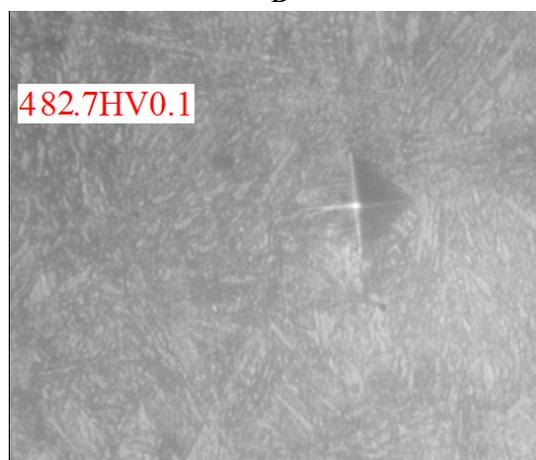
б



в



г



д

- а – образец с добавлением графита аморфного;
б – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли,
в – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,50 % никеля,
г – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,56 % никеля,
д - образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,81% никеля

Рисунок 1 – Микротвердость мартенсита в структуре исследуемых образцов, $\times 400$

Выводы.

1. Введение в состав проволоки углеродфторсодержащего материала взамен аморфного углерода способствует улучшению структуры наплавляемой стали 25Х5ФМС за счет отсутствия ферритной составляющей, что может оказывать положительное влияние на ее трещиностойкость, при этом оставляя на том же уровне дисперсность и микротвердость мартенсита, а также твердость наплавленного слоя. Использование углеродфторсодержащего материала отдельно и совместно с никелем снижает скорость истирания наплавленного слоя.

2. Дополнительное введение в состав шихты никеля повышает микротвердость мартенсита и твердость наплавленного слоя. Наибольший эффект улучшения свойств наблюдается при использовании 0,81 % никеля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Порошкообразная проволока системы C-Si-Mn-Cr-V-Mo/ Козырев Н.А., Титов Д.А., Козырева О.Е., Шурупов В.М. // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Материалы 16-й Международной научн.-практич. конф. – С-Петербург: изд. Санкт-Петербургского политехнического университета, 2014 – т.1. – С. 69-71.

2. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C-Si-Mn-Cr-V-Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля / Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Козырева О.Е., Шурупов В.М. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2014. – № 4. – С. 34-37.

Н.В. Кибко, Д.А. Титов, Н.А. Козырев

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

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ 35В9Х3СФ

Исследовано влияния введения в состав порошковой проволоки стали 35В9Х3СФ углеродфторсодержащей добавки и никеля на ее структуру, микротвердость мартенсита, твердость и скорость истирания наплавленного слоя. Показано, что введение в шихту углеродфторсодержащей добавки обеспечивает повышение твердости наплавленного слоя и уменьшает его истираемость. Использование никеля повышает микротвердость мартенсита и твердость наплавленного слоя, снижает абразивный износ.

Investigated the effect of the introduction of the cored wire steel 35B9X3CF carbon-fluorine containing additives and nickel for its structure, the microhardness of martensite, hardness and the rate of abrasion of the deposited layer. It is shown that the introduction of the charge carbon-fluorine containing additives provides increased hardness of the deposited layer and reduces its wearability. The use of nickel increases the hardness of martensite and the hardness of the deposited core layer, reduces abrasive wear.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ

С целью изучения абразивного износа и физико-механических свойств наплавляемой стали 35В9Х3СФ в лабораторных условиях были изготовлены образцы порошковых проволок с введением углеродфторсодержащей пыли (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом: масс. %: $Al_2O_3 = 21-46$; $F = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O = 0,4 - 6$; $CaO = 0,7-2,3$; $SiO_2 = 0,5-2,5$; $Fe_2O_3 = 2,1-3,3$; $C_{общ} = 12,5-30,2$; $MnO = 0,07-0,9$; $MgO = 0,06-0,9$; $S = 0,09-0,19$; $P = 0,10-0,18$. Углеродфторсодержащую пыль вводили взамен аморфного графита [1, 2]. В состав ряда образцов проволоки вводили никель.

Химический состав наплавленного металла приведен в таблице 1.

Металлографический анализ осуществляли с помощью микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений от $\times 100$ до $\times 1000$ после травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Для определения длины игл мартенсита использовали пакет прикладных программ для металло-

графических исследований Siams Photolab 700. Балл мартенсита оценивали при сопоставлении его структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56.

Таблица 1 – Химический состав образцов с наплавкой из стали 35В9Х3СФ

№ образца	Массовая доля элементов, %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Co	S	P
1	0,14	0,45	1,69	2,60	0,08	0,02	0,005	8,84	0,36	0,01	0,019	0,11	0,028	0,022
2	0,14	0,51	1,73	2,09	0,08	0,11	0,005	7,66	0,14	0,01	0,012	0,11	0,029	0,021
3	0,13	0,45	1,74	2,18	0,38	0,09	0,005	8,11	0,09	0,01	0,008	0,11	0,034	0,019
4	0,13	0,49	1,68	2,27	0,46	0,09	0,004	8,21	0,13	0,01	0,005	0,11	0,034	0,023
5	0,13	0,60	1,54	2,66	0,58	0,09	0,005	7,58	0,15	0,02	0,044	0,11	0,040	0,020

Примечание: 1 – образец с добавлением графита аморфного; 2 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли, 3 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,38 % никеля, 4 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,46 % никеля, 5 – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,58 % никеля

Определение твердости выполняли по методу Роквелла и Виккерса. Измерение твердости по Роквеллу осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59. При изучении свойств мартенсита, использовали метод определения микротвердости структурных составляющих в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76. Определение микротвердости выполняли на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 с автоматической поворотной головкой и цифровым отображением данных. Для каждого образца осуществляли 10 измерений микротвердости мартенсита. Металлографический шлиф, предварительно протравленный для выявления структуры, исследовался под микроскопом, выбиралось место для исследования, к этому месту подводился алмазный индентор, прикладывалась нагрузка 1 Н, после чего нагрузка снималась, шлиф возвращался в поле зрения объектива микроскопа и проводилось измерение отпечатка. Расчет числа твердости по Виккерсу, его отображение на экране компьютера и сохранение изображения с отпечатком выполнялись автоматически, что обеспечивало подключение к компьютеру ССD-камеры с платой видезахвата и соответствующее программное обеспечение анализа изображений.

Скорость истирания наплавленного слоя опытных образцов определяли путем проведения испытания на износ на машине 2070 СМТ – 1. При этом были выбраны следующие параметры: диапазон измерения частоты вращения вала нижнего образца (диапазон А), который равен 75 – 750 мин⁻¹; диапазон измерения момента трения (диапазон I), который равен 1 – 10 Н·м.

Металлографические исследования образца № 1 с использованием в качестве добавки аморфного графита показали, что в его структуре присутствует грубоигольчатый мартенсит (балл № 10) и небольшое количество остаточного аустенита. Микротвердость мартенсита составляет 471 НВ. Фотографии с отпечатком индентора при определении микротвердости приведены на рисунке 1.

Среднее значение твердости наплавленного слоя соответствует 45,5HRC, а скорость его истирания составляет 0,00088 г/мин.

Добавление в шихту углеродфосфорсодержащего материала (образец № 2) взамен аморфного углерода способствует появлению в структуре помимо крупноигольчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита феррита в виде отдельной структурной составляющей и в некоторых областях в виде сетки. Использование углеродфосфорсодержащей добавки приводит к снижению микротвердости мартенсита на 5 % по сравнению с образцом № 1 (таблица 2). Однако при этом незначительно повышается твердость наплавленного слоя и снижается скорость его истирания.

При дополнительном введении в состав проволоки 0,38 и 0,46 % никеля (образец № 3 и 4) в структуре также кроме грубоигольчатого мартенсита (балл № 10) и небольшого количества остаточного аустенита присутствует ферритная составляющая. Введение в состав проволоки большего количества никеля 0,58 % (образец № 5) обеспечивает получение структуры без феррита, состоящей из грубоигольчатого мартенсита (балл № 10) и остаточного аустенита, и измельчение мартенситных игл. В структуре образца № 5 мартенсит имеет более дисперсное строение (размер игл мартенсита 7 – 42 мкм) по сравнению с остальными исследуемыми образцами, измерение размера игл мартенсита в структуре которых не представляется возможным. К тому же использование 0,58 % никеля по сравнению с образцом № 2 повышает микротвердость мартенсита на 22 % и твердость наплавленного слоя на 4 %. Дополнительное введение никеля в количестве 0,46 и 0,38 % в меньшей степени повышает микротвердость мартенсита (на 19 и 3 % соответственно). Использование 0,46 % никеля повышает твердость наплавленного слоя на 2 % по сравнению с образцом № 2.

Введение взамен углерода аморфного углеродфосфорсодержащей добавки отдельно и совместно с никелем уменьшает скорость истирания наплавленного слоя.

Выводы.

1. Введение в состав проволоки типа 35В9Х3СФ никеля и углеродфторсодержащей добавки взамен графита аморфного повышает твердость наплавленного слоя и уменьшает скорость его истирания.

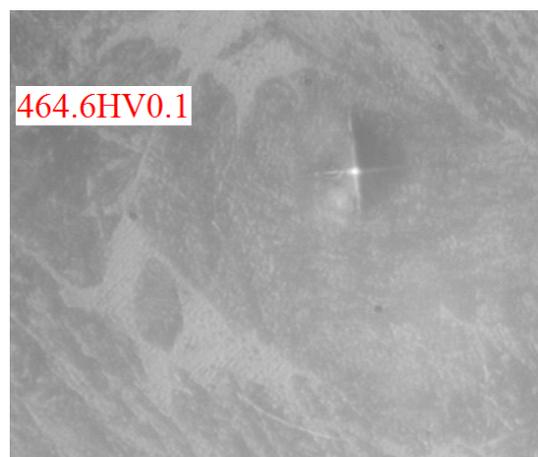
2. Введение в шихту никеля обеспечивает улучшение структуры вследствие удаления ферритной составляющей и измельчения мартенсита, что сопровождается значительным повышением микротвердости и незначительно твердости наплавленного слоя.



а



б



в



г



д

- а – образец с добавлением графита аморфного;
б – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли,
в – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,38 % никеля,
г – образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,46 % никеля,
д - образец с добавлением углеродфторсодержащей пыли и 0,58 % никеля

Рисунок 1 – Микротвердость мартенсита в структуре исследуемых образцов

Таблица 2 – Микротвердость мартенсита в структуре исследуемых образцов, твердость и скорость истирания наплавленного слоя.

№ образца	$\mu_{\text{н}}$, HV	HRC среднее минимальное/максимальное	Скорость истирания, г/мин
1	471	$\frac{45,5}{45,2/46,0}$	0,00088
2	449	$\frac{46}{45,2/47,0}$	0,00052
3	464	$\frac{45,5}{45,2/47,0}$	0,00052
4	493	$\frac{47,2}{45,0/49,0}$	0,00065
5	547	$\frac{48,0}{46,5/50,0}$	0,00068

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Восстановительная наплавка под флюсом с углеродфторсодержащей добавкой/ Козырев Н.А., Титов Д.А., Козырева О.Е., Шурупов В.М.// Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Материалы 16-й Международной научн.-практич. конф. – С-Петербург: изд. Санкт-Петербургского политехнического университета, 2014 – т. 1. – С. 72-74.

2. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы С-Si-Mn-Cr-W- V углеродфторсодержащей добавки и никеля / Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Шурупов В.М., Горюшкин В.Ф.// Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 6. – С. 31-33.

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

УДК 546.241

А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Т.И. Алексеева
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДА И КАРБОНИТРИДА ТИТАНА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Проведен анализ отечественного и зарубежного рынка сверхтвердых материалов. Высокие физико-механическим и химическим свойствам карбида и карбонитрида титана обеспечивают их широкое распространение в различных областях техники. Выделены основные направления применения карбида и карбонитрида титана в порошковой металлургии и композиционном материалах (производство безвольфрамовых твердых сплавов, конструкционной металлокерамики, карбидосталей и абразивов).

The analysis of domestic and foreign market superhard materials. High physical-mechanical and chemical properties of carbide and titanium carbonitride ensure their wide dissemination in various fields of technology. The basic directions of application of carbide and carbonitride of titanium powder metallurgy and composite materials (production of tungsten carbide, cermet structural, karbidostaley and abrasives).

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

На основе патентной и научно-технической литературы и исследования отечественного и зарубежного рынка сверхтвердых материалов можно выделить следующие основные направления применения карбида и карбонитрида титана в порошковой металлургии и композиционном материаловедении:

- производство металлокерамических материалов инструментального назначения;
- производство металлокерамических материалов конструкционного назначения;
- производство карбидосталей;
- производство абразивов.

Карбид и карбонитрид титана в твердых сплавах

По данным [1], в настоящее время более 95 % производимого в мире карбида титана расходуется на производство твердых сплавов. Современные

спеченные твердые сплавы можно классифицировать по составу на четыре основные группы: 1) сплавы WC – Co; 2) сплавы WC – TiC – Co; 3) сплавы WC – TiC – TaC (NbC) – Co; 4) безвольфрамовые (БВТС) твердые сплавы TiC (TiN) – Ni – Mo. Достаточно полная информация о составе твердых сплавов, маркировке, особенностях свойств и областях эффективного применения приведена в фундаментальной работе [2].

Сплавы WC – Co (обозначение ВК) – наиболее прочные из известных спеченных твердых сплавов, но недостаточно твердые и износостойкие.

Сплавы WC – TiC – Co (обозначение ТК) выпускают главным образом для оснащения инструментов при обработке сталей резанием. Содержание карбида титана в них может меняться в широких пределах – от 5 до 60 %. По сравнению со сплавами WC – Co, эти сплавы обладают свойством в большей степени сопротивляться при высокой температуре, достигаемой из-за большой скорости резания, образованию «лунки» на передней поверхности резца. Эти сплавы менее прочные, но более твердые и окалиностойкие, чем сплавы WC – Co. Температура их разупрочнения существенно выше.

Сплавы WC – TiC – TaC (NbC) – Co (обозначение ТТК) применяются главным образом для обработки резанием. Промышленные сплавы этой группы содержат, как правило, 5...15 % TiC, 2...20 % TaC (NbC), 5...15 % Co, остальное WC. В металлообработке их называют универсальными, так как благодаря их свойствам инструмент из них применяют для обработки и сталей, и чугунов. По прочности они близки к сплавам WC – Co, а по твердости – к WC – TiC – Co.

Сплавы TiC (TiN) – Ni – Mo разрабатывались как заменители сплавов WC – Co, WC – TiC – Co в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением областей применения вольфрама: цена на вольфрам ежегодно повышается на 20-50 % [2]. Сплавы этой группы получили название безвольфрамовых твердых сплавов (БВТС). Основу их составляет карбид или карбонитрид титана, цементирующей фазой служит никель и/или кобальт с упрочняющими добавками Mo, W, Cr, Nb. БВТС сочетают в себе как керамические свойства (исключительные твердость и износостойкость, устойчивость к окислению, низкая адгезия к обрабатываемому материалу), так и металлические свойства (прочность, сопротивление удару). Важной отличительной особенностью БВТС является их микроструктура, характеризующаяся присутствием так называемой К-фазы. К-фаза представляет собой сложный карбид, образующий оболочечную структуру вокруг каждой частицы карбонитрида и обеспечивающий прочную связь этих частиц с пластичной металлической связкой.

Первый в мире БВТС (TiC – Mo₂C – Ni/Co – Cr) был запатентован компанией «Plansee» (Германия) в 1931 году, но не нашел широкого применения из-за низкой прочности. Только в 1959 г. фирма «Ford» (США) начала использовать БВТС на некоторых операциях металлообработки, а в 1966 г. приступила к их серийному выпуску. К этому времени стало очевидным, что БВТС обладают высокой твердостью и износостойкостью при резании сталей, но

вследствие повышенной хрупкости могут применяться главным образом при чистовых и получистовых безударных операциях.

Первые отечественные БВТС появились в 60-х – 70-х годах XX столетия благодаря разработкам Всероссийского научно-исследовательского и проектного института тугоплавких металлов и твёрдых сплавов (ВНИИТС) и имели следующие состав и характеристики: (Ti, Nb)C – 90 %, Ni – 5 %, Mo – 5 %, соотношение TiC : NbC = 85,15, $\sigma_{\text{изг.}}$ 700-850 МПа, HRA 89, сплав «ТМ»; TiC – (70-80) %, Ni – (14-23) %, Mo – (5-10) %, $\sigma_{\text{изг.}}$ 900-1100 МПа, HRA 89-91 (Сплав ТН20). В связи с тем, что БВТС группы ТН оказались недостаточно прочными и весьма хрупкими Институтом химии УрО РАН были разработаны сплавы TiC – TiN – Ni – Mo, получившие обозначение КНТ, производство которых было освоено на ЗАО « Кировоградский комбинат твердых сплавов».

В настоящее время на БВТС действует ГОСТ – 226530, в котором предоставлены состав, свойства и области применения сплавов ТН 20 и КНТ 16. Сплав ТН 20 имеет следующий состав и характеристики: TiC – 79 %, Ni – 15 %, Mo – 6 %, $\sigma_{\text{изг.}}$ 1100-1300 МПа, HRA 90-91, плотность 5,5 г/см³, размер основной массы карбидной фазы > 60 % 1-2 мкм. Основная область применения – чистовое и получистовое точение сталей. Сплав КНТ 16 имеет следующий состав и характеристики: TiC_{0,5}N_{0,5} – 84 %, Ni – 12,4 %, Mo – 3,6 %, $\sigma_{\text{изг.}}$ 1400-1500 МПа, HRA 91, размер основной массы карбидной фазы > 60 % 1-2 мкм. Применяется для получистового и получернового точения сталей, цветных металлов, фрезерования сталей и чугунов. БВТС мелкозернистые, с равномерным распределением никеле-молибденовой фазы, низкой пористостью 0,1-0,2 % об., высокими значениями твердости и прочности при изгибе, что обеспечивает хорошие режущие свойства инструмента (на уровне инструмента из сплавов ТК) на определенных операциях металлообработки. БВТС также характеризуются высокой окалиностойкостью, термостойкостью, пониженным коэффициентом трения по стали, но имеют низкий модуль упругости и высокий коэффициент термического расширения (по сравнению с ВК и ТК). Это предопределяет их большую чувствительность к ударным и тепловым нагрузкам и вводит определенные ограничительные условия для заточки инструмента.

В настоящее время в России и за рубежом продолжают исследования БВТС групп ТН и КНТ по улучшению их эксплуатационных свойств, ориентированные главным образом на совершенствование их основы и связующего, а также технологических процессов производства изделий из них.

Карбид и карбонитрид титана в конструкционной металлокерамике

По данным [2], сплав ТН 20 находит широкое применение для изготовления быстроизнашивающихся деталей типа сопел, втулок, работающих в агрессивных и абразивных средах, изготовления матриц при формировании изделий из молибдена, никеля, различного измерительного инструмента. При этом пониженная способность сплавов к взаимодействию с деформируемым металлом исключает его налипание на штамповый инструмент, способствует

повышению качества изделий, увеличивает выход годного. Наряду со сплавом ТН 20 в России выпускаются сплавы ТН, содержащие, %: TiC – 74-50 %, Ni – 20-37,5 %, Mo – 6-15 %. Они также востребованы для изготовления износостойкого штампового инструмента, высокотемпературных, коррозионно- и окислостойких изделий. В работе [3] приведены результаты положительного 20-летнего применения сплавов TiC – Ni – Cr – W компанией «АТОМАТ GROUP» (Италия) для изготовления качественных направляющих роликов для горячей прокатки стали. Эффективность применения этих сплавов обусловлена такими их характеристиками, как низкая плотность, высокими стойкостью к окислению и износостойкостью, относительно хорошей устойчивостью к тепловым ударам. Срок службы роликов из этих сплавов в 10-30 раз больше, чем стальных. Компанией «ВИРИАЛ» (Россия) разработана технология и организовано производство высококачественных сплавов марок КНТ 16 Трибо и КНТ 20 Трибо для изготовления радиальных подшипников трения насосов перекачивающих разнообразные по коррозионному и абразивному воздействию жидкости с различной температурой [4]. В таблице 1 приведены свойства сплавов КНТ 16 и КНТ 20 трибологического назначения и ВК 8.

Таблица 1 – Сравнительный анализ свойств КНТ 16 Трибо, КНТ 20 Трибо и сплава ВК 8

Характеристика	Материал		
	КНТ 16 Трибо	КНТ 20 Трибо	ВК 8 (ГОСТ 3882)
Плотность, г/см ³	6,0	6,2	14,6
Предел прочности при изгибе, МПа	1800	2000	1670
Модуль Юнга, ГПа	430	400	600
Твердость по Роквеллу, HRA	91,0	90,0	87,5
Трещиностойкость, МПа · м ^{0,5}	10	11	14
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	20	24	50
Коэффициент термического расширения, 10 ⁻⁶ /К	8,5	9,0	5,1
Коэффициент трения в воде	0,01	0,01	0,01
Предельная удельная рабочая нагрузка*, МПа	2,0	2,0	> 4,0
Балл коррозионной стойкости в морской воде	4	4	4 (стойкий)
* – нагрузка, при которой начинает резко возрастать коэффициент трения			

Можно видеть, что сплавы КНТ Трибо представляют реальную альтернативу парам трения из вольфрамовых твердых сплавов в условиях, не требующих рабочих нагрузок.

Карбид титана в карбидостаях

Изготовление, свойства и применение карбидосталей, содержащих в качестве компонента карбид титана, описаны в работах [1,5-7].

Карбидостали – это композиционные материалы (керметы), которые образованы объемным сочетанием химически разнородных компонентов (сталь и карбиды) с четкой границей раздела между ними. Сталь выполняет роль пластичной основы материала, а карбиды – твердых включений, содержание которых по объему составляет, как правило, 5 – 50 %. Данные композиты обладают уникальными свойствами, соединяя в себе технологичность сталей с твердостью и износостойкостью твердых сплавов, и по своим служебным характеристикам занимают промежуточное положение между инструментальными сталями и твердыми сплавами. По сравнению с последними карбидостали при несколько меньшей твердости (87-89 HRA) отличаются большей (на 30-50 %) прочностью, более высокой (в 2-4 раза) ударной вязкостью, пониженным (на 15-20 %) коэффициентом трения, а также меньшей (на 50- 60 %) стоимостью [7]. В отожженном состоянии этот материал обрабатывается режущим инструментом. Его плотность ниже плотности сталей на 12-15 %, твердых сплавов – на 50-60 %. Разработка и исследование карбидосталей начались в 1960-х гг. Промышленный выпуск карбидосталей и изделий из них начался в 1980-х гг. сначала в США и Германии, а позднее и в нашей стране. При этом использовались такие технологии их получения, как жидкофазное спекание, горячее изостатическое прессование, горячая экструзия и горячая штамповка.

Наиболее известной, специализирующейся на производстве изделий из карбидосталей является компания «Ferro – TiC SBC» (США) [8], которая имеет дочерние предприятия в Индии, Южной Корее и Китае. Способом жидкофазного спекания она производит износостойкие изделия, работающие в обычных и экстремальных условиях (таблица 2). Данные материалы применяются в следующих областях:

С – для конструкционных изделий – седел клапанов, жестких стержней, износостойких валиков. Является высокомагнитной и в отожженном состоянии поглощает вибрации;

SM и SM-25 – для изделий работающих в роторных и реактивных двигателях; для инструмента, используемого на операциях механообработки, волочения, формообразования. Магнитная, с высокой теплостойкостью;

CHW-45 и CHW-25 – для изделий эксплуатируемых при повышенных температурах;

SK – для износостойких изделий, испытывающих ударные нагрузки;

CS-40 – для седел и штоков клапанов двигателей, подвергающихся одновременному изнашиванию, электрохимической или химической коррозии;

PK – для коррозионно-стойких изделий, подвергающихся термическим ударам;

MS-5A – для изделий с высокой коррозионной стойкостью и размерной стабильностью при больших температурах.

Таблица 2 – Характеристики карбидосталей Ferro – TiC [9]

Марка	TiC, об.%	Тип матричной составляющей	HRC		Рабочая температура, t_{max} , К	Плотность, г/см ³
			Отжиг	Закалка		
С	45	Среднелегированная инструментальная сталь	44	70	463	6,60
СМ СМ-25	45 25	Высокохромистая инструментальная сталь	48 32	69 66	797 811	6,45
СНВ-45 СНВ-25	45 25	Теплостойкая инструментальная сталь	45 30	64 61	811 811	7,00 6,45
SK	35	Инструментальная сталь с высокой ударной вязкостью	38	62	811	6,80
CS-40	45	Нержавеющая сталь	50	68	643	6,45
PK	42	Марганцовистая сталь	50	61	723	6,60
MS-5A	41	Жаропрочный сплав на основе мартенситной стали	48	61	723	6,55

В Германии фирмой «Deutsche Edeltahlwerke GmbH» способом жидкофазного спекания производятся карбидостали под общим названием Ferro-Titanit [10]. В качестве твердой составляющей они содержат карбид титана в количестве 30-34 % (таблица 3).

Таблица 3 – Характеристики карбидосталей Ferro-Titanit [8]

Марка	TiC, %	Тип матричной составляющей	HRC		Структура после термообработки	Плотность, г/см ³
			Отжиг	Закалка		
C-Spezial	33	Легированная сталь (C-0,65 %, Cr-3 %, Mo-3 %)	49	69	TiC + мартенсит	6,5
WFN	33	Теплостойкая сталь (C-0,75 %, Cr-13,5 %, Mo-3 %)	51	69	TiC + мартенсит	6,5
S	32	Высоколегированная сталь (C-0,5 %, Cr-19,5 %, Mo-2 %)	51	67	TiC + мартенсит	6,5
Nicro 128	30	Высоколегированная сталь (C-13,5 %, Co-9 %, Ni-4 %, Mo-3 %)	53	62	TiC + Ni- мартенсит	6,6
Nicro 143	30	Высоколегированная сталь (Ni-15 %, Co-9 %, Mo-5 %)	53	63	TiC + Ni- мартенсит	6,7
U	34	Нержавеющая сталь (Cr-18 %, Ni-12 %, Mo-2 %)	51	-	TiC + аустенит	6,6

Карбидостали Ferro-Titanit применяются:

C-Spezial – для режущего и штампового инструментов, шкивов, роликов и других деталей, работающих в условиях интенсивного износа;

WFN – для износо- и коррозионно-стойких изделий, эксплуатируемых при температурах до 723 К, а также для штампового инструмента (на операциях инъекционного формования, прокатки, протяжки и т.п.);

S – для износостойких изделий с повышенной сопротивляемостью коррозии, например, деталей насосов, измерительного инструмента, нажимных дисков, втулок и т.п.;

Nicro 128 – для износо- и коррозионно-стойких изделий с повышенной пластичностью, например, циркулярных ножей, колец центробежных насосов;

Nicro 143 – для формующего инструмента, работающего при температурах до 773 К;

U – для изделий, стойких к питтинговой коррозии.

В Европе общепризнанными центрами в разработке, исследовании и производстве карбидосталей является Институт проблем материаловедения НАН Украины, Институт «Укр НИИ спецсталь», АО «Днепро-Спецсталь» [7]. Механические свойства разработанных и выпускаемых ими карбидосталей приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Механические свойства термообработанных карбидосталей [7]

Способ получения	Карбидостали	Плотность, г/см ³	Твердость	Прочность на изгиб, МПа	Ударная вязкость, кДж/м ²
ГИП*	P6M5K5-KT20 (KCT-1)	7,15-7,18	88-89 HRA	1300-1600	30-40
	6X6B3MΦC-KT20 (KCT-2)	7,08-7,11	86-88 HRA	1400-1700	35-45
	P12M3K8Φ2-19 %TiC-1 %B ₄ C	-	86-87 HRA	1500-1800	32-40
ГЭ*	P6M5K5-KT20 (KCT-1)	7,12-7,15	87-88 HRA	200-2500	80-120
	6X6B3MΦC-KT20 (KCT-2)	7,05-7,08	85-87 HRA 88-90 HRA	2100-2700 2200-2400	80-150
	P12M3K8Φ2-16 %TiC-4 %Al ₂ O ₃	-			70-140
ГШ*	P6M5K5-20 % TiC (спеченная заготовка)	7,02	66-69 HRA	1920-1940	51,6-52,2
	P6M5K5-20 % TiC («порошок в оболочке»)	6,98	68-70 HRA	1740-1760	43,0-45,5
	X18H15-15 %Cr ₃ C ₂ -5 %MoS ₂	7,70	38-39 HRA	687	-
*ГИП – горячее изостатическое прессование; ГЭ – горячая экструзия; ГШ – горячая штамповка					

Композитам марок KCT-1 и KCT-2 в зависимости от метода изготовления присвоены типы С (при применении ГИП) или Д (ГЭ). Материалы типа С ре-

комендуются для производства различного деформирующего инструмента – матриц для холодного и горячего выдавливания профиля и труб, волок, оправок для калибровки и волочения, прокатных валков мелкосортных станков и станков холодной прокатки, матриц штампов горячей штамповки и пресс-форм для прессования металлических порошков, а также для изготовления фильер и дисковых ножей. Карбидостали типа Д подходят для выпуска различного режущего инструмента, в том числе протяжек, а также бурового – калибров, насадок, центров, сверлильных вкладышей, вырубных пуансонов.

В нашей стране первые карбидостали изготавливались на основе низколегированных сталей, а затем для повышения твердости сплавов начали применяться стали марок X12M, X4H2M8, X18H15, X13M2, а также быстрорежущие, кислотоупорные, инструментальные и конструкции стали. По данным [1], к концу 80-х годов было введено в обращение и применялось более 60 марок карбидосталей с содержанием карбида титана от 10 до 50 %. Анализ современного состояния производства и применения карбидосталей, содержащих карбид титана, приведен в работе [11]. Несмотря на довольно широкий марочный состав и круг применения, карбидостали не исчерпали своих возможностей и в будущем масштабы их использования возрастут. Так, например, разработаны износостойкие материалы на основе быстрорежущих сталей с включениями тугоплавких карбидных и оксидных частиц. По технологии ГИП получен композит P12M3K8Ф2 – 16 % TiC – 4 % Al₂O₃ (тип С), а с использованием ГЭ – P6M5Ф4 – 19 % TiC – 1 % В₄С (тип Д) (см. таблицу 4). Добавки Al₂O₃ и В₄С введены в состав материала для активации процесса спекания. Применение первой из указанных карбидосталей обеспечивает повышение стойкости концевых фрез в 4,5 раза по сравнению с фрезами из твердого сплава ВК 8. Работоспособность горнорудного инструмента (вставок резцов угольных комбайнов, гидромониторные насадки), изготовленного из второй карбидостали, соответствует инструменту из твердого сплава ВК. При этом более высокая стойкость карбидосталей по сравнению с обычными сталями, как правило, не играет роли, поскольку карбидосталь применяется в основном в виде армирующих вставок, секторов, облицовок.

Карбид титана в абразивных материалах

Вопросы производства, исследования характеристик и выбора наиболее эффективных областей применения абразивных материалов на основе карбида титана рассмотрены в работе [1]. Отмечается, что карбид титана обладает практически всеми свойствами, которыми должны обладать абразивы: высокой твердостью и прочностью в сочетании с некоторой хрупкостью, значительной тепло- и электропроводностью, физико-химической инертностью к обрабатываемому материалу. Более значительная теплопроводность TiC по сравнению с традиционными абразивными материалами – электрокорундом и карбидом кремния – позволяет проводить обработку при более высоких температурах и исключает вероятность появления трещин, прижогов и других микродефектов. Обычно карбид титана используется в составе паст, для приготовления которых

в качестве связующих и поверхностно-активных веществ используются модифицированные липиды и различные углеводороды. Статическая абразивная способность, определяемая продолжительностью обработки до достижения полной потери абразивных свойств, у карбида титана превышает этот показатель для широко используемого электрокорунда, близка к статической абразивной способности карбида кремния, боридов вольфрама и кальция (таблица 5). Относительно статическая абразивная способность карбида титана зависит от способа его получения, и составляет 0,33 для карботермического способа, 1,28 для плазменного, 1,50 для плавления с расходуемым электродом в аргоне.

Таблица 5 – Сравнительные показатели механических свойств абразивных материалов

Параметр	SiC	TiC	ZrC	NbC	W ₂ B ₅	CaB ₆	AlB ₁₂	Алмаз АСО	Электрокорунд белый
Микротвердость, отн.ед.	1,47	1,36	1,25	0,90	1,17	2,1	1,62	4	1
Разрушающая нагрузка, отн.ед.	1,48	0,81	0,67	0,68	1,29	1,0	1,3	0,69	1
Абразивная спо- собность*, отн.ед.	1,68	1,36	0,65	1,18	1,20	1,88	1,74	3,34	1
*Статическая									

Статическая абразивная способность зависит также от содержания в карбиде титана связанного и свободного углерода. Как абразивный материал карбид титана в виде порошков различной крупности используется в составе паст на операциях финишного шлифования при доводке деталей ответственного назначения, например, работающих в паре трения. При доводке шлифуемой детали карбидом титана в тонком приповерхностном слое (до 1 мкм) отмечается максимальное упрочнение, близкое к предельному, с равномерным распределением внедрившихся частиц.

Карбид титана также используется для магнитно-абразивной полировки при окончательной обработке материалов. При магнитно-абразивной полировке обрабатываемую деталь помещают в магнитное поле, энергия которого используется как для формирования рабочего инструмента, так и для абразивного воздействия на обрабатываемую деталь. Скользя по обрабатываемой поверхности, магнитно-абразивный порошок, увлекаемый магнитным полем, полирует поверхность детали. Карбид титана входит в состав достаточно востребованного магнитно-абразивного материала Fe + TiC (15 % об.) – марка Ж15КТ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кипарисов С.С. Карбид титана: получение, свойства, применение / С.С. Кипарисов, Ю.В. Левинский, А.П. Петров – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
2. Панов В.С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: Учеб. пособие / В.С. Панов, А.М. Чувиллин, В.А. Фальковский. – М.: МИСиС, 2004 – 462 с.
3. Мартечини Ф. Карбид титана для кассетных направляющих роликов / Ф. Мартечини // АТОМАТGROUP – [www. atomat.com](http://www.atomat.com)
4. Безвольфрамовые твердые сплавы ООО «ВИРИАЛ»
<http://www.virial.ru/materials/93/>
5. Гуревич Ю.Г. Карбидостали / Ю.Г. Гуревич, В.К. Нарва, Н.Р. Фраге // М.: Металлургия, 1988 – 264с.
6. Schaft W. Powder metallurgy. Processing and materials. / W. Schaft, K.-P. Wickers // Shrewsbury: Liveseys Ltd., 1997 – 242 p.
7. Свистун Л.И. Карбидостали конструкционного назначения: изготовление, свойства, применение. (Обзор) / Л.И. Свистун // Порошковая металлургия и функциональные покрытия – 2009. – № 3. – С. 41-50.
8. Ferro – TiC Steel Bounded Carbides / [www. ferro-tic.com/wearparts.html](http://www.ferro-tic.com/wearparts.html)
9. Кабаяси Н. Введение в нанотехнологию / Н. Кабаяси – М.: Бином. Лаборатория знаний, 2005 – 135 с.
10. Ferro – Titanit // [www. ferro-titanit.com/ en/ home/-8k](http://www.ferro-titanit.com/en/home/-8k).
11. Свистун Л.И. Износостойкие спеченные материалы «Металл – карбид титана»: Учеб. пособие/ Л.И. Свистун // Краснодар: Куб. ГТУ, 2007. – 212 с.

УДК 661.665

Г.В. Галевский, В.В. Руднева, К.А. Ефимова, Т.И. Алексеева
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА НАНОПОРОШКА ДИБОРИДА ТИТАНА – КОМПОНЕНТА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Разработаны научные и технологические основы плазменного синтеза диборида титана, включающие термодинамические и кинетические условия боридообразования при взаимодействии титана и его диоксида с продуктами газификации бора в потоке азотно – водородной плазмы и его закономерности для двух вариантов, реализуемых с использованием порошковых шихт титан – бор и диоксид титана – бор. Проанализированы технологические перспективы применения нанопорошка диборида титана в качестве основного компонента смачиваемого покрытия углеродсодержащих катодов с улучшенными физико – механическими и защитными свойствами.

The scientific and technological bases of plasma synthesis of titanium diboride, including thermodynamic and kinetic conditions boridoobrazovaniya the interaction of titanium and titanium dioxide with the products of gasification of boron in a stream of nitrogen - hydrogen plasma and its laws for the two options implemented using titanium powder mix - boron and titanium dioxide - Bor. Analyzed technological application prospects nanopowder titanium diboride as the main component of carbon-wettable coating cathodes with improved physical - mechanical and barrier properties.

Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

Диборид титана TiB_2 – синтетический сверхтвердый, тугоплавкий, жаропрочный, износостойкий материал, востребованный для производства керметов, огнеупоров, защитных покрытий различного назначения [1,2]. Сравнительно новым и значительным по объему направлением является применение его в электролитическом производстве алюминия в качестве компонента смачиваемого покрытия катодов электролизеров, защищающего их от разрушающего воздействия криолитоглиноземного расплава [3-5]. Для получения такого покрытия готовится водная суспензия, содержащая 68 – 70 % твердого (90 % – TiB_2 , 10 % – Al_2O_3). Физическая и химическая связь между коллоидными частицами Al_2O_3 и частицами TiB_2 в суспензии приводит к образованию

вязкоэластичного желеподобного состояния. Такой материал не выделяет воду и ведет себя после сушки как твердый. Суспензию наносят распылением или окрашиванием с промежуточной сушкой воздухом после нанесения каждого слоя. Общая продолжительность сушки составляет 24 часа. Покрытие толщиной 1,0-2,0 мм обеспечивает смачивание катода алюминием, имеет высокое сопротивление внедрению натрия, одновременно сочетает достаточную твердость, прочность на изгиб, износостойкость, сцепление с основой, способствует снижению катодного падения напряжения и повышению катодного выхода алюминия по току.

В зарубежной практике алюминиевого производства материалы для защитных катодных покрытий алюминиевых электролизеров поставляются фирмой «МОЛТЕК» и имеют торговые марки ТИНОР А, ТИНОР М и утолщенный ТИНОР. При толщине покрытия 1 мм расход TiB_2 составляет 2,3 кг/м² поверхности катода [6,7], что свидетельствует о необходимости дальнейшего развития технологической базы его производства. В настоящее время основными способами получения TiB_2 для смачиваемых катодных покрытий являются самораспространяющийся высокотемпературный и печной синтезы [7]. Однако эти способы при относительной простоте технологического решения малопроизводительны и позволяют получать TiB_2 в виде достаточно крупного порошка с частицами размерного диапазона 5-10 мкм. Есть основания предполагать, что введение TiB_2 в состав суспензии в виде более тонкого порошка с размером частиц, меньше или сопоставимым с размером частиц Al_2O_3 (0,1-1 мкм), будет способствовать повышению физико-механических и защитных свойств покрытия.

Цель исследования

В связи с этим целью настоящего исследования является разработка научных и технологических основ плазменного синтеза диборида титана, его физико-химическая аттестация, определение основных технологических показателей предлагаемого способа получения. В основе исследований – моделирование и экспериментальное исследование взаимодействия плазменного и сырьевого потока, изучение физико-химических свойств синтезированных продуктов и особенности их применения в составе функциональных покрытий. Плодотворность такого подхода подтверждена в ранее выполненных работах, результаты которых опубликованы в [8-16].

Плазменный синтез и характеристики диборида титана

По результатам моделирования взаимодействия сырьевого и плазменного потоков осуществлен выбор порошкообразного сырья и газов – восстановителя и теплоносителя, характеристики которого приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные характеристики порошкообразного сырья и технологических газов

Порошкообразное сырье и технологические газы	Содержание основного вещества, % не менее	Дисперсность, мкм
Тонкодисперсный порошок титана ПТМк	99.9	0,5-5
Диоксид титана пигментный Р-1 ГОСТ 9808-84, изм.	99.0	-1
Бор аморфный Б99	99.0	-1
Метан (природный газ)	93.6 (этан-3.0; пропан-2.18; бутан-1.18)	-
Технический водород ГОСТ 3022 – 80, изм	99.8	-
Технический азот ГОСТ 9293-74, изм.	99.5 (содержание кислорода не более 0.5)	-

Дисперсный состав порошкообразного сырья представлен на рисунке 1. Порошок титана при обследовании массива из 985 частиц характеризуется размерным диапазоном 0,5 – 4 мкм, средним размером частиц 2.0 мкм (рисунок 5, а) и следующим распределением их по фракции: +0,5 – 2 мкм – 48,2 %, +4 мкм – 51,8 %. Порошок диоксида титана имеет средний размер частиц 0,5 мкм (рисунок 5, б), а 770 исследованных частиц укладываются в размерный диапазон 0,2 – 1,0 мкм, причем доля частиц фракции + – 0,5 мкм составляет 48,7 %, а фракции + 0,5 – 1,0 мкм – 51,3 %. Порошок бора является самым высокодисперсным из используемого сырья (рисунок 1, в): для 760 частиц установлен размерный диапазон 50 – 250 нм, средний размер 112 нм и распределение по фракциям + 50 – 125 нм – 53,2 %, + 125 – 250 нм – 46,8 %

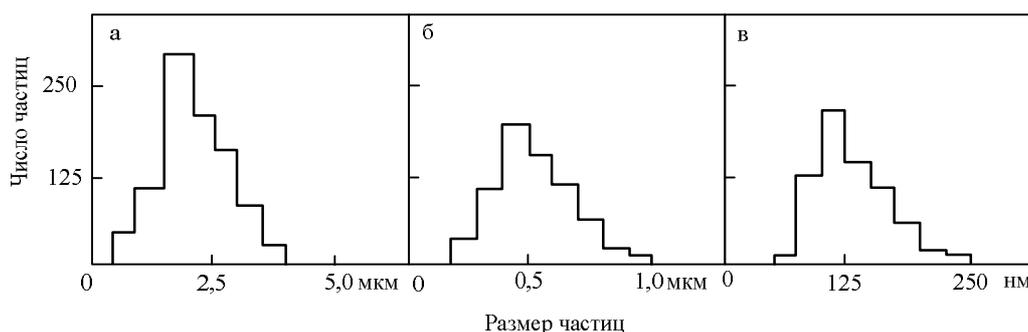


Рисунок 1 – Дисперсный состав порошкообразного сырья: порошки титана (а), его диоксида (б), бора (в)

Процесс синтеза диборида титана исследовался при мощности дугового разряда 80 – 150 кВт при расходе плазмообразующего газа $(4,6 – 9,0) \cdot 10^{-3}$ кг/с, что соответствует начальной температуре плазменного потока 5400 – 5500 К. Массовая расходная концентрация составляла 0,10 кг порошка / кг плазмообразующего газа. Закалка продуктов синтеза осуществлялась азотом, подаваемым

через закалочное кольцо, установленное на выходе из реактора. Температура закалки регулировалась изменением длины реактора. Расход закаливающего газа составлял $(1,0 - 2,0) \cdot 10^{-3}$ кг/с.

Твердые продукты синтеза исследовались методами рентгеновского, химического, масс-спектрометрического, электронно-микроскопического, термогравиметрического анализов и методом БЭТ. Для решения различных задач исследования анализировались образцы, отобранные для предотвращения контакта с воздухом из плазменного потока металлическим водоохлаждаемым зондом, а также образцы нанопорошков из системы улавливания, отобранные после разгерметизации фильтров. Газообразные продукты и продукты термодесорбции исследовались хроматографическим методом.

Исследовались два технологических варианта, с использованием шихт различных составов: 1 – (Ti + B + H₂), 2 – (TiO₂ + CH₄ + B). При этом оптимизировалось содержание в продуктах синтеза диборида титана. Получены следующие уравнения, описывающие зависимость содержания диборида титана от основных технологических факторов:

$$[\text{TiB}_2 (1)] = -412.41 + 0,09489T_0 + 2,196[\text{B}] + 0,1597\{\text{H}_2\} - 0,00061T_0[\text{B}]; \quad (8)$$

$$[\text{TiB}_2 (2)] = 4,59 + 0,0156 T_0 + 0,00213T_3 - 0,0688\{\text{CH}_4\} - 0,214[\text{B}] \cdot \{\text{H}_2\} \quad (9)$$

где T_0 – начальная температура плазменного потока (5000 – 5400 К); T_3 – температура закалки (2600 – 2800 К); $[\text{B}]$ – содержание бора в шихте (100 – 120 % от стехиометрически необходимого); $\{\text{CH}_4\}$ – количество восстановителя (метана) (100 – 120 % от стехиометрически необходимого); $\{\text{H}_2\}$ – концентрация водорода в плазмообразующем газе (0-0,25 % об.).

Основные параметры синтеза и характеристики диборида титана представлены в таблице 2. Сопоставление двух вариантов синтеза позволяет выбрать в качестве более перспективного борирование титанового порошка. Нанопорошок диборида титана представлен агрегатами шаровидной формы размером 120 – 200 нм, образованных сообществом округлых частиц достаточного широкого размерного диапазона от 10 до 60 нм (рисунок 2). Округлая форма наночастиц диборида титана показывает на возможность их образования по механизму «пар – расплав – кристалл», предположительно при взаимодействии «титанового» аэрозоля с бороводородами.

Предполагается, что по фазовому и химическому составам, уровню дисперсности, основным технологическим показателем предлагаемый способ получения диборида титана является конкурентоспособным и может занять лидирующее положение в производстве диборида для защитных смачиваемых алюминием катодных и гальванических композиционных покрытий.

Выводы.

Установлена возможность получения диборида титана в наносостоянии из порошковых шихт титан – бор и диоксид титана – бор в условиях плазменных азотно – водородного и азотно – углеводородного потоков. Выявлен и обсужден механизм процессов боридообразования. Сопоставление двух вари-

Таблица 2 – Основные параметры синтеза и характеристики диборида титана

Параметры синтеза и характеристики диборида титана	Технологические варианты синтеза	
	1(Ti + B +H ₂)	2(TiO ₂ + B + CH ₄)
Состав газа – теплоносителя, % об.		
- азот	74.0	
- водород	25.0	
- природный газ (метан)	1.0	
Крупность титансодержащего сырья, мкм	0.5...4.0	0.2...1.0
Крупность борсодержащего сырья, мкм	0.25...0.40	
Количество бора в порошкообразной шихте, % от стехиометрического	100 – 120	
Количество восстановителя (метана), % от стехиометрического	-	100-120
Начальная температура плазменного потока, К	5400	
Температура закалки, К	2600 - 2800	
Химический состав, %		
TiB ₂	92.0 – 93.0	90.05 – 91.30
свободный бор	1.30 – 1.15	1.91 – 1.04
титан свободный	1.91 – 1.45	-
углерод свободный	-	1.42 – 0.92
кислород	2.29 – 1.83	3.72 – 3.52
азот	2.05 – 1.92	2.26 – 2.11
летучие	0.45 – 0.65	0.64 – 1.11
Удельная поверхность, м ² /кг	46000 – 48000	35000 - 37000

Продолжение таблицы 2

Параметры синтеза и характеристики диборида титана	Технологические варианты синтеза	
	1(Ti + B +H ₂)	2(TiO ₂ + B + CH ₄)
Форма частиц	округлая	
Окисленность порошков $\times 10^7$, кг O ₂ /м ² удельной поверхности	3.82 – 4.98	9.51 – 10.63
Производительность по сырью, кг/ч	3.6	
Производительность по TiB ₂ , кг/ч	3.42	2.35
Интенсивность, кг/ч·м ³	1556	1070

антов синтеза позволяет выбрать в качестве более перспективного борирование титанового порошка. По фазовому и химическому составу, дисперсности диборида титана предлагаемый способ его получения является конкурентоспособным и может занять лидирующие положения в производстве этого материала для защитных смачиваемых алюминием катодных и гальванических композиционных покрытий.

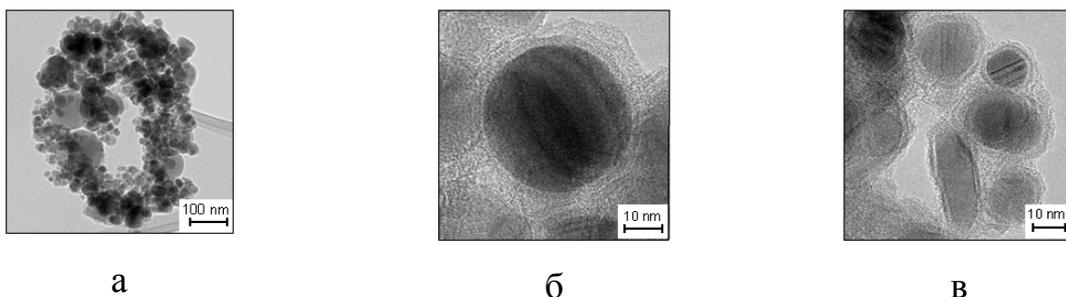


Рисунок 2 – Микрофотографии нанопоршка диборида титана (а – ансамбль частиц и агрегатов; б – морфологическая картина агрегата; в – отдельные частицы)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Серебрякова Т.И. Высокотемпературные бориды / Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов, П.Д. Пешев. – М.: Metallurgiya, Челябинское отделение, 1991. – 368 с.
2. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / ред. Т. Я. Косолапова. – М.: Metallurgiya, 1986. – 928 с
3. Metallurgiya алюминия. Технология. Электроснабжение. Автоматизация: учебное пособие для вузов / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин М.Я., Минцис, Г.А. Сиразутдинов / 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 528 с.
4. Serlire M., Oye H.A. Cathodes in Aluminum Electrolysis – Dusseldorf: Aluminum – Verlag, 2010. – 698 p.
5. Галевский Г.В. Metallurgiya алюминия. Мировое и отечественное производство: оценка, тенденции и прогнозы / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис. – М: Наука: Флинта, 2004 – 232 с.
6. Чанг Х., де Нора В., Секхар Дж. А. Материалы, используемые в производстве алюминия методом Эру – Холла / Пер. с англ. П. Полякова. Краснояр. гос. ун-т. Красноярск, 1998.
7. Пат. 2498880 РФ, МПК С04В35/58. Способ получения порошка диборида титана для материала смачиваемого катода алюминиевого электролизера / В.В. Иванов, С.Ю. Васильев, В.К. Лауринавичюте, А.А. Черноусов, И.А. Блохина; Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский федеральный университет». – 2012134603/02, заявл. 13.08.2012, опубл. 20.11.2013. – 8 с.
8. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. / СибГИУ. – Москва – Новокузнецк, 2012. – № 29. – С. 94 – 101.

9. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2014 - №2(195) – С. 100-108.

10. Галевский Г.В. Особенности применения традиционных методов исследования физико-химических и технологических свойств тугоплавких карбидов и боридов для аттестации их высокодисперсного состояния / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. / СибГИУ. – Москва – Новокузнецк, 2003. – № 12. – С. 78 – 86.

11. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия – 2007. – № 4. – С. 20-24.

12. Руднева В.В. Исследование термоокислительной устойчивости нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2007 – № 2 – С. 59-63.

13. Галевский Г.В. Определение приоритетных направлений применения тугоплавких соединений в ультрадисперсном состоянии (УДС) в материаловедении композиционных материалов. Сообщение 3 / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Коврова // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 1996. – № 3. – С. 77 – 84.

14. Полях О.А., Галевский Г.В. Современное состояние и перспективы применения ультрадисперсного порошка карбида кремния в качестве компонента композиционных материалов / О.А. Полях, Г.В. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2004. – № 13. – С. 123 – 130.

15. Ноздрин И. В. Особенности свойств композиционного материала никель-нанодисперсный диборид хрома / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Заготовительные производства в машиностроении – 2011. – № 9. – С. 46 – 48.

16. Ширяева Л.С. Исследование композиционных и электрохимических покрытий никель-нанокарбонитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева / Гальванотехника и обработка поверхности – 2014. – Т. XXII – № 2 – С. 51-57.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

УДК 539.52

М.В. Филиппова, М.В. Темлянцев, В.Н. Перетяtko

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

МЕЖФАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТОЙ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В работе приводятся результаты исследования межфазной деформации стали 08X21H5T. Растяжение образцов проводили в вакуумной камере испытательной машины ИМАШ-20-75 «Ала-Тоо» при температурах от 800 до 1200 градусов. Исследовали влияние температуры на интенсивность проскальзывания по межфазным границам. Исследовали также влияние температуры на отношение горячей микротвердости аустенита и δ -феррита в стали 08X21H5T.

The paper presents the results of a study on interfacial deformation of steel 08Cr21Ni5Ti. Extension of the samples was carried out in the vacuum chamber of the testing machine IMASh-20-75 «Ala-Too» at temperatures from 800 to 1200 degrees. The effect of the temperature on the rate of slippage along interface boundaries was investigated. The influence of the temperature on the ratio of austenite hot microhardness and – ferrite in steel 08Cr21Ni5Ti was also examined.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ на 2014-2015гг. (гос. контракт № 14-08-00686)

В качестве исследуемой стали со структурой аустенит+ δ -феррит выбрана сталь 08X21H5T, которая широко используется в химическом машиностроении. Исследование высокотемпературной деформации стали проводили на установке ИМАШ-20-75 «Ала-Тоо» [1]. Для этого на образец наносили координатную сетку с шагом 0,2 мм.

В ходе растяжения образцов в вакуумной камере установки высокотемпературной металлографии проводили фотографирование формоизменения координатной сетки при различных степенях деформации. Анализировали микроучастки, через которые проходила межфазная граница.

Из числа микроучастков с межфазными границами рассматривали только те, на которых граница располагалась посередине. Деформация такого микроучастка в направлении растяжения при отсутствии скольжения по межфазным границам будет равна $(\epsilon_{\phi} + \epsilon_a)/2$, где ϵ_{ϕ} и ϵ_a обозначена деформация ферритной и аустенитной «половинок» микроучастка. Если скольжение по границам фаз вносит вклад в деформацию микроучастка, то будет наблюдаться разница между полной ее деформацией и величиной $(\epsilon_{\phi} + \epsilon_a)/2$, что свиде-

тельствует о сдвиге по границе фаз. Результаты исследования приведены на рисунке 1.

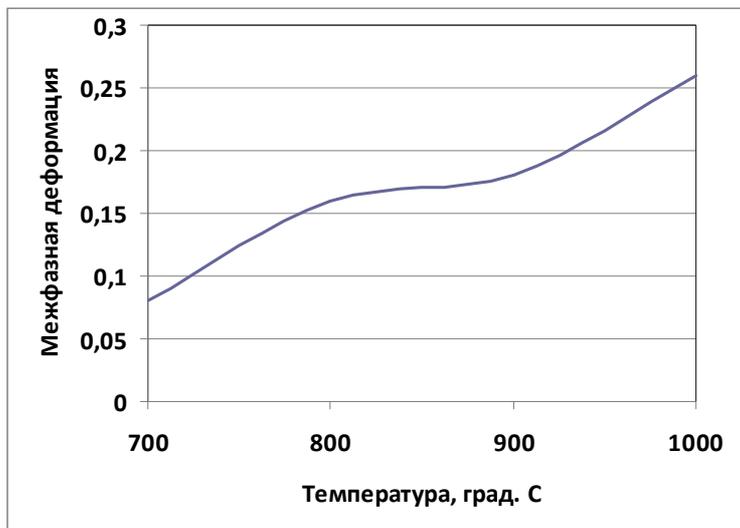


Рисунок 1 – Межфазная деформация по границе зерен аустенит-феррит

Экспериментальные исследования показали, что величина сдвигов по поверхности фаз в зависимости от температуры испытания составляет 0,08 до 0,26 от общей деформации. С повышением температуры величина сдвигов по поверхности фаз увеличивается [2,3].

Сопротивление деформации зерен δ -феррита и аустенита при температурах 700 – 1000 $^{\circ}$ С оценивали по величине горячей микротвердости $H_a/H_{\phi}=K$ [4], где H_a/H_{ϕ} – микротвердость аустенита и δ -феррита соответственно.

Измерение горячей микротвердости δ -феррита и аустенита проводили на установке ИМАШ-9-66. Полированный образец из стали 08X21H5T помещали в вакуумную камеру, из которой откачивали воздух до давления $6,7 \cdot 10^{-3}$ Па. Нагрев образцов до температуры 700 – 1000 $^{\circ}$ С осуществляли за счет теплового действия пропускаемого через образец электрического тока промышленной частоты.

На поверхность образца, нагретого до температуры испытания, в местах расположения зерен δ -феррита и аустенита наносили по 10 отпечатков сапфировым индентером. Нагрузка на индентер составляла 0,1Н.

Результаты исследования приведены на рисунке 2.

При анализе рисунка 2, можно отметить, что при высоких температурах (700 – 1000 $^{\circ}$ С) микротвердость аустенитных зерен больше, чем δ -ферритных. С повышением температуры отношение микротвердости аустенита и δ -феррита растет.

Результаты статической обработки эксперимента могут быть представлены в виде уравнения зависимости отношения твердости K от температуры t ; $K=0,002t-0,46$. При этом достоверность эксперимента составляет $R^2=0,965$.

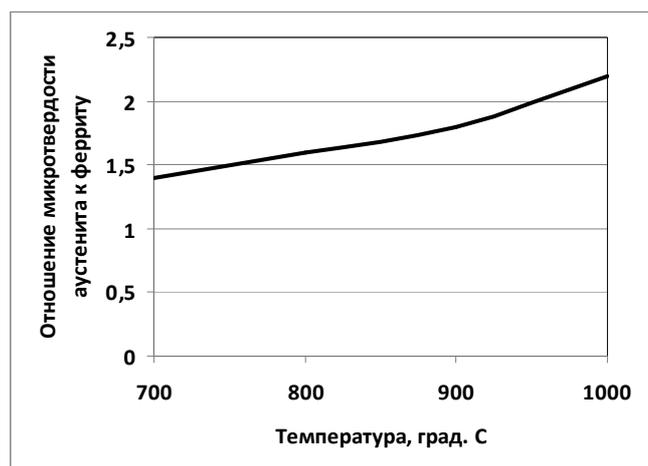


Рисунок 2 – Отношение микротвердости аустенита к ферриту

Следовательно, неравномерность горячей деформации по фазам стали 08X21H5T обусловлена разностью сопротивления деформации фаз аустенита и δ -феррита [5].

Таким образом, горячая деформация стали 08X21H5T неоднородна и характеризуется тем, что δ -феррит деформируется сильнее, чем аустенит. Отношение горячей микротвердости аустенита и δ -феррита увеличивается с повышением температуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лозинский М.Г. Тепловая микроскопия материалов. М.: Metallurgy, 1976. – 304 с.
2. Темлянцев М.В. Неоднородность горячей деформации аустенитной стали / М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова, В.Н. Перетятыко, С.В. Коновалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4 – С. 40 – 42.
3. M. V. Temlyantsev, M. V. Filippova, V. N. Peretyat'ko, S. V. Kononov Inhomogeneity of the hot deformation of austenitic steel // Steel in Translation. – 2014. T.44 – № 4 – С. 255 – 257.
4. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М: Наука, 1976, – 230 с.
5. M. V. Temlyantsev, M. V. Filippova, V. N. Peretyat'ko, S. V. Kononov Nonuniformity of 08CR18NI10TI steel hot deformation. In: External fields processing and treatment technology and preparation of nanostructure of metals and alloys: Russian-China international workshop Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – с. 224 – 230.

М.В. Филиппова, М.В. Темлянцев, В.Н. Перетяtko

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

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТОЙ СТАЛИ

В работе приводятся результаты исследования неоднородности горячей пластической деформации стали 08X21H5T. Растяжение образцов проводили в вакуумной камере испытательной машины ИМАШ-20-75 «Ала-Тоо». Откачка воздуха из камеры проводилась до остаточного давления $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. ($6,7 \cdot 10^{-3}$ Па). Нагрев образца до 800-1200 °С осуществлялся за счет теплового действия пропускаемого через него тока промышленной частоты. Исследовали деформацию аустенитной и ферритной фазы в зависимости от степени общей деформации стали и температуры.

The paper presents the results of the study on heterogeneity of hot plastic deformation of steel 08Cr21Ni5Ti. Extension of the samples was carried out in the vacuum chamber of the testing machine IMASh-20-75 «Ala-Too». Evacuation of the air from the chamber was carried out to a residual pressure of $5 \cdot 10^{-5}$ mm Mercury ($6.7 \cdot 10^{-3}$ Pa). The heating of the sample up to 800-1200 °C was achieved due to the thermal action of power current transmitted through the sample. Deformation of the austenitic and ferritic phase depending on the degree of total steel deformation and the temperature was examined.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ на 2014-2015гг. (гос. контракт № 14-08-00686)

В качестве исследуемой стали со структурой аустенит+ δ -феррит выбрана сталь 08X21H5T, которая широко используется в химическом машиностроении [1].

Исследование неоднородности деформаций проводили на установке ИМАШ-20-75 «Ала-Тоо» [2].

Картина горячей деформации стали может быть проиллюстрирована распределением локальных деформаций вдоль реперных линий [3].

Схема микроструктур и расположение отпечатков вдоль реперных линий, а также типичные распределения микродеформаций показаны на рисунке 1 (внутренние границы фаз не принимаются во внимание). Картина горячей деформации стали может быть проиллюстрирована распределением локальных деформаций вдоль реперных линий.

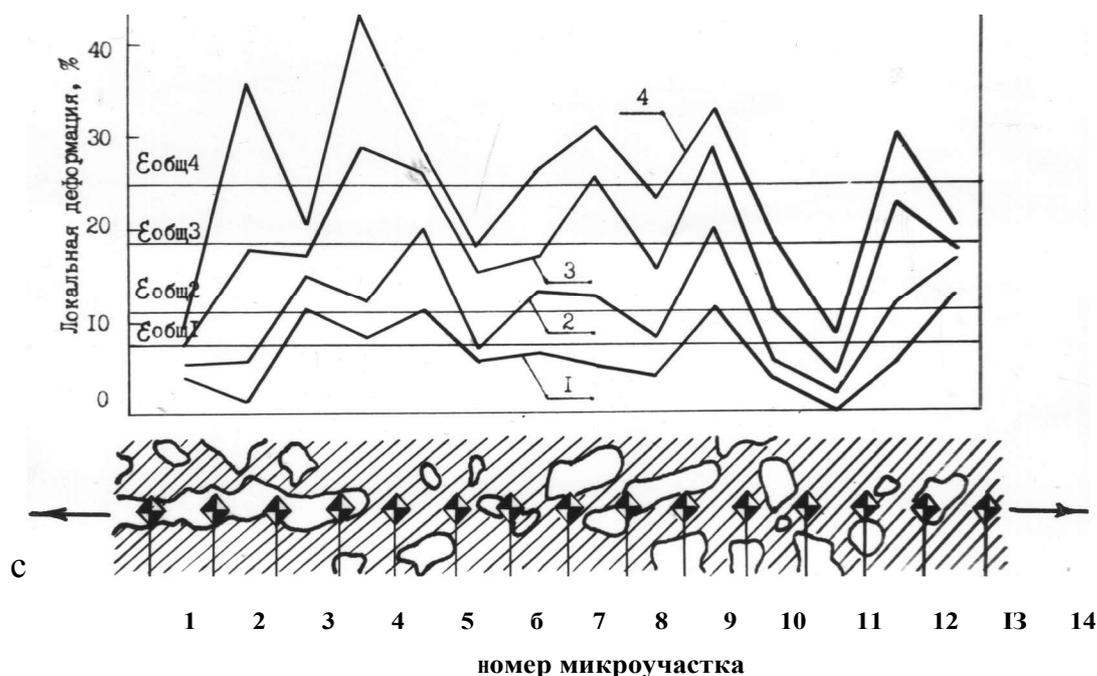


Рисунок 1 – Схема микроструктуры стали 08X21H5T и распределение локальных деформаций вдоль реперной линии в ходе растяжения образца при температуре 800 °С для степеней общей деформации:

1 – $\epsilon_{\text{общ1}}=7\%$; 2 – $\epsilon_{\text{общ2}}=11\%$; 3 – $\epsilon_{\text{общ3}}=18\%$; 4 – $\epsilon_{\text{общ4}}=25\%$.

Стрелками указано направление растяжения

Можно отметить, что механизм горячей деформации двухфазной стали характеризуется постоянством закрепления очагов повышенной и пониженной деформации, причем деформация отдельных участков намного превышает обычную деформацию. Как правило, такие участки лежат либо в δ – феррите, либо через них проходит межфазная граница (например, участок №№ 4, 8, 10, 13 на рисунке 1). Аустенит обычно деформирован меньше, чем феррит (участки №№ 1, 3 в стали 08X21H5T) [4-6].

Поскольку зерна поликристаллов ориентированы по-разному по отношению к приложенной нагрузке, то в отдельных зернах напряжение течения и деформация характеризуются заметной анизотропией. От ориентировки по отношению к приложенной нагрузке и строения межфазных границ зависит величина проскальзывания по ним. Следствием этого является большой интервал значений локальных деформаций для микроучастков каждого типа. С увеличением общей деформации (до 30 %) растет неоднородность деформации микроучастков каждого типа, что подтверждает вывод о закреплении очагов повышенной и пониженной деформации.

В ходе растяжения образцов в вакуумной камере установки высокотемпературной металлографии проводили фотографирование формоизменения координатной сетки при различных степенях деформации. Анализировали микроучастки, которые полностью находятся в зерне аустенита или в зерне δ – феррита; m_a и m_f отношение деформации аустенита и феррита соответственно к общей деформации [1].

Результаты исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Неоднородность пластической деформации стали 08X21H5T

Температура, °С	m_a	m_ϕ	$m_\phi - m_a$	m_ϕ / m_a
700	0,71	1,12	0,41	1,6
800	0,55	1,14	0,59	2,1
900	0,53	1,18	0,66	2,2
1000	0,50	1,22	0,72	2,4

Как видно из таблицы с повышением температуры относительная деформация аустенита уменьшается в 1,42 раза. Относительная деформация δ -феррита увеличивается в 1,10 раза и деформация по межфазным границам мало зависит от температуры. Можно также отметить, что при температуре 700°С δ -феррит деформирован в 1,6 раза больше, чем аустенит, а уже при температуре 1000°С – в 2,4 раза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Беляков Л.Н., Лившиц Б.Г. Дельта-феррит в аустенитно-ферритной нержавеющей стали. – Изв. АН СССР. ОТН. Мет. и топливо, 1961, № 5, с.90-95.
2. Лозинский М.Г. Тепловая микроскопия материалов. М.: Металлургия, 1976. – 304 с.
3. Гурьев А.В., Теплицкий М.Ш. Микроструктурные особенности сверхпластической деформации технического железа при термоциклировании под нагрузкой. – В книге: практика тепловой микроскопии. М.: Наука, 1976. С. 102 – 107.
4. Темлянцев М.В. Неоднородность горячей деформации аустенитной стали / М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова, В.Н. Перетьяко, С.В. Коновалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4 – С. 40-42.
5. M. V. Temlyantsev, M. V. Filippova, V. N. Peretyat'ko, S. V. Kononov Inhomogeneity of the hot deformation of austenitic steel // Steel in Translation. – 2014. T.44 – №4 – С. 255-257.
6. M. V. Temlyantsev, M. V. Filippova, V. N. Peretyat'ko, S. V. Kononov Nonuniformity of 08CR18NI10TI steel hot deformation. In: External fields processing and treatment technology and preparation of nanostructure of metals and alloys: Russian-China international workshop. Новокузнецк: СибГИУ, 2014. – с. 224–230.

УДК 621.01

В.Н. Цвигун, Е.А. Шур*, С.В. Коновалов, Р.С. Койнов, С.А. Куклин
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк
*ВНИИЖТ, г. Москва

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПИТТИНГА, СПАЛЛИНГА И ДРУГИХ
КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ В РЕЛЬСАХ.
ЧАСТЬ 4. ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЯ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСА
ПРИ КОНТАКТЕ КАЧЕНИЯ.

В статье представлены результаты исследования деформаций и напряжений в головке рельса при контакте качения.

The article presents the results of a study of deformations and stresses in the rail head during the rolling contact.

Для того, чтобы создать идеальные модели механизмов образования и развития контактно-усталостных дефектов (КУД) рельсов, необходимо знание напряжений и деформаций, возникающих в верхней части головки рельса при качении по нему колеса (т.е. там, где наиболее высокие, опасные напряжения). В подошве и шейке рельса эксплуатационные напряжения обычно не превышают 250 МПа, поэтому усталостных трещин (УТ) там практически нет.

В головке рельса, если руководствоваться теорией Герца, (она имеет для рельса 7 сильно упрощающих допущений), не должны расти УТ, т.к. в опасных областях растягивающие напряжения небольшие, значительны только касательные напряжения на глубине более 3 мм под контактной площадкой (КП), т.е. разрушений по усталостному механизму не должно быть, если нет больших скоплений неметаллических включений. Однако, трехмерное сжатие под колесом имеет неравные по трем осям величины, что говорит о существовании: а) растягивающих деформаций вдоль осей X и Y под КП до глубин 10 мм; в) глубже, чем 10 мм – под КП возникают вторичные растягивающие напряжения, которые также имеют уровень более 200 МПа.

Расчеты в ANSYS также показывают зону двумерного растяжения вокруг периферии КП колеса (уровень 300 МПа), т.е. теория Герца не способна многие результаты объяснить и предсказать. Поэтому необходимо более подробное изучение контакта качения, поскольку моделированием трудно все учитывать.

В 1972 г. (Новокузнецк, СМи, ПНИИЛ) [1] проведено исследование напряжений и деформаций, возникающих в рельсе Р-65 при контакте качения.

Опыты проводили на рельсоиспытательной машине ЕМС-60, рисунок 1. На машине сначала обследовали напряжения и деформации при нагрузке 100, 200, 400 кН на колесо $\varnothing 960$ мм, при ходе каретки с рельсом 1 м, а затем изучали изменения свойств рельсовой стали при контакте качения 0-2 млн. циклов. На рельс Р-65 (НВ260), длиной 2,4 м, наклеивали вертикальную полосу из 60 тензодатчиков (база датчиков от 1 до 20 мм). Для измерения контурных напряжений тензодатчики с базой 10 мм пригодны: изгиб рельса под колесом датчик начинает чувствовать за 300 мм, а контактные деформации (длина КП = 23 мм) за 90 мм, рисунок 2, рисунок 3. Надежный анализ осциллограмм выполнен с помощью электронного датчика положения рельса и КП.

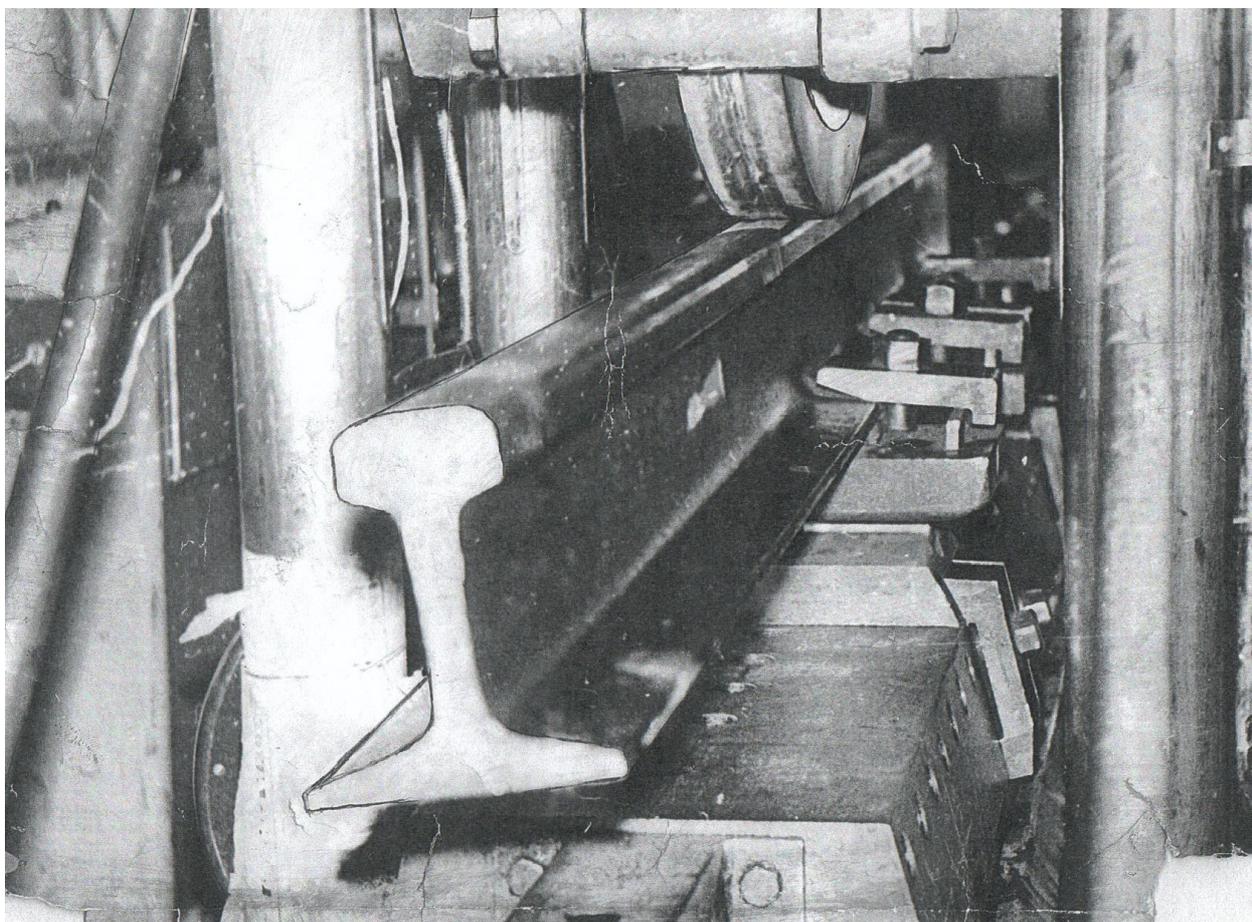


Рисунок 1 – Испытательная машина ЕМС – 60. На колесо диаметром 0,96 м можно создавать при качении нагрузку 0...600 кН. Возможно создание на колесо пульсирующей нагрузки для разрушения рельса (консольная схема)

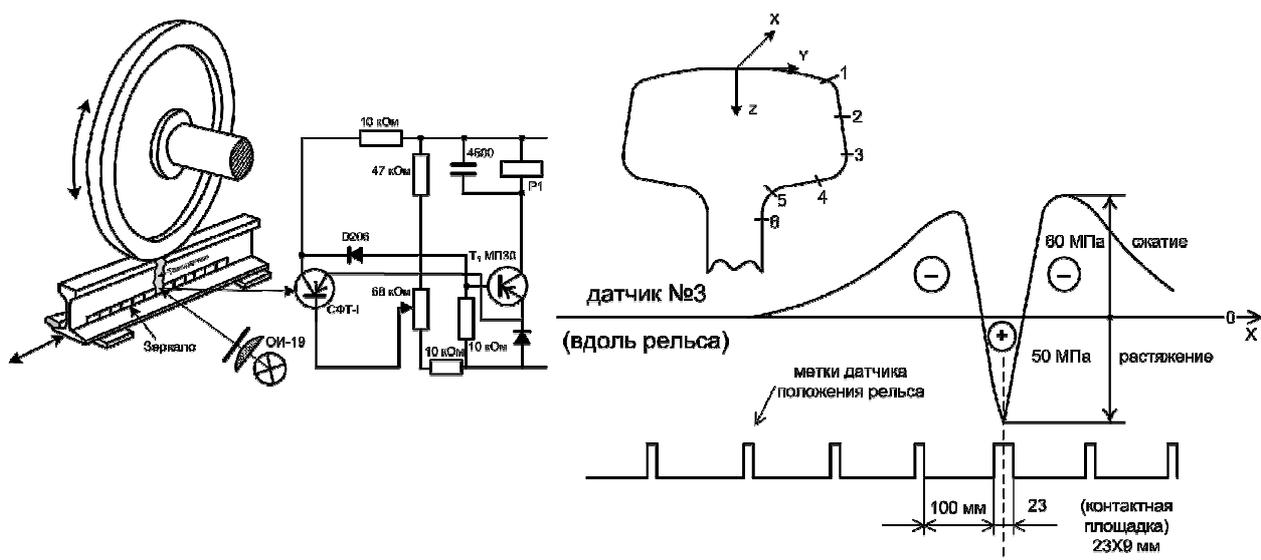


Рисунок 2 – Использование оптического датчика положения рельса относительно контактной площадки. Продольные деформации в рельсе при качении колеса ($P = 180 \text{ кН}$, точка 3 на поверхности головки рельса). Внизу большая метка на осциллограмме соответствует длине КП = 23 мм

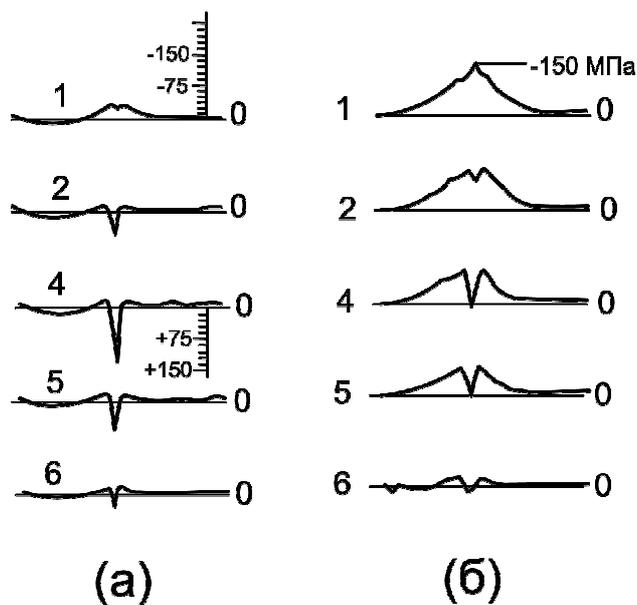


Рисунок 3 – Влияние жесткости подрельсового основания на уровень продольных контурных деформаций в головке рельса Р – 65. Сплошное подрельсовое основание (а) и (б) – пролет между шпалами 720 мм. Чистое качение (нагрузка на колесо 180 кН)

На рисунке 2 приведена осциллограмма и метки датчика положения. По осциллограммам видно, что рельс под воздействием нагрузки от колеса изгибается совсем не так, как балка под воздействием распределенной нагрузки. По анализу осциллограмм выяснили, что ось нейтральных (нулевых) деформаций изгибается вверх (в головку рельса), она не имеет разрывов, просто как

половина синусоиды заходит в головку рельса, ее приближение к КП сильно зависит от жесткости подрельсового основания, чем жестче, тем ближе. Изучение деформаций в рельсе, показало, что сам импульс деформаций металла под КП состоит из двух: от изгиба и от контактных деформаций, т.е. изгиб в головке дает сжатие, а контактные деформации - растяжение. В сумме имеем осциллограммы типа: рисунок 3.

Общая картина контурных напряжений в головке рельса хорошая (ясно, что удары по рельсу колеса с дефектом типа ползун могут достигать 500 кН), но для снижения опасных контактных деформаций под КП рельс нельзя эксплуатировать на сплошном подрельсовом основании, без полиуретановых пластин под подошвой: рельс должен иметь прогиб вниз, за счет чего идет вычитание (снижение) растягивающих деформаций из продольного сжатия от изгиба; еще прогиб рельса увеличивает длину КП и демпферные свойства рельса. На скорости качения 30 м/с частота нагружения будет 2 КГц, а вторая и третья гармоники 4 и 6 КГц. Кавитация воды возможна при 100 Гц. В подшипниках качения вибрации от дебаланса вала дают 2 и 3 гармоники, а у нас про-скальзывание колеса по рельсу – важный фактор.

Для изучения контактных деформаций в рельсе сверху на дорожку катания наклеивали тензодатчики с базой 1 мм и они при накатывании на него колеса показали только сжатие до самого обрыва датчика колесом, позже мы нашли, что полоска растяжения на периферии КП очень узкая и ее можно определить на прозрачных образцах, когда в стереомикроскоп рассматривается КП снизу, сквозь образец, сложные механизмы образования трещин в квазистатике, динамике и при контакте качения, их открытие, рост, и закрытие под индентором. В пересчете на рельс это пограничное мощное растяжение (зависит от сжатия по оси X (изгиб рельса)) будет 1-2 мм шириной. Что касается деформаций под КП то они были получены размещением тензодатчиков внутри узких пропилов в головке рельса.

На глубине 5 мм, рисунок 4, под КП в области трехмерного сжатия действуют значительные деформации удлинения вдоль рельса – 210 МПа. Это много, если учесть, что с рабочими напряжениями могут суммироваться остаточные, температурные, локальные (вокруг концентраторов) напряжения.

В исследованиях [2] процесса холодной прокатки, когда образец испытывает упруго-пластическую деформацию под прокатным валком, показано наличие значительных растягивающих деформаций нормальных к направлению максимального сжатия, поворот этих площадок на 180° за время контакта, и оказывается, что направление наиболее вероятного роста трещин будет не строго определенным, а приблизительным, +/- 200 к направлению максимальных деформаций и напряжений растяжения. В условиях трехмерного неравномерного сжатия (оно считается как мягкое, не такое жесткое, когда есть поле больших растягивающих напряжений и есть старт и рост одной трещины-лидера, остальные трещины быстро останавливают свой рост) начинается другой сценарий: а) растут трещины, похожие на крылья бабочки от стартового дефекта (неметаллические включения). Направление роста крыльев – на

максимальное сжатие; б) образуются сдвиги, линии скольжения вдоль максимальных сил сдвига, сжимающие напряжения заворачивают эти линии скольжения, получаем логарифмические фигуры, и разрушения сложной ориентации. Далее на линиях скольжения зарождаются поры, их коалесценция и только потом образуется одна магистральная трещина. Причем трещины а) и б) могут останавливать свой рост на любой стадии, если нет условий их подрастания.

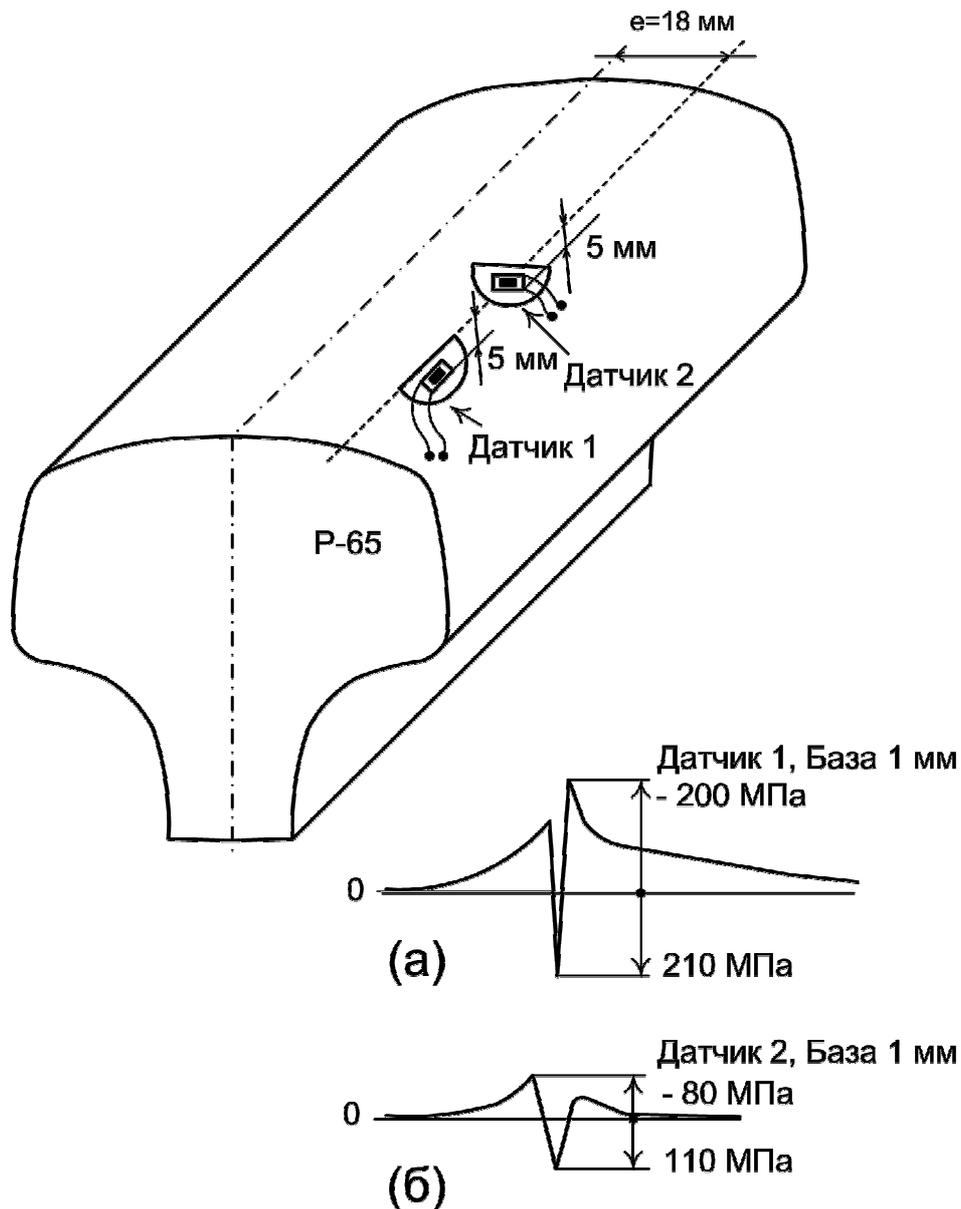


Рисунок 4 – Продольные и поперечные подповерхностные деформации в рельсе при качении колеса с нагрузкой 120 кН ($e = 18 \text{ мм}$). Максимум деформаций удлинения расположен под КП. Деформации вдоль рельса (а) и поперек (б) представлены в единицах напряжений

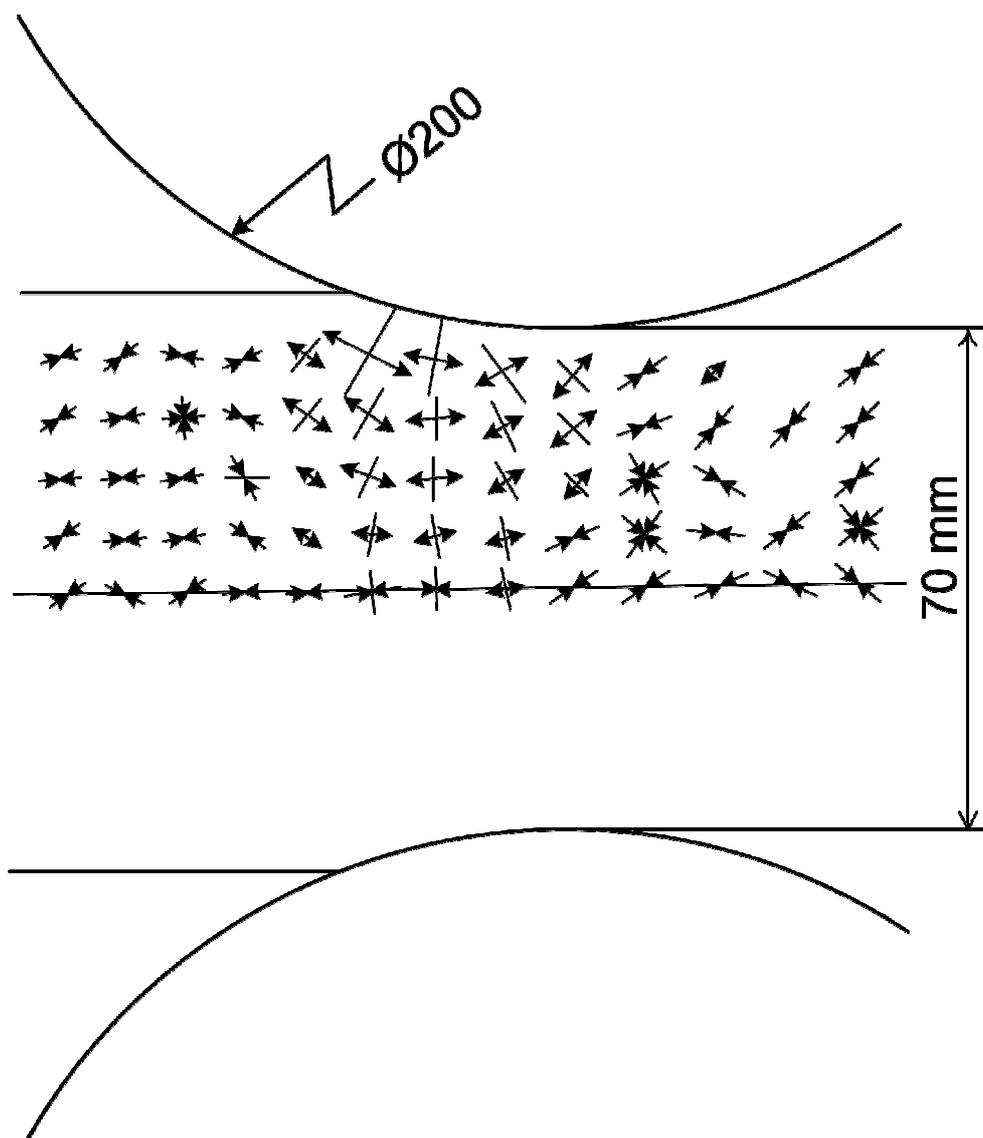


Рисунок 5 – Эксперимент при прокатке [2]. Распределение деформаций в заготовке вблизи прокатного вала $\text{Ø}200$ мм. Наличие стрелки у вектора – растяжение, без стрелки – сжатие. Прокатка материала сопровождается поворотом главных площадок на 180 градусов.

Очень интересной оказывается ситуация, когда мы имеем КП с большим эксцентриситетом. Мы проводили специальное исследование – индентировали шар в полимерные призмы на разном расстоянии КП от края образца. Как указано в наставлениях по измерению твердости материалов (Бринель) от края до отпечатка необходимо расстояние более $2,5$ диаметров отпечатка (начинается боковое выпучивание или бочкообразование материала). Так, это область, где образуются от 5 до 7 вертикальных трещин, рисунок 6, а, от растягивающих напряжений по оси X , а средняя трещина обычно более длинная. Дальнейшее нагружение объединяет зоны растяжения вокруг периферии КП и от бокового выпучивания.

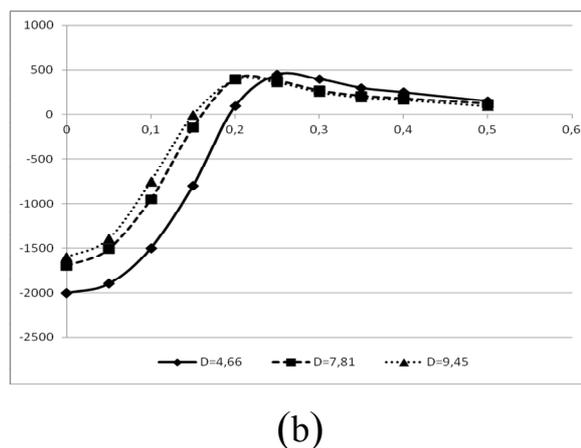
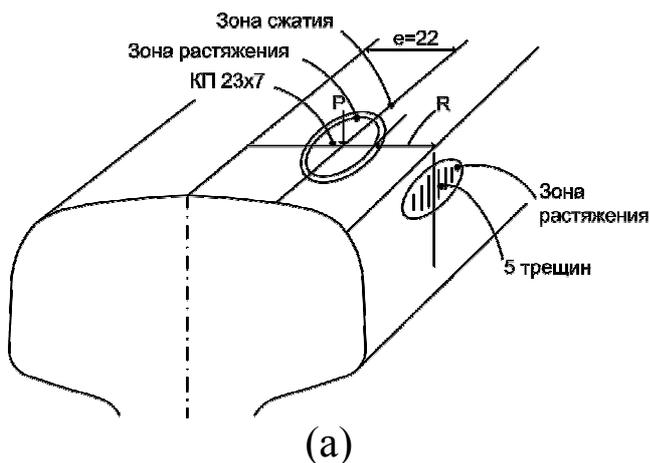


Рисунок 6 – (а) вертикальное нагружение колесом рельса близко к боковой грани (отрезок R от края КП менее 10 мм) приводит к появлению растяжения на грани рельса (в брусках из ПММА возникают трещины (от 5 до 7) разной длины); (б) главные максимальные напряжения при внедрении в мрамор. Применение шаров 8 и 10 мм позволяет определить вязкость разрушения по напряжению в момент образования КТГ=394 и 340 МПа соответственно.

На рисунке 6, в представлены результаты внедрения шаров $\varnothing 5$, $\varnothing 8$ и $\varnothing 10$ мм в мрамор. В момент образования конической трещины Герца (КТГ) по силе внедрения и диаметру КП, диаметру КТГ мы рассчитывали распределение напряжений под нагруженным шаром для мрамора и стекла. Оказалось, что в измерениях по Бринелю нежелательно применять шар $\varnothing 5$ мм, а шары $\varnothing 8$ и $\varnothing 10$ мм дают хорошую точность измерений. Мы связываем это с тем, что чем ближе форма индентора к острой пирамиде, тем больший объем он деформирует (при одинаковой площади КП). На рисунке 6, б хорошо видна зона растяжения, где образуется КТГ (она зарождается обычно в одной точке на расстоянии 0,1 мм или менее от периферии КП, а потом начинается ее быстрый обход по периметру КП слева и справа). Если при нагружении уровень КП понизился в одну сторону, то старая КТГ остается и имеет вид незавершенного кольца или эллипса, в виде дуги. И уже на новом, соседнем месте образуется новая КТГ, и т.д. которые при качении шара нарезают поверхность в виде пересекающихся олимпийских колец. Если шар скользит без качения, он нарезает материал перед собой (впереди) в виде трещин-полуокружностей, которые пересекаются по месту наибольшей вытяжки материала в лунке индентирования – около 33% ширины трека качения.

КТГ обычно при нормальном нагружении не растут длинные (растяжение очень локально и зажато со всех сторон сжатием), но при качении все по-другому: шар $\varnothing 10$ мм при качении при нагрузке 250 кН имеет круглый отпечаток 0,9 мм на стекле. Трещины открываются спереди и сзади КП за 0,9мм, а сбоку – за 0,12 мм.

Внутри КП все трещины закрыты, но на некоторой глубине под поверхностью они открыты (под КП), но картина очень сложная для детального ана-

лиза. Ногтевидная трещина, самая большая, растет вглубь по середине трека катания от КТГ (здесь самое большое удельное давление), а в местах пересечений КТГ (на краях дорожки качения) действуют большие силы сдвига и материал имеет наибольшие повреждения.

Мы провели простое исследование: на машине ЕМС-60 рельс Р-65 (НВ260) подвергли обкатке колесом – всего 50 000 циклов. Рассматривая дорожку качения, хорошо видно, что боковые края дорожки не гладкие, а середина около 0,5 ширины дорожки гладкая; такая же картина остается и при циклическом сжатии шарика со стеклом центр КП, зона затрудненной деформации, не имеет даже царапин, стекло остается прозрачным.

Рельс после обкатывания на машине доломали циклическим изгибом за 50 000 циклов так, чтобы в головке рельса выросла УТ и мы смогли бы определить на треке катания место ее зарождения. Зародилось 2 одинаковых ногтевых строго поперечных УТ, длиной по 7 мм, т.е. наиболее сталь повреждается на поверхности катания, на краях КП, где при проходе КП действуют, рисунок 7, а, большие растягивающие напряжения, большой градиент напряжений множество плоскостей скольжения, приводящих к разогреву (на репликах, при увеличении $\times 3000$ раз, мы находили здесь места с частичным превращением пластинчатого цементита в глобулярный). Дополнительно, мы нашли разогрев материала-гранита при внедрении в него шара $\varnothing 8$ мм, нагрузка 15 кН, время 120 с.

Под шар подложили латунную сетку с ячейкой 0,1 мм. В кратере, после нагружения, много шариков латуни $\varnothing 0,001-0,03$ мм. Это для рельсов может быть причиной образования мартенсита по берегам трещин и плоскостей сдвига – с трением при ударном воздействии.

При холодной прокатке металлов изготавливают валки двух групп твердости: мягкие валки твердостью по Шору HS50 (НВ350), для них допустимое удельное давление ограничивают 1100 МПа и твердые валки HS70 (НВ450) и выше – для них удельное давление – 1300 МПа.

Снижению вероятности появления выколов (питтинга и споллинга) на прокатных валках хорошо способствует обдув валков сжатым воздухом из сопла, т.е. твердые частицы не должны попадать на опорные и рабочие валки. Для рельсовых сталей, также, как и для прокатных валков весьма сходны механизмы усталостной деградации: материал низкой твердости сначала упрочняется, а затем следует разрушение, а высокой твердости – нет периода упрочнения, а есть более медленный, по времени, механизм деградации свойств, без этапа приспособляемости [6]. При этом высокие значения сопротивления сдвигам в сочетании с высокой вязкостью разрушения позволяют иметь хорошее сопротивление износу, т.е. необходимо, чтобы рельсовая сталь имела при высокой твердости высокую вязкость разрушения и не превышалось максимальное удельное давление.

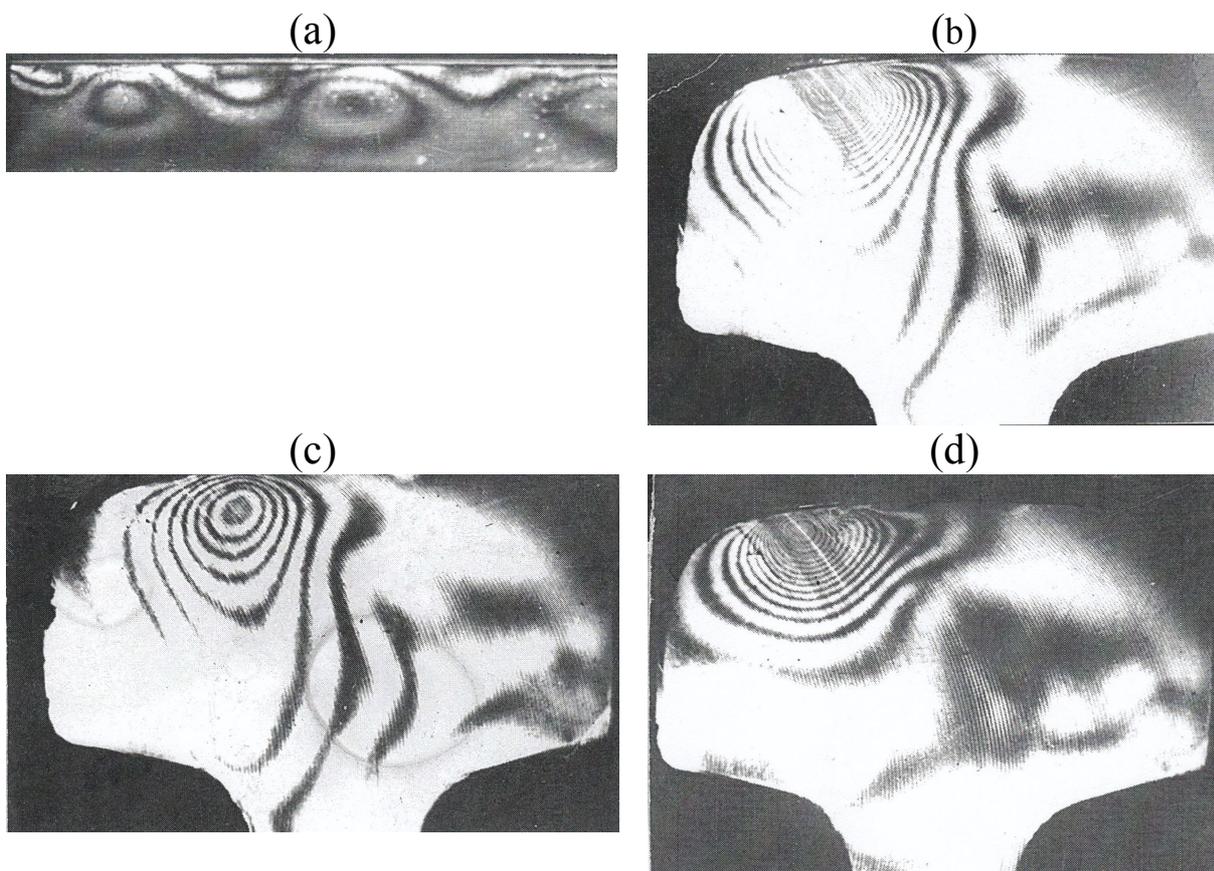


Рисунок 7 – Распределение упруго-пластических деформаций под поверхностью рельса Р65 (НВ250). Фотоупругие покрытия из эпоксидной смолы $t=2,7$ мм. (а) – продольные остаточные деформации в рельсе; (б) – нормальная нагрузка на колесо 180 кН, эксцентриситет 14 мм (8 изохром); (с) – нагрузка на колесо 180 кН, $e = 18$ мм (20 изохром); (д) – остаточные деформации после предыдущего нагружения (14 изохром)

Поэтому оценим удельные давления при контакте качения колеса по рельсу по результатам опытов на машине ЕМС-60.

С помощью фотоупругих покрытий (эпоксидная смола, толщиной 2,7 мм) – пластин размером 15x100 мм, наклеенных сбоку на частично срезанную сбоку четверть головки рельса, с эксцентриситетом 20 мм, после качения колеса наблюдается волнообразная картина остаточных деформаций рельсовой стали (НВ250), которые достигают глубины 10 мм, максимальные касательные напряжения на глубине около 7 мм т.е. при нормальном нагружении, без качения впервые пластическая деформация будет на этой глубине и на поверхности в углах (краях) КП, рисунок 7, а.

Величину максимального удельного давления на контакте колесо – рельс измеряли по отпечаткам на ватмане. Эксцентриситет нагружения брали: $e = -10; +7.5; 15; 22$ мм. При усилии на колесо ($\varnothing 960$ мм) равном 180 кН, размеры КП составляли: 22,7x15; 22,5x13; 23x9; 23x7 мм. Удельное давление соответственно: 1010; 1170; 1660; 2090 МПа.

По формулам Джонсона [7] получается, что рельс перегружен (есть остаточная деформация в двух последних случаях), что и видно на фотоупругих наклейках на фрезерованном торце рельса Р-65. В момент нагружения покрытие (его толщина 2,7 мм) начинало отклеиваться в левом и правом углу КП, вблизи поверхности, хотя покрытие было ниже уровня верхней части рельса, а площадка (КП), ее край был отодвинут на расстояние 7 мм от торца рельса. Когда мы нагружали на большем расстоянии от торца рельса (14 и 18 мм), картина изохром была но не такая информативная, рисунок 7.

Иногда на ватмане (при отрицательном эксцентриситете) получался отпечаток КП состоящий из трех отдельных КП, в этом случае изохромы имели почкообразную форму с двумя фокусами пластической деформации.

Если удельное давление 1700 МПа, то касательные напряжения при коэффициенте трения 0,03 будут 50 МПа, т.е. без момента от привода колеса или торможения они малы и наоборот, если скользит колесо с ползуном, появится вероятность образования десятков тонких трещин на поверхности трения.

Наклеенные на торец рельса фотоупругие покрытия позволяют оценивать распределение остаточных и рабочих напряжений, рисунок 7 (b-d). Картина изохром на торце рельса, ее площадь почти дважды превышает реальную внутри рельса (там плоская деформация). Распределение остаточных напряжений, рисунок 7, г, по глубине головки рельса после статического вертикального нагружения колесом ($P=180$ кН, $e=18$ мм) напоминает форму поперечной УТ (дефект 21). Это зона действия до глубины 14 мм от поверхности катания рельса продольных сжимающих остаточных напряжений, что подтверждено при росте УТ в наших полнопрофильных образцах [3]. Когда УТ растет в таком образце при испытании на пульсаторе, она растет в направлении от шейки к поверхности катания рельса и со стороны рабочей грани головки рельса она растет медленнее (торможение 3мм за счет остаточных напряжений), рисунок 8.

Для рельса, бывшего в эксплуатации, нагрузка разрушения в таких образцах – рельсах имеет подъем при глубине трещины 23 мм, рисунок 8. Тензодатчики, наклеенные вблизи ВУТ, и ультразвуковой сенсор (2,5 МГц) дают информацию, что вершина УТ начинает открываться при 20 МПа и заканчивается стабильное подрастание УТ, начинаются щёлканье и хрупкое проскальзывание при 160 МПа.

Берега УТ образуют «дверной шарнир» с углом менее двух градусов при вершине усталостной трещины (ВУТ), который при рассмотрении в микроскоп наполнен обломками с берегов УТ, которые мешают ее полному закрытию и меняют размах напряжений. Длина контакта берегов у закрытой ВУТ, судя по измерениям ультразвуком, составляет 0,5...1,5 мм.

Эволюцию остаточных напряжений и вязкости разрушения в рельсе при контакте качения мы изучали при испытаниях двух рельсов на машине ЕМС-60 (в каждом, примерно через 1 млн. циклов образовались по две поперечные УТ, они подрастали сверху, от дорожки качения, до длины по 25 мм). Рельс, длиной 2,4 м разметили на 12 участков по 200 мм, чтобы, сдвигая рельс, на одном рельсе получить достоверную картину изменений.

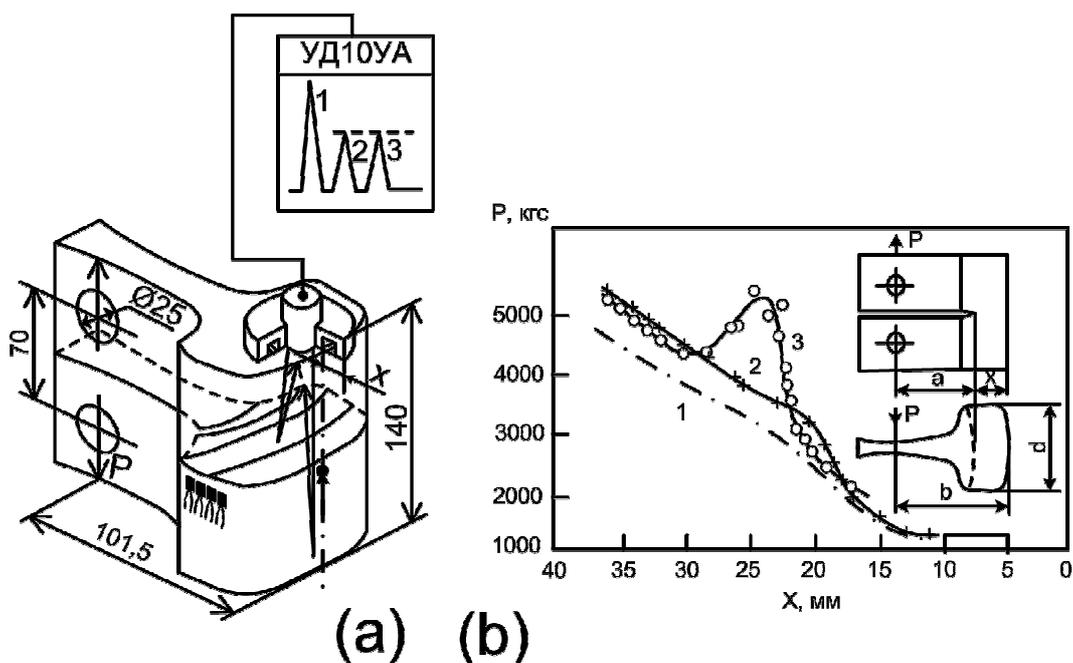


Рисунок 8 – (а) – схема испытания образцов рельсов Р65 (авт. свид. 728028/1980г.) на вязкость разрушения: 1 – начальный УЗВ импульс; 2 – импульс от УТ; 3 – импульс от дна образца; (б) – зависимость разрушающей нагрузки от глубины трещины для рельсов: 1,2 – новые, углеродистые и кремнистые (НВ250); 3 – углеродистый (НВ250) после пропуска нормативного тоннажа

Остаточные напряжения на поверхности катания рельса (вдоль и поперек рельса) после первых 2000 циклов изменились за счет поверхностной пластической деформации (независимо от исходных растягивающих поперечных (+100 МПа) и продольных (-20 МПа) напряжения стали сжимающие (-100 МПа) и (-150 МПа) соответственно и оставались неизменными до разрушения. Слой стали (18 мм) возле трека катания также показывает снижение вязкости разрушения на 20 % через 100 000 циклов (10 % долговечности) по сравнению с исходной (вдоль и поперек рельса). Испытания на вязкость разрушения были выполнены на образцах для внецентренного растяжения; большая грань образца толщиной 18 мм совпадала с поверхностью катания.

Структурные изменения микроструктуры, линии сдвига изучали на образцах из углов (краев) КП; в верхнем слое контактной дорожки катания, но эта часть исследования из-за трудоемкости и сложности была не завершена.

Чтобы оценить сплющивание металла под КП, мы поставили в расплавленное олово сетку из латуни с ячейкой 0,1 мм, на этом образце по гладкой поверхности было выполнено индентирование шара Ø8 мм (сетка хорошо видна на шлифованной поверхности); из образца олова, после его плавления, была вынута сетка и на ней можно измерить объемные деформации. Кратер и деформации под шаром представлены на рисунок 9. Размеры клетки № 1 больше, чем клетки № 10, потому, что сверху, над клеткой № 1 было 8 сплюснутых полностью слоев сетки.

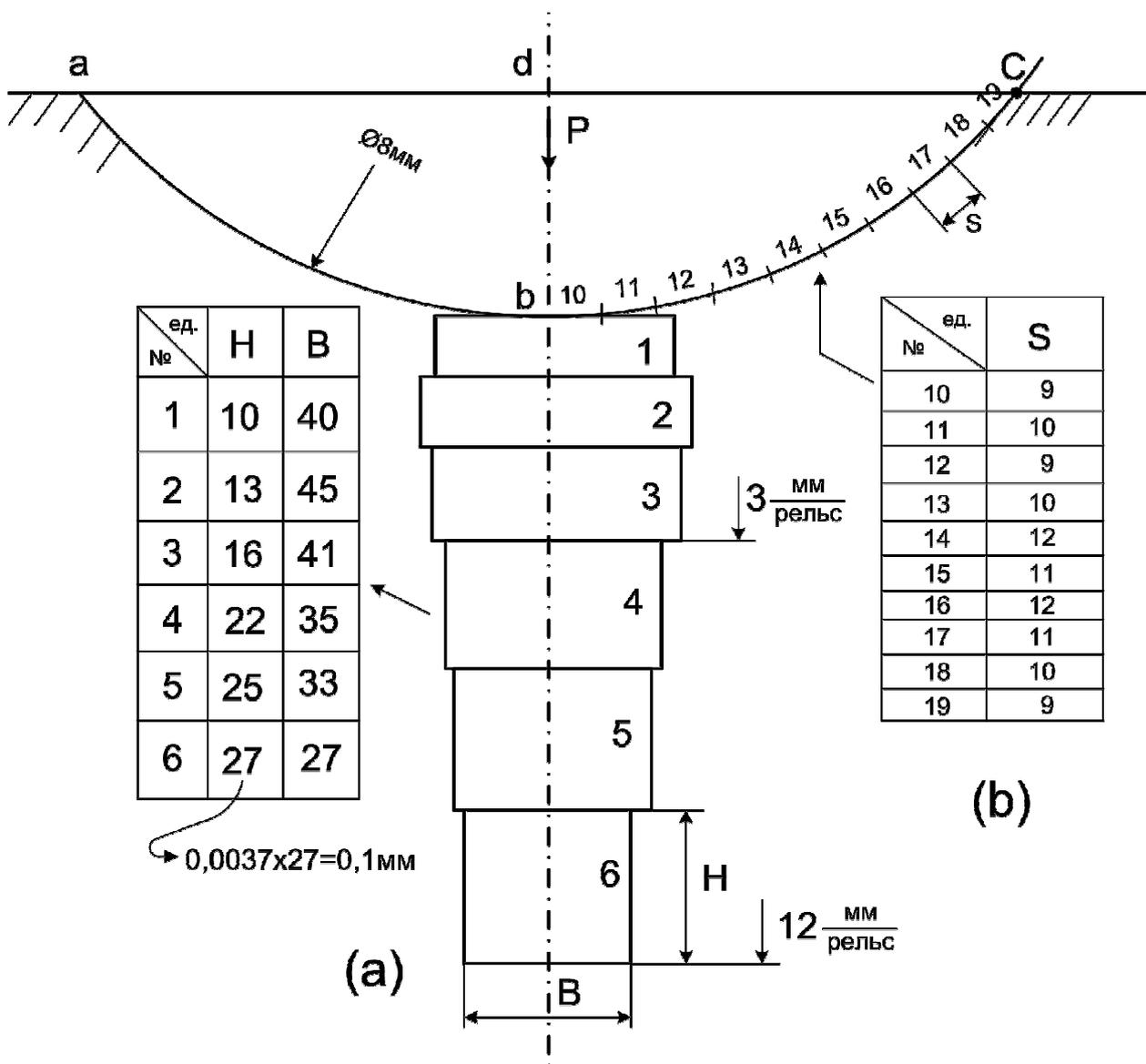


Рисунок 9 – Внедрение шара $\varnothing 8$ мм в образец (олово). (а) – Подповерхностные деформации. Исходная сетка 27×27 ед. имеет шаг $0,1$ мм (остается неизменной на глубине $0,6$ мм под шаром. Для рельса это глубина более 12 мм). (б) – Неравномерность деформации по диаметру кратера. Наибольшая вытяжка материала в зонах № 14-17

Отрезок (ac) кратера от внедрения шарика $\varnothing 8$ мм был растянут до размеров дуги (abc), но сложным процессом, неравномерно. Нагружение начинается с точечного контакта участка 10, 11, затем 12, 13, в этот момент начинается пластическое течение, участки 10, 11 начинают погружаться вниз, но сила трения прижима не позволяет материалу в областях 10 и 11 двигаться влево и вправо, а только вниз. Образуется зона стояния (затрудненной деформации) под участками 10, 11, 12, а КП увеличивается, расширяется далее на зоны 14 и далее. Вдавливание в зоне 10 и 11, как поршень тянет за собой, удлиняет зоны 14-16 примерно на 20% .

Это хорошо видно на видеозаписи, когда шар через сетку латуни вдавливаем в прозрачный полимер, а наблюдение ведется снизу, через толстое стекло при увеличении $\times 32$. Верхние зоны при неглубоком кратере деформируются тогда, когда нагрузка на шар достигает величины 50 % и более от разрушающей нагрузки, когда начинается образование трещин неподалеку от точек (а) и (с) вне КП. Значительные вытяжки в зонах 14-17 позволяют объяснить явление зарождения и прохода трещин именно по этим зонам ($2/3$ от диаметра), несмотря на то, удельное давление в зонах 10-13 почти в 1,5-2 раза выше, т.е. выколы в шарикоподшипниках имеют вероятность зарождения выше в тех зонах, где больше исчерпана пластичность, где материал имеет больше пор на ступеньках полос скольжения и где нет мягкой схемы трехстороннего сжатия.

На нижней части рисунка 9 мы показали, что под шаром вся деформация материала заключена в верхнем слое, толщиной менее 0,9 мм, нижний кубик № 6 имеет исходный размер 0,1 мм \times 0,1 мм, а верхние расплющены более, чем на 50 %. При качении, в рельсе, который отработал ресурс на железной дороге, рисунок 8, есть подобный слой расплющенных и вытянутых зерен высотой 4 мм на рабочей и 3 мм на нерабочей грани головки рельса (и это при вертикальном износе 4,5 мм).

Такое раскатывание и вытягивание зерен вдоль направления качения существует в рельсах и как поперечное стягивание поверхностного слоя (рельсы НВ 250) головки, когда в кривых участках дороги КП скользит по осям X и Y . Из рассмотрения геометрии осадки материала под шариком $\varnothing 8$ мм, рисунок 9, можно определить, что у рельса пластическая деформация будет до глубины 10 мм, без учета износа, а этот процесс похож на плющение, создание из зерен кирпичной кладки.

С одной стороны создается двумерное сжатие по осям X и Y и может способствовать отрыву верхнего слоя (задача Прандтля о сдвиге оползня) по границе зоны пластической деформации (из-за наличия неблагоприятных остаточных напряжений по оси Z) из-за того, что пластическая деформация удлиняет слой и коробит его. В обработке металлов давление эти явления известны, как отрыв верхних слоев при обкатке роликами.

Для более детального изучения контактных напряжений, мы выполнили компьютерное моделирование процесса нормального нагружения шаром полуплоскости и процесс выкатывания шара из лунки под действием окружного усилия.

При нормальном нагружении, рисунок 10, растяжение обозначено как векторные стрелки; есть 3 зоны (затемненные), в которых нет растяжения: одна под индентором и две эллипсовидной формы по бокам. Растягивающие напряжения непосредственно под индентором параллельны поверхности, что предполагает образование при качении вытянутых, слоистых зон. При отсутствии момента они возникают из-за двух опорных точек, рисунок 10, а, а при качении влево при одной точке опоры – левый край лунки; и при наличии момента также создается растяжение, рисунок 10, б, т.е. при качении наиболее

вероятен механизм появления трещин впереди колеса по типу КТГ (наклонных). При нормальном нагружении, рисунок 10, а, КТГ трещины образуются симметрично к периферии, под углом 22° к поверхности катания, но при качении, они за счет сил трения, имеют углы: впереди перед шаром угол менее 20° , а позади, наоборот, больше; при качении уровень напряжений почти в 2 раза выше.

Под колесом, которое выкатывается влево из лунки (глубиной 0,1 мм), рисунок 11, будет одно из вероятных направлений роста поверхностных трещин – под острым углом впереди КП (т.е. это КТГ), под углом $15-20^{\circ}$ к поверхности, стартовая точка перед передним краем КП, на расстоянии 0,2-0,4 мм от нее.

Из рисунка 11, б в местах образования КТГ видно, что это зоны больших растягивающих напряжений, мощных упруго – пластических реверсивных сдвигов, а значит имеется возможность сильного локального разогрева, что ведет к срыву передеформированных оксидных слоев. Под колесом имеем зону трехмерного сжатия, также сжатие есть чуть впереди КП, на глубине (а), где $2a$ – длина КП. Справа область сжатия на глубине наоборот большая по глубине, но она отстоит от проекции КП вниз почти на $(2a)$, т.е. достаточно далеко.

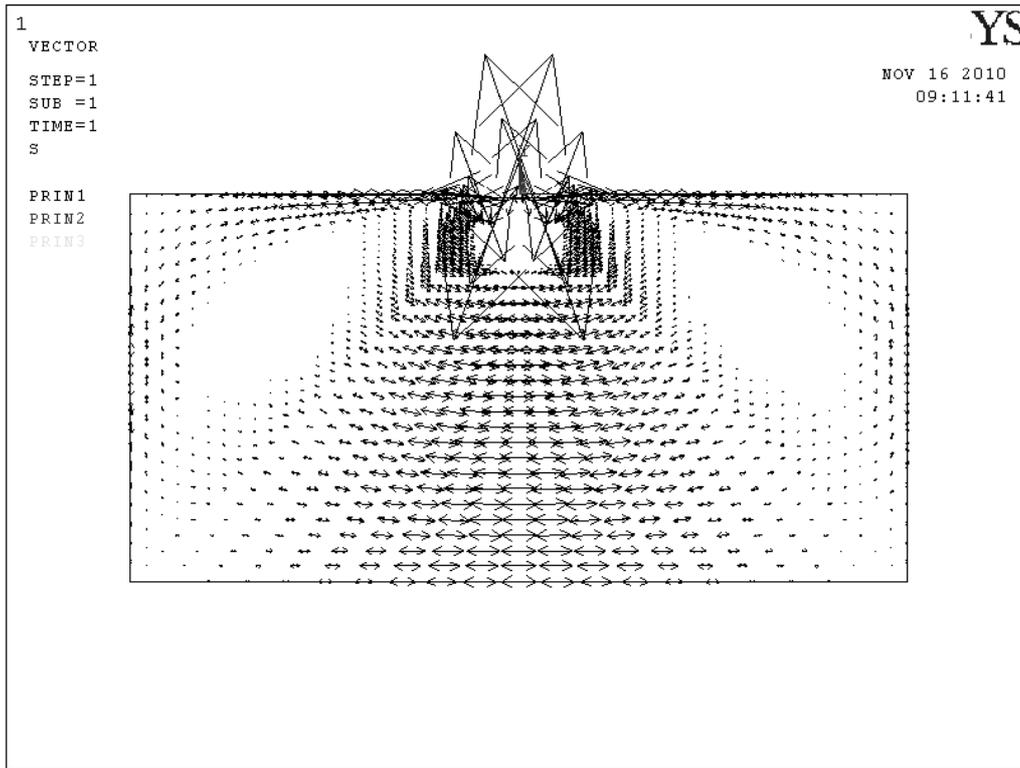
Места образования УТ – поверхность по периметру КП колеса, особенно впереди и наиболее позади колеса, когда будут возрастать силы трения торможения.

На глубине, под поверхностью, поперечная трещина будет расти нижней вершиной вниз под углом 20° в сторону движения (наклон векторов наибольших растягивающих напряжений. Такое объяснение мы приводили в 1981 г. [4]; при качении площадки с максимальными напряжениями имеют наклон в сторону движения.

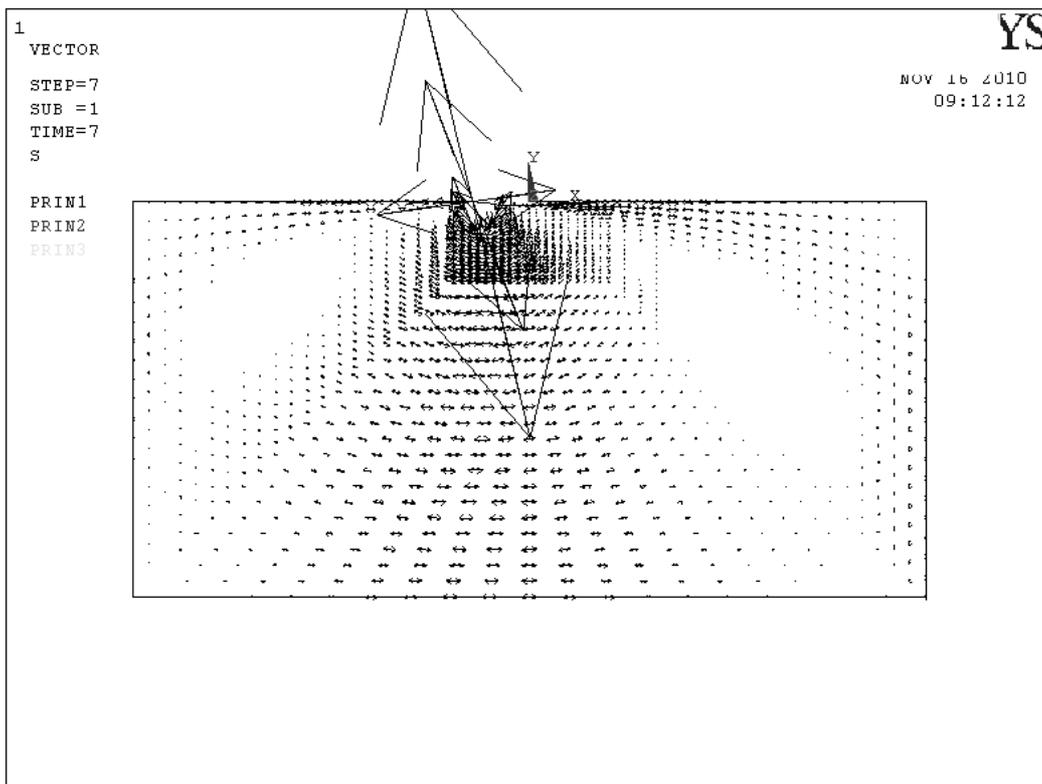
А при реверсивном качении по рельсу поперечная овальная УТ внутри головки рельса растет перпендикулярно (зигзагом) направлению прокатки.

Для изучения особенностей линий скольжения при контактном нагружении была разработана методика, когда из прозрачного полиэтилена ($t=1,5$ мм, размером 30×50 мм) набирается стопа толщиной 12 мм; сжимается струбиной и выполняется индентирование шаром $\varnothing 8$ мм. Из стопы, на среднем образце, рисунок 12 получается картина линий скольжения и трещин, которые видны как некоторые утолщения на линиях скольжения.

Под индентором образуется небольшой кратер $\varnothing 2,7$ мм (2а), ниже кратера находится зона затрудненной деформации (ЗЗД), через которую давление передается вниз. Из углов на краю КП развивается 2 системы линий скольжения. Из угловых линий скольжения (выше их крайней линии) пойдут КТГ (они есть не на всех материалах) и длина их 1,5 мм. На глубоких линиях скольжения образуются поперечные трещины 1, 2, 3, а на более мелких 4, 5, 6 – продольные трещины. Их местоположение совпадает с рисунком 10, а.



a)



b)

Рисунок 10 – Распределение главных максимальных напряжений.
(a) – Нормальное нагружение шариком $\text{Ø}14$ мм. (b) – К шару $\text{Ø}14$ мм приложено окружное усилие 0,6 силы трения.

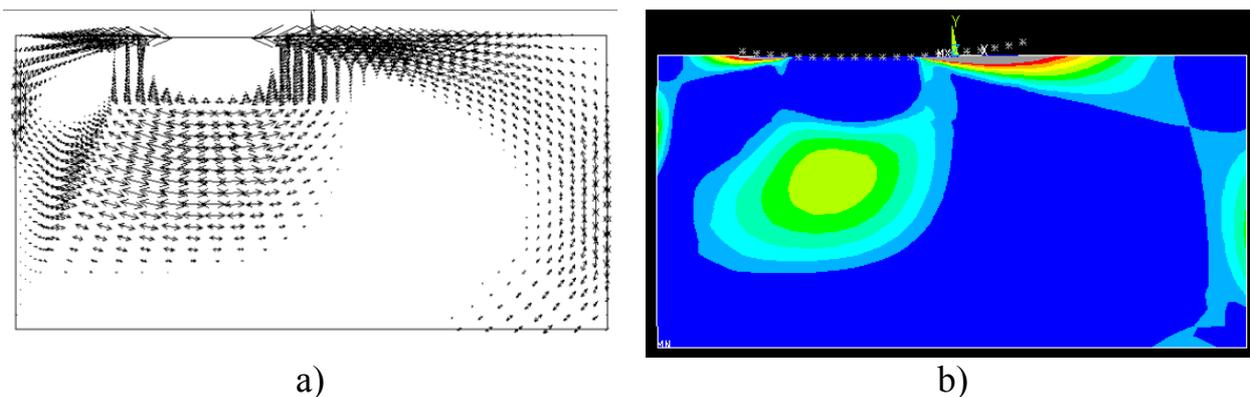


Рисунок 11 – Нагрузка на колесо 150 кН. Рельс длиной 360 мм, высота 180 мм. Глубина лунки 0,1 мм. Сила трения 15 кН. Колесо перекачивается справа – налево. (а) – векторы напряжений. (б) – Контурные. В картину не включены узлы, испытывающие всестороннее сжатие (зоны затемнены).

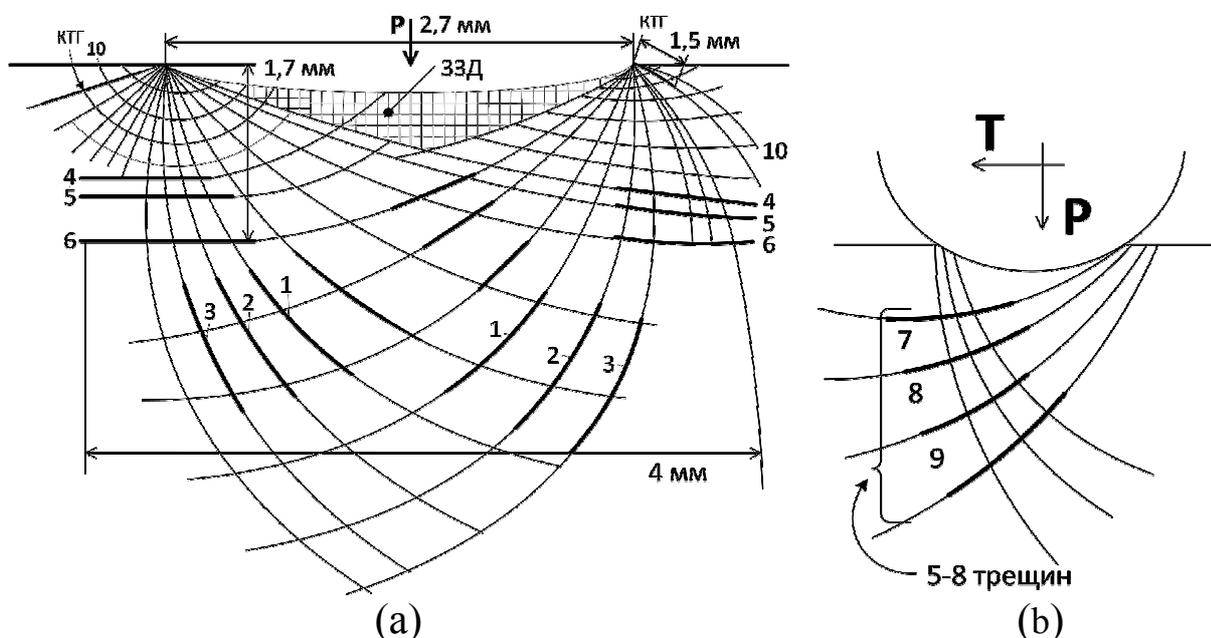


Рисунок 12 – Распределение линий скольжения в полиэтилене. (а) – Нормальное нагружение шаром $\varnothing 8$ мм. (б) – движение шара влево, без качения: удар под небольшим углом к поверхности

Когда шар $\varnothing 8$ мм (без возможности качения) одновременно вдавлен и перемещен на 3 мм в наклонную поверхность пакета полиэтиленовых пластин, то картина линий скольжения и трещин 7, 8, 9, (рисунок 12, б), получается другая.

Такое же движение колеса (скольжение без вращения) способно вызывать подповерхностные продольные трещины в линиях скольжения, трение и разогрев берегов трещин, появление тонких слоев мартенсита на стенках трещин.

Ранее [5] мы изучали на прозрачных моделях взаимодействие контактных и изгибных напряжений с ВУТ, рассматривали по картине изохром наиболее вероятное направление роста УТ. Суммарные результаты, рисунок 13, а – 3, показывают, что при остановке колеса продольная трещина наиболее вероятно будет расти влево и вправо, а при качении влево – трещина будет расти в секторе $\pm 15^\circ$ в сторону качения.

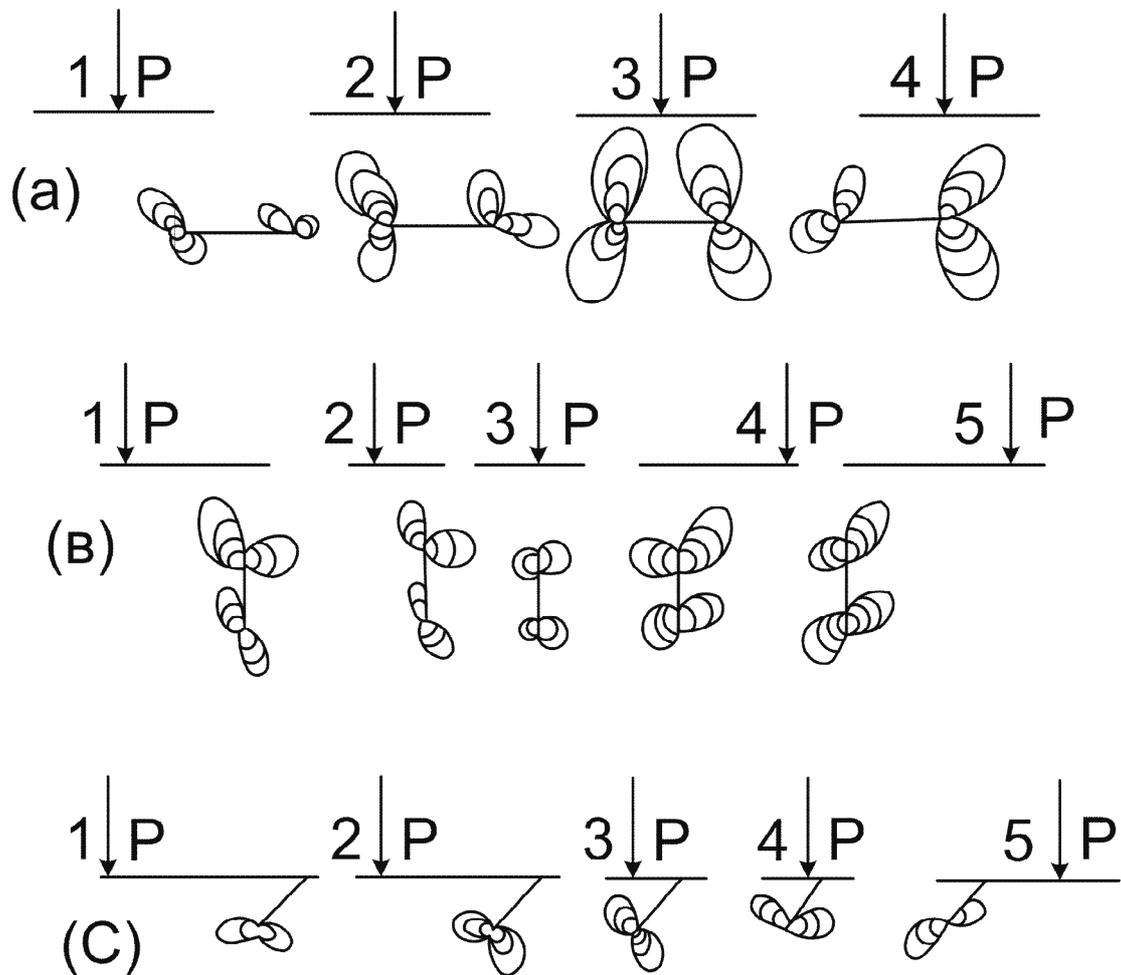


Рисунок 13 – Схематическая иллюстрация распределения изохром в пластине с трещиной. Контактная площадка находится на разном расстоянии от ВУТ: (а) – Продольная подповерхностная трещина – на сплошном жестком основании уровень напряжений выше, чем вариант на шпалах. (б) – поперечная подповерхностная трещина – изгиб между двух опор увеличивает уровень напряжений у ВУТ. (с) – Поверхностная трещина – без изгиба (сплошное основание) пластины уровень напряжений выше

Поперечная трещина, рисунок 13, б – 2 и 13, б – 4, будет при остановке расти под некоторым углом к вертикали, слева и справа от КП (изгиб рельса под колесом увеличивает уровень напряжений). Наиболее опасно, когда центр КП находится на расстоянии от $0,12a$ до a до проекции ВУТ. Схема имеет в

этот момент $K_2=35\%$; $K_1=65\%$, и это оказался очень тяжелый вариант для сопротивления усталости рельсовой стали.

Поверхностная трещина, рисунок 13, с – 2,3, будет более вероятно расти в сторону нагрузки вглубь под углом чуть вдоль поверхности, т.е. зигзаг будет у всех трех видов трещин, а строгие направления и повороты после определенной длины также вероятны, как и повороты после короткой трещины, когда она встречает впереди: а) большое включение, ступень с порой на плоскости сдвига; (b) другую трещину и т.д.

Основная трещина (УТ) имеет у вершины трехмерное растяжение, которое может рвать материал у концентратора заранее, еще до подхода фронта УТ, а вновь образованная поперечная трещина обычно имеет вид крыльев бабочки (вверх и вниз относительно плоскости главной УТ, так образуются ветвления, и для этого нужны только подходящие дефекты впереди УТ.

Ситуация на рисунке 13, b – 3, по нашему мнению почти неизученная. Изохромы за счет вертикального сжатия (верхняя вершина трещины) имеют вид, не совпадающий с K_2 при классическом нагружении, т.е. в условиях сжатия трещина, по-видимому, верхней вершиной находится в состоянии, похожем на деформацию при осадке материала и на берегах трещины процесс непонятен.

По испытаниям этих образцов с трещинами мы пришли к новому универсальному образцу, рисунок 14, а, на котором мы проверили на прозрачной модели, что на нем можно реализовать схему от чистого отрыва до сдвига и смешанный тип (35% сдвига и 65% отрыва). Из рельсовой стали испытали такие образцы $\phi 50$ мм и толщиной 5 мм (верхний слой головки рельса).

Вариант смешанного типа разрушения 35/65 показал низкие результаты: для рельсов НВ250 $K_1=39$, $K_2=57$, $K_2/K_1=34$; для рельсов НВ350 $K_1=53$, $K_2=95$ МПа \sqrt{M} .

Рост трещины по типу K_2 для рельсовой стали из-за пластинчатой микроструктуры, имеет низкую пластичность у ВУТ. Когда при росте УТ микротвердость меняется только в узком слое менее 100 мкм по берегам УТ при схеме K_1 , то при K_2 трещина растет весьма трудно, с множественным ветвлением, образованием перемычек, и лучше исследования проводить на образцах с одной трещиной (частые остановки их роста).

В заключение оценим уровень напряжений и раскрытие 5 типов трещин, рисунок 14, b, под действием контактной нагрузки с наличием окружной силы: режим торможения или ускорения.

Исследование проведено на прозрачных в инфракрасных лучах пластинах пенопласта и полиуретана 25x70x300 мм, в которых были сделаны тонкие короткие сквозные трещины-разрезы. Длина КП 27 мм (диск ϕ 400 мм).

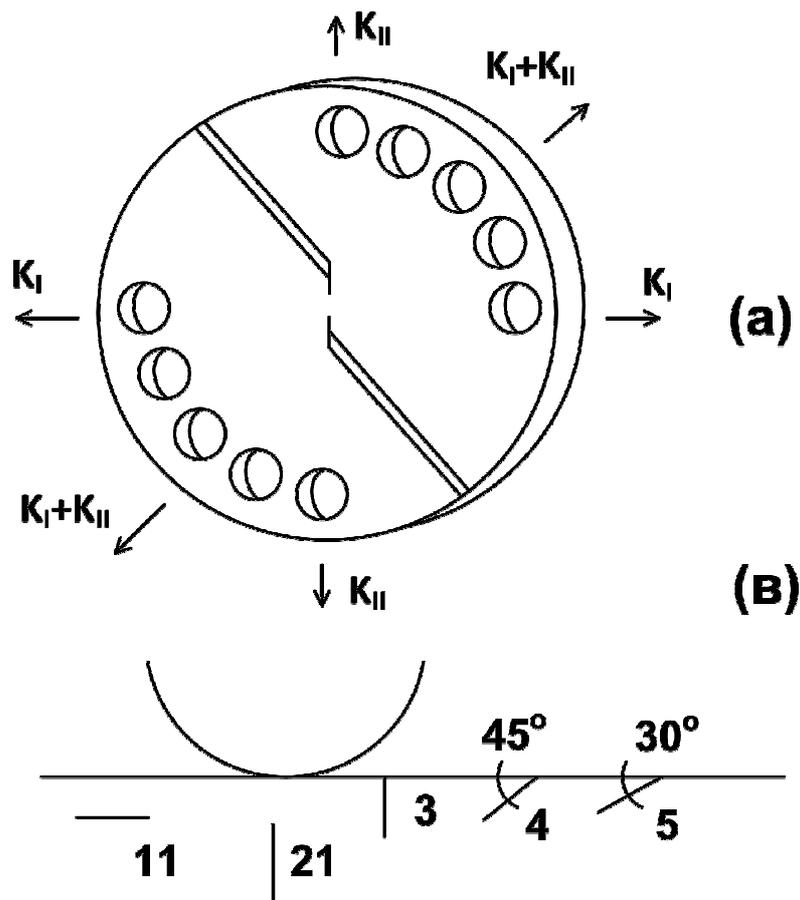


Рисунок 14 – (а) – Дисковый образец для создания у ВУТ сложного напряженного состояния. (б) – 5 типов трещин, возникающих при контакте качения

Трещина 11-1. Чистое качение. ВУТ закрывается прямо под центром КП, но дважды открывается на расстоянии +/- 11 мм от центра КП на глубине от 5 до 9 мм.

Трещина 11-2. Торможение. Торможение активно разрушает материал у ВУТ, возможен поворот трещины вниз (рост её вне края КП).

Трещина 11-3. Ускорение. Действует на заднюю ВУТ и направляет её рост вверх.

Трещина 11-4. Изгиб образца. Продольное сжатие образца (моделирует изгиб рельса под колесом) уменьшает скорость роста УТ.

Трещина 21-1. Чистое качение. Трещина закрыта прямо под КП сжатием (притупление верхней вершины трещины) сверху, а нижняя вершина трещины (ВУТ), тоже имеет низкий уровень напряжений, но трещина максимально подрастает под передней половиной проекции КП на вершину поперечной трещины, действует смесь K_1 и K_2 (один раз при качении, но при монотонном вдавливании – 2 раза).

Трещина 21-2. Торможение. Торможение открывает УТ с одной стороны, позади КП.

Трещина 21-3. Ускорение. На расстоянии +/- 1,2 а от центра КП наиболее сильно открывает нижнюю вершину УТ. При качении, рисунок 10, б, в

нижней части максимальные растягивающие напряжения действуют под углом 20° к горизонтали, а поэтому и дефект 21 будет расти под таким углом, т.е. нижняя часть овальной трещины отклонена нижней частью в сторону движения. Ранее считали, что дефект 21 растет при обратном изгибе рельса (между колесами тележек). Эта идея тоже хорошая, если учесть, что площадки главных остаточных напряжений (при качении в одну сторону) имеют такой же наклон. На валках для холодной прокатки стали ставят стрелки направления вращения для того, чтобы после ремонта валка не нарушалась уже сложившаяся наклонная схема остаточных напряжений. По теоремам Мелана система остаточных напряжений противодействует контактными напряжениям. Опыты на дорогах, с помощью ультразвука, дадут ответ на фазы открытия – закрытия овальной трещины 21 и других УТ.

Трещина 21-4. Изгиб рельса. Сжатие верхних слоев головки увеличивает скорость роста УТ, по сравнению со сплошным подрельсовым основанием.

Трещина 3-1 Чистое качение. Трещина вдали от КП закрыта, а открыта слева и справа от КП (вблизи). Левая а потом и правая часть трещины, ее берега по очереди опускаются вниз при перекачивании колеса. Под КП (прямо по центру КП) ситуация расплющивания приповерхностного слоя, т.е. на фотоупругих моделях все изохромы заворачивают вниз по обоим берегам трещины, их количество мало.

Трещина 3-2.Торможение. Приводит к закрытию, а затем к открытию ВУТ, возможно горизонтальное направление ее роста вдоль скольжения (торможения).

Трещина 3-4. Прогиб рельса. Прогиб несколько увеличивает уровень напряжений у ВУТ.

Трещина 4-1. Чистое качение. Когда КП приближается к ВУТ слева, то она закрывается, а справа открывается за 2,2 а. Сложная картина вблизи КП (похоже на случай 21.1). Трещина закрыта под КП (открывается вблизи, а вдали она закрыта.).

Трещина 4-2. Торможение. Движение слева закрывает трещину дальше, чем при чистом качении.

Трещина 4-3. Ускорение. Ускорение также может отклонять направление роста УТ под воздействием высоких касательных напряжений.

Трещина 4-4. Изгиб. Изгиб рельса под колесом вниз также может несколько повышать уровень напряжений у ВУТ.

Трещина 5. То же самое, что для трещины 4, но больше раскрытие ВУТ, материал выше трещины, особенно на поверхности катания раплющивается разрушается в виде чешуек, мелких обломков, некоторые попадают в раскрытую трещину, расклинивают берега УТ.

Выводы.

1. В работе показано, что наиболее нагружен 10 мм слой головки рельса, где действуют под и вблизи контакта колесо-рельс значительные эксплуатационные растягивающие напряжения и деформации (часто допускается превышение предела текучести не только на микронеровностях, но и в глубине

рабочей грани головки рельса, т.е. очень тяжелая перегрузка при контакте качения может создавать условия появления макротекучести, появляются места ослаблений материала, плоскости скольжения, часто необратимого, далее образуются ступени на пересечениях линий сдвигов, поры, трещины вдоль полос сдвигов, объединение трещин в характерные для подшипников или рельсов свои КУД (с небольшими вариантами). Исходный контакт в одной точке, который должен передать значительные усилия за доли секунды сопровождается скольжением с ударным характером нагружения, но площадки контакта нельзя идеализировать (часто считают, что контакт должен быть по линии или по площади); прямые наблюдения говорят о очень малых площадках, которые перемещаются, дрейфуют туда, где ниже уровень, где часто не одна точка опоры, а 2-3 и только, когда появляется третья опора, держит нагрузку устойчиво (кстати, это одна из причин образования трещин типа игрек при монотонном нагружении, эти трещины проходят через центр КП).

2. Если есть растягивающие напряжения, концентраторы в виде микротрещин, то трещина от растягивающих (изгибных) напряжений быстро приходит в очаг контактных деформаций.

С приближением центра КП колесо-рельс ближе 20 мм к боковой грани головки рельса резко увеличиваются контактные напряжения а на боковой грани рельса появляются опасные растягивающие деформации.

3. Сопротивление росту КУД можно увеличивать созданием сталей с высоким пределом текучести, высокой вязкостью разрушения, высокой твердостью, высоким сопротивлением микросдвигам и декогезии у ВУТ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цвигун В.Н. Изучение напряжений и деформаций в рельсе Р – 65 на машине ЕМС-60. Отчет ПНИЛ. Сибирский металлургический институт. Новокузнецк. 1972. – 70 с.

2. Chijiwa K. Experimental Method of Stress Simulation of Rolling // T.ISIJ. – V. 21. – 1981. – P. 502-511.

3. Чельшев Н.А., Цвигун В.Н. Исследование стойкости рельсов поперечным усталостным изломам // Известия вузов. ЧМ. – 1977. – № 6. – С. 91-93.

4. Цвигун В.Н. Исследование вязкости разрушения рельсовых сталей и механизма развития контактно-усталостных дефектов рельсов. Кандидатская диссертация; ВНИИЖТ. – М. 1981. – 177 с.

5. Цвигун В.Н. Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других контактно-усталостных дефектов рельсов. Часть 1. О направлении роста продольной подповерхностной трещины под воздействием контактной нагрузки. МашиноСтроение. Новокузнецк, 2014. – № 23. – С.121-126.

6. Takechi H., Namba K. Evaluation of Subsurface Fatigue Damage of Work and Backup Mill Rolls // TISIJ. – 1981. – V. 21. – P. 91-99.

7. Merwin J., Johnson K.L. Analysis of Plastic Deformation in Rolling Contact // Proc. Mech. Eng. – 1963. – 177. – P. 676-690.

УДК 621.01

В.Н. Цвигун, Е.А. Шур*, Р.С. Койнов, С.В. Коновалов

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

*ВНИИЖТ, Москва

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПИТТИНГА, СПОЛЛИНГА И ДРУГИХ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ В РЕЛЬСАХ. ЧАСТЬ 5. КЛАССИФИКАЦИЯ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

На основе новых экспериментальных методик исследования и широкого обзора отечественных и зарубежных работ, касающихся контактной усталости, описаны механизмы зарождения и развития различных трещин контактной усталости и предложена классификация контактно-усталостных дефектов рельсов. Описанные механизмы контактно-усталостных повреждений рельсов могут быть использованы при выборе путей борьбы с ними. Их можно также применить при изучении и поиске путей повышения сопротивления возникновению аналогичных дефектов в колесах, прокатных валках, подшипниках качения, шестернях редукторов и других деталях, повреждающихся при контактных взаимодействиях.

On the basis of new experimental procedures of research and extensive review of domestic and foreign works related to contact fatigue, the mechanisms of origin and development of different contact fatigue cracks, and proposed classification of contact fatigue defects in rails. Describes the mechanisms of contact fatigue damage in rails can be used to help select ways of dealing with them. They can also be used to study and find ways of improving the resistance to occurrence of similar defects in the wheels, rollers, bearings, gears, gearboxes and other parts breaking in the contact interactions.

Классификации всех разнообразных дефектов рельсов имеются на всех железных дорогах мира. Ими широко пользуются при мониторинге повреждаемости рельсов и выборе путей повышения ресурса рельсов [1]. Особое место среди разнообразных повреждений рельсов в последние годы заняли контактно-усталостные дефекты (КУД), природа и механизм образования которых видоизменяется [2]. Создание детальной классификации КУД имеет своей целью не использование ее в повседневной работе путейцев, предназначена для исследователей, занимающихся поисками путей повышения работоспособности рельсов. Общей современной тенденцией является повышение твердости рельсов. С повышением твердости рельсов от НВ 250 до НВ 350-

410, износостойкость рельсов однозначно повышается, но проблема КУД остается острой.

В самом общем виде КУД следует разделить на:

- Продольные трещины
- Выкрашивания, к образованию которых приводит развитие и взаимодействие продольных трещин,
- Поперечные трещины.

В свою очередь среди продольных трещин следует различать трещины, начинающиеся на поверхности или очень близко к поверхности и подповерхностные трещины, зарождающиеся на значительном расстоянии от поверхности. В зарубежной литературе КУД имеют множество обозначений: питтинг, шеллинг, флекинг, споллинг, хед чекс, сквот и другие.

Наиболее известные КУД, возникающие в головке рельса, приведены на рисунок 1 [3-18].

К увеличению количества усталостных разрушений при контакте качения приводит ряд причин: а) увеличение скоростей движения до 350 км/час (при высоких скоростях нагружения увеличиваются: контактные напряжения, локализация деформаций в верхнем слое рабочей грани головки рельса, динамическое охрупчивание стали и другие факторы, которые снижают сопротивление рельсовой стали росту усталостных трещин; в) увеличение длины поездов и увеличение силы тяги локомотивов приводит к увеличению сил трения при ускорениях, торможениях, пробуксовках (что также увеличивает растягивающие деформации и напряжения там, где появляются КУД); с) стремление к увеличению нагрузки на ось (в США -320 кН), при отсутствии мер по уменьшению эксцентриситета качения ($e > 20$ мм) обостряет проблему КУД: по теории пластического течения ослабляется подпирающая роль боковой стенки головки рельса и на боковой поверхности головки появляются опасные растягивающие деформации; d) с переходом на рельсы тяжелых типов с погонной массой 60-75 кг, а также на железобетонные шпалы началась эра жесткого подрельсового основания и массового поражения КУД (возникла острая необходимость в подрельсовых упругих демпферах с тем, чтобы плавный изгиб рельса под колесом снизил трещинообразование).

Срок службы рельса зависит от свойств рельсовой стали, ее чистоты, соблюдения правил эксплуатации, удачного конструирования: каждый из этих факторов сложен, но принятие правильных решений требует еще и знания механизмов, совершенных моделей, генезиса КУД, классификации КУД.

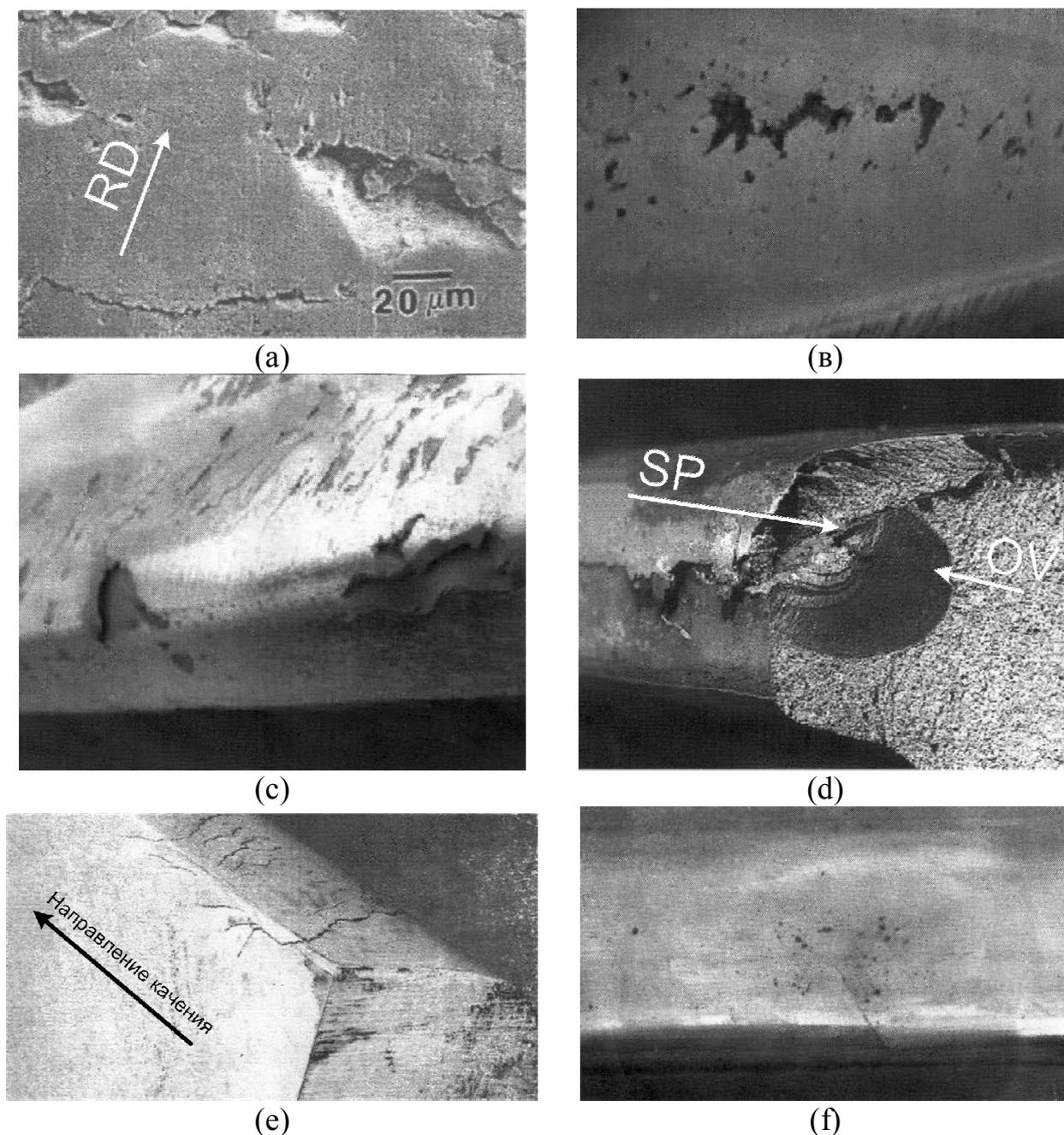


Рисунок 1 – Контактно-усталостные дефекты в рельсах: (а) – питтинг [47]; (b),(c) – споллинг ; (d) – овальная трещина, стартующая от продольной; (e) – поверхностная поперечная трещина (хед чекс); (f) – сквот. Иллюстрации из работ [3-16].

Улучшению сопротивления рельсов КУД посвящены тысячи статей ученых – таких как: Крамер, Грдина, Щапов, Раузин, Шур, Керр, Джонсон, Орован, Аллен, Болтон, Элкинс, Бигли, Рони, Клейтон, Хиракава, Тояма, Ямада, Йокояма, Садахиро, Эдел, Канон, Кифи, Олафсон, Кумар, Салливан, Калкер, Грасси, Капур, Франклин, Флетчер, Ишида, Калоусек, Хайдер, Магел, Мукарами и др. Еще больше научных публикаций посвящено тематике КУД в подшипниках качения, шестернях и других деталях машин. Благодаря таким

ученым как: Табор, Джонсон, Цусима, Буру, Макинтайр, Маннинг, Лодж, Рингберг, Бергквист, Ишида, Флетчер, Розенфилд, Салливан, Альмен, Тайлер, Доусон, Якобсон, Бьюкли, Кадделл, Нортон, Бауэр, Алфредссон, Шафер, Му-ро, Маеда, Джеонг, Липсон и др. мы имеем много информации о процессах образования КУД и основных факторов, приводящих к появлению этих наиболее частых дефектов при контакте качения.

Очень большое количество исследований КУД объясняется предельной сложностью трещинообразования при контакте качения, малыми размерами очагов деформации, разнообразием факторов, когда, казалось, небольшие изменения условий трения на поверхности КП запускают в работу десятки новых факторов, делающих картину усталостных разрушений другой по механизмам и фрактографии. Очень сильно отличаются разрушения при монотонном и усталостном контактном нагружении. Под индентором можно получить до 7...8 видов трещин, которые можно сгруппировать послойно (3...4 уровня материала), в каждом из слоев образуются характерные для этого «этажа» трещины, их векторы роста, вид (форма) трещин, их зависимость от трения между слоями, жесткости самого материала и его «подложки», радиуса индентора, скорости нагружения, величин сил трения, бокового скольжения индентора и т.д. [33-36].

В основном, все модели КУД используют материалы теории Герца для объяснения появления УТ, как действие высоких касательных напряжений, действующих под углом 0 и 45° к поверхности катания.

Появление КУД связано не только с низкой усталостной прочностью стали, определяемой свойствами ее матрицы и дефектами производства, но и тем, что под КП действуют супердавления (до 20 000 атм.) из-за того, что фактическая площадка контакта колесо-рельс менее 50% от кажущейся.

Когда колесо выезжает из упругой лунки на одну из стенок лунки, площадь контакта резко уменьшается, рисунок 2, 3. На глубине более 3 мм и глубже под контактной дорожкой, действуют значительные продольные нетто-деформации растяжения около 200 МПа – и это в квазистатике, а в динамике, при скорости 60 м/с они увеличатся более, чем в 2 раза, потому что при качении КП разделяется на переднюю зону прилипания, несущую основную нагрузку и зону скольжения, рисунок 3, которая несет только примерно 30% общей нагрузки на колесо.

Под колесом площадки главных деформаций и напряжений за несколько сотен микросекунд совершают резкий разворот на 180° (за один проход колеса), – изменения от треугольного сжатия до треугольного растяжения и вновь – треугольное сжатие вдоль рельса (частота этих реверсов около 4 кГц) при скорости движения 30 м/с, а известно, что в капле воды (на поверхности рельса) кавитация возможна уже при 50 Hz (при кавитации капли воды развиваются давление 40 000 атм и температура 2 000 °С).

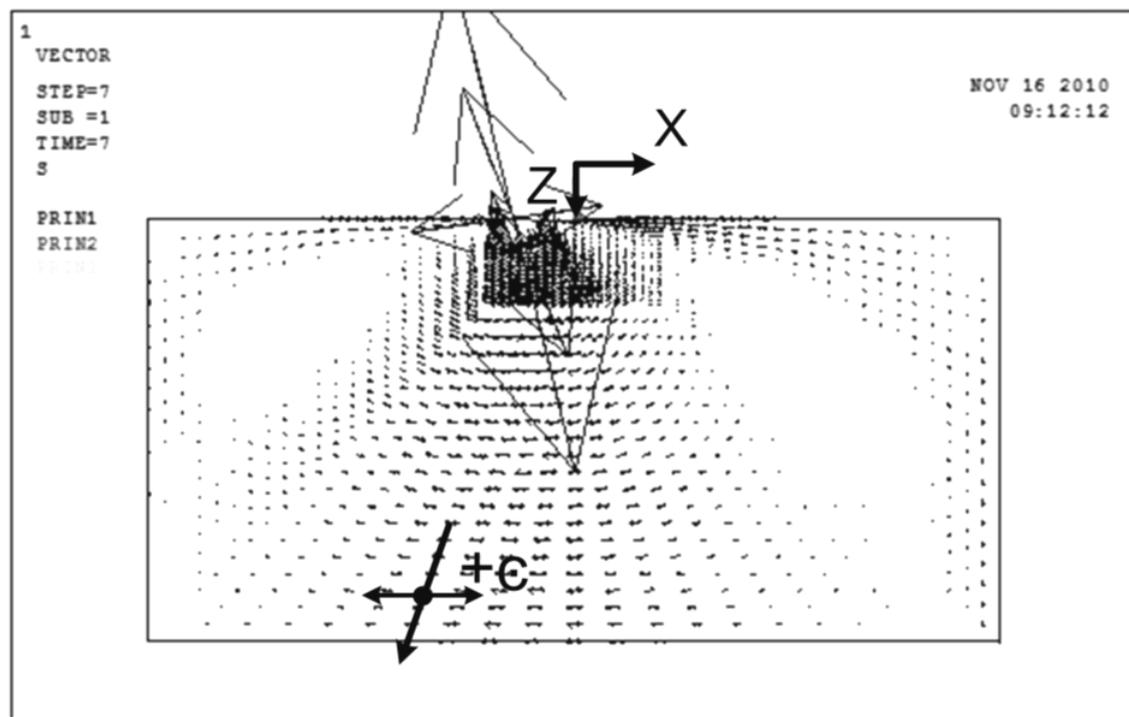


Рисунок 2 – Распределение главных растягивающих напряжений в головке рельса при качении колеса влево. Длина стрелки соответствует величине растяжения. Сжимающие напряжения не показаны. Дефект 21 будет расти под углом 20° вниз (в сторону самой нижней стрелки)

Таким образом, экспериментальные наблюдения показывают, что вершина УТ неустойчива в радиусе 0,2 мм и может расти вперед или в секторе $\pm 90^{\circ}$ к ее главному вектору роста. Этот слалом микродвигов определяется смесью K_1 и K_2 у ее вершины и тем, в какую сторону материал менее прочен, или есть ли на ее пути крупные неметаллические включения или дефекты.

Вектор наиболее вероятного направления роста подповерхностной УТ (дефект 11) есть – это вдоль рельса, с углом рысканья $\pm 45^{\circ}$, а поворот может быть вызван большим включением: УТ рвет материал у такого включения заранее, за 0,2 мм, до подхода основного фронта УТ. Эти разрывы – трещины у включений ориентированы перпендикулярно фронту магистральной УТ, т.е. далее продольная трещина может расти и вниз, как дефект 21, а может продолжать расти и вдоль поверхности рельса; все определяется размахом коэффициента напряжений у вершины трещины и усталостными свойствами материала. Почему она редко растет вверх? Вверх, в направлении к поверхности катания, расположен накатанный наклепанный слой (3...4 мм), где зерна рельсовой стали расплющены по высоте очень сильно (чем выше слой, тем сильнее), как кирпичная кладка с твердостью до HV 600, и область действия остаточных сжимающих напряжений около 150 МПа (вдоль и поперек головки рельса), а ниже, до глубины примерно 15 мм (прямо под колесом) действуют значительные контактные растягивающие деформации (в единицах напряжений это 200 МПа) (по осям X и Y).

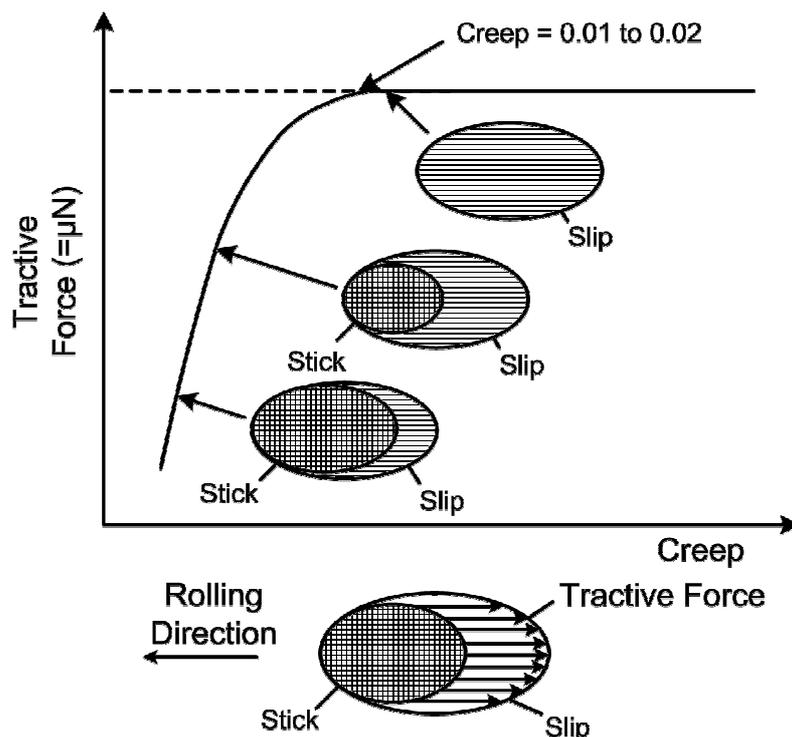


Рисунок 3 – Зависимость проскальзывания от силы трения [7]. Зона прилипания при торможении и ускорении находится в разных концах эллипса контакта (перемещается центр тяжести), что меняет вид КУД, их направление роста и ветвление.

На большей глубине, ниже чем 10...15 мм под КП от колеса наводятся вторичные растягивающие напряжения от подповерхностных полос сдвига от сжатия, когда на краю зоны пластической деформации (под индентором), рисунок 4, наводятся опасные для прочности материала растягивающие напряжения, которые при перенапряжении способны отрывать наклепанный обкаткой слой, чему предшествует процесс образования полос скольжения-порообразования, их рост, коалесценция и появление трещин.

Таким образом, допущение условий эксплуатации, когда пластическая деформация имеется не только на поверхности катания (из-за микровыступов) – на поверхности она неизбежна, но и на глубине (половина ширины эллипса КП и глубже).

Очень сложный фактор – разогрев на КП при качении колеса по рельсу: температуры при пробуксовке, торможении, ударах на поверхности КП и в полосах скольжения в тонких слоях, вблизи КП, достигают более 800 °С. Поскольку это импульсный разогрев (за 100 мкс), а процесс теплоотвода медленный, на берегах продольных внутренних трещин и полос реверсивного сдвига за счет сил трения выделяется тепло, достаточное для образования высокоуглеродистого мартенсита, который имеет очень плохие свойства (вязкость разрушения (K_{1c}) всего 20 % от вязкости разрушения перлитной рельсовой стали), т.е. будут проблемы сколов и отделения этих слоев.

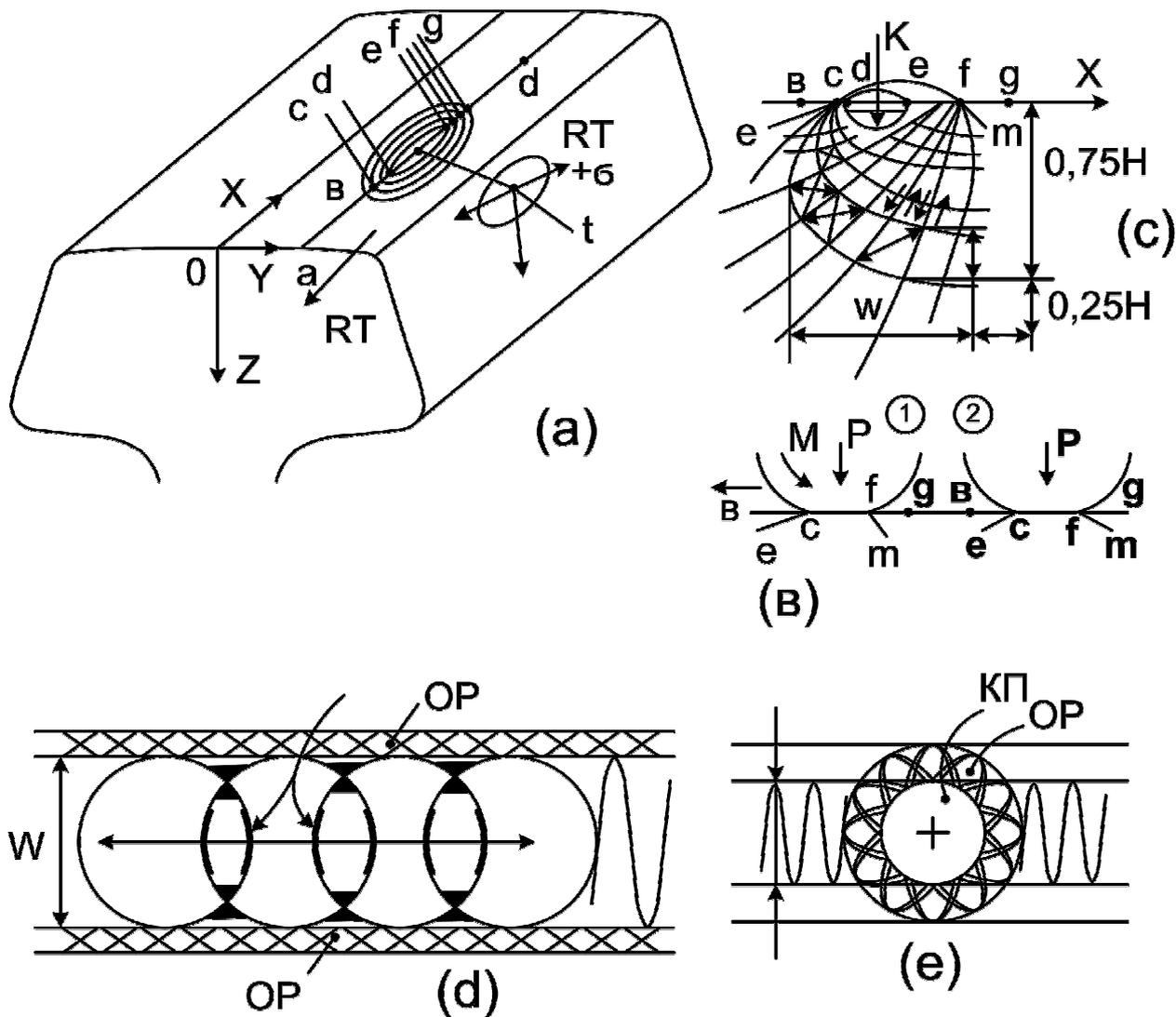


Рисунок 4 – Образование трещин и линий (полос) скольжения под индентором в статике и при контакте качения

На основании вышесказанного необходим анализ напряжений и деформаций при контакте качения на базе современных методов исследований (ультразвуковая цифровая дефектоскопия, позволяющая измерять раскрытие и 2х-мерные перемещения у вершины трещины, в условиях K_1 и K_2 типов нагружения, применение цветной сенсорной бумаги для оценки удельных контактных давлений, рентгеновских методов для изучения упрочнения/разупрочнения разных рельсовых сталей при явлениях контакта качения [22]).

Необходимо уточнить какие должны быть значения предела текучести, предела прочности и разрыв между ними 400 МПа или меньше, чтобы иметь резерв по упрочнению; например, твердая сталь сразу начинает разупрочняться [29] при контакте качения; непонятно какая должна быть допустимая

пластическая деформация на глубине 5...10 мм; виды износа для твердых сталей высокопрочных рельсов.

Для уточнения механизмов роста КУД, рассмотрим классификацию КУД. Классификация КУД в рельсах будет полезна и для подшипников качения, шестерен и других деталей, на которых образуются КУД.

Опираясь, в основном, на наши исследования, найдем в рельсе те места, где имеют место высокие циклические напряжения растяжения и сдвиги, где образуются трещины. Опишем углы и ориентацию трещин, фазы их подрастания относительно положения КП вдоль рельса пяти видов КУД.

1. Выкрашивания на поверхности катания, образовавшиеся от трещин, возникших на поверхности или вблизи поверхности (питтинг, дефект 11) – это явление поверхностной усталости от контактов качения и скольжения, образование на поверхности качения небольших точечных или полусферической формы пор, сколов путем отделения частиц, рисунок 1, а. Считается [18], что модель образования этого дефекта следующая: на глубине до 3 мм от оксидных включений или строчек этих включений в области значительных касательных напряжений и образуется УТ, которая начинает медленно подрастать в направлении к поверхности, приводя к мелкому выкрашиванию (глубина до 3 мм) [5-16].

Разрушения, вызванные контактной усталостью разделяют на две главные группы: поверхностно инициированные выкрашивания и выколы, инициированные подповерхностно [26], рисунок 1, b,c.

В обоих случаях трещина инициируется, трещина изменяет материал при ее росте и вызывает поверхностные выколы с контактной поверхности [31]. Однако до сих пор нет общего простого объясняющего механизма для этих дефектов.

Voscamp [22] предложил механизм, основанный на действии растягивающих напряжений, которые действуют перпендикулярно поверхности линии качения шара. Растягивающие напряжения действуют, когда наступает фаза последующей разгрузки после прохода шара.

Другой механизм, который подтвержден [24], - это подповерхностная усталость, вызвана амплитудой касательных напряжений, наличия включения или поры,- тоже возможен для образования подповерхностной трещины – механизмы Fujii и Maeda.

Наличие включения или поры также изложено Murakami и Endo [23] для образования подповерхностной УТ. В работе[21] было изучено образование УТ при усталостном вдавливании цилиндра в полуплоскость. Найдено образование четырех УТ: продольная подповерхностная УТ, растущая под КП на глубине 1 мм только под КП и параллельная ей; наклонная, подобная КТГ и третья – это разновидность предыдущей, но растущая в условиях края образца. Четвертый тип трещин – радиальная, идущая на боковой поверхности образца, вертикально, как короткая трещина – в нашем случае, для рельсов, это трещина на боковой поверхности головки рельса, рисунок 4, а, трещина t в области RT.

Наши эксперименты показали, что подповерхностный механизм питтинга – это другой вид КУД, описанный ниже. Это самостоятельная, параллельная поверхности качения УТ, которая стартует от поры, крупного неметаллического включения под действием растяжения, наведенного при качении в верхнем слое за счет реверсивной пластической зоны деформации в два раза быстрее, чем другие трещины.

В 2007 г. опубликована работа Tsushima, который указывает, что перпендикулярно максимальному сжатию под КП действуют деформации удлинения, от которых растет УТ. В 1981г. [42] мы измерили эти подповерхностные растягивающие деформации. В работах Lundberg-Palmgren считали, что трещины, растущие вдоль поверхности качения (под воздействием ортогональных касательных напряжений) испытывают остановки (периодически). Мы объясняем это тем, что рельсовая сталь (экспериментально определили) хорошо отзывается на перегрузки и тормозится на десятки тысяч циклов (это число зависит от уровня перегрузки, за счет пластической зоны у вершины УТ, которую УТ должна преодолеть на низкой скорости из-за остаточных напряжений сжатия).

Рассмотрим нашу модель образования трещин от поверхности катания. Наиболее часто при контакте качения (из всех видов КУД) возникают поверхностные выкрашивания. Долгое время в литературе существуют фотографии, похожих на надрезы, остроугольных $20...30^{\circ}$ к поверхности качения трещин, которые ученые отнести к классу КТГ долго не решались, потому что КТГ при качении может выглядеть не полной окружностью или эллипсом, а обычное явление – эта КТГ представляет собой часть окружности или эллипса – т.е. это короткая дуга или концентрические ряды этих дуг, – в случае, когда шар или колесо не катится, а скользит; трещины-дуги возникают при высоких скоростях качения.

Вторая причина – то, что много внимания уделяется большим касательным напряжениям под поверхностью, с выходом их на поверхность при высоких силах трения (ускорения или торможения).

На рисунке 2 (темные места – это 2 зоны сжимающих напряжений и мы их вообще не показали) видно, что силы растяжения – большие стрелки (все в масштабе) намного – в десятки раз больше других и легко могут растягивать материал (упруго-пластически) с образованием линий скольжения, рисунки 5, 4, е.

Когда шар упруго-пластически внедряется в полуплоскость, рисунок 6, а, первоначальная площадка (а g) материала (она сначала плоская), растянется до размеров: (abcdefg), где то на 70 % более, чем начальный отрезок (ag).

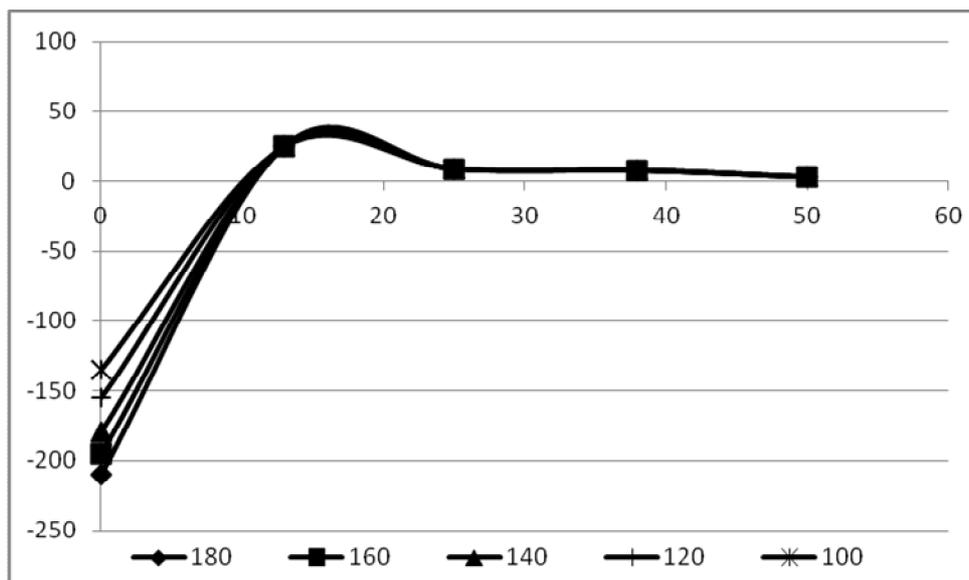


Рисунок 5 – Зависимость главных напряжений (МПа) от радиуса (мм) до оси симметрии КП шара (НВ260) диаметром 1000 мм; нагрузка на шар 100...180 кН. Шар внедряется в пластину 2x2x0,5м, материал – сталь (НВ260). Радиус КП $a=11,5$ мм. По периметру КП есть неопасные растягивающие напряжений (34 МПа) при $R=14,8...15,1$ мм. При уменьшении площади КП в 10 раз, эти напряжения будут на уровне 340 МПа в месте образования КТГ и питтинга (моделирование, МКЭ).

Экспериментами мы выяснили, что первоначально нагружение начинается с того, что площадка, диаметром (c_e), как штамп начинает внедрение в поверхность, вытяжка здесь ($c_e=0$).

Затем участки (b_c) и (e_f) начинают вытягиваться упруго-пластически, но точки (c, e) до (b_f) скоро оказываются зажатыми под КП шара и вытяжка прекращается до точек (a и g); процесс закончится, когда вне диаметра лунки, равному (a_g) на хрупких материалах образуется КТГ, диаметр ее больше лунки на 0,2 мм. При статическом вдавливании вокруг лунки образуются, рисунок 4, е, в области растягивающих окружных и радиальных напряжений логарифмические линии сдвига (2 семейства), которые начинаются от КП (под углом 45^0) и пересекаются между собой под 90^0 , рисунок 6, с. Если шар будет катиться по дорожке, рисунок 4, е, шириной (w), то область растяжения вокруг шара (сбоку) образует интересную полосу, (o_p), – область растяжения, где шар при качении не оставляет следов износа, но питтинг там инициируется почти также. При нормальном вдавливании шара в хрупкий материал (стекло, ситаллы, керамика, мрамор и т.д.) образуются, рисунок 4, в, КТГ симметричного вида (мы по нагрузке и диаметру КТГ с помощью ANSYS определяем разрушающие напряжения и K_{Ic} материала), т.е. трещины (c_l) и (f_m) имеют одинаковые углы g_{f_m} и b_{c_l} . Но при ударе под углом, углы для КТГ слева и справа будут разными (при качении колеса эти углы зависят от сил трения на КП): качение колеса влево, рисунок.4, в – 1.

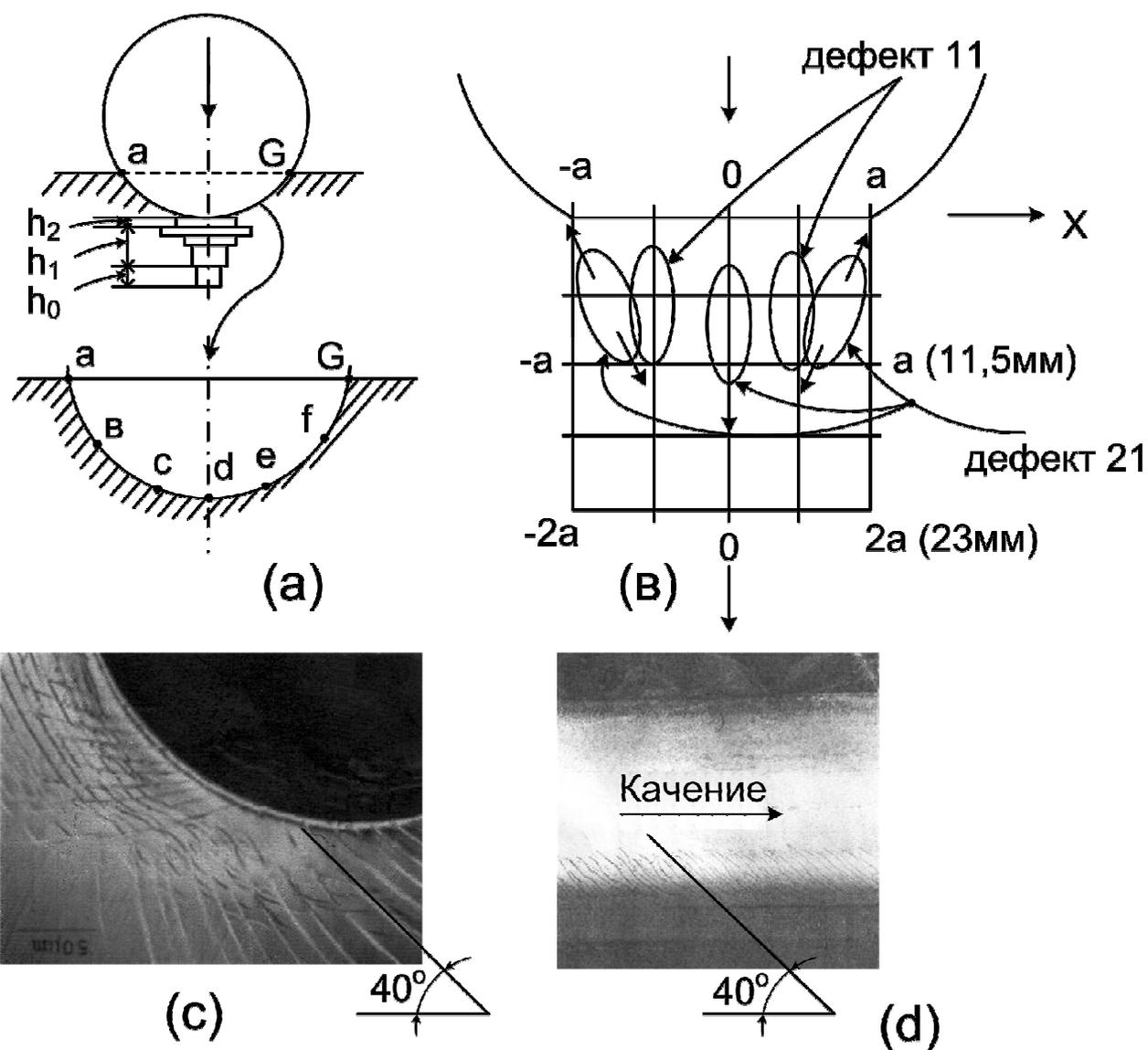


Рисунок 6 – (а) – лунка деформаций в образце (олово) деформируется латунная сетка (исходная клетка $h_0=0,1$ мм плющится до h_1 и h_2). (б) – места под КП (a – радиус КП), где подрастают продольные подповерхностные трещины (дефект 11) и поперечные трещины (дефект 21). (с) – линии скольжения вокруг индентора [50]. (д)-параллельные поверхностные трещины в головке рельса.

В применении к рельсу, КП имеет следующие размеры: вдоль рельса sf , рисунок 4, а; линии качения ad . Зона прилипания dl внутри КП смещается при качении – вперед, а при торможении назад, а вокруг КП имеется узкая зона растяжения шириной менее 2 мм в очень тонком слое, м.б. 1 мм, и зависит от эксцентриситета. Если линия качения ad ближе, чем 12 мм от края головки рельса, появляется зона растяжения RT на поверхности рельса, возможно объединение зон RT и OP , рисунки 4, е и 4, а.

Под поверхностью качения, рисунок 4, с, есть зона затрудненной деформации (затемненная зона K), она прилипает к de , а диаметр КП равен sf . Зона

К давит (при качении влево) на полупространство, где до глубины 0,75 Н действуют сжимающие напряжения, а глубже – вторичное растяжение (глубина 0,25 Н). Ширина очага деформации W (глубина очага H) и в 4 раза превышает длину КП, т.е. в небольшой объем материала 23x15 мм (размер контакта колесо-рельс) закачивается очень большая энергия, как штампом, очень быстро, с силой 120 кН. Эта энергия: а) разогревает поверхностный слой до температур выше 800 °С; в) если был превышен предел текучести, то после разгрузки будет под КП в материале обнаружен тонкий 3 мм слой (из расплюснутых зерен), с порами, микротрещинами, твердость слоя более чем в 1,5 раза выше, чем матрицы. За счет наклепа объем слоя материала увеличивается, он будет растягивать подповерхностные слои.

На рисунке 6, а – верхняя часть, показано распределение вертикальной и горизонтальной деформаций непосредственно под шаром Ø8 мм, который вертикально осажён в оловянный куб, из которого после деформации извлечена латунная сетка с ячейкой 0,1мм.

В тонком поверхностном слое (в пересчете для рельса это будет 3 мм) сосредоточена вся пластическая деформация. До 2мм она будет более 50 % (высотная), почти столько же в ширину. На поперечном изломе рельса типа Р65 (НВ 250), который был в эксплуатации, мы при испытании на вязкость разрушения полнопрофильного рельса находили следы пластических деформаций от наката колесами: 4мм в рабочем углу и мм 3 на неработающем углу головки рельса [40]. Сам слой на долоте образца похож на ситалл, а не зернистый перлит, потому что зерна расплюснуты, а большее количество разрушений в микроструктуре – по краям трека катания (!), а не по центру дорожки (методами реплик это исследовано [42]); края трека катания имеют много дефектов.

Остаточные напряжения (на треке катания рельса) сжатия по осям X и Y формируются в новом рельсе, как 150 МПа (сжатие), через 50 000 проходов колеса, хотя по оси Y исходные были +150 МПа, далее до усталостного разрушения они не меняются. На глубине, в условиях 3D сжатия, остаточные напряжения могут быть любого знака, здесь, образуются по законам теории пластичности сложные поля линий скольжения, далее внутри полос сдвигов растут криволинейные трещины с ветвлением трещин, остановками их роста. Предельно наклепанный верхний слой рельсовой стали, похожий из-за сплюснутых зерен на кирпичную кладку, тверже матрицы примерно на 50 %, но имеет много пор, кратеров, микротрещин размерами менее 10 мкм. K_{1c} этого слоя на 30 % ниже, чем исходного состояния стали.

Благодаря тому, что площадь упруго-пластически деформированного объема больше в 16 раз площади КП, обратная разгрузка будет отрывать верхний наклепанный слой, когда исчезнут силы трения (при вибрациях), препятствующие реверсивному скольжению по этим всем плоскостям сдвига, рисунок 4, с, вся эта мозаика будет работать как механические домкраты, отрывающие верхний наклепанный слой.

По краям квазипластической зоны существуют радиальные растягивающие напряжения, например, КТГ: слева (bc) и (fm) справа, рисунок 4, с, образуются по крайним, или по одной из крайних полос скольжения. КТГ-трещины, по нашей модели питтинга, являются ключевой причиной, поэтому, механизм его образования, изученный на прозрачных 3D моделях (стекло, полимеры), керамике, граните, мраморе хорошо понятен, но очень много непонятных эффектов: почему нет никаких трещин, когда под стопой поликарбонатных пластин (6шт., $t=2$ мм) есть резиновая пластина или есть смазка между пластинами и т.д.

Обычное явление, когда КТГ появляется при критической нагрузке на индентор, сначала в одной точке, рядом и снаружи от КП (0,05 мм) на точечном дефекте материала, потом трещина обходит по окружности всю КП, а если КП опустилась вниз (КП как поршень или штамп), и немного в сторону, то впереди КП (снаружи ее) образуются 2...3 дуги (трещины). Иногда в поликарбонате образуется до 12 КТГ (концентрических).

В вязко-упругих материалах КТГ могут не образовываться, а появляются сотни (до 600) острых коротких трещин, касательных к КП, занимают они полосу 2...3 мм в радиальном направлении и при увеличении нагрузки на индентор, растет площадка и накрывает трещины под КП; они закрываются, а трещины вне КП открыты и они соединяются с новообразованными касательными трещинами на периферии КП, в искривленные цепочки, так формируются логарифмические спирали трещин. Пластические сдвиги на пластичных металлах вокруг шара при испытаниях на Бринель – та же картина искривленных прямоугольников, такой материал ослаблен, рассечен плоскостями сдвигов, где только в рентгеновских микропучках видны узкие зоны высокоугловых границ, мощные развороты соседних фрагментов, по этим плоскостям сдвигов пройдут усталостные трещины, рисунок 6, с.

В случае качения индентора, например, влево, рисунок 4, d, начинает образовываться непрерывная сетка из колец (иногда продолговатых эллипсов) КТГ. Пересекаются они между собой в характерной точке $1/3$ от диаметра КТГ – там в лунке под шаром наибольшая вытяжка поверхности, а не в центре КП, где под шаром зона прилипания (затрудненной деформации). В точках пересечения колец образуются ступени – готовые трещины, которые сначала растут под углом 20° к поверхности, а потом повернут вглубь или вдоль поверхности. Частицы материала выкрашиваются в затемненных участках, а если индентор катится только в одну сторону, то образуются полуovalы только впереди индентора; все поверхностные трещины заполняются обломками, трещины расклиниваются, а если это рельсы, то питтинговая коррозия имеет все условия для развития и создания выколов с округленными краями.

Прямо под КП закрываются только трещины верхнего слоя дорожки качения, трещины на глубине и сбоку от КП вообще не закрываются и в зоне ОР (область растяжения), рисунок 4, e, растут в этот момент (на прозрачных образцах – наблюдения в стереомикроскоп, x32).

При нагрузке на индентор выше пороговой, впереди шара образуется острая 20° КТГ. Эти наклонные трещины описаны во многих публикациях о поверхностных КУД. Материал острого угла над трещиной расплющивается колесом как клин на наковальне, от него отделяются мелкие частицы, которые, как и пленки от раскатанных зерен перлита образуются внутри зоны скольжения внутри КП.

Таким образом механика образования выкрашиваний, начинающихся с поверхностных трещин (питтинга) – это образование КТГ перед колесом, выколы в зонах пересечения трещин, непрерывный рост трещин вниз и вдоль поверхности качения. При торможении КТГ образуется сзади колеса, их угол другой, почти 40° поэтому при встрече таких трещин, как (fm) и (vc), рисунок 4, e, будет лунка с неравными углами слева и справа, рисунок 7. Конечно, для рельсовой стали, появлению КТГ предшествуют поля линий скольжения...

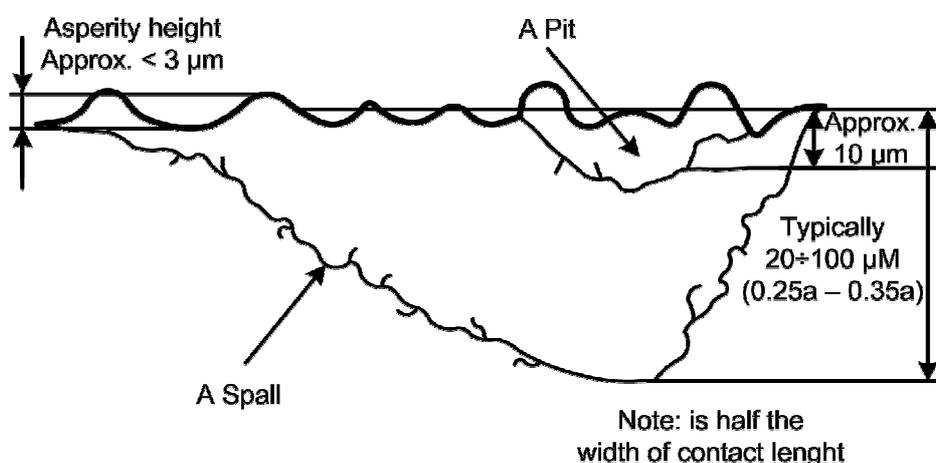


Рисунок 7 – Выкрашивания, начинающиеся с поверхностных и подповерхностных трещин – дефекты [26] в роликовых подшипниках качения. В рельсах радиус КП в 30 раз больше, чем в подшипниках качения, поэтому выкрашивания, образованные подповерхностными трещинами имеют большие размеры и горизонтальный участок, вдоль трека качения, на глубине $0,25a \dots a$. Острый угол у выкрашиваний, начавшихся с поверхностных трещин направлен навстречу качению.

2. Выкрашивания в рабочей выкружке поверхности катания, образовавшиеся от подповерхностных трещин (шеллинг, споллинг, дефект 11)

Данный вид выкрашиваний, достаточно крупных отколов, отличается тем, что первоначально образованная трещина имеет сравнительно большую продольную плоскую УТ, которая, в основном растет на глубине $3 \dots 8$ мм почти параллельно поверхности КП в направлении качения, далее она может уходить вниз (дефект 21) или вверх, приводя к отщеплению металла в углу головки рельса.

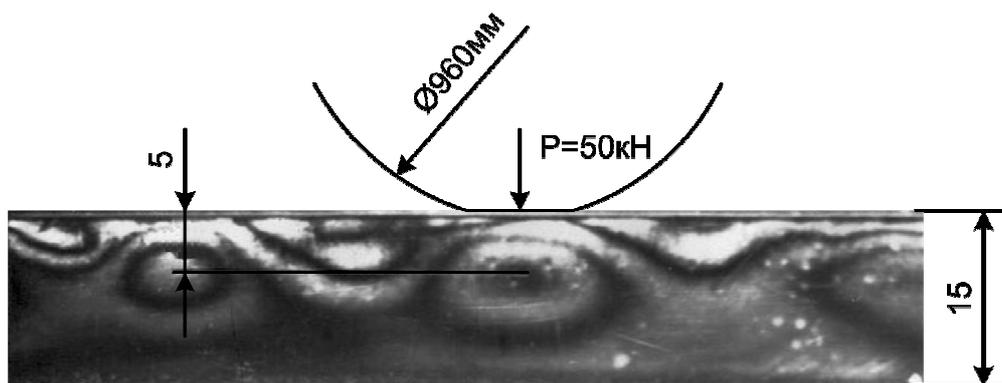
Можно разделять шеллинг и споллинг, исходя из того, что споллинг больше связан с приповерхностными явлениями, а шеллинг с подповерхностными металлургическими дефектами типа скоплений оксидных неметаллических включений, но целесообразнее эти два дефекта в классификации объединить в один, поскольку по нашим исследованиям он зарождается все-таки под поверхностью катания, на глубине $0,25 \dots 1a$, рисунок 6, в, где a – полу-длина КП, и не прямо под КП, а слева и справа от оси вертикального нагружения на расстоянии $0,25 a$. Трещина растет, в основном, по типу K_1 (всего 10 % K_2); но при качении картина и эти цифры немного изменятся. Особенно опасная картина при торможении колеса; при движении колеса влево, рисунок 4, с, линии скольжения от точки f заворачиваются на 90° - вдоль поверхности качения и на глубине $0,25 \dots 0,7a$ две-три продольные линии скольжения вскрываются как две – три подповерхностные трещины. Первоначально, в контакте качения, пластическое течение возникает на глубине 5 мм (примерно $0,5a$), рисунок 8, а, остаются ядра пластической (остаточной) деформации под поверхностью катания (эллипсоиды пластической деформации). По границе поля пластической деформации (известно из теории пластичности) есть растягивающие напряжения, которые способствуют разрушению, зарождению трещин.

Аналогичные дефекты растут в подшипниках вдоль полосы контакта почти на одной глубине. Ранее [47], рисунок 9, а, мы показали, дефект устойчиво растет с небольшим рысканием, а розетка изохром у вершины УТ поворачивается на 180° при проходе контактной нагрузки над вершиной УТ. Максимум напряжений ($K_1 = 90\%$, $K_2 = 10\%$) приведет к росту вдоль качения, вперед, с небольшим рысканием по высоте.

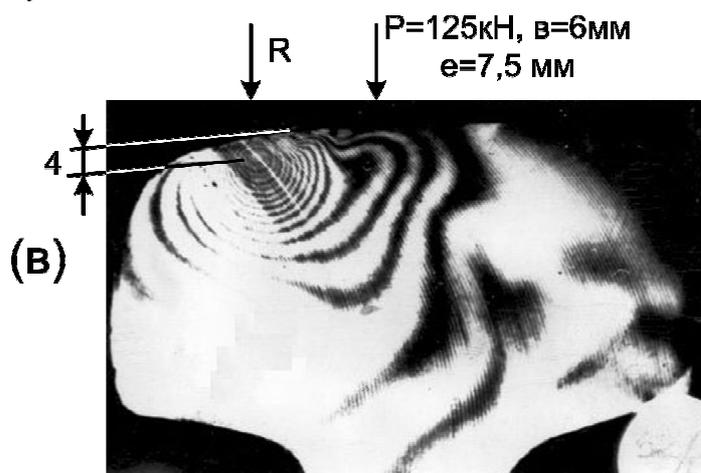
В рельсах этого типа выкрашивания имеет свою топографию, рисунок 1, d, небольшой наклон к горизонтали – это как сдвиг оползня в задаче Прандтля: сползание материала по линии сдвига в сторону минимального сопротивления деформации, этот же эффект есть при росте поверхностных параллельных трещин, рассматриваемых далее.

3. Поперечные овальные трещины (овал крехс, дефект 21)

Поперечная овальная трещина, возникшая от продольной УТ, рисунок 1, d, считается наиболее опасным КУД, который при достаточно большом размере может быть причиной полного поперечного разрушения рельса от изгибных напряжений. Считается, что рост поперечных трещин вызывается [7-9] изгибом рельса между двумя колесами, когда головка рельса находится в зоне растяжения, остаточных напряжений и растягивающих напряжений в бесстыковом пути зимой. Поперечные трещины зарождаются как дочерняя трещина от продольных с наклоном в сторону движения. Продольная трещина затрудняет выявление поперечной трещины дефектоскопами.



(a)



(b)

Рисунок 8 – Распределение изохром (деформаций) в рельсе типа Р65 (НВ260). Фотоупругие пластины из эпоксидной смолы ($t=1,5\text{мм}$) наклеены на фрезерованные поверхности рельса; съемка на отражение: (a) - вдоль головки рельса остаточные деформации после двух статических нагружений и 100 циклов прокатывания колеса под нагрузкой 100 кН; (b) – остаточные деформации после нагружения колесом в точке R суммируются с деформациями от нагружения в точке P (125 кН); съемка на отражение.

УТ растут $\Delta K=25\text{ МПа } \sqrt{m}$ со средней скоростью $0,03\text{ мкм /цикл}$, т.е. за один проход колеса на $0,05\text{ мкм}$ (2 цикла сжатия и один удлинения). Вид трещины – овальный, поперечные трещины растет быстрее вниз и в ширину, потому что по механизму роста [42] их раскрытие и рост выполняется пропорционально величине контактных напряжений и деформаций, возникающих под колесом, рисунок 2. Овальная форма поперечных трещин связана с тем, что распределение рабочих упруго-пластических деформаций (ядро) имеет такой же вид, а наклон роста УТ (ее нижней вершины) в сторону движения с тем, что площадки с главными, максимальными напряжениями и деформациями имеют такой же наклон, рисунки 2, 10, т.е. вектор роста (максимального раскрытия трещины) оказался смешанный а тип разрушения $K_1 = 65\%$ и $K_2=35\%$ мы определили на фотоупругих моделях с УТ.

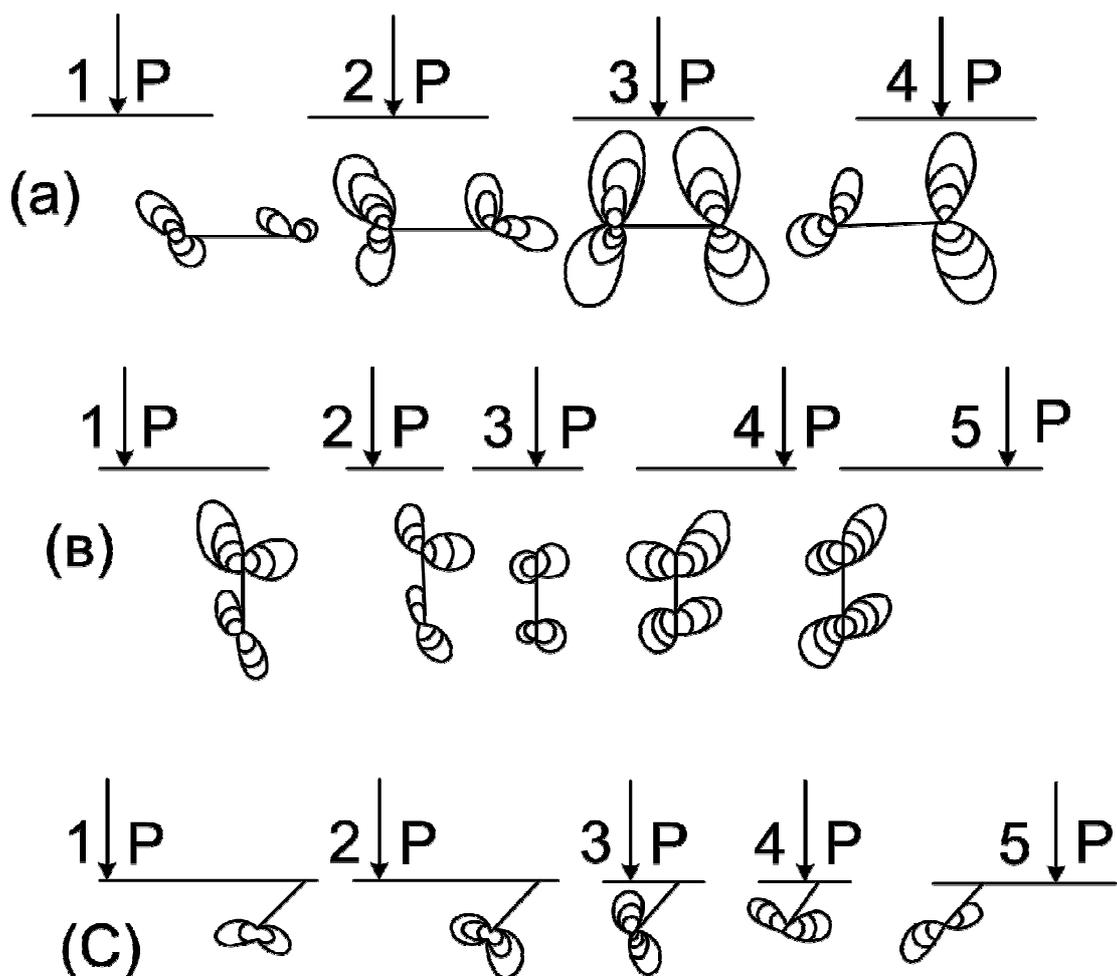


Рисунок 9 – Распределение изохром в пластине (эпоксидная смола) с трещинами. Контактная площадка находится на разном расстоянии от вершины УТ: (а)- продольная подповерхностная трещина - на сплошном подрельсовом основании уровень напряжений выше, чем при опорах; (б) - поперечная подповерхностная трещина; изгиб на двух опорах увеличивает уровень напряжений у внутренней УТ; (с)- поверхностная трещина, изгиб уменьшает напряжения у внутренней УТ

Поле напряжений у вершины УТ под КП (качение) поворачивается на 180° (рисунки 2, 10, 8) отсюда должно быть рысканье направления роста, что и наблюдаем в рельсе, когда поперечная УТ растет вертикально в рельсе на дорогах с двустороннем движением (УТ растет зигзагом). Тогда поперечная трещина получается не наклонной, а почти вертикальной.

Фазы открытия поперечной трещины и места ее наиболее вероятного появления – места с наибольшими напряжениями (количество изохром) у ее вершины показано на рисунке 6, в. Наиболее вероятен рост поперечной трещины в статике – слева и справа от центра КП (глубина этих зон от $0,25a$ до $1a$). В этих зонах $K_1 = 65\%$, $K_2 = 35\%$. В средней зоне трещина закрывается до глубины менее $0,3a$, а до глубины $1,2a$ она открывается по типу K_1 , но это явление нам малопонятно, поскольку петли изохром при большом вертикаль-

ном сжатии выглядят не как обычной формы розетка изохром, а их мало и они имеют вид небольших полуколец, прижатых к стенкам УТ чуть дальше от вершины, т.е. этот эффект оказался необъясненным, рисунок 9, в. В случае качения мы не смогли получить динамическое взаимодействие фотоупругого поля контактных напряжений с УТ, но картина, полученная на полиэтилене также показывает 2 зоны левую и правую в статике (образование трещин в полосах сдвига, рисунок 4, с), а в средней зоне, этих трещин мы не находили, т.е. они в средней зоне прямо под КП не образуются, а в процессе качения остается всего одна зона – рисунок 2, где на глубине более $0,5a$ поперечная трещина будет открываться один раз, чуть впереди центра КП.

Таким образом, поперечная овальная трещина имеет место старта и роста под поверхностью рельса около 12 мм (от $0,25a$ до $1a$). Ее механизм роста – зигзаг по варианту $K_1=65\%$. Смесь $K_1=65\% / K_2=35\%$: УТ в рельсовой стали растет в таких условиях быстрее, чем при K_1 . Пока причины снижения трещиностойкости на 20 % непонятны.

4. Поверхностные параллельные угловые трещины (хед чекс, дефект 11 при превышении нормативной глубины выкрашиваний)

Параллельные поверхностные трещины, рисунки 1, е, 6, d, образуются на наружном рельсе в кривых и начинают представлять большую проблему для эксплуатации, т.к. они затрудняют дефектоскопирование и приводят к образованию крупных продольных трещин, от которых могут образовываться поперечные овальные трещины. Эти трещины очень тонкие, начинаются с поверхности и развиваются в боковой рабочей грани головки рельса, когда КП имеет большой эксцентриситет. В одном рельсе может быть до нескольких сотен параллельных трещин (обычная причина образования сотен трещин – высокие рабочие напряжения от неправильной эксплуатации, трение от неконформного контакта качения, от высоких скоростей движения).

При эксцентриситете качения $e=23$ мм, длина КП равна 23 мм, ширина КП=6мм, а это очень мало. При каждом обороте колеса его реборда имеет 100мм лишнего периметра, есть мощное истирание ребордой боковой грани с боковой силой до 100 кН, т.е. возникают от этого процесса дополнительные растягивающие напряжения. КП в кривом участке пути сначала удаляется от рабочей грани головки рельса (качение по прямой), а после контакта реборды с рельсом – к рабочей грани; это скольжение КП (может быть скорее прерывистым, чем непрерывным) является по нашей модели причиной дуговых КТГ с той стороны, куда сдвигалось колесо, рисунки 6, с, 6, d – получают полосы сдвига, а потом УТ под углом около 40° .

Природа образования линий скольжения под индентором (шаром) и вокруг его КП, рисунок 6, с, проста: выше предела контактной текучести образуется вне периферии КП (вокруг нее) полоска тонких и коротких окружных (касательных) игл-трещин (их десятки и сотни). Площадь КП (диаметр кратера) растет от минимальной, почти точечной до пороговой, когда начинается

трещинообразование; площадь КП продолжает увеличиваться и, ранее образованные трещины закрываются, расплющиваются под индентором, но образуются новые сотни трещин, длиной 50 мкм (образец из поликарбоната). Трещины (соседние) соединяются в кривые (изогнутые в одну сторону) цепочки, скоро картина трещин (за счет сжимающих сил) имеет вид логарифмических спиралей, которые начинаются от КП как линии скольжения под углом 45° , рисунок 6, с. Два семейства линий скольжения (полос скольжения), которые образуются при квазистатике, при качении шара (колеса) имеют несколько другой вид и наклон, отличный на $10...20^{\circ}$, а некоторые линии – трещины или их участки не видны. Отличить трещину от линии скольжения без микроскопа ($\times 30$) невозможно. Конечно, в нехрупких и пластичных материалах сначала образуются полосы сдвига, а уже затем, в наиболее перенапряженных участках (темные линии сдвига) плоскости сдвига местами расщепляются в трещины.

В случае, когда эксцентриситет катания колеса более 22мм (менее двух размеров отпечатка от края рабочей грани головки рельса, начинает сказываться бочкообразование на боковой грани и появляются растягивающие напряжения вдоль оси X, рисунки 10, 4, а. На призме из поликарбоната такие пять трещин появляются при монотонном индентировании, рисунок 4, а. Возникающая вокруг КП, рисунок 6, с, узкая полоска растягивающих окружных и радиальных напряжений, рисунок 4, а (они примерно одинаковы), но небольшое неравенство приводит к образованию сначала окружных а потом, во вторую очередь, радиальных трещин.

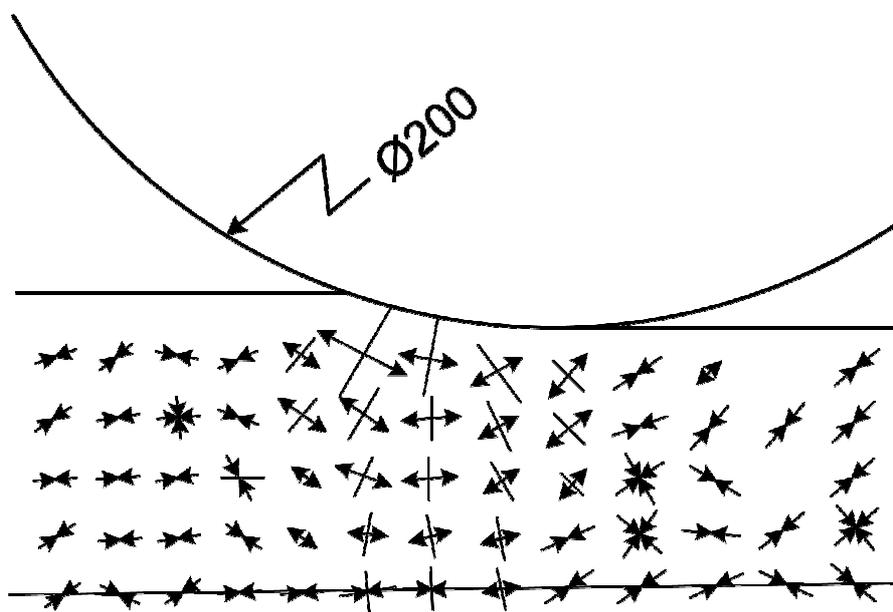


Рисунок 10 – Распределение главных деформаций на боковой поверхности образца при прокатке прямоугольного образца [46].

По нашим исследованиям полей линий скольжения, которые появляются вокруг сферических инденторов при индентировании вблизи края образца,

такая полоска растягивающих напряжений может продолжаться вниз, на боковую грань и объединяться с зоной растяжения RT, рисунок 4, а, рисунок 5, что увеличит количество подобных дефектов.

Выше боковой грани рельса острые 20° углы роста параллельных трещин – вероятно, можно связать с механизмом роста КТГ. Обычная НС – трещина [16] начинается возле поверхности головки рельса с интервалом 2-5 мм и растет в глубину до 2-5 мм под углом $10-30^{\circ}$ к поверхности рельса в направлении поперек головки. При пересечении с другими трещинами происходят клиновые сколы. Внутри рельса трещина продолжает расти, переходя в подповерхностные УТ, продольные трещины, которые могут в свою очередь перейти в овальные поперечные.

К поверхностным параллельным трещинам мы можем отнести вертикальные поверхностные трещины, рисунок 11-РМ, которые стартуют из областей чистого сдвига (это край ролика – правильной машины или дорожки катания). Правильная машина создает при правке рельса давление на каждый ролик 700 кН, рельс при правке немного отклоняется от вертикальной плоскости, покачивание, отсюда перегрузка на реборду ролика, остаются локальные деформации, которые имеют вид тех же полос сдвигов, готовых мест старта УТ. Одну из таких трещин мы нашли на рельсе (она стартовала из точки РМ, левый угол головки рельса, рисунок 11), который обкатывали на рельсоиспытательной машине ЕМС-60 (1млн циклов, нагрузка на колесо 300 кН). Трещина началась от неработающего угла головки рельса.

Такие же значительные деформации испытывают две полосы R, рисунок 11, вдоль трека катания. Средняя часть трека катания гладкая, на ней под воздействием наибольшего давления на КП выкатываются или раскатываются все микровыступы, отколовшиеся фрагменты, частицы, оксидные пленки, но и раскатываются поперечные искусственные мелкие надрезы – трещины, доказывая, что середина дорожки катания не самое первое место по разрушающим факторам (сравнительно мягкая 3D схема сжатия). Однако механизм закатывания поперечных мелких надрезов не действует на острых КТГ, т.е. остроугольная КТГ начинает расти вдоль (вперед) поверхности качения, перед колесом, а острый угол расплющивается ударами сверху, материал удлиняется и превращается в микронные оксидные пленки.

Для того, чтобы оценить какое место на треке катания будет фокусом УТ, рельс типа Р65 (длиной 3м) после обкатывания колесом на машине ЕМС-60 (80 000 циклов, 300 кН), поставили на гидропульсатор и через 50 000 циклов рельс сломался от УТ (схема испытания: на консоль, головка рельса в зоне растяжения). Из углов трека (здесь много следов микроструктурных разрушений, деградации цементита, РЭМ, ПЭМ), выросли две одинаковые УТ длиной по 7мм, которые имели форму половины монеты; опыт показал, что верхний поверхностный слой середины дорожки качения не самое разупрочненное, слабое звено, а раньше всего УТ появляются вблизи края или на краю дорожки качения, рисунок 11, а, УТ.

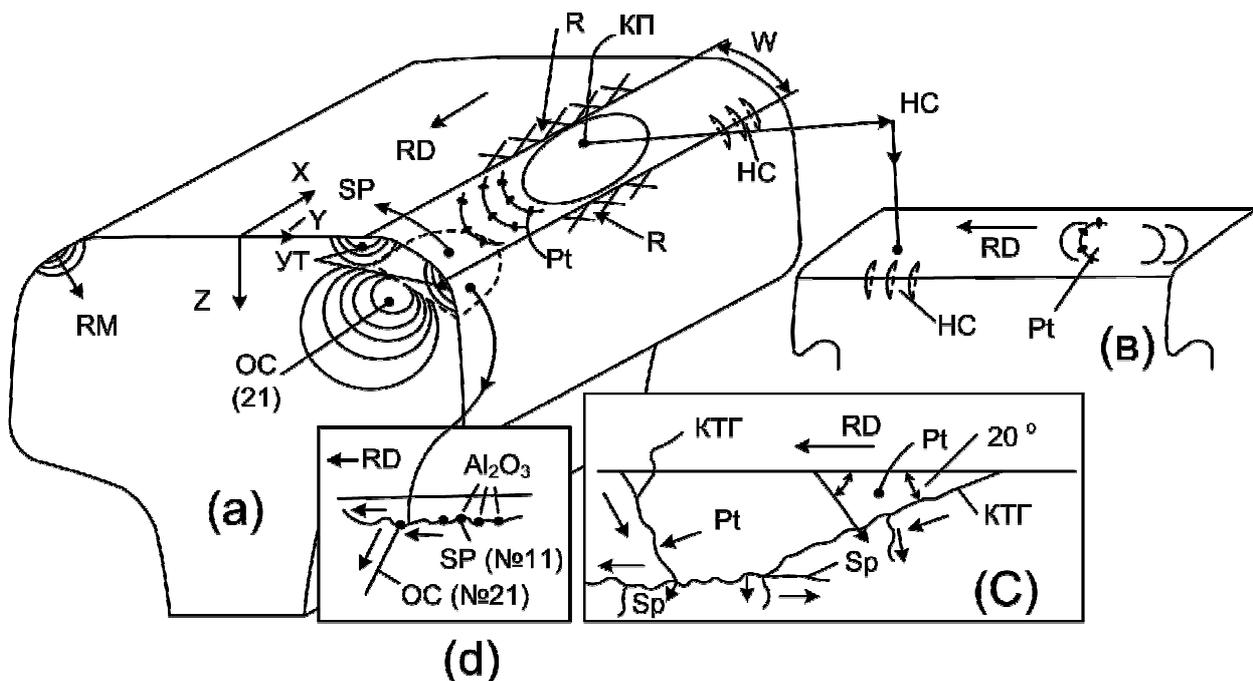


Рисунок 11 – Схема контактно-усталостных дефектов в рельсах: (а) - образование поверхностных трещин (питтинга); (с)- подповерхностных трещин (споллинга); (b) - питтинга и параллельных поверхностных трещин (НС); (d) – продольной подповерхностной трещины (споллинга) и поперечной овальной трещины (ОС). Обычно у подповерхностных продольных трещин (SP) плоское дно, вызванное устойчивым ростом вдоль дорожки качения на небольшой глубине. RD – направление качения.

5. Поперечная усталостная трещина от механического повреждения поверхности катания (сквот-дефект, аналогичен дефекту 24 от термомеханического повреждения)

Внешне этот дефект выглядит как пластически деформированная поверхность катания рельса от ударного контакта с дефектным колесом, т.е. силы удара в 300 кН достаточно для бринеллирования – характерного разрушения в виде – пластического оттеснения в зоне контакта.

Удар может быть нанесен ползуном, имеющим грани с углом около 140° . Мы сравнили разрушения (их глубину и ширину по линиям скольжения под плоской поверхностью) при монотонном индентировании трех форм инденторов: шар $\varnothing 8\text{мм}$, угол квадрата (90°) и конус (60°).

Выявлено, что при одинаковой нагрузке на инденторы 750Н и почти равных радиусах кратеров, глубина и ширина полей скольжения (для этих трех инденторов) составила: для шара 3,2 и 3,2 мм; для квадрата 4,0 и 3,5 мм; для конуса 4,5 и 4,0 мм соответственно, рисунок 4, с.

Таким образом удар тупым предметом похож на удар плоского штампа с локализацией подповерхностной деформации, с понижением уровня материала, с мгновенным образованием КТГ и других трещин, рисунок 12, в.

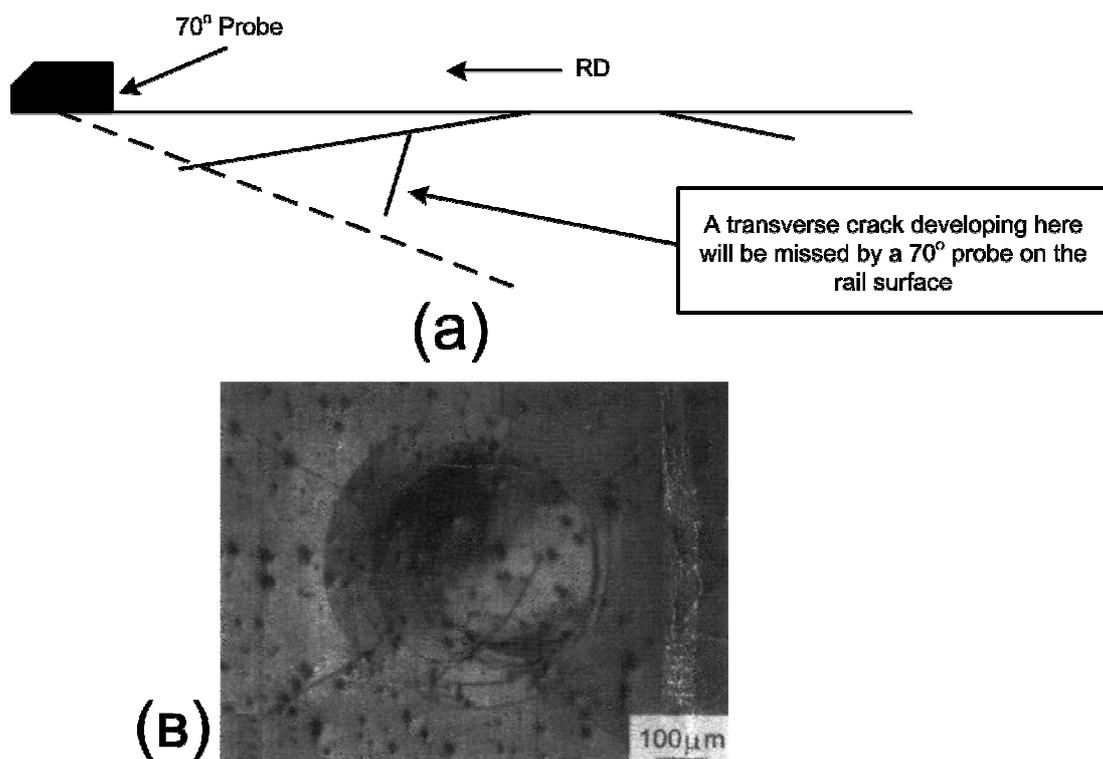


Рисунок 12 – (a) – общая схема дефекта – поперечные усталостные трещины от механического повреждения поверхности [8]; (b) – четыре радиальные, две КТГ и несколько медианных трещин в металлическом стекле [50]. Монотонное нагружение шаром

В 40-х годах Лундсбергом и Палмгреном найдено, что образуются кольцевая (или кольцевые) трещина на краю контактной зоны от радиальных растягивающих напряжений, рисунок 4, рисунок 12 при вертикальном, рисунок 4, в – 2 монотонном нагружении образуется симметричная КТГ с одинаковыми углами (bcl) и (gfm), равными 25° . Диаметр этой КТГ чуть больше КП, эти трещины в статике не растут, а при усталостном нагружении начинают расти дополнительные, другие УТ из зоны КП, растут несколько КТГ, вид этих трещин отличен от УТ, растущих при чистом растяжении: они ветвятся, длительные остановки, когда поле сжимающих напряжений поворачивает, искривляет их, нет трещины-лидера, как при разрушении по K_1 .

Но при качении или торможении, КТГ за счет сил трения на поверхности, получается несимметричной, рисунок 12, когда КТГ в сторону движения имеет угол менее 20° , а задний угол более 30° . Обычно трещина проходит по краю пластической области, получают углы, рисунок 4, в – 1: угол передний (bcl) и задний (gfm). Под индентором (ползуном и т.д.) площадка контакта имеет длину (cf), а зона затрудненной деформации К (имеет длину (de)) представляет собой на хрупких материалах мозаику из кубиков песка (темная линза на рисунке), а в рельсовой стали как сжатый, наклепанный, полусферический объем, в котором остались деформации от индентора до глубины $h_1=10$ мм, рисунок 6, а. После удара индентора остается КТГ, рисунок 12 и

объем материала, который изрезан плоскостями скольжения, рисунок 4, с; в некоторых зонах, на глубинах от 3 до 10 мм эти ортогональные искривленные параллелепипеды уже не как сплошной непрерывный материал (его значения K_{Ic} меньше на 30% исходного), а конгломерат (как гранитная брусчатка) искривленных кубиков, которые могут быть удалены только через поверхностный износ, шлифование или фрезерование.

Трещина – КТГ – растет, по нашим исследованиям, вперед в сторону движения колеса, рисунок 6, в, на глубине от 2,5 до 12 мм вдоль линии качения (ось X). В статике, без качения, продольная трещина открывается в точках слева и справа от вертикальной оси Z на расстоянии 0,5а (для рельса это 5,7 мм). Когда трещина SP растет в сторону движения, она может повернуть на дефекте или на другой, поперечной трещине, но в ABAQUS смоделировать эту контактную задачу сложно.

На берегах трещины от механического повреждения материал разбивается, как на наковальне, будет образовываться мозаика из сетки прямоугольных трещин, тонкие слои мартенсита, материал над трещиной проседает вниз, по этому седлу нет контакта с колесом, которое перекачивается теперь по берегам кратера. Принимающая часть кратера растрескивается первой, появляется много трещин.

Подобные дефекты являются результатом как неправильной эксплуатации, так и недостаточной пластичности рельсовой стали. При малом относительном удлинении под воздействием локального удара возникает кратер, по периферии которого от радиальных растягивающих напряжений идет мощное двухмерное растяжение, и при наличии плоскостей сдвига или включений образуются иглоподобные короткие трещины, которые могут иметь вид: кольца, эллипса или их части в виде короткой дуги.

Далее трещины, образовавшиеся от механического повреждения поверхности, растут как дефект 11 или 21, в некоторых случаях ветвление трещин может приводить к местным выколам, линейным или полусферическим выкрашиваниям.

Выводы.

КУД рельсов можно классифицировать в зависимости от расположения их начальных трещин по глубине относительно трека катания на 5 групп:

1. **Выкрашивания на поверхности катания, образовавшиеся от трещин, возникших на поверхности или вблизи поверхности (питтинг, дефект 11)** – зарождаются в виде остроугольных усталостных трещин на поверхности катания, которые образуются на переднем крае КП колеса при качении, а при торможении наоборот. Первоначально, это полосы сдвигов в виде дуговых (логарифмических) фигур; далее на местах пересечения этих сдвигов (на ступеньках) образуются и растут трещины вдоль полос сдвигов (на линиях сдвигов имеются поры, блоки из-за реверсивных сдвигов имеют поврежденные углы, – все условия для быстрого старта УТ). Далее эти трещины растут вверх, вниз или вдоль КП.

2. Выкрашивания в рабочей выкружке поверхности катания, образовавшиеся от подповерхностных трещин (шеллинг, споллинг, дефект 11). Ранее термин споллинг применяли для описания КУД в подшипниках качения, роликах и шестернях. Эти дефекты зарождаются, как ранее описано в научной литературе, под поверхностью катания, растут вперед, по движению, есть переход дефекта в поперечную трещину или в продольные выколы; образуются от строчек оксидов на глубине 3-8мм под КП или из продольных сдвигов-микротрещин, которые образуются на глубине 3-8 мм , впереди (при качении) или позади (при торможении колеса) центра КП. Для зарождения трещины по линии скольжения, в хрупких материалах, достаточно одной перегрузки (удара), причем , чем острее индентор, тем больше объем разрушений (получается одинаковое распределение полей сдвигов). Далее продольная подповерхностная трещина растет вперед быстрее, чем назад с бифуркациями, вначале по типу K_1 , разветвления на дефектах и может быть причиной образования поперечных усталостных трещин.

3. Поперечные овальные трещины (овал крехс, дефект 21) – имеет свой источник – продольные КУД. По нашей модели поперечные овальные трещины зарождаются в грубых полосах скольжения, сдвига; направление роста его – вниз. По внешнему виду поперечная трещина имеет форму ядра пластической деформации под КП, сфероида, центр его на глубине 25 % от длины КП. При качении этот сфероид деформаций наклонен, поэтому и поперечная трещина растет перпендикулярно площадкам максимальных растягивающих деформаций. Излом рельса от поперечной трещины, выросшей до критического размера, происходит от напряжений изгиба.

4. Поверхностные параллельные угловые трещины (хед чекс, дефект 11 при превышении нормативной глубины выкрашиваний). Эти тонкие трещины под действием высоких контактных напряжений и скольжения колеса по рельсу. Параллельные, близко расположенные трещины в рабочей выкружке головки рельса растут вглубь на небольшую глубину и в сторону нерабочей грани, есть бифуркации трещин, их пересечения, с отделением мелких фрагментов. В качестве дополнения модели механизма образования таких трещин, мы их появление связываем с наличием: а) растяжения на боковой грани головки рельса; в) с дрейфом (прерывистым скольжением) КП вбок, по оси Y, при этом скольжении образуются микросдвиги, КТГ, микротрещины. Таким образом, причины образования поверхностных параллельных угловых трещин – это качение с большим эксцентриситетом, и боковой дрейф КП колеса при его вилянии и рыскании, пунктирный скоростной силовой контакт.

5. Поперечные усталостные трещины от механического повреждения поверхности катания (сквот-дефект, аналогичен дефекту 24 от термомеханического повреждения). Возникают от силового воздействия на поверхность катания рельса, когда от удара (м.б. иногда вместе с прижогом) образуется зона пластической деформации размером более 400 мм^2 , уровень металла на дорожке качения вминается вниз на 2-3 мм, образуется ситуация ,

когда колесо не касается дна кратера, объезжает его по краям, отсюда перегрузки, рост УТ, они растут вдоль поверхности качения, могут поворачивать вниз, образуя поперечную трещину. Начальные углы роста УТ от углов вмятой площадки разные, в сторону качения – острее (около 20°), а в сторону, обратную движению, около 40° . Такие углы трещин – рядовое явления, когда индентор скользит вперед; при торможении; при ударе индентором под углом $30...45^{\circ}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М.: Интекст, 2012 – 192 с.
2. Шур Е.А., Борц А.И., Сухов А.В. и др. Эволюция повреждаемости рельсов дефектами контактной усталости // Вестник ВНИИЖТ. – № 3. – 2015. – С. 3-9.
3. WWW.TRACK STRESS encyclopedia.home.com.
4. Kumar at al. RCF and its management with emphasis on rail grinding. WIKI.IRICEN.GOV. in|doku|lib|exe| fetch.php 2010, p.11.
5. Handbook of Railway Vehycle Dinamics. p.s. Tribology of the Wheel – Rail Contact U. Olafsson, R. Lewis – 2006. P. 121-141.
6. Fletcher D.I., Franklin F.I. Visualisation and Modelling RCF – Rails 3D Cracks. 2010, p. 29 / www.3D paper_for_repository.pdf;
7. M. Kerr.TMC 227. Surface Defects in Rails. 2009. P. 20.
8. Bibel G. Train Wrech, the Forensics of Rail Disaster. 2012. P. 351. Baltimore.
9. Kabo E., Ekberg A. RCF Prediction for Rails – R&RAIL Trans. 2010. № 7. P. 71.
10. Track Inspector Rail Defect Reference Manual. 2011. № 8. P. 71. www.fra.dot.gov.
11. Kerr M. Role Residual Stresses in Rail Squat Formations, ANSTO, 2011. № 11. P. 25.
12. Iwnickis. Handbook of Railway Vehicle Dynamics. – 2006. P. 527.
13. Magel E. Control of RCF of Rails. – 2004. P. 29. www.arena.org.
14. Magel E. RCF – a Comprehensive Review, 2011, nov. P. 132.
15. CM 2012 – Contact Mechanics and Wear of Rails. Conference Transactions.
16. Alfredsonn B. – Rolling Contact Fatigue 2012. № 11. P. 15.
17. Dahlberg M., Alfredsonn B. Standing Contact Fatigue With Line Contact Loading 2010. № 11 P. 18. www.structural-integrity.eu.|pdf;
18. Voskamp A. ASTM, STP. V. 1327. H. 152-166. 1998.
19. Murakami Y. Journal Basic Engineering. 1994. V. 9. P. 162-163.
20. Fujii Y.,Maeda K. – Wear. 2002. V. 252. P. 799-810.
21. Dawson H.P. – Journal Mechanical Engineering Science. 1967. V. 9 (1). P. 67-80.

22. Kuhnell B – Wear in Rolling Element-Machinery Lubrication – 2004. № 9. P. 1-20.
23. WWW.FUJIFILM.PRESCALE.COM.
24. Esslinger V. – The Railway Accident of Eshedetechnical Background – Engineering Failure Analysis. 2004.
25. Zwirlein O., Schlicht. Rolling Contact Fatigue Mechanism Accelerated Testing Versus Field .ASTM STP 771. 1982. P. 358.
26. Merwin J., Johnson K.L. – Analysis of Plastic deformation in Rolling Contact.Proc. Mech. Eng. 1963. 177. P. 676-690.
27. Takechi H.,Namba K.-Evaluation of Subsurface Fatigue Damage of Work and Backup Mill Rolls. – TJSIJ. 1981. V. 21. P. 91-99.
28. Tsushima N.Crack Propagation of Rolling Contact Fatigue in Ball Bearing Steel Due to Tensile Strain. NTN STP Technical Review № 75 (2007). P.128-139.
29. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия – М.: Мир, 1989. – 510 с.
30. Tsay Y., Kolsky H. – Relation Between of Cone Cracks – JMPS. 1975. № 15. P. 263-273.
31. Tsay Y., Kolsky H. – Surface Wave Propagation for Linear Viscoelastic Solids. JMPS. 1968. V. 16, 2. P. 99-110.
32. LawnB.R.Competing Fracture Modes in Brittle Materials. J. Biomed. Mater. 2005. 73 (b). P. 186-193.
33. Sanford R.A General Method for Determing Mixed Mode Stress Factor Isochromatic Fringe Patterns-Eng. Fract. Mech. – 1979. V. 11. P. 621-633.
34. Merwin J., Johnson K.L. – An Analysis of Plastic Deformation on Rolling Contact – In Proceed. of IMechE Symposium on Fatigue in Rolling Contact. 1963. P.145.
35. Muro H., Tsushima T.Initiation and Propagation of Surface Cracks in Rolling Fatigue of High Hardness Steel – Wear. 1975. № 35. P. 261-282.
36. Lundberg G., Palmgren A. – Dynamic Capacity of Rolling Bearings. Tran. ASME, J. Appl. Mech. 1949. № 16. P. 165.
37. Lubomirski M. – Application of a Noncircular Arc Roll Force Model to Temper Rolling-Steel Technology. 2000. № 11. P. 44-47.
38. Цвигун В.Н. Исследование вязкости разрушения рельсовых сталей и механизма развития КУД рельсов. Кандидатская диссертация; ВНИИЖТ, Москва, 1981. – 177 с.
39. Orowan E. – Graphical Calculation of Roll Pressure. Proc. Inst. Mech. Eng. 1943. 150. P. 141-146.
40. Johnson K.L. – Cold Rolling of Foil. Proc. Inst. Mech. Eng. 1992. 206. P. 119-130.
41. Коган А.Я. – Взаимодействие колеса и рельса при качении. Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008. № 8. С. 26-38.
42. Chijiva I. – Simulation of Horizontal 2-Stands Rolling. Trans. ISIJ. 1984. V. 21. P. 292-300.

43. Цвигун В.Н., Кузнецов В.Н. – Изучение механизмов питтинга, спаллинга и других КУД в рельсах. Часть 1. О направлении роста продольной подповерхностной трещины под воздействием контактной нагрузки. Машиностроение. 2014. № 23. С. 121-127. ISSN 2226-2083. www.elibrary.ru.

44. Chijiwa K. – Experimental Method of Stress Simulation of Rolling. Trans. ISIJ. 1981. V. 21, № 7. P. 502-511.

45. Glezer W., Gilbert G. – Mechanics Contact Fatigue –ASM Handbook Fatigue and Fracture. 1977. V. 19. P. 321-326.

46. Ritchie R., Gilbert G., Schroeder V. – Mechanics for Fracture and Fatigue Cracks Growth in Bulk Metallic Glass Met. & Mater. Trans. 1999. № 7. P. 1739-1758.

47. Muro H., Tsushima N. – Microstructural, Microhardness and Residual Stress Changes Due to Rolling Contact. Wear. 1970. V.15. № 5. P. 309-330.

48. Раннее обнаружение усталостных трещин в рельсах – Железные дороги мира. 2010. № 8. С. 75-80.

49. Rail Maintenance Australia Pty Ltd. 2009. № 4. 66 p. www.RTSA.com.au/assets/2010.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

Л.В. Думова, А.А. Уманский

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ СОЦИАЛЬНОЙ РАБОТЫ С ПЕРСОНАЛОМ НА ВЕДУЩИХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ КОМБИНАТАХ РОССИИ

Проведен анализ динамики показателей, характеризующих эффективность социальной работы по отношению к персоналу, трех ведущих металлургических комбинатов России в 2010-2012 гг. Показано, что приоритетным направлением социальной политики металлургических предприятий является увеличение размера оплаты труда. В анализируемый период отмечен значительный рост среднемесячной заработной платы работников при отрицательной или относительно стабильной динамике остальных показателей (среднесписочная численность персонала, расходы на социальные программы, обучение и переподготовка персонала, уровень производственного травматизма).

The analysis of dynamics of indicators characterizing the effectiveness of social work in relation to the staff of the three leading Russian steel mills in 2010-2012. It is shown that a priority social policy of metallurgical enterprises is to increase wages. In the analyzed period was marked by a significant increase in the average wage of workers in the negative or relatively stable dynamics of other indicators (average number of employees, spending on social programs, training and retraining of personnel, the level of occupational injuries).

Несмотря на очевидные, имеющие место в последние годы положительные тенденции в развитии системы корпоративной социальной ответственности (КСО) в России, нельзя не отметить, что значительная доля достижений в области КСО носит декларативный характер.

Так в крупных российских металлургических компаниях, как правило, существует достаточная нормативная база для эффективной деятельности в области КСО – имеются, соответствующие международным требованиям документы, регламентирующие работу в области корпоративного управления, раскрытия информации, социальных инвестиций. Однако при этом фактически отсутствует положительная динамика в решении социальных проблем, что говорит о недооценке менеджментом компаний роли КСО в развитии их бизнеса. Подтверждением данного тезиса являются результаты исследований, ранее проведенных на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» [1, 2]. Анализ фактической динамики показателей,

характеризующих степень социальной защищенности работников и уровень инвестиций в развитие кадрового потенциала за период 2006-2011 гг., показал, что менеджментом предприятия недооценивается значимость таких аспектов деятельности в области КСО, как создание привлекательных рабочих мест и инвестиции в развитие человеческого потенциала. При этом деятельность ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» в области КСО регламентирована следующими основными документами, утвержденными Советом директоров ООО «ЕвразХолдинг»: «Кодекс корпоративного управления», «Политика раскрытия информации», «Основные направления социальных инвестиций».

Таким образом, наиболее объективным методом оценки эффективности деятельности предприятия в области КСО является анализ динамики фактических показателей социальной работы, а не анализ нормативной базы в области КСО.

При использовании метода оценки эффективности социальных программ с помощью показателей социальной деятельности на первый план выходит проблема обоснованного выбора конкретных параметров для анализа [3-5]. Так, например, уровень среднемесячной оплаты труда имеет важное значение лишь для персонала среднего и низшего звена, а заработная плата менеджмента предприятий в современных условиях определяется индивидуально. Также важным показателем развития персонала является обучение и переподготовка кадров. При этом в качестве критерия оценки эффективности работы с персоналом в данном направлении может выступать, как количество прошедших обучение сотрудников, так и объем средств, затраченных на переподготовку сотрудников. Оба указанных подхода имеют существенные недостатки. Так увеличение количества работников, прошедших обучение, может быть следствием приема на работу неквалифицированного персонала, а увеличение объема капиталовложений зачастую не приводит к росту эффективности.

С целью определения основных тенденций социальной политики предприятий металлургических отраслей России проведен анализ изменения показателей социальной работы трех ведущих металлургических комбинатов: «Магнитогорский металлургический комбинат» («ММК»), «Новолипецкий металлургический комбинат» («НЛМК»), «Череповецкий металлургический комбинат» («ЧерМК»). На долю перечисленных комбинатов приходится порядка 50 % общероссийского производства товарного проката или 35 млн. т в год в абсолютном выражении.

Для оценки социальной работы с персоналом предприятий использовались следующие показатели:

- уровень оплаты труда (среднемесячная заработная плата);
- среднесписочная численность персонала;
- затраты на социальные программы, ориентированные на персонал предприятия ;
- доля работников, прошедших обучение и переподготовку;

- уровень производственного травматизма (доля работников, получивших производственные травмы).

Был проанализирован период работы комбинатов с 2010 по 2012 гг. Выбор для анализа указанного периода обусловлен относительно стабильной ситуацией в отечественной металлургической промышленности в течение данного временного интервала (рисунок 1). Таким образом, было минимизировано влияние внешнеэкономической ситуации на рынках сбыта готовой продукции.

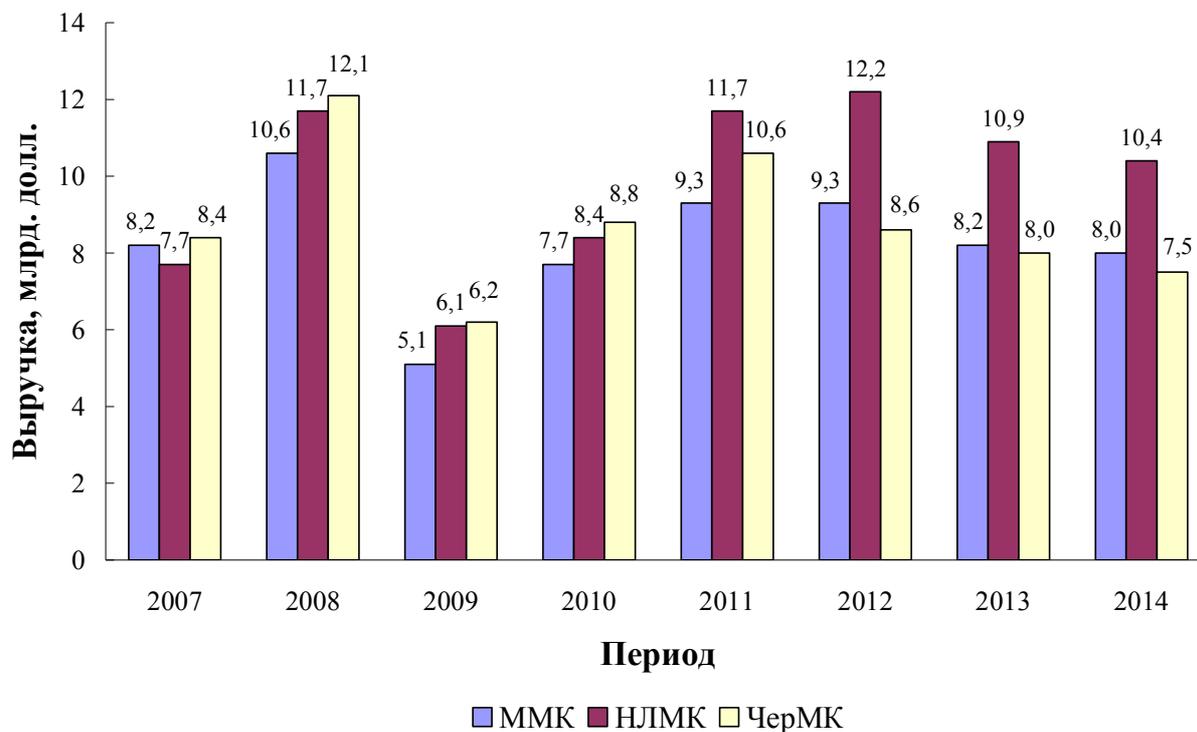


Рисунок 1 – Динамика изменения выручки от реализации товарного проката

С целью более объективной оценки динамики изменения заработной платы и социальных расходов, указанные показатели были рассмотрены не только в номинальном выражении (без учета уровня годовой инфляции), но и с учетом коэффициента дисконтирования. При этом уровень годовой инфляции принимали согласно официальным данным Росстата.

Источниками данных для проведения анализа послужили годовые отчеты комбинатов, публикуемые на официальных сайтах для открытого доступа.

Анализ динамики среднемесячной заработной платы в рассматриваемый период позволил выявить общую тенденцию к ее увеличению, как в номинальном, так и в реальном выражении. Рост номинальной заработной платы составил от 10 % до 24 % в год (рисунок 2).

Темп прироста реальной заработной платы зафиксирован на уровне 3-17 % в год (рисунок 3). Накопленным итогом в период с 2010 г. по 2012 г. номинальная заработная плата увеличилась на 46-57 %, реальная заработная плата – на 19-27 %.

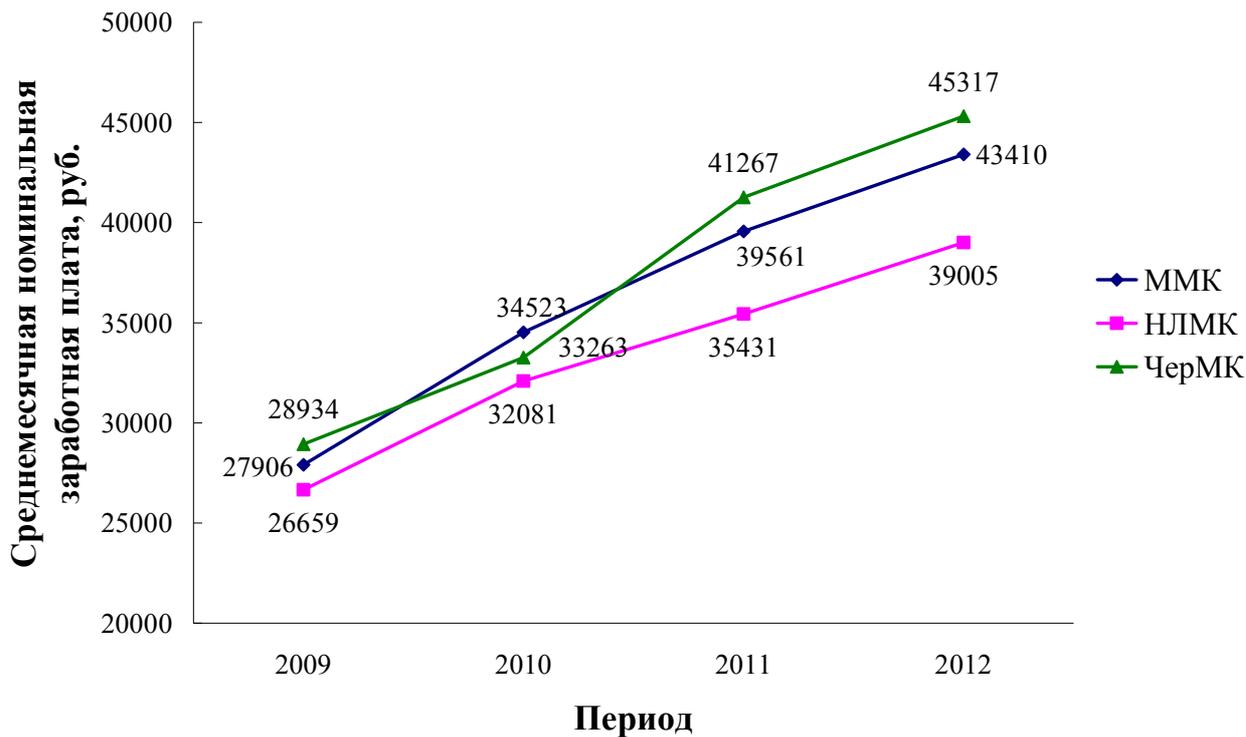


Рисунок 2 – Динамика среднемесячной заработной платы работников в номинальном выражении

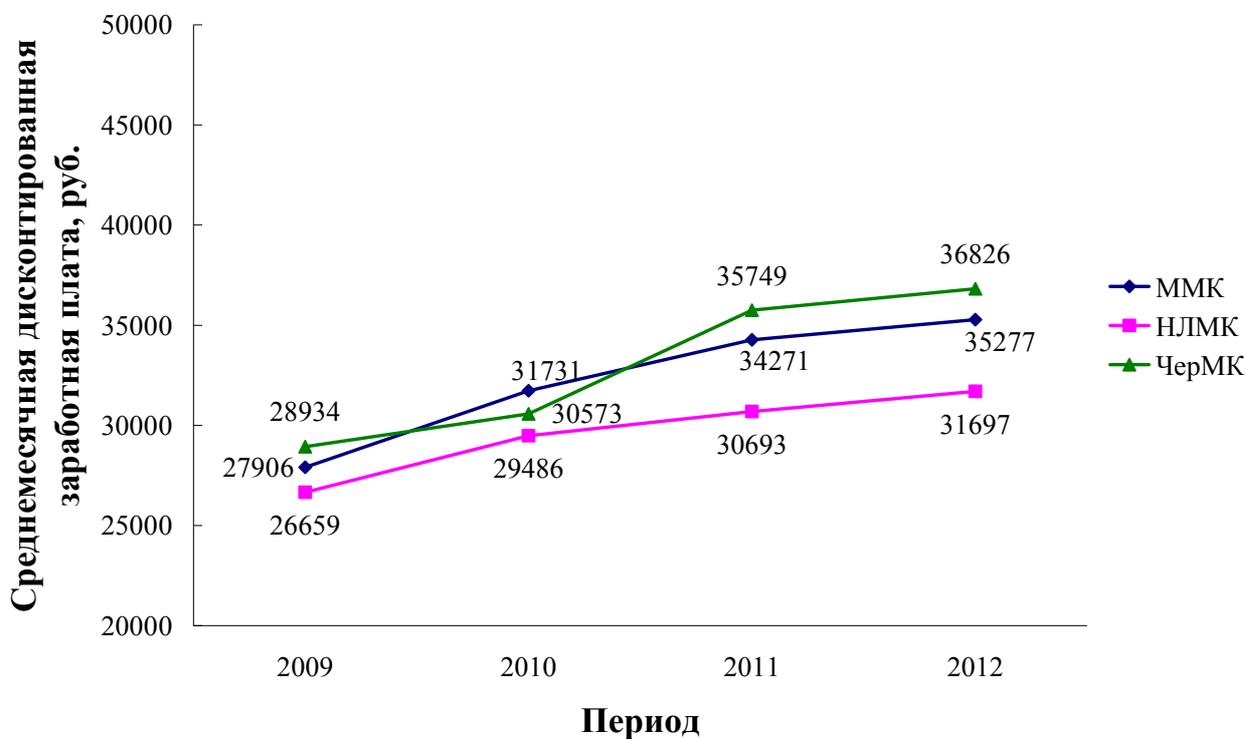


Рисунок 3 – Динамика среднемесячной заработной платы работников в реальном выражении

В отношении численности персонала на анализируемых комбинатах в 2010-2012 гг. можно констатировать наличие общего тренда к ее сокращению, что выразилось в среднесписочной численности работников: «ММК» – на 1473 чел.; «НЛМК» – на 1661 чел.; «ЧерМК» – на 3275 чел. (рисунок 4). В относительном выражении среднесписочная численность накопительным итогом уменьшилась в указанный период на 5-6 %.

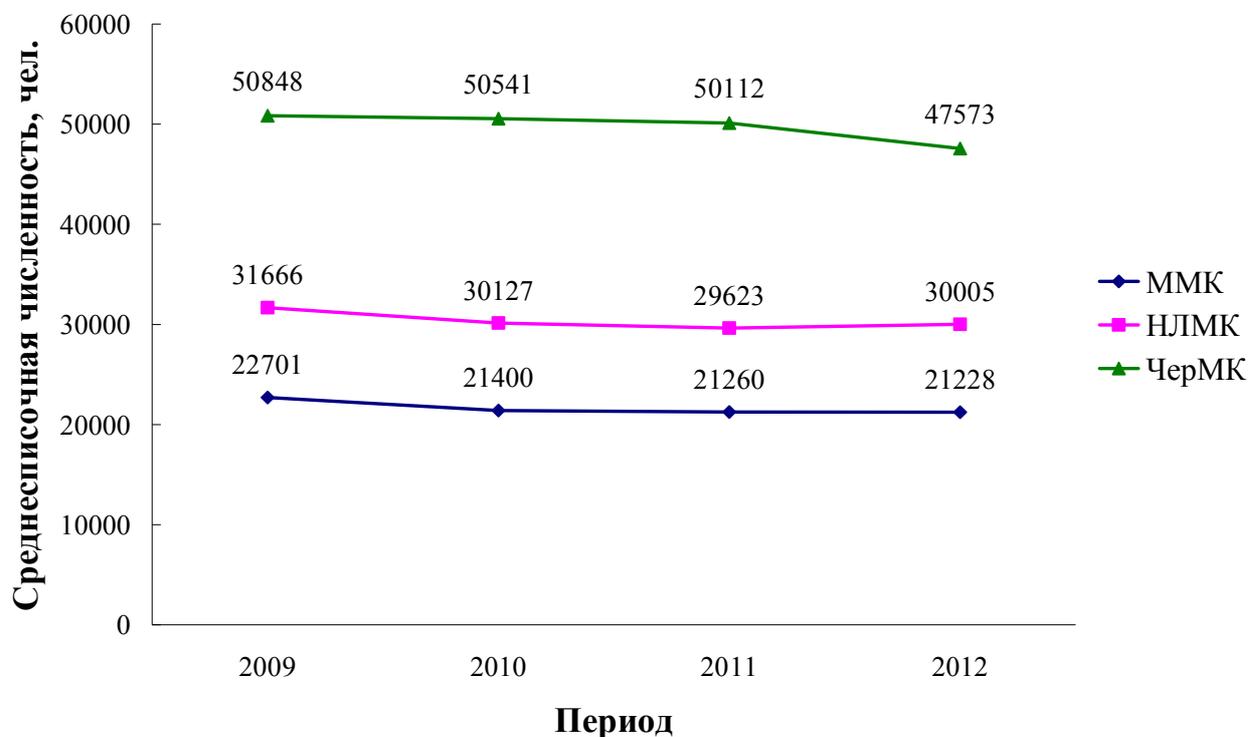


Рисунок 4 – Динамика среднесписочной численности персонала

Анализ динамики социальных расходов показал их достаточно нестабильное и разнонаправленное ежегодное изменение (таблица 1). При этом накопительным итогом за период 2010-2012 гг. расходы на социальные программы в номинальном выражении выросли на «ММК» и «НЛМК» на 21 % и 4 % соответственно, а на «ЧерМК» – снизились на 10 %. В реальном выражении социальные расходы незначительно уменьшились на «ММК» (на 2 %), а на двух других комбинатах снижение расходов на социальные программы составило 15 % и 27 % для «НЛМК» и «ЧерМК» соответственно.

Следует отметить, что анализ изменения показателей, характеризующих обучение и переподготовку работников и уровень производственного травматизма, затруднен в связи с неполным набором данных в открытом доступе. Так, например, для «ММК» и «НЛМК» нет полного набора данных о количестве работников, прошедших обучение и переподготовку (таблица 2), а для «ЧерМК» полностью отсутствуют данные по показателям травматизма на всем протяжении рассматриваемого периода (таблица 3).

Таблица 1 – Динамика расходов на социальные программы

Период	ММК				НЛМК				ЧерМК			
	расходы, млн. руб.		относительное изменение, %		расходы, млн. руб.		относительное изменение, %		расходы, млн. руб.		относительное изменение, %	
	ном.	диск.	ном.	диск.	ном.	диск.	ном.	диск.	ном.	диск.	ном.	диск.
2009	567,4	567,4	-	-	51,5	51,5	-	-	752,4	752,4	-	-
2010	613,1	563,5	+8	-1	51,5	47,3	0	-8	584,8	537,5	-22	-29
2011	647,7	561,1	+6	0	51,5	44,6	0	-6	903,9	783,0	+55	+46
2012	687,4	558,6	+6	0	53,6	43,6	+4	-2	678,1	551,0	-25	-30
Итого			+21	-2			+4	-15			-10	-27

Таблица 2 – Динамика обучения и переподготовки персонала

Период	ММК			НЛМК			ЧерМК		
	кол-во работников, прошедших обучение		динамика, % от ССЧ	кол-во работников, прошедших обучение		динамика, % от ССЧ	кол-во работников, прошедших обучение		динамика, % от ССЧ
	чел.	% от ССЧ		чел.	% от ССЧ		чел.	% от ССЧ	
2009	18830	82,9	-	28949	91,4	-	29383	57,8	-
2010	18760	87,7	+4,8	23280	77,3	-14,1	32571	64,1	+6,3
2011	14747	69,4	-18,3	н/д	н/д	-	32988	64,9	+0,8
2012	н/д	н/д	-	н/д	н/д	-	22307	43,9	-21,0

Однако в целом можно сделать вывод об имеющейся тенденции к снижению доли работников, прошедших обучение и переподготовку, и о достаточно стабильном уровне производственного травматизма. В рассматриваемый период доля работников, получивших производственные травмы на «ММК» и «НЛМК» (для «ЧерМК» такие данные отсутствуют), изменялась в пределах 0,01-0,02 %, что в абсолютном выражении означает изменение количества производственных травм не более 3 в год (таблица 3, рисунок 5).

Таблица 3 – Динамика производственного травматизма

Период	ММК				НЛМК			
	кол-во работников, получивших производственные травмы		динамика		кол-во работников, получивших производственные травмы		динамика	
	чел.	% от ССЧ	чел.	% от ССЧ	чел.	% от ССЧ	чел.	% от ССЧ
2009	18	0,08	-	-	20	0,06	-	-
2010	19	0,09	+1	+0,01	23	0,08	+3	+0,02
2011	21	0,10	+2	+0,01	26	0,09	+3	+0,01
2012	21	0,10	0	0	25	0,08	-1	-0,01

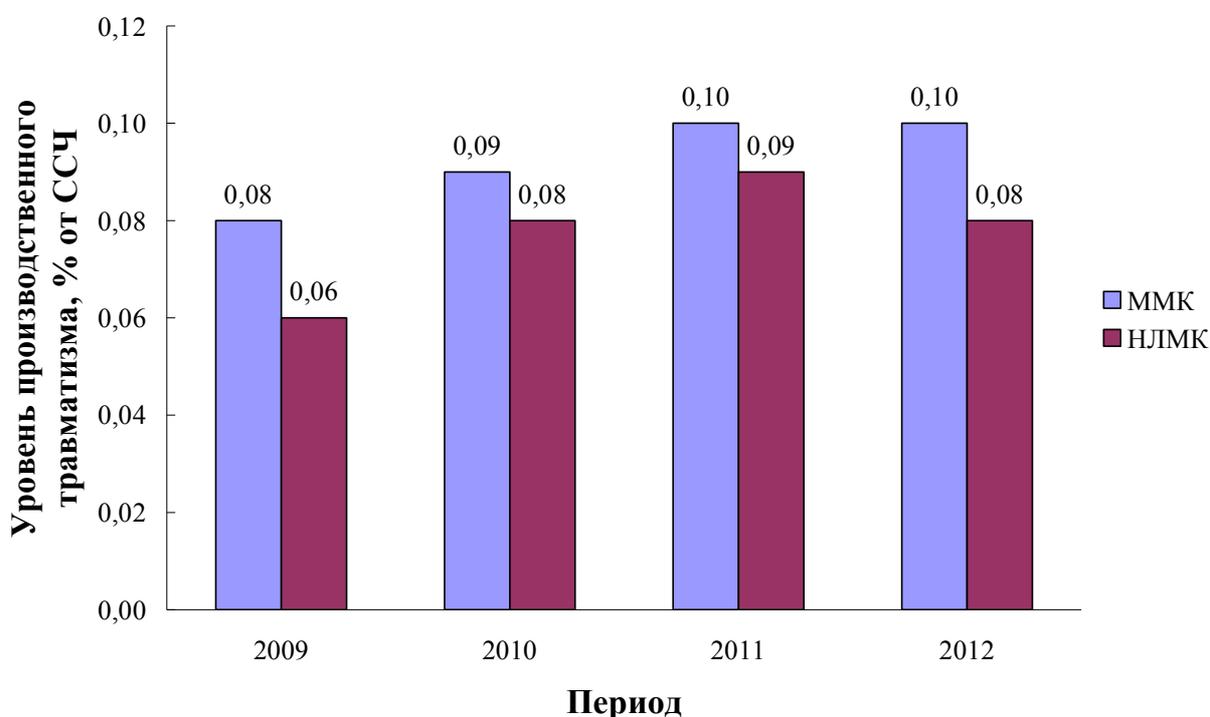


Рисунок 5 – Динамика производственного травматизма

Обобщая данные динамике анализируемых показателей можно сделать вывод, что для менеджмента ведущих отечественных металлургических комбинатов приоритетным направлением социальной политики по отношению к персоналу предприятий является увеличение размера оплаты труда. В анализируемый период, характеризующийся финансовой стабильностью в работе предприятий, рост среднемесячной заработной платы работающих происходил при одновременном сокращении среднесписочной численности персонала и уменьшении расходов на социальные программы. При этом общие расходы на персонал, очевидно, возросли, о чем свидетельствуют следующие факты:

1. Увеличение среднемесячной заработной платы, как в номинальном, так и в реальном выражении происходило значительно опережающими темпами по отношению к сокращению численности персонала – повышение размера оплаты труда накопительным итогом составило 46-57 % и 19-27 % в номинальном и реальном выражении соответственно при одновременном сокращении численности персонала на 5-6 %. То есть, очевидно, имело место увеличение размера фонда оплаты труда даже с учетом инфляции.

2. Сокращение расходов на социальные программы в абсолютном выражении в пересчете на одного работающего в месяц было на порядок ниже увеличения размера среднемесячной заработной платы. Уменьшение расходов на социальные программы с учетом дисконтирования в пересчете на одного работника в 2010-2012 гг. не превысило 300 руб./мес. накопительным итогом, а увеличение размера оплаты труда с учетом дисконтирования за этот же период составило порядка 5-8 тыс. руб./мес.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Думова Л.В. О современном состоянии системы корпоративной социальной ответственности металлургических компаний на примере ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» / Л.В. Думова, А.А. Уманский // Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество. Сборник трудов всероссийской научно-практической конференции, – Новокузнецк, 2011. – С. 216-223.

2. Думова Л.В. Анализ уровня развития системы корпоративной социальной ответственности в металлургической отрасли России на примере ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» / Л.В. Думова, А.А. Уманский // Сборник научных трудов SWorld. Материалы международной научно-практической конференции «Современные проблемы и пути их решения в науке, транспорте, производстве и образовании '2011». – Выпуск 4. Том 22. – Одесса: Черноморье, 2011. – ЦИТ: 411-0911 – С. 23-27.

3. Никитина Л.М. Корпоративные социальные инвестиции в России: особенности измерения и оценки / Л.М. Никитина, М.А. Овчинникова // Корпоративное управление: стратегии и механизмы: материалы всероссийской научно-практической конференции. – Воронеж, 2009. – С. 102-105.

4. Литвинов И.А. Управление внутренними социальными ресурсами промышленного предприятия на основе их комплексной оценки (на примере черной металлургии): автореф. дис. ... канд. экон. наук / Москва, 2009. – 24 с.

5. Гончаров С.Ф. Корпоративная социальная ответственность в системе социальной защиты занятого населения: автореф. дис. ... канд. экон. наук / Москва, 2006. – 22 с.

Л.В. Думова, А.А. Уманский

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

АНАЛИЗ УРОВНЯ РАЗВИТИЯ СИСТЕМЫ КОРПОРАТИВНОЙ СОЦИАЛЬНОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДИКИ ИНТЕГРАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ (НА ПРИМЕРЕ ОАО «МАГНИТОГОРСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КОМБИНАТ»)

С использованием разработанной методики анализа эффективности системы корпоративной социальной ответственности (КСО) металлургических предприятий, основанной на использовании, как качественных, так и количественных показателей, проведен анализ работы ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Полученные результаты позволяют сделать вывод о высоком уровне развития системы КСО на анализируемом предприятии и эффективной социальной политике по отношению к местному сообществу. При этом негативным фактором социальной политики по отношению к персоналу предприятия является тенденция к сокращению численности работников, наличие которой в значительной степени нивелировало положительные тенденции в росте заработной платы.

Using the developed method of analysis of the effectiveness of corporate social responsibility (CSR) of the metallurgical enterprises, based on the use of both qualitative and quantitative indicators, the analysis of the work of JSC "MMK". The results suggest a high level of development of CSR in the company analyzed and effective social policy in relation to the local community. This negative factor of social policy in relation to the staff of the enterprise is a tendency to reduce the number of employees, the presence of which is largely offsetting the positive trends in the growth of wages.

В российских условиях в настоящее время еще недостаточно сформирована теоретическая и методологическая база, которая позволила бы выработать правильную стратегию в области социальной ответственности хозяйствующих субъектов. Несмотря на разные подходы к трактовке термина «социальная ответственность», большинство авторов [1-4] сходятся в том, что она связана с созданием благоприятных условий для жизни и развития человека. Вместе с тем, практически никто из авторов, занимающихся данной проблематикой, не указывает, что социальная ответственность подразумевает не только инвестиции в человека, но и в развитие инфраструктуры и сохранение

экологии. Отсюда становится очевидным, что в области изучения содержания и механизма социальной ответственности остаются существенные пробелы, и пока еще нет полноценных фундаментальных исследований в этой области.

На основании проведенного литературного обзора можно констатировать, что в имеющихся работах по рассматриваемой тематике остается нераскрытым механизм реализации социальной ответственности и критерии оценки эффективности мероприятий, с ней связанных. Указанная причина, по видимому, и определяет тот факт, что на сегодняшний день в литературе имеется относительно небольшое количество методик оценки эффективности социальных мероприятий и уровня развития корпоративной социальной ответственности (КСО), которые можно условно разделить на три группы:

1. Методики, основанные на использовании только качественных показателей (не имеющих количественного измерения) [5, 6], таких, как наличие на предприятии документальной и нормативной базы в области КСО (коллективный договор, публичные отчеты в открытом доступе) и наличие в штатной структуре предприятия специализированных подразделений, отвечающих за социальную деятельность.

2. Методики, базирующиеся на использовании только количественных показателей, характеризующих уровень социальных обязательств по отношению к персоналу предприятия и местному сообществу [7, 8].

3. Методики, предполагающие учет совокупного влияния, как количественных, так и качественных показателей [9].

В целом можно констатировать, что методики третьей группы являются наиболее предпочтительными, так как они позволяют учитывать влияние на уровень развития системы КСО более полного перечня показателей.

С учетом вышеприведенных данных разработана методика оценки уровня развития КСО металлургических предприятий с использованием интегрального коэффициента, определяющего совокупное влияние качественных и количественных параметров [10, 11].

Перечень качественных признаков эффективности КСО, основанный на положениях международной организации «Глобальная инициатива по отчетности», включает в себя:

- 1) наличие трудового договора;
- 2) наличие общих документов, регламентирующих социальную деятельность предприятия;
- 3) наличие ежегодных публичных отчетов о деятельности предприятия в области КСО в открытом доступе;
- 4) наличие в организационной структуре специализированного подразделения, отвечающего за социальную деятельность.

В зависимости от наличия или отсутствия набора параметров из приведенного выше перечня, анализируемые предприятия в соответствии с уровнем развития системы КСО относятся к одной из трех групп, для каждой из которых устанавливается величина качественного коэффициента (ККАЧ): низкий уровень – 0,3, средний уровень – 0,6, высокий уровень – 1,0.

Количественные показатели, определяющие уровень развития системы КСО, по сферам воздействия разбиты на две группы: производственный персонал предприятия и местное сообщество.

При этом эффективность социальной работы с персоналом определяется изменением следующих параметров:

- среднемесячная заработная плата (ЗП);
- среднесписочная численность (ССЧ);
- затраты на внутренние социальные программы (СОЦ);
- доля работников, прошедших обучение и переподготовку (ПП);
- доля работников, получивших производственные травмы (ТР).

Эффективность социальной политики по отношению к местному сообществу определяется изменением таких параметров, как:

- затраты на внешние социальные программы (СП);
- затраты на экологические программы (ЭК).

Для приведения динамики изменения указанных параметров к численным значениям вводятся коэффициенты, величина которых определяется отношением величин соответствующих параметров в анализируемом и базовом периодах. При этом для параметров, измеряемых в стоимостных единицах, учитывается текущий уровень инфляции за счет использования коэффициента дисконтирования.

Формулы для определения указанных коэффициентов представлены ниже:

$$K_{ЗП} = \frac{ЗП_i}{ЗП_{БАЗ}} \cdot K_D; K_{ССЧ} = \frac{ССЧ_i}{ССЧ_{БАЗ}}; K_{СОЦ} = \frac{СОЦ_i}{СОЦ_{БАЗ}} \cdot K_D$$

$$K_{ССЧ} = \frac{ПП_i}{ПП_{БАЗ}}; K_{ТР} = \frac{ТР_{БАЗ}}{ТР_i}; K_{СП} = \frac{СП_i}{СП_{БАЗ}} \cdot K_D; K_{ЭК} = \frac{ЭК_i}{ЭК_{БАЗ}} \cdot K_D$$
(1)

После расчета вышеприведенных «частных» коэффициентов производится расчет коэффициентов, характеризующих их совокупное влияние с учетом значимости каждого параметра. Значимость параметров выражается в виде поправочных коэффициентов (a_i), определяемых методом экспертных оценок.

Соответственно, коэффициенты, характеризующие влияние параметров социальной работы с персоналом ($K_{ПЕРС}$) и параметров социальной работы с внешним сообществом ($K_{СООБЩ}$) определяются по формулам:

$$K_{ПЕРС} = K_{ЗП} \cdot a_{ЗП} + K_{ССЧ} \cdot a_{ССЧ} + K_{СОЦ} \cdot a_{СОЦ} + K_{ПП} \cdot a_{ПП} + K_{ТР} \cdot a_{ТР} \quad (2)$$

$$K_{СООБЩ} = K_{СП} \cdot a_{ЗП} + K_{ЭК} \cdot a_{ЭК} \quad (3)$$

Коэффициент, характеризующий совокупное влияние всех параметров, имеющих количественное измерение, находится, как:

$$K_{КОЛ} = \frac{K_{ПЕРС} + K_{СООБЩ}}{2} \quad (4)$$

Интегральный коэффициент, определяющий совокупное влияние качественных и количественных параметров находится из выражения:

$$K_{\text{ИНТ}} = K_{\text{КАЧ}} \cdot K_{\text{КОЛ}} \quad (5)$$

С использованием разработанной методики проведена оценка эффективности системы КСО на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО «ММК»). Выбор указанного предприятия для анализа обусловлен следующим:

1. ОАО «ММК» является комбинатом полного цикла и одним из ведущих производителей товарного металлопроката в России – доля предприятия в общероссийском производстве проката составляет порядка 20 %.

2. Публичные отчеты ОАО «ММК» («Годовой отчет ММК» и «Социальный отчет ММК») содержат наиболее полную информацию об анализируемых в используемой методике анализа показателях по сравнению с другими ведущими металлургическими комбинатами России (ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат», ОАО «Северсталь», ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»).

В ходе проведения исследования анализировали период работы комбината с 2010 по 2012 гг. При этом выбор указанного периода обусловлен относительно стабильной ситуацией в отечественной металлургической промышленности в течение данного временного интервала – в 2010 г. последствия «мирового кризиса» 2008г. были в значительной степени преодолены, заметное падение цен и спроса на товарную металлопродукцию и соответственно снижение выручки предприятий фиксируется, начиная с 2013 г. Подтверждением данного тезиса являются данные об изменении выручки ОАО «ММК» (рисунок 1).

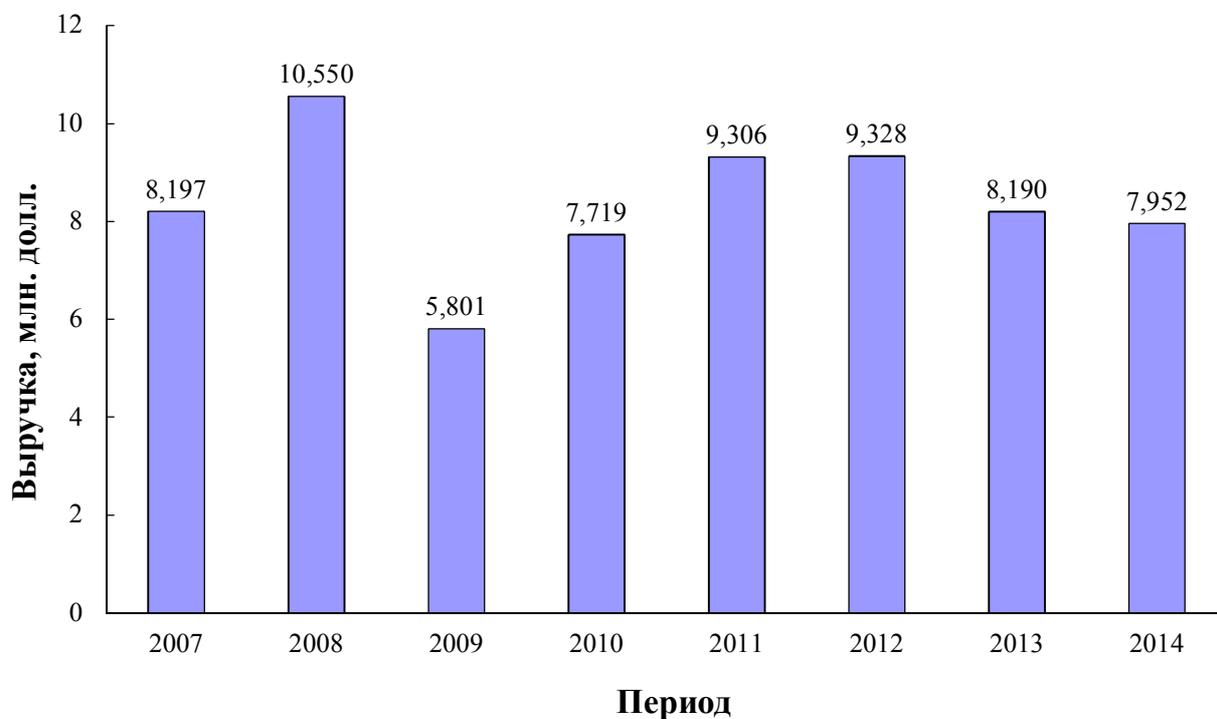


Рисунок 1 – Динамика выручки от реализации товарной продукции на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

Проведенным анализом установлено, что ОАО «ММК» соответствует «высокому» уровню развития системы КСО по качественным параметрам, и, таким образом величина коэффициента качественных параметров, составляет 1.

Показатели работы ОАО «ММК» по КСО в сфере работы с персоналом, имеющие количественное измерение представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Показатели работы ОАО «ММК» по КСО в сфере работы с персоналом

Пе- риод	Наименование показателей						
	Среднемесячная заработная пла- та, руб.		ССЧ ра- бот- ников, чел.	Затраты на соци- альные програм- мы, млн. руб.		Доля раб., прошед- ших обу- чение, %	Доля работ- ников, полу- чивших трав- мы на произ- водстве, %
	ном.	с уче- том диск.		ном.	с уче- том диск.		
2009	27 906	27 906	22 701	567,400	567,400	82,9	0,08
2010	34 523	31 731	21 400	613,100	563,511	87,7	0,09
2011	39 561	34 271	21 260	647,700	561,086	69,4	0,10
2012	43 410	35 277	21 228	687,400	558,609	н/д	0,10

Результаты расчетов коэффициентов, характеризующих изменения в сфере работы с персоналом, представлены на рисунке 2. При проведении расчетов поправочные коэффициенты приняли: $a_{зп} = 0,30$; $a_{ссч} = 0,40$; $a_{соц} = 0,10$; $a_{пп} = 0,10$; $a_{тр} = 0,10$.

Полученные данные говорят об отсутствии значимых изменений коэффициента эффективности социальной политики по отношению к персоналу ($K_{перс}$) в рассматриваемый период, что явилось следствием имевших место противоречивых тенденций: на всем протяжении рассматриваемого периода происходило повышение размера среднемесячной заработной платы работников при одновременном снижении среднесписочной численности персонала.

Показатели работы ОАО «ММК» по КСО в сфере работы с местным сообществом представлены в таблице 2.

При проведении расчетов коэффициентов эффективности работы с местным сообществом поправочные коэффициенты приняли равными: $a_{соц} = 0,10$; $a_{эк} = 0,10$.

Результаты, представленные на рисунке 3, свидетельствуют, что в 2010-2011 г. имела положительная динамика расходов на развитие местного сообщества, а в 2012 г. зафиксировано незначительное снижение указанных расходов. При этом следует отметить, что затраты на внешние социальные программы увеличивались на всем протяжении рассматриваемого периода, а затраты на экологические программы изменялись разнонаправлено (рисунок 3).

Дополнительно проведенный анализ структуры затрат на природоохранную деятельность показал, что значительную долю в них составляют затраты на капитальное строительство, изменение которых по годам является неравномерным и зависит от принятых инвестиционных планов.

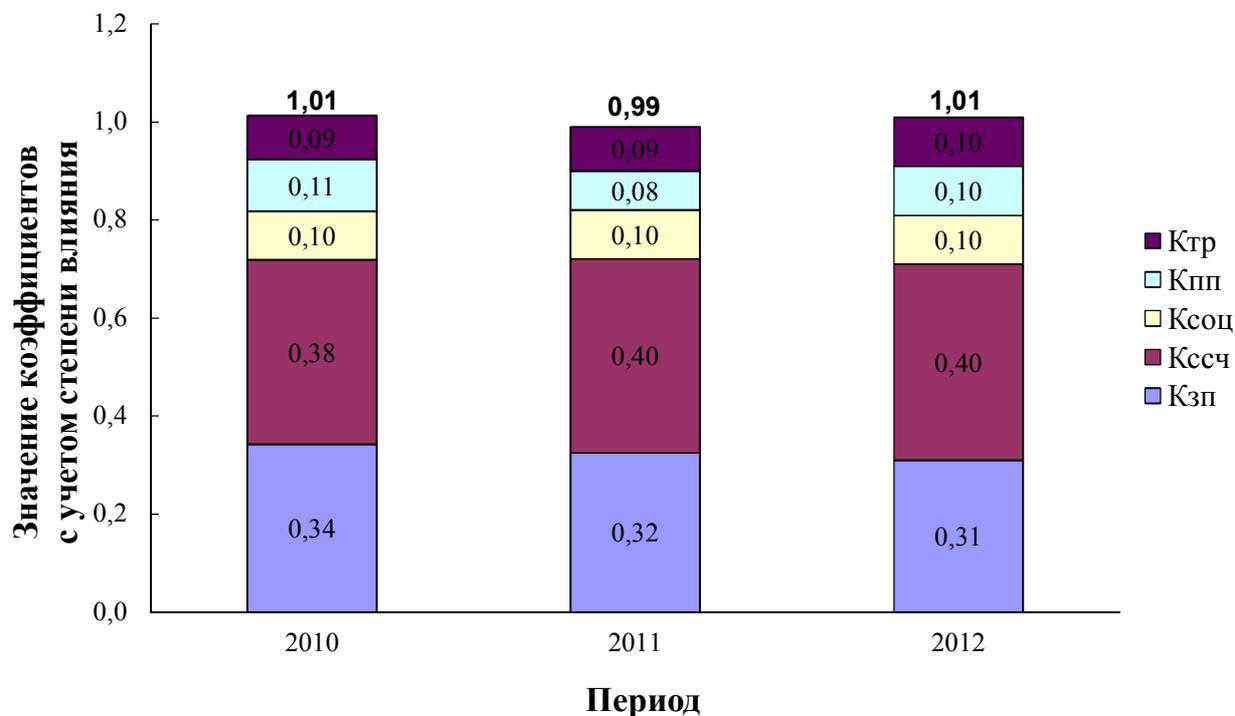


Рисунок 2 – Динамика изменения коэффициентов эффективности работы с персоналом в области КСО на ОАО «ММК»

Таблица 2 – Показатели работы ОАО «ММК» по КСО в сфере работы с местным сообществом

Период	Наименование показателей			
	Затраты на социальные программы, млн. руб.		Затраты на экологические программы, млн. руб.	
	ном.	с учетом диск.	ном.	с учетом диск.
2009	260,280	260,280	2432,800	2432,800
2010	350,120	321,801	2239,600	2058,456
2011	396,400	343,391	3836,700	3323,637
2012	532,800	432,975	2839,850	2307,777

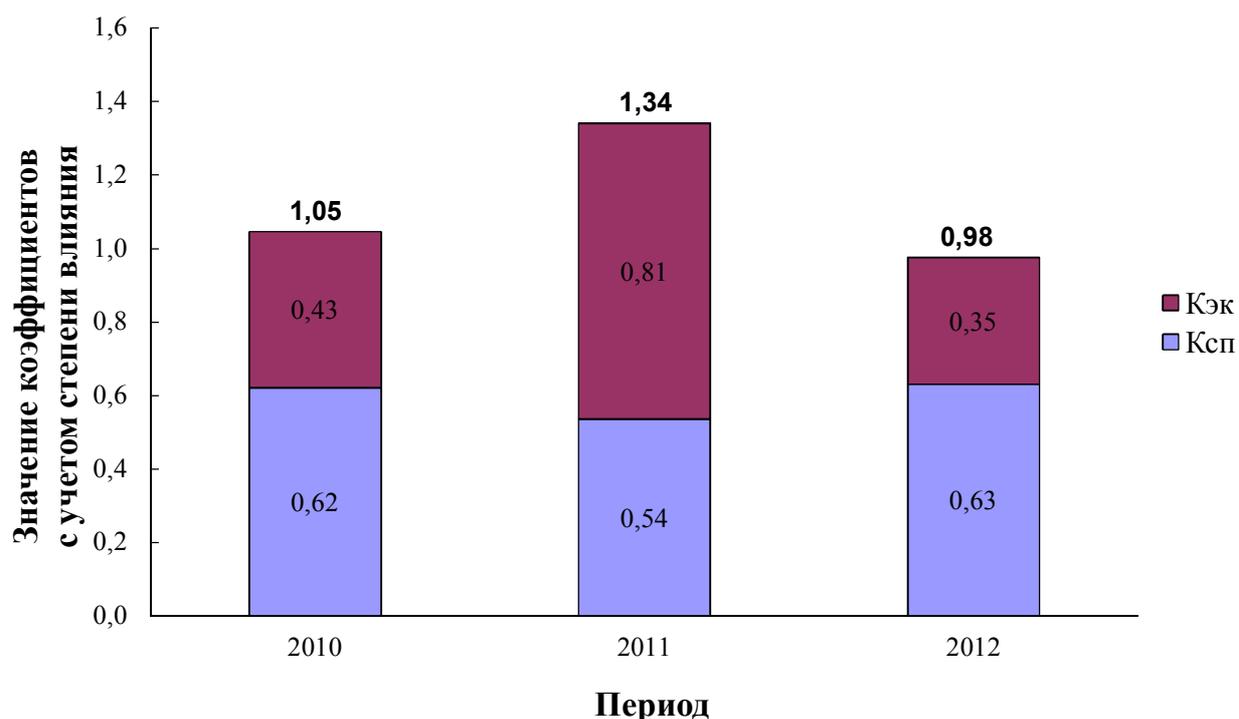


Рисунок 3 – Динамика изменения коэффициентов эффективности работы с местными сообществами в области КСО на ОАО «ММК»

Динамика изменения коэффициента, учитывающего совокупное влияние количественных параметров работы с персоналом и местным сообществом, представлена на рисунке 4. С учетом того факта, что, как показано выше коэффициент $K_{\text{КАЧ}}$ на всем протяжении рассматриваемого периода был равен 1, то динамика изменения интегрального коэффициента $K_{\text{ИНТ}}$ полностью повторяет динамику изменения коэффициента, учитывающего влияние количественных параметров (рисунок 4). И, таким образом, нет необходимости дополнительно анализировать изменение данного параметра.

Подводя итог можно отметить, что руководство ОАО «ММК» в 2010-2011 гг. проводило достаточно активную социальную политику – значение интегрального коэффициента эффективности КСО превышало 1. В 2012 г. эффективность системы КСО находилась практически на уровне предыдущего года – $K_{\text{ИНТ}} = 0,99$. При этом полученные результаты были достигнуты за счет повышения эффективности социальной политики по отношению к местному сообществу – увеличения общего уровня расходов на социальные и экологические программы (в 1,05 и 1,34 раза соответственно в 2010 г. и 2011 г.). В отношении эффективности работы с персоналом предприятия данная тенденция не прослеживалась, что в значительной степени связано с сокращением численности работников – данный фактор нивелировал положительные тенденции в росте заработной платы.

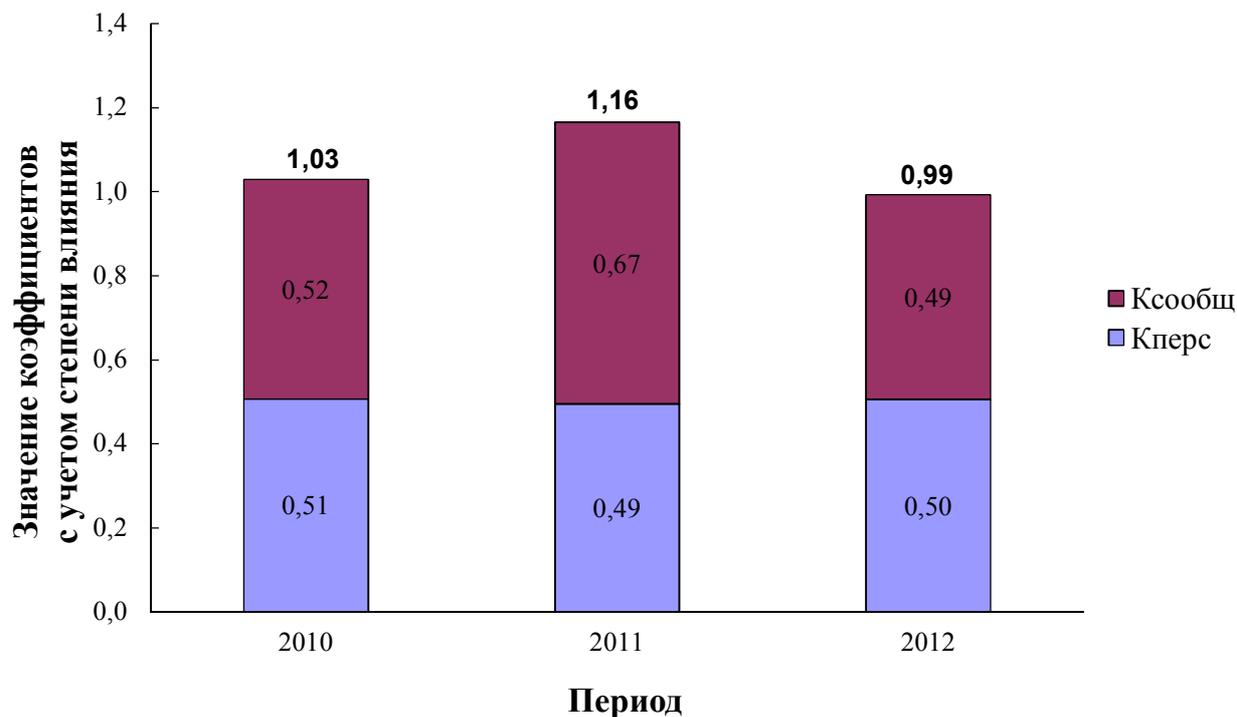


Рисунок 4 – Динамика изменения интегрального коэффициента эффективности системы КСО на ОАО «ММК»

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лафта Дж.К. Менеджмент: учеб. пособие. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: ТК Велби, 2005. – 592 с.
2. Веснин В.Р. Менеджмент: учеб. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: ТК Велби, Изд-во Проспект, 2006. – 504 с.
3. Основы менеджмента / Под ред. А.И. Афоничкина. – СПб.: Питер, 2007. – 528 с.
4. Общий и специальный менеджмент: Учебник / Общ. ред. А.Л. Гапоненко, А.П. Панкрухин. – М.: Изд-во РАГС, 2001. – 568 с.
5. Шихвердиев А.П. Качественный индекс социальных инвестиций как показатель эффективности корпоративной социальной ответственности / А. П. Шихвердиев, А. В. Серяков // Вестник Научно-исследовательского центра корпоративного права и венчурного инвестирования Сыктывкарского государственного университета. – 2008. – № 1. – С. 106- 123.
6. Литовченко С.Е. Доклад о социальных инвестициях в России за 2004 год. – М. : Ассоциация менеджеров, 2004. – 80 с.
7. Никитина Л.М. Корпоративные социальные инвестиции в России: особенности измерения и оценки / Л.М. Никитина, М.А. Овчинникова // Корпоративное управление: стратегии и механизмы: материалы всероссийской научно-практической конференции. – Воронеж, 2009. – С. 102-105.
8. Литвинов И.А. Управление внутренними социальными ресурсами промышленного предприятия на основе их комплексной оценки (на примере черной металлургии): автореф. дис. ... канд. экон. наук / Москва, 2009. – 24 с.

9. Гончаров С.Ф. Корпоративная социальная ответственность в системе социальной защиты занятого населения: автореф. дис. ... канд. экон. наук / Москва, 2006. – 22 с.

10. Думова Л.В. Анализ и разработка методики оценки эффективности систем корпоративной социальной ответственности предприятий горно-металлургического комплекса // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 4; URL: www.science-education.ru/118-13931 (дата обращения: 31.08.2015).

11. Думова Л.В. Практические аспекты оценки эффективности системы корпоративной социальной ответственности промышленных предприятий / Л. В. Думова, К. Б. Фокин // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2014. – Вып. 33. – С. 146-151.

УДК 681.5.015

В.А. Быстров, Т.Н. Борисова, Е.С. Вуцан, Н.Ю. Грекова, П.К. Дьяков
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», Новокузнецк

УПРАВЛЕНЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПО РЕОРГАНИЗАЦИИ ВЛИЯНИЯ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ НА СНИЖЕНИЕ ИЗДЕРЖЕК ПРОИЗВОДСТВА

В работе отмечено, что существующие методы управления издержками производства неполно раскрывают современные инструменты, что обуславливает выбор цели, задач, объекта и предмета исследования. Вследствие этого обеспечение качества управления издержками предполагает распределение обязанностей между исполнителями для принятия оптимального решения.

In the work of the noted that existing methods for managing production costs incompletely reveal modern instruments, hence the choice of the goal, objectives, object and subject of study. As a consequence, quality assurance cost management involves allocation of responsibilities between implementers for making optimal decisions.

Характерным примером корпоративного образования, отличающегося сложностью и значительными масштабами деятельности, является инжиниринговая компания ООО «СибГеоПроект». Ей свойственны такие черты, как распределенная структура собственности, членство в уставном капитале раз-

личных участников, сложное внутреннее устройство, наличие большого перечня функций по элементам деятельности. Отличительные характеристики: нестационарность структурных свойств, внешних условий; структура объекта изменяется целенаправленно, т.е. объект с изменяемой структурой под воздействием как внутренних, так и внешних условий. Таким образом, ООО «СибГеоПроект» и его система управления издержками производства должны анализироваться как сложные социально-экономические системы с применением соответствующих и методов.

Чтобы построить схему Системы Управления объектом исследования необходимо ответить на ряд вопросов, характеризующих объект [1]:

1. Что есть объект управления корпоративной (проектной) организации – без администрации?

- выходное воздействие → издержки (затраты) производства?
- управляющее воздействие → численность сотрудников; структура организации; стимулирующее воздействие?

2. Что есть управляющая подсистема – администрация (управляющий орган) организации?

3. Что есть внешние воздействия и на что (Орган Управления ОУ) или УО они воздействуют?

4. Какие свойства объекта исследования (нестационарность, изменение структуры, нормативы и нормы; численность, стимулы, координаты)

Ответы на эти вопросы частично отображены на рисунке 1.

На основе разработанных методов и алгоритмов был разработан и внедрен в практику вариант управления издержками производства в корпорации ООО «СибГеоПроект» [2]. Он предполагает существенное совершенствование имеющейся системы управления производственными издержками в целях повышения ее результативности и эффективности, что, в свою очередь, потребовало реализации и внедрения двух основных компонент:

1) реорганизация структуры системы управления в соответствии с ключевыми факторами издержек и существующим уровнем сложности;

2) совершенствование порядка, процедур и функций управления на основе разработанного алгоритма управления производственными издержками корпоративных образований.

Рассмотрим реализацию данных направлений более подробно.

Реорганизация существующей системы управления издержками производства потребовала:

- определение требований к наличию и свойствам отдельных элементов, обусловленных наиболее значимыми факторами, влияющими на издержки;
- формирование совокупности рациональных вариантов системы управления издержками производства на основе морфологического ящика;
- выбор наиболее рационального варианта системы управления издержками производства на основе определенных критериев, в частности, уровня сложности.

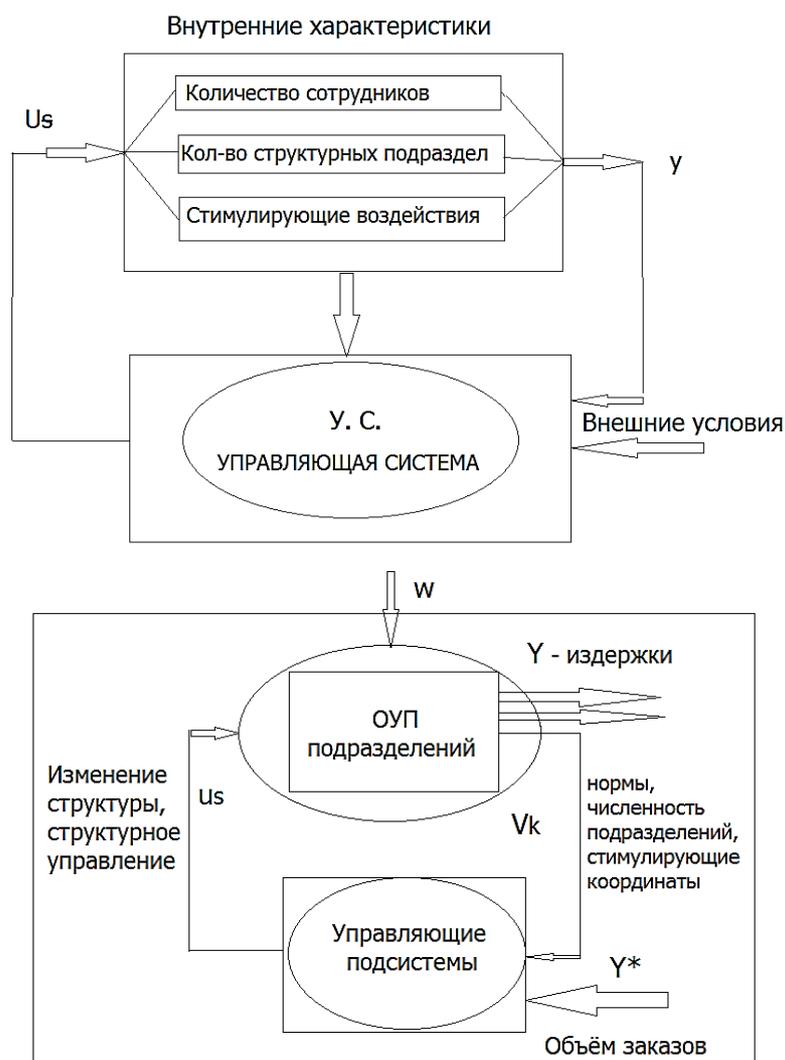


Рисунок 1 – Схема структурных управляющих воздействий объекта и схема СУ (системы управления объектом исследования).

В соответствии с проведенным анализом, наиболее высоким влиянием на издержки производства корпорации обладают факторы «Требования государства к выполнению проектных работ», «Качество и обоснованность сметной работы». Первый фактор практически не поддается управляющим воздействиям корпоративного образования, тогда как второй должен найти отражение в системе управления издержками. Наряду с этим, необходимо предусмотреть факторы с умеренным влиянием («Политика оплаты труда», «Уровень организации производства») [3].

На практике это означает, что управленческие решения по вопросам организации сметно-договорной работы, оплаты труда и организации производства должны приниматься с обязательным учетом их влияния на производственные издержки корпоративного образования. Необходимо взаимодействие должностных лиц, ответственных за принятие и реализацию соответствующих решений. Для достижения данной цели следует использовать матрицу распределения обязанностей и ответственности, для этого необходимо опре-

делить следующие новые элементы системы управления издержками, которые необходимо внедрить в ООО «СибГеоПроект» в соответствии с наиболее значимыми факторами:

1) применение аппарата решения задачи «производить или покупать» при формировании штатного состава, парка техники и оборудования;

2) использование показателей, отражающих структурные и относительные параметры производственных издержек, в частности: доля переменных затрат в единице объема продаж (в целом по корпоративному образованию и по отдельным дирекциям, проектам; удельный вес постоянных затрат в совокупных затратах и единице объема продаж (в целом по корпоративному образованию, по отдельным подразделениям и проектам); темп прироста накладных затрат;

3) обоснование норм и нормативов затрат аналитическим методом с учетом фактического опыта работы.

Внедрение данных элементов в систему управления издержками корпоративного образования на этапе формирования морфологического ящика и далее выбора рационального варианта позволяет в наиболее полной степени осуществлять управленческое воздействие на наиболее значимые факторы, определяющие издержки. Рассмотрим формирование вариантов систем управления издержками производства ООО «СибГеоПроект» (таблица 1).

Для оценки сформированных вариантов был использован метод постулируемых принципов [3–6], в соответствии с которым вводится квадратичный штраф отклонений от наилучшего значения:

$$U = \sum_{i=1}^N \left(\frac{x_i - x_i^*}{x_i^*} \right)^2, \quad (1)$$

где x_i^* – наилучшая оценка по i -му критерию; x_i – фактическая оценка по i -му критерию.

При этом критерии ранжируются по важности при соблюдении условия:

$$\sum_{i=1}^N w_i = 1, \quad (2)$$

где w_i – оценка важности i -того критерия.

После этого определяется качество каждого из альтернативных вариантов по формуле (3):

$$Q = \sum_{i=1}^N w_i U_i, \quad (3)$$

Исходные данные для оценки вариантов систем управления издержками корпоративного образования на основе управленческих показателей и результаты расчетов представлены в таблице 2 [1].

Таблица 1 – Рациональные варианты системы управления издержками

Структура	Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3	Вариант 4
L ₂ – функция управления	Целеполагание, координация, оперативное управление, контроль	Планирование, координация, мотивация, оперативное управление, осуществление обратной связи, регулирование, стимулирование	Целеполагание, планирование, организация исполнения, контроль, анализ, стимулирование	Целеполагание, планирование, координация, оперативное управление, организация исполнения, осуществление обратной связи, регулирование, стимулирование
L ₃ – методы управления	Калькулирование полной себестоимости, нормативный, бюджетирование	Управление по целевым издержкам, стратегический анализ затрат, функционально-стоимостной анализ, нормативный, бюджетирование	Нормативный, учет прямых издержек, функционально-стоимостной анализ, бюджетирование	Кайдзен, управление по целевым издержкам, управление издержками по стадиям жизненного цикла, бюджетирование
L ₄ – цели управления	Затратоемкость, рентабельность затрат	Рентабельность затрат, темп снижения затрат, снижение непроизводительных затрат, операционный рычаг	Затратоемкость, рентабельность затрат, показатели структуры затрат, снижение постоянных затрат, снижение непроизводительных затрат	Операционный рычаг, темп снижения затрат, снижение непроизводительных затрат
L ₁ – структуры издержек	По статьям, по экономическим элементам	По видам работ, по бизнес-процессам, по степени управляемости	По статьям, по зависимости от объема работ, по бизнес-процессам	По бизнес-процессам, по видам работ, по зависимости от принятия решений
L ₅ – организационная структура	Распределение по подразделениям	Рабочая группа	Распределение по подразделениям	Рабочая группа

Оценка важности критериев по порядку: 1 – 0,45; 2– 0,25; 3 – 0,30.

Наилучшее возможное значение для всех критериев – 1,00.

Из данных таблицы 2 видно, что в наибольшей степени наилучшим значениям критериев соответствует третий вариант, для которого мера расстояния от идеала составляет 0,004. Это позволяет определить его как наиболее рациональный для системы управления издержками производства ООО «Сиб-ГеоПроект» и дополнить соответствующими элементами существующую систему:

- проведение анализа безубыточности при планировании сценариев и вариантов производственных издержек корпоративного образования;
- проведение функционально-стоимостного анализа;
- решение задачи «производить или покупать»;
- прогрессивное планирование производственных издержек корпоративного образования.

Таблица 2 – Данные для оценки вариантов систем управления издержками

Критерии	Вариант 1			Вариант 2			Вариант 3			Вариант 4		
	x_i	U	$W_i U_i$									
1. Соответствие управленческих воздействий факторам внутренней и внешней среды по степени силы их воздействия и сбалансированности	0,75	0,063	0,028	0,78	0,048	0,022	0,95	0,003	0,001	0,90	0,010	0,005
2. Сбалансированность структурной и информационной сложности системы управления издержками	0,80	0,040	0,010	0,75	0,063	0,016	1,00	0,000	0,000	0,75	0,063	0,016
3. Полнота реализации функций управления издержками производства	0,60	0,160	0,048	0,80	0,040	0,012	0,90	0,01	0,003	1,00	0,000	0
Итоговая оценка	0,086			0,050			0,004			0,021		

В рамках планирования основных параметров операционной деятельности ООО «СибГеоПроект» на 2015 г. был проведен анализ безубыточности, позволивший установить плановый уровень постоянных и переменных издержек по двум вариантам – пессимистичному (уровень безубыточности) и реалистичному (рентабельность продаж 8,5%). Анализ безубыточности позволяет выделить в рамках рекомендованного алгоритма два сценария поведения издержек корпоративного образования. В соответствии с пессимистичным сценарием, предполагающим существенное снижение спроса на проектные работы в условиях экономического кризиса и достижение безубыточного уровня деятельности корпоративного образования, постоянные затраты должны планироваться в рамках 128-130 млн. руб., переменные допустимы в размере около 400 млн. руб.

Оптимистичный сценарий предполагает увеличение объемов реализации работ до 588-590 млн. руб., при этом постоянные издержки должны сохраниться на уровне 128-130 млн. руб., переменные возрастут до 400 млн. руб. Операционная прибыль составил 50 млн. руб., рентабельность продаж достигнет 8,5%, что можно считать приемлемым в сложившейся экономической ситуации. Результаты данных расчетов дают конкретные лимиты издержек и могут использоваться как основа для дальнейшего планирования и бюджетирования.

Функционально-стоимостной анализ (ФСА) в рамках алгоритма является инструментом снижения стоимости проектных работ и издержек корпоративного образования до планового уровня, при сохранении необходимого уровня качества. В рамках исследования был проведен ФСА семи проектов. Применительно к рассматриваемому проекту экономия издержек составит

2 млн. руб. Сводные данные об экономическом эффекте ФСА по семи проектам представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Экономический эффект ФСА по семи проектным работам

Вид работы	Число «избыточных» функций	Число «избыточных» разделов	Экономический эффект от сокращения «избыточных» элементов, тыс. руб.
1. Оценка воздействия на окружающую среду	0	2	2 000
2. Разработка информационного пакета по участку недр с целью лицензирования	3	2	420
3. Разработка проектной документации на рекультивацию нарушенных земель	1	1	215
4. Проектирование административного здания	1	1	200
5. Разработка раздела «мероприятия по обеспечению пожарной безопасности»	1	1	180
6. Технический отчет по изысканиям в сфере выбора водного объекта	0	0	0
7. Разработка технико-экономического обоснования	0	1	70
В целом по 7 проектам			3 085

Данные таблицы 3 свидетельствуют, что по 7 проектам ФСА позволяет выявить резервы сокращения издержек в объеме около 3,1 млн. руб. Следует отметить, что не по всем проектам были выявлены возможности исключения функций и (или) элементов.

Выводы.

Таким образом, порядок, процедуры и функции управления издержками производства, использованные в разработанном алгоритме, позволяют получить положительный экономический эффект в виде сокращения издержек производства, наиболее результативно использовать ресурсы корпоративного образования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бурков В.Н. Введение в теорию управления организационными системами [Текст] / В.Н. Бурков, Н.А. Коргин, Д.А. Новиков Под ред. чл.-корр. РАН Д.А. Новикова. – М.: Либроком, 2009. – 264 с.
2. Дьяков П.К. Оценка эффективности управления системой воздействия на издержки производства корпоративного образования [Текст] / П.К. Дьяков, В.А. Быстров // Экономика и менеджмент систем управления. – 2015. № 1. – С. 40–50.
3. Емельянов С.В. Теория и практика прогнозирования в системах управления [Текст] / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев. – М.: Издат. объединение «Российские университеты»; Кемерово: «Кузбассвузиздат», 2008. – 487 с.

4. Ларичев О.И. Теория и методы принятия решений [Текст] / О.И. Ларичев. – М.: Логос, 2000. – 296 с.
5. Литвак Б.Г. Экспертные оценки и принятие решений [Текст] / Б.Г. Литвак. – М.: Патент, 1996. – 271 с.
6. Новиков Д.А. Теория управления организационными системами [Текст] / Д.А. Новиков. – М.: МПСИ, 2005. – 584 с.
7. Сараев А.Л. Организация системы управления издержками промышленных предприятий [Текст] / А.Л. Сараев // Вестник Самарского государственного университета. – 2012. – № 2. – С. 77–90.

УДК 681.5.015

В.А. Быстров, Т.Н. Борисова, Е.С. Вуцан, Н.Ю. Грекова, П.К. Дьяков
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», Новокузнецк,

СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ ИЗДЕРЖКАМИ ПРОИЗВОДСТВА КОРПОРАТИВНОЙ ОРГАНИЗАЦИИ

В работе отмечено, что существующие методы управления издержками производства неполно раскрывают современные инструменты, что обуславливает выбор цели, задач, объекта и предмета исследования. Вследствие этого обеспечение качества управления издержками корпоративных организаций предполагает совершенствование системы и методов управления, разработку новых алгоритмов, моделей управления.

In the work of the noted that existing methods for managing production costs incompletely reveal modern instruments, hence the choice of the goal, objectives, object and subject of study. As a consequence, quality assurance cost management involves corporate improvement system and management methods, developing new algorithms, models of governance.

ООО «СибГеоПроект» – как корпоративная организация является одним из лидеров рынка геологоразведочных и проектных работ Сибирского федерального округа [2]. Работая по модели «EPMS» («Engineering – Procurement – Construction – Management»), ООО «СибГеоПроект» предлагает клиентам управление проектами от обоснования бизнес-идеи до осуществления автор-

ского надзора. В качестве социально-экономической и производственной системы ООО «СибГеоПроект» характеризуется рядом свойств, в частности:

- целями, социально-экономическими интересами компании в целом, управляющего центра и отдельных агентов (подразделений, сотрудников);
- системой функций и бизнес-процессов, реализуемых компанией;
- организационной и производственной структурой, отражающей элементный состав системы и выполняемые работы;
- совокупностью внутренних правил, процедур, регламентов;
- связями между различными элементами системы, а также ее элементами и внешней средой.

Совершенствование порядка, процедур и функций управления издержками производства корпоративных образований основано на разработанном алгоритме (рисунок 1) и рекомендованных в его рамках методов, приведенных в таблице 1.

Таблица 1 – Распределение обязанностей и ответственности при принятии и реализации решений по влиянию на издержки ООО «СибГеоПроект»

Виды работ	Управленческий аппарат	Планово-экономический отдел (ПЭО)	Дирекции по направления	Обслуживающие подразделения
Организация и исполнение сметной работы	Совершенствование и доработка локальной нормативной базы по сметной работе, использованию нормативов затрат	-	Реалистичное составление смет с учетом фактического опыта работы	-
Организация оплаты труда	Установление политики и показателей по оплате труда с учетом ограничений и нормативов издержек, в особенности – постоянных	Планирование затрат на персонал с учетом установленных показателей	Решение задачи «производить или покупать» с целью определения рационального	Планирование затрат на персонал по нормативным показателям
Организация производства	Определение целей работы ЦФО не только по общему размеру, но и по структурным, относительным показателям издержек	Планирование качественных, относительных характеристик результативности	штатного состава, техники и оборудования	-

Методы управления издержками характеризуют способы воздействия на них со стороны управляющей системы. Методы имеют определяющее значение в системе управления издержками, поскольку охватывают подходы и инструментарий постановки целей, организации управления, а также методи-

ческие основы контроля, учета, анализа. К основным методам управления издержками в настоящее время относят нормативный метод, учет прямых издержек, управление издержками по бизнес-процессам, управление по целевым издержкам, функционально-стоимостной анализ (ФСА), управление издержками на основе стадий жизненного цикла, стратегический управленческий учет и др. (рисунок 1) [1].

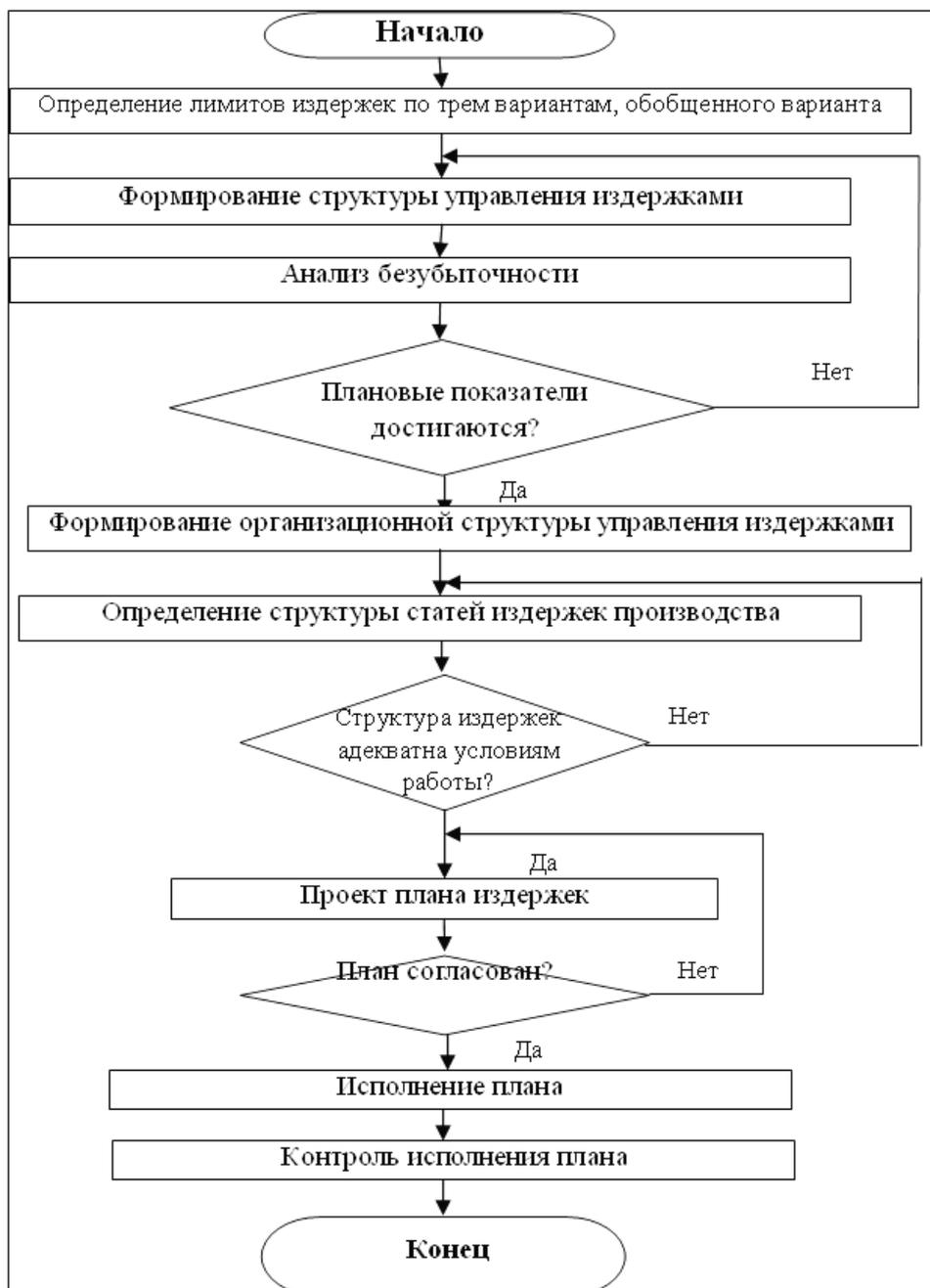


Рисунок 1 – Алгоритм управления издержками производства в корпоративных образованиях

Обратная связь достигается за счет учета, анализа и контроля по фактическим сведениям о функционировании управляемой системы, что позволяет

осуществлять корректирующие воздействия, а также при необходимости изменять сами планы. Внешняя среда при этом тоже генерирует определенные возмущающие воздействия на объект управления (в частности, изменение цен и тарифов на производственные ресурсы), что отражает открытость управляемой системы.

Формальная постановка задачи управления издержками может быть осуществлена на основе классической задачи линейного программирования [1,3,4], сводящейся к отысканию минимума функции вида (1):

$$f(x) = \sum_{j=1}^n c_j x_j = c_1 x_1 + c_2 x_2 + \dots + c_n x_n, \quad (1)$$

при ограничениях вида (2):

$$\begin{aligned} \sum_{j=1}^n a_{ij} x_j &\geq b_i; \quad (i = 1, 2, \dots, m); \\ x_j &\geq 0; \quad (j = 1, 2, \dots, n) \end{aligned}, \quad (2)$$

где x – переменные задачи (например, объем производства), c – коэффициенты.

Ограничения (2) могут отражать необходимый объем производства j -того вида продукции. Тем самым задача (1) представляет собой поиск оптимального решения, при котором будет выполнен бюджет производства (производственная программа) предприятия и достигнут минимум издержек. Результаты расчетов безубыточности производства представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Анализ безубыточности ООО «СибГеоПроект» на 2015 год

Наименование показателя	Пессимистичный вариант	Реалистичный вариант
Постоянные затраты, тыс. руб.	128 000	128 000
Удельный вес переменных издержек в продажах	0,68	0,68
Переменные издержки, тыс. руб.	272 000	400 000
Объем реализации работ, тыс. руб.	400 000	588 000
Операционная прибыль, тыс. руб.	0	50 000
Рентабельность продаж, процентов	0	8,5%

Однако сложность объекта управления и нередко – невозможность получения необходимых для формулировки задачи (1) данных существенно ограничивает применимость классического линейного программирования в управлении издержками. В литературе его методы применяются только для отдельных технологических процессов или производственных участков [1,3, 5], где степень определенности достаточно высока.

Рассмотрим пример анализа работ по оценке воздействия на окружающую среду объектов размещения отходов по проектной документации горнодобывающего предприятия (таб. 3). Из представленных в таблице 3 данных

видно, что все выполняемые проектными работами функции необходимы для потребителей, однако разделы A_5 и A_6 вносят достаточно малый вклад в их реализацию при сравнительно высокой стоимости. Так, технологическая характеристика объекта при существенной затратности данного раздела, имеет малую ценность для формирования плана деятельности экологических служб недропользователя. Следовательно, части проектных работ, не предполагающие значительного влияния на выполнение ими своих функций, могут быть исключены или минимизированы на основе ФСА.

Таблица 3 – Пример ФСА проектных работ, проведенных ООО «Сиб Гео Проект» (по оценке воздействия на окружающую среду)

Разделы проекта	Функции проекта					Затраты на элементы проекта, тыс. руб.
	F_i					
	Определение предельно допустимых воздействий	Обоснование допустимости воздействий	Определение мер защиты окружающей среды	Формирование плана деятельности экологических служб природопользователя	Формирование разрешительной документации	
A_1 оценка исходного состояния природной среды	$\frac{0,5}{150}$	$\frac{0,5}{350}$	-	-	-	500
A_2 оценка видов воздействия	-	$\frac{1,0}{2000}$	-	-	-	2 000
A_3 меры по снижению негативного воздействия	-	-	$\frac{1,0}{1000}$	-	-	1 000
A_4 программа экологического мониторинга	-	-	-	$\frac{0,8}{450}$	$\frac{0,2}{50}$	500
A_5 технологическая характеристика	-	-	-	$\frac{0,2}{1000}$	-	1 000
A_6 результаты изысканий	-	-	$\frac{0,5}{500}$	$\frac{0,5}{500}$	-	1 000
$\sum_{i=1}^n A_{ij}$	150	2 350	1 500	1 950	50	6 000

Решение главной задачи «производить или покупать» имеет существенное значение для установления обоснованного уровня постоянных затрат,

принятия решений о выполнении работ собственными силами или передачи на субподряд. Как было отмечено ранее, в ряде случаев возникает альтернатива набора штатного персонала, приобретения оборудования, выполнения собственными силами определенных операций или продолжения размещения заказов на стороне. Обоснованное решение данного вопроса позволяет существенно сократить совокупные производственные издержки.

В ООО «СибГеоПроект» к альтернативе «производить или покупать» можно отнести следующие виды деятельности:

- буровые работы (около 9,4% издержек);
- агрохимические анализы (около 0,5% издержек);
- разработка раздела СМИС (около 2,5% издержек).

Как известно, основной принцип анализа «производить или покупать» состоит в том, что до определенного уровня выпуска продукции или производства работ их целесообразно заказывать на стороне, а при необходимости более высоких объемов – начинать собственное производство [2]. Таким образом, необходимо определить, при каких объемах работ будет целесообразным формирование собственных производств, наем штатного персонала, закупка оборудования и т.п.

Производственную задачу «производить или покупать» можно решить с помощью механизма распределения затрат между агентами. Механизм распределения затрат ставит в соответствие совокупности оценок агентов $\{y_i\}_{i=1}^n$ распределение затрат $\{x_i = \pi_i(y)\}_{i=1}^n$ такое, что соответствует (3):

$$\sum_i \pi_i(y) - C(y) \quad (3)$$

В первую очередь, в силу их простоты, выделяют приоритетные механизмы. В этих механизмах для каждого агента, выполняющего определенную работу определяется его приоритет (вес) $\eta_i(y_i)$, и затраты распределяются прямо пропорционально приоритетам агентов (4):

$$(4)$$

Условие (3) при использовании приоритетных механизмов выполняется автоматически. В зависимости от вида функций $\eta_i(y_i)$ различают механизмы прямых, обратных и абсолютных приоритетов. В механизмах прямых (обратных) приоритетов $\eta_i(y_i)$ возрастающая (убывающая) функция y_i , $i = \overline{1, n}$ а в механизмах абсолютных приоритетов $\eta_i(\cdot)$ не зависит от y_i , то есть $\eta_i(y_i) = \alpha_i \geq 0$. Результаты соответствующих расчетов представлены в таблице 4. Проведенный анализ показывает, что по двум альтернативам из трех корпоративному образованию целесообразно отказаться от заказа работ на стороне и осуществлять их собственными силами. При производстве буровых работ затруднение вызывает необходимость больших единовременных вложений в приобретение оборудования (хотя частично это делается). Однако при переходе к выполнению раздела по СМИС собственными силами существенных инвестиций не

потребуется (только текущие издержки по содержанию рабочих мест и по оплате труда).

Таблица 4 – Принятие решения «производить или покупать», тыс. руб.

	Раздел СИМС (из расчета 15 проектов в год)		Буровые работы		Агрохимические анализы (из расчета 150 стандартных анализов в год)	
	производство	покупка	производство	покупка	производство	покупка
Материальные затраты	0	-	14 000	-	180	-
Расходы на оплату труда вновь нанятого персонала	5 400	-	9 000	-	880	-
Амортизация оборудования, техники	100	-	18 000	-	500	-
Организация и обслуживание рабочих мест	300	-	2 000	-	450	-
Всего издержек	5 800	10 600	43 000	56 000	2010	1 900
Рациональное решение	Перейти к выполнению работ собственными силами		Перейти к выполнению работ собственными силами		Продолжать заказывать на стороне	
Экономический эффект	4 800		13 000		-	

Следовательно, переход к выполнению раздела СИМС собственными силами является приоритетным мероприятием с весьма существенным экономическим эффектом. По работам, связанным с агрохимическим анализом, целесообразно продолжать размещать заказы на стороне, т.к., организация собственной лаборатории явно нерациональна.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бурков В.Н. Введение в теорию управления организационными системами / В.Н. Бурков, Н.А. Коргин, Д.А. Новиков. Под ред. чл.-корр. РАН Д.А. Новикова. – М.: Либроком, 2009. – 264 с.
2. Дьяков П.К. Оценка эффективности управления системой воздействия на издержки производства корпоративного образования / П.К. Дьяков, В.А. Быстров // Экономика и менеджмент систем управления. – 2015. – № 1. – С. 40–50.
3. Емельянов С.В. Теория и практика прогнозирования в системах управления / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев. – М.: Издат. объединение «Российские университеты»; Кемерово: «Кузбассвузиздат – АСТШ», 2008. – 487 с.

4. Новиков Д.А. Теория управления организационными системами – М.: МПСИ, 2005. – 584 с.

5. Сараев А.Л. Организация системы управления издержками промышленных предприятий // Вестник Самарского государственного университета. – 2012. – № 2. – С. 77–90.

УДК 669.046: 662.74:628.56

С.Г. Коротков, А.В. Макаров

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

РАСЧЕТ ЭКОЛОГИЧЕСКОГО РИСКА ОТ ОРГАНИЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ ВЫБРОСОВ АГЛОМЕРАЦИОННОГО ПРОИЗВОДСТВА

Проведена оценка экологического риска от загрязнения атмосферного воздуха организованными источниками выбросов агломерационного производства. Предложены рекомендации, позволяющих снизить уровень экологического риска до приемлемого уровня.

The evaluation of the environmental risk from air pollution emission sources organized sinter production. The recommendations that reduce the level of environmental risk to an acceptable level.

Предприятия черной металлургии оказывают значительное воздействие на состояние атмосферного воздуха, поверхностных и подземных вод, почвы, а следовательно, на здоровье людей.

Для нормирования загрязнения окружающей среды с целью практически полной защиты здоровья человека от вредных выбросов в атмосферу, предлагается использование концепции экологического риска [1-4]. Риск – это мера опасности. Экологический риск выражает вероятность экологического бедствия, нарушение дальнейшего нормального функционирования, существования экологических систем и объектов в результате антропогенного вмешательства в природную среду [5-8].

Экосистемный риск – прогнозируемый ущерб экосистеме в результате наступления события, влекущего за собой негативное воздействие источника экоопасности. В последние годы принято выделять экологический риск производственной деятельности. Анализ экологического риска каждого источни-

ка металлургического предприятия позволяет выделить объекты, уровень риска которых превышает допустимый, и целенаправленно для этих производств осуществлять природоохранные мероприятия [9].

В настоящее время актуальной задачей является изучение экологических рисков, связей и закономерностей обеспечения безопасных условий труда, сохранение жизни и здоровья работников в процессе производственной деятельности и снижение давления на окружающую среду за счет уменьшения выбросов в атмосферу от агломерационного производства.

Целью настоящей работы являлось исследование экологических рисков от выбросов в атмосферу агломерационного производства промплощадки ОАО «Евраз ЗСМК». Оценка экологического риска для здоровья человека проводилась согласно «Руководства по оценке профессионального риска для здоровья работников. Организационно-методические основы, принципы и критерии оценки» [1]. Расчеты выполнены согласно ОНД-86 [2] по данным отчетной формы 2ТП-Воздух ЗСМК за 2011 г. [10] в два этапа. На первом этапе выполнен расчет максимальных приземных концентраций C_{max} , на втором проводился непосредственно расчет экологических рисков. Далее сравнивались полученные результаты с установленными приемлемыми рисками: для неканцерогенных веществ это 0,02, для канцерогенных веществ $1 \cdot 10^{-3}$ [11, 12].

Агломерационное производство ЗСМК включает в себя 11 источников организованных выбросов следующих загрязняющих веществ: пыль агломерата, оксид углерода, серы диоксид, оксид азота, азота диоксид, бенз(а)пирен. Это: агломерационные машины № 1-3 (зона спекания, источник 122); агломерационные машины № 1-3 (зона охлаждения, источник 123); линейные охладители агломерата (источник 124); отделение охлаждения агломерата, конвейеры, грохота (источник 125); узел погрузки агломерата (источник 126); главный корпус, конвейеры АС-1-6,5А, 10-12 (источник 127); корпус первичного смешивания, барабаны (источник 128); ПУ– 9,15; конвейеры (источник 129); корпус бункеров АС-9,10,1а (источник 130); корпус деления топлива, корпус измельчения топлива, склад топлива (источник 131); перегрузные узлы 11,12,13 (источник 132).

Результаты расчета экологического риска от выбросов в атмосферу представлены на рисунке 1.

Установлено по каким источникам идет превышение выбросов. Это: источники 122, 124, 128, 132. Источники 125 и 130 находятся в критическом состоянии, не превышая допустимый порог, который составляет 0,02. Для них не выполняется требование санитарных норм, когда величина максимальной приземной концентрации (C_{max}) должна быть меньше ПДК_{мр}.

В ряде мероприятий по снижению рисков, наиболее простым и доступным является увеличение высоты дымовой трубы по каждому из источников, где превышены допустимые значения.

В результате проведенных расчетов была определена оптимальная высота источника рассеивания по каждому из объектов: источник 122, агломерационная машина № 1-3 (зона спекания), повышение высоты с 120 м до 123 м;

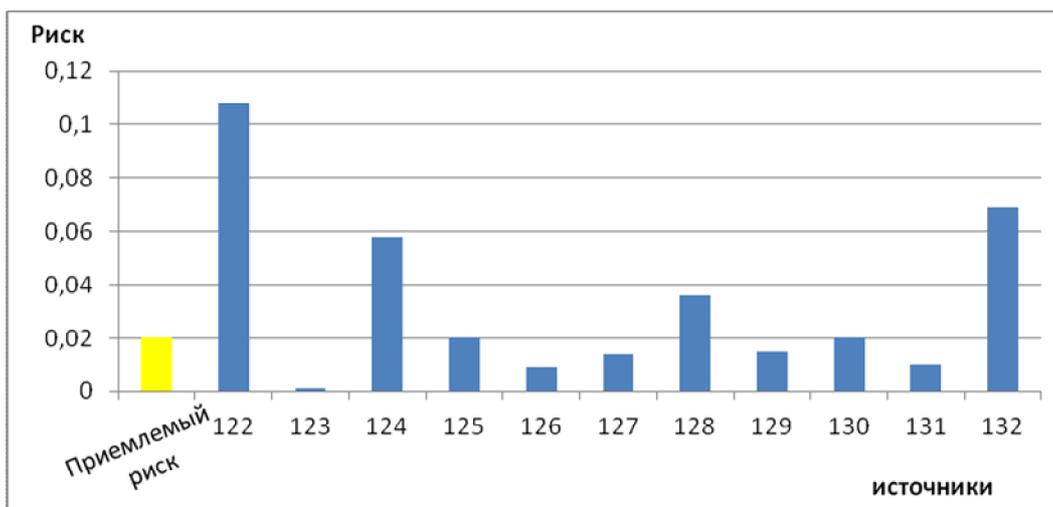


Рисунок 1 – Экологические риски по источникам организованных выбросов агломерационного производства

источник 124, линейные охладители агломерата, увеличение с 10м до 17м; источник 128, корпус первичного смешивания, увеличение с 15 м до 16 м; источник 132, перегрузные узлы 11,12,13, увеличение высоты с 18 м до 40 м.

Пересчет рисков после оптимизации высоты рассеивания выбросов показал отсутствие превышений приемлемого уровня риска (0,02) по всем проблемным источникам. Результаты представлены на рисунке 2.

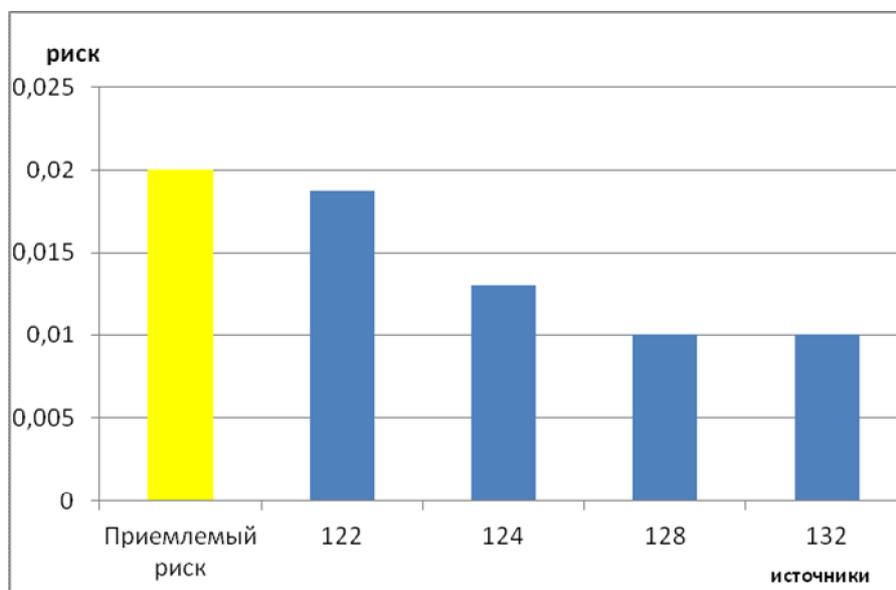


Рисунок 2 – Уровни экологических рисков по источникам с превышением норм после мероприятий по их снижению.

Выводы.

Установлены количественные характеристики экологического риска для каждого компонента, каждого источника газовойоздушных выбросов в атмосфере.

ру от агломерационного производства; показано, что с изменением высоты рассеивания выбросов возможно достижение приемлемого уровня экологического риска.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Руководство по оценке профессионального риска для здоровья работников. Организационно-методические основы, принципы и критерии оценки (Р. 2.2.1766 – 63). – М.: Гигиена труда, 2003. – 12 с.
2. Методика расчета концентраций в атмосферном воздухе вредных веществ, содержащихся в выбросах предприятий. ОНД-86. – М. – Ленинград: Гидрометеиздат, 1987. – 97 с.
3. Авалиани С.Л. Окружающая среда. Оценка риска для здоровья (мировой опыт) / С.Л. Авалиани, М.М. Андрианов, Е.В. Печенников и др. – М.: Консультационный центр по оценке риска здоровью, 1996. – 159 с.
4. Ларсон Б., Голуб А.А. Основные положения методических рекомендаций по анализу эффективности мероприятий по охране атмосферного воздуха на основе расчета затрат на сокращение риска. – М.-Л.: Гидрометеиздат, 1997. – 22 с.
5. Кукин П.П. Анализ и оценка риска производственной деятельности: Учебн. пособие / П.П. Кукин, В.Н. Шлыков, Н.Л. Пономарев, Н.И. Сердюк. – М.: Абрис, 2012. – 327 с.
6. Меньшиков В.В. Анализ и оценка риска при систематическом загрязнении атмосферного воздуха опасными химическими веществами: Учебн. пособие / В.В. Меньшиков, А.А. Швыряев, Т.В. Захарова. – М.: МГУ, 2005. – 120 с.
7. Ваганов П.А., Ман-Сунг Им. Экологические риски: Учебн. пособие 2-е изд. / П. А. Ваганов. – СПб.: СПбУ, 2001. – 152 с.
8. Новиков С.М. Риск воздействия химического загрязнения окружающей среды на здоровье населения: от оценки к практическим действиям / С. М. Новиков, Т. А. Шашина, И.Л. Абалкина, Н.С. Скворцова; под ред. Ю.А. Рахманина. – М.: Издательское товарищество «АдамантЪ», 2003. – 84 с.
9. Павлович Л. Б., Шубина А.О. Оценка экологического риска от выбросов в атмосферу аглоизвесткового производства // Вестник СибГИУ. 2014. № 1. С. 47-48
10. Бланк инвентаризации источников загрязнения атмосферного воздуха промплощадки ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». – Новокузнецк: изд. ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», 2011. – 53 с.
11. Щербо А.П. Окружающая среда и здоровье: подходы к оценке риска / А.П. Щербо, А.В. Киселев, К.В. Негриенко и др. – СПб: изд. СПб. ун-та, 2002. – 376 с.
12. Меньшиков В.В. Концептуальные основы оценки экологического риска: Учебн. пособие / В.В. Меньшиков. – М.: Изд-во МНЭПУ, 2001. – 44с.

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

Л.П. Авдоница

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

ФЕНОМЕН НОВОЙ ГРАМОТНОСТИ

Рассматриваются проблемы деятельности людей XXI века, связанные с необходимостью читать и писать, используя электронные носители информации и современные информационно-коммуникационные технологии. Изучается вопрос о новой неграмотности, возникающей в рамках научно-технологического прогресса. Обосновывается идея обеспечения полисемиотики образовательного процесса.

The problems of the XXI century human activity connected with the need to read and to write using electronic media and modern information technologies are analyzed. The question of a new illiteracy emerging within the scientific and technological progress is examined. The idea of providing polysemiotics of the educational process is discussed.

Грандиозные информационные и общественные изменения конца XX в. привели к возникновению новых социальных проблем. Меняются общественное сознание, тип мышления современника, формируется тип культуры, называемый сегодня постнеклассической рациональностью, с такими характеристиками, как развитие глобализации и параллельно фрагментаризации, мозаичности картины мира; «новая неграмотность» – «сочетание глобального и локального, невежественности в фундаментальном и осведомленности в узких вопросах, отсутствие панорамно – исторического подхода; мультикультурализм, где каждая культура предлагает свой взгляд на мир, иерархию ценностей; новый читатель и новый автор, у которых нет цельной картины мира и исторического сознания [1, с. 50 – 51, 53, 55].

Уже доказано, что от названные проблемы решаются на базе грамотности и образованности, которые составляют суть современной жизни, позволяя человеку осмысленно выбирать цели своих действий. Примерно 25 - 40% жителей мира испытывают трудности при чтении, письме и счете, а также в проведении рутинных социальных действий - таких, как голосование, заполнение анкет, понимание инструкций, чтение расписаний, при самовыражении через письмо или речь.

Новые реалии заставляют наполнять уже знакомые слова новыми смыслами, и современный педагог обязан владеть информацией и о новой грамотности, и о новой неграмотности. Одно из слов, наполненное новыми смыслами, – грамотность (от греч. grammata – буква, чтение, письмо). Традиционно педагогика грамоты (literacy pedagogy) понималась как обучение письму и

чтению в книжном варианте на основе формализованной, монокультурной, монологической формы освоения грамоты.

Однако усложнение форм и каналов коммуникации, возрастающее культурное и лингвистическое разнообразие и связанность современного мира привели к необходимости расширить понимание грамотности [1].

Информационное общество XXI в. требует от человека овладения и другими видами грамотности. Мир «зримой» культуры XXI в. требует визуальной грамотности (visual literacy). Человеку приходится воспринимать информацию через «термины изображений», а для этого нужно научиться воспринимать визуальную информацию, анализировать и синтезировать зрительную реальность. Необходимость овладения научной и технологической грамотностью была подчеркнута в 2005 г. на Коллоквиуме по вопросам информационной грамотности и образования в Александрийской библиотеке.

Жизненно важными видами грамотности XXI в. были названы медиаграмотность (Media literacy), компьютерная (Computer literacy) и информационная грамотность. Медиаграмотность наряду с аудиовизуальной грамотностью позволяет работать с медиапродуктом, формируя способность читать и оценивать медиатекст. Названные умения вызваны к жизни необходимостью пользоваться информацией, коммуницировать на основе современных научно-технических средств: СМИ, компьютер, глобальные сети.

Компьютерная грамотность – способность человека осознавать потребность в информации, уметь ее эффективно искать, оценивать и использовать с соблюдением норм этики. В 2006 году вышло в свет «Руководство по информационной грамотности для образования на протяжении всей жизни» (Х. Лау), В 2010 году Д. Лонгли предложил схему, которая раскрывала компоненты «информационной грамотности», такие как: использование СМИ и библиотечных ресурсов, критическое мышление, информационная этика [2].

Метатрендом ближайшего десятилетия становится сетевая грамотность, поскольку сетевое общение выступает как новый вид обучающей коммуникации, включающей оценочный и этический аспекты. Исследователи отмечают, что перед системой образования встает вопрос о воспитании критической автономии личности по отношению к информации, поступающей из разных источников.

Человек обязан оценить эту информацию и определить свою позицию.

Культурная грамотность (Cultural literacy) обусловлена степенью причастности к определенному культурному фоновому знанию и соотносится со способностью понимать идиомы, аллюзии, подтекст.

Современному человеку также очевидно разнообразие знаковых систем, которые могут быть использованы в образовательной коммуникации, и вариативность модальностей передачи и приема учебной информации. Во всех странах идет процесс утверждения права обучаемых на свободу выбора способа выражения своих мыслей и чувств, и это проявилось в появлении в начале 1990-х г. термина «новая грамотность» (Д. Букингем).

Современные исследователи (Г. Ключарев, В.А. Козырев, И.А. Колесникова, Н.Ю. Сергеева, Ю.А. Столяров, А.В. Федоров и др.) в своих исследованиях опираются на такую типологию новых видов грамотности:

Многократная грамотность (Multiple Literacies) указывает на синтез разных видов грамотности в первую очередь в практической деятельности. Это соединение визуального интеллекта, образного восприятия с умениями чтения и счет.

Многомодальная грамотность (Multimodal literacy). Понятие многомодальной грамотности выросло из идеи о разнообразии и вариативности природы текстов и языков, на которых они созданы. Грамотность – это не только лингвистика, есть еще и язык образов, язык танца, красок, звуков и др.

Исследователи вопроса утверждают, что мир полилогичен, полисемиотичен, поэтому в образовании должны появиться информационная открытость и гибкость. При этом они должны быть в состоянии распознать, оценить, интерпретировать и, если надо, перекодировать информационную структуру, если есть такая необходимость.

Полиграмотность (Poliliteracy) – это вид грамотности, связанный с необходимостью билингвизма, полиглотии в расширенном культурном и кросс-культурном контексте.

Мультиграмотность (Multiliteracy), как утверждают специалисты по проблеме, включает четыре компонента: ситуативность, основанная на конкретике индивидуального опыта работы с информацией; гибкий инструктаж, способствующий нахождению формы самовыражения в процессе коммуникации; критический взгляд, позволяющий соотнести информацию с социальным контекстом и индивидуальными потребностями; практика преобразования системы смыслов и значений из одного контекста в другой.

Поликультурная грамотность (Policultural literacy) - способность свободно ориентироваться в поликультурном мире, понимать его ценности и смыслы, воплощая их в достойных образцах цивилизованного поведения в процессе взаимодействия с представителями различных стран, народов и их культур.

Трансграмотность (Transliteracy) - так называют способность читать, писать и взаимодействовать при помощи различных платформ, инструментов и СМИ, начиная со знаков и устных сигналов, включая рукописный текст, печатный текст, телевидение, радио и кино и заканчивая цифровыми социальными сетями» [3].

Трансграмотность, требует умения сочетать источники информации, способности критического отнесения, оценки качества сведений, отбора или формирования нужного знания и его интеграции под определенную задачу.

Экологическая грамотность (Ecological literacy, Eco-literacy). Термин введен Давидом В. Орром и Ф. Капррой в конце 1990-х, чтобы донести до людей, до образовательной практики ценность и значимость для жизни человечества благополучия Земли.

Все определяют экологическую грамотность как: знание принципов экологии, системное мышление, практическое следование экологическим ценностям. В настоящее время экологическая грамотность понимается в общем виде как умение включиться в природоохранительную деятельность.

Уже очевидно, что в мире идут интенсивные процессы дифференциации и интеграции в сфере обнаружения и атрибуции различных видов грамотности и обсуждение способов ее достижения.

Конечно же, границы между различными видами грамотности не являются четкими, все ее виды следует рассматривать во взаимоотношениях и контактах. Грамотности человека многочисленны и разнообразны, взаимозависимы и эквивалентны. Специалисты различных областей объединяются, чтобы понять феномен новой грамотности.

Глубокий и основательный анализ понятия новой грамотности показал, что оно сочетает в себе социокультурные, социолингвистические, грамматические, педагогические аспекты. Только образование способно обеспечить массовую подготовку населения планеты к поликультурному, полиязычному, полисемиотическому, полимодальному взаимодействию.

Мультимедийные и мультимодальные средства обучения, рассчитанные на различные способы предъявления и восприятия учебной информации, если они работают, показывают наличие «новой грамотности». Анализ педагогической ситуации показывает, что накапливается опыт использования образов в качестве источников учебной информации: аудиокниги, CD-приложения к учебникам, анимэ, комиксы, манги, библиотеки звучащего слова, библиотечное Web-пространство, арт-педагогика и др.

Появилась жизненная необходимость в осознании потребности в развитии новых способов взаимодействия с реальностью и виртуальностью, необходимость в творческой адаптации к природе информации, к новым характеристикам информационного пространства. Сейчас требуется не просто умение читать, опираясь на традиционные бумажные носители знания, но и на способности считывать информацию, заложенную в разных по природе знаковых системах.

Появились и «новые неграмотные». Когда – то именно изобретение письма разделило людей на грамотных и неграмотных, затем после изобретения печатного станка Гуттенберга появились люди, способные читать печатный текст. С глобальным распространением Интернета новые виды чтения, письма, коммуникации в разных концах земли в короткие сроки осваиваются колоссальным количеством людей, тем самым обеспечивая им полноту участия в жизни общества и конкурентоспособность. Люди не читают книги, а слушают их, получают новости из блогов, Инстаграма, Твиттера.

Колоссальные темпы развития техники и динамики преобразования социальных реалий ведут к увеличению сферы функциональной неграмотности, прежде всего, старшего поколения.

Появление новых видов неграмотности выдвигает социально-образовательную потребность в их ликвидации [4].

Отсюда вытекает сразу несколько важных для педагогики методологических решений. Это предоставление в образовательном процессе возможности формулировать свои мысли и чувства на языке, который выбран самим автором текста. Кроме того, общество осознает тот факт, что освоение новых видов грамотности невозможно без самостоятельного порождения обучаемыми смыслов и значений. Таким образом будет формироваться семиотическая активность, а это возможность и способность создавать речевые, образные, событийные тексты, используя разные «грамматики», правила построения и чтения.

Работа по формированию новой грамотности, как утверждают исследователи, не предполагает расширения содержания обучения или специализации. Однако каждый образованный человек обязан владеть коммуникациями на любом уровне и любого масштаба, и при этом сам выбрать форму, способ, канал. А для достижения такой свободы необходима педагогическая разработка основ полисемиотики образовательного процесса и информационно-образовательных систем.

Становится ясно, что новые виды грамотности можно освоить только в системе непрерывного образования. Цель непрерывного образования - обеспечить движение человека от одного вида новой грамотности к другой. Возможно, когда-то по аналогии с полиглотом возникнет и станет привычным понятие полисемиглот (термин И.А.Колесниковой).

Таким образом, формирование новых видов грамотности и учет фактора появления новой неграмотности – объективное требование времени, которое следует учитывать педагогу в его профессиональной деятельности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ключарев Г. «Новая неграмотность» и перспективы образования взрослых в России. [Электронный ресурс]: http://www.businesspress.ru/newspaper/article_mId_40_aId_22111.html

2. Бушев А.Б. Новый обучаемый в эпоху постнеклассической рациональности. В сб.: Коммуникативное образование в 21 веке: проблемы и перспективы. Сборник научных статей. – Новокузнецк: РИЦ НФИ КемГУ, 2015. – С. 50 – 56.

3. Колесникова И.А. Новая грамотность и новая неграмотность двадцать первого столетия. [Электронный ресурс]: <http://cyberleninka.ru/article/n/novaya-gramotnost-i-novaya-negramotnost-dvadtsat-pervogo-stoletiya-1>

4. Лау Х. Информационная грамотность: международные перспективы. Пер. с англ. – М.: МЦБС, 2010. – 240 с. URL: <http://rudocs.exdat.com/docs/index-49757.html>

Е.Г. Оршанская

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

УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЯЗЫКОВОЙ ПОДГОТОВКИ БАКАЛАВРОВ В УСЛОВИЯХ МОДЕРНИЗАЦИИ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

Рассмотрена проблема учебно-методического обеспечения процесса изучения иностранного языка в вузе. Дана характеристика требованиям, предъявляемым к учебно-методической литературе.

The problem of educational provision of foreign language learning at university is considered. The characteristic of requirements to educational literature is given.

Целью изучения учебной дисциплины «Иностранный язык» в вузе является достижение студентами уровня коммуникативной компетенции, достаточного для общения в бытовой и культурной сферах. Формирование данной компетенции предполагает использование различных форм учебной деятельности и жанров учебных текстов, в том числе учебников и других учебно-методических материалов по иностранному языку, которым принадлежит основополагающая роль при изучении рассматриваемой дисциплины. Поскольку большинство студентов вуза в настоящее время выбирают английский язык для изучения, в статье будут рассмотрены вопросы учебно-методического обеспечения языковой подготовки бакалавров на примере английского языка.

В связи с изменениями в стандартах, регламентирующих обучение бакалавров, меняется и содержание самой подготовки. В таких условиях создание учебников и учебных пособий как достаточно больших по объему изданий требует значительного времени и усилий. Поэтому одним из наиболее распространенных и экономичных по времени является разработка методических рекомендаций, указаний и практикумов для изучения английского языка.

В процессе создания учебно-методической литературы для бакалавров должны быть реализованы следующие требования:

- соответствие содержанию программы учебной дисциплины;
- надежность использования учебных материалов;
- обеспечение инструментальности при формулировке заданий;
- использование деятельностного характера обучения;
- развитие самостоятельности студентов;
- обеспечение наглядности учебных материалов.

Кратко охарактеризуем перечисленные требования и рассмотрим некоторые из них с позиции содержательных параметров аутентичности, которые

обеспечивают достоверность и подлинность изучаемой информации, ее соответствие нормам речевого общения, сложившимся в стране изучаемого языка.

Методические указания должны соответствовать содержанию программы учебной дисциплины, что предполагает соблюдение последовательности в изучении тем, представленных как в тематическом плане, так и в перечне тем практических занятий. Востребованной становится информативная аутентичность, наличие которой определяет изучаемую информацию как значимую для студентов, способную вызвать у них интерес, соответствующую их возрасту и уровню интеллектуального развития. Разнообразие изучаемой тематики увеличивает познавательную ценность иностранного языка как учебной дисциплины. При этом представляемые сведения не должны превращаться в самоцель, они необходимы для повышения мотивации студентов, внимания к содержанию материала. Тщательный подбор информации позволяет сделать язык средством развития и формирования личности обучаемых [2, с. 133].

Надежность использования учебных материалов обеспечивается преимущественным использованием аутентичных текстов. В данном случае речь идет о культурологической аутентичности, поскольку обучение языку неотделимо от знакомства с культурой стран, где говорят на этом языке, особенностями быта их граждан. Изучение культуры другого народа посредством языка – один из значимых аспектов диалога культур в современном мире. Достижение культурологической аутентичности позволяет эффективнее осуществлять обучение языку и культуре. В виде культурологической информации представляются сведения об истории и географии страны изучаемого языка, быте ее граждан, особенностях их характера и традициях речевого общения, аутентичных способах оформления различных видов текстов (например, писем, открыток и т.д.) [2, с. 132].

Инструментальность необходима при формулировке заданий, позволяет их дифференцировать и обеспечивает не только их групповое выполнение, но и парное, а также индивидуальное.

Деятельностный характер обучения дает возможность вовлекать студентов в действия, имеющие реальную жизненную основу. При реализации этого требования уместной является ситуативная аутентичность, которая направлена на обеспечение естественности ситуации, предлагаемой в качестве примера, отражает интерес носителей языка к заявленной теме, целесообразность ее обсуждения. Отбираемые тексты должны отражать различные жизненные обстоятельства. При этом важно сохранить аутентичность жанра, чтобы студент смог узнать в нем знакомый ему тип текста. Жанровое разнообразие позволяет познакомить студентов с речевыми клише, лексикой, связанными с разными сферами жизни и принадлежащими к определенным стилям [2, с. 133].

Развитие самостоятельности студентов обеспечивается в процессе выполнения самостоятельной работы, которая заключается в закреплении полученных знаний и совершенствовании умений, получении углубленных и разносторонних сведений по отдельным темам, позволяющим повышать качество владения иностранным языком [1, с. 137].

Обеспечение наглядности учебных материалов предполагает не только наличие графических изображений (например, рисунки, схемы), но и выбор шрифта, текстовых выделений, необходимых для удобства восприятия изучаемой информации.

Перечисленные требования полностью реализуются преподавателями кафедры иностранных языков ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». В связи с изменением содержания программ по дисциплине «Иностранный язык» и временным отсутствием учебных изданий, охватывающих весь перечень предусмотренных программой тем, а также грамматического и лексического материала, разрабатываются методические указания, предназначенные для изучения определенного раздела программы. Их полный перечень представлен на сайте научно-технической библиотеки СибГИУ. Рассмотрим структуру и содержание методических указаний на примере “Higher education in Russia and abroad” с позиции соответствия требованиям, предъявляемым к созданию учебно-методического обеспечения языковой подготовки бакалавров [3].

Методические указания полностью соответствуют содержанию программы учебной дисциплины разделу 2 «Я и мое образование», в рамках изучения которого предусмотрен грамматический материал, направленный на тренировку в употреблении времен группы Simple в страдательном залоге. Составителями разработаны следующие виды заданий:

- трансформация предложений из действительного залога в страдательный;
- употребление отрицательных и вопросительных предложений в страдательном залоге;
- дополнение предложений соответствующей формой глагола в тестовой форме.

С точки зрения информативной аутентичности, данный раздел отвечает интересам и потребностям студентов, т.к. освещает историю становления высшего образования в России, позволяет познакомиться с характеристикой современной структуры и типов учебных заведений, с изменениями, связанными с введением ЕГЭ в России, с историей создания университетов в Великобритании, особенностями организации учебного процесса и этапами обучения.

Надежность использования учебных материалов обеспечивается за счет включения в методические указания аутентичных текстов не только из электронных ресурсов, но и печатных изданий. Они соответствуют параметру культурологической аутентичности, что дает возможность познакомиться студентов с достоверными сведениями по изучаемому разделу программы учебной дисциплины.

Обеспечение инструментальности при формулировке заданий реализуется при формулировании заданий трех видов: групповых, парных и индивидуальных. В качестве примеров групповых заданий можно привести следующие: “Read the text and tell your groupmates about:

- the foundation of first Russian universities;
- the system of higher education in the 18 – 19 centuries;
- the system of higher education in the Soviet Union;
- changes in the system of higher education in the 1990s”.

“Fill in the table. What differences are there in the structure and training organization of higher schools in Russia and Great Britain?”

Structure and training organization	In Russia	In Great Britain
Head of the University		
Main departments of the University		
Teachers		
Types of lessons		
Evaluation of students' progress		
Length of the academic year		
Years of tuition		
Students' uniform		

Для парной работы предусмотрены такие задания, как: “Why do people want to get higher education? Ask your groupmates to know their opinions. Compare them with the opinions of the people in the picture. Do you know any other reasons for getting higher education? Why do you study at University?”; “In pairs compare Russian and English systems of higher education. Find advantages and disadvantages of them”.

Примером индивидуальной работы может быть следующее задание: “Answer these questions:

1. What foreign languages are studied at your University?
2. How many terms are you taught English?
3. What types of classes are conducted at SibSIU?
4. When are examinations taken at Universities?
5. Are you given a lot of home work at University?
6. Are conferences often held at SibSIU?
7. Why is much attention paid to physical culture of students?
8. Where are the sports competitions held?
9. Where are students sent to have professional training?”

Деятельностный характер обучения проявляется в отборе тем для изучения студентами. Так, они знакомятся с характеристикой современных высших учебных заведений в России и Великобритании, их структурой, особенностями организации учебного процесса, этапами обучения. В методических указаниях представлены соответствующие тексты: “Modern system of Russian higher education”, “Higher education in England and Wales”, “The Open University” и другие. Таким образом, учитывается ситуативная аутентичность, обес-

печивающая целесообразность и значимость обсуждаемых тем, их востребованность для расширения кругозора студентов.

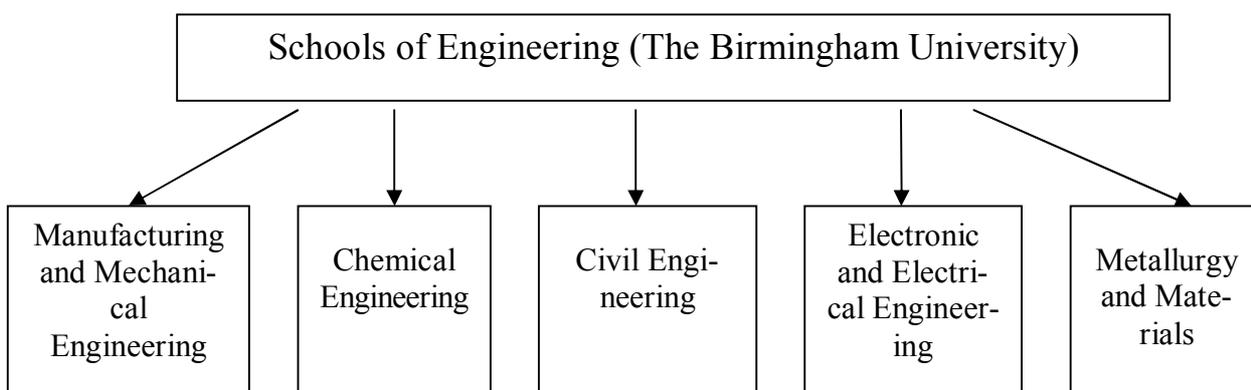
Развитие самостоятельности студентов осуществляется не только при выполнении индивидуальных заданий, но и при работе со специальным разделом методических указаний, задания в котором предназначены для самостоятельной работы обучаемых “Independent work”. В нем представлен текст для обсуждения и пересказа, ролевая игра “Interviewing for Higher Education in Russia”.

Наглядность учебных материалов реализуется путем представления в методических указаниях различных схем, таблиц, рисунков. Так, например, студентам предлагаются следующие задания, представленные в таблице, в виде схемы:

Match the words (B) to their definitions (A).

A	B
• educational certificate of proficiency	student
• testing of knowledge or ability	university
• payment of money to a student	seminar
• a higher education institution that offers a wide range of programmes in many disciplines	diploma
• person who is studying at a higher education institution	scholarship
• verbal communication on a particular subject read by a teacher to students	laboratory
• a room equipped for practical and research work	examination
• a group of students meeting regularly under the guidance of a professor to exchange information, discuss theories, etc.	lecture

“Using the logic scheme speak about the structure of Birmingham University. Use the following words and combinations:



To be founded, to have, there is/ there are, to include, to be divided into”.

В методических указаниях имеются фотографии, дающие определенное представление о зарубежных университетах. Что касается выбора размера и начертания шрифта, то для формулировок заданий и заголовков используется

полужирное начертание, что позволяет акцентировать внимание студентов, все заголовки выделены прописными буквами.

Таким образом, в методических рекомендациях реализуются требования, предъявляемые к созданию учебно-методической литературы. Изучение студентами методических указаний, разработанных на кафедре иностранных языков, позволяет расширить представления обучаемых о языке и культуре, овладеть способностью к коммуникации в устной и письменной формах на русском и английском языках для решения задач межличностного и межкультурного взаимодействия. В связи с отсутствием учебных изданий, отражающих содержание учебной дисциплины в полном объеме, представляется целесообразным объединение имеющихся методических указаний в единое учебное издание как один из возможных способов решения проблемы учебно-методического обеспечения языковой подготовки бакалавров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Оршанская Е.Г. Организация самостоятельной работы студентов в вузе при изучении иностранного языка / Е.Г. Оршанская // Современные проблемы методологии и инновационной деятельности: материалы Всеросс. научно-практ. конф. В 2 т. Т. 2 / Филиал КузГТУ. – Новокузнецк, 2010. – С. 136-139.

2. Оршанская Е.Г. Учитель иностранного языка как организатор межъязыкового и межкультурного взаимодействия: учеб. пособие: в 2 ч. Ч. 1 / Е.Г. Оршанская; под общей редакцией Н.А. Ипполитовой / Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2012. – 194 с.

3. Higher education in Russia and abroad : метод. указ. / Сиб. гос. индустр. ун-т; сост.: Е.Г. Оршанская, Н.В. Смирнова, В.Е. Тарасенко. – Новокузнецк: СибГИУ, 2013. – 31 с.

Д.И. Оршанский

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

РЕАЛИЗАЦИЯ ЗДОРОВЬЕСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ В ВЫСШЕМ ОБРАЗОВАНИИ РОССИИ

Рассмотрены виды здоровьесберегающих технологий, дана характеристика их составляющим. Приведены примеры успешной реализации здоровьесберегающих технологий в вузах.

The types of health keeping technologies are considered. The characteristic of their components is given. The examples of effective realization of health keeping technologies at universities are presented.

В настоящее время в условиях модернизации высшего образования России для государства и общества одной из актуальных проблем становится укрепления здоровья студентов путем реализации здоровьесберегающих технологий. Поскольку студенты являются частью общества, они подвергаются влиянию ряда неблагоприятных факторов, которые связаны с современной экономической ситуацией. Определенной части студентов приходится уезжать из привычной домашней среды, они начинают жить отдельно от родителей – в общежитии, либо снимают комнату, что оказывает существенное воздействие на их образ жизни, заставляет приспособливаться к новым условиям жизни. В высшей школе студенты испытывают трудности в связи с высокой интенсивностью учебного процесса, увеличением объема учебных нагрузок, при этом одновременно происходит уменьшение физической активности и наблюдается тенденция уменьшения сформированной приверженности к здоровому образу жизни. Перечисленные обстоятельства оказывают негативное воздействие на состояние физического и психического здоровья студентов.

В связи с этим актуальной задачей становится формирование представлений о здоровье студенческой молодежи, анализа тех факторов, от которых оно зависит. Обычно говоря о состоянии здоровья населения, подразумевают определенную систему показателей, определяющих особенности воспроизводства населения, его дееспособность, способность к адаптации к условиям окружающей среды. В последние десятилетия широко используются такие показатели как самооценка здоровья, место здоровья в системе ценностей.

Перечисленные факторы рассматриваются во взаимосвязи со здоровьесберегающими технологиями, которые состоят из системы мер, направленных на охрану и укрепление здоровья студентов с учетом характеристик образовательной среды и условий жизни обучаемых. Данные технологии могут

быть реализованы не только отдельно взятым специалистом, но и совместными усилиями преподавателей, медицинских работников, психологов. По направленности воздействия этих технологий выделяют:

- медицинские;
- образовательные;
- социальные;
- психологические.

Охарактеризуем указанные выше технологии.

Медицинские здоровьесберегающие технологии направлены на профилактику заболеваний, коррекцию санитарно-гигиенической деятельности. Установлено, что главными по негативному воздействию выступают следующие условия: нарушение режима дня, гигиенических требований к учебной и трудовой деятельности; недостатки в организации питания; недостаточная двигательная активность; наличие вредных привычек; неблагоприятный психологический климат в коллективах и семьях. Для студентов особое значение имеет процесс адаптации к студенческой жизни.

Одним из важных критериев оценки состояния здоровья человека является уровень его физического развития. Поэтому актуальное направление в профилактической медицине – изучение физического развития различных групп населения. Современные исследования свидетельствуют о том, что к окончанию института уменьшается количество студентов со средним уровнем физического развития, что более двух третей имеют дисгармоничное физическое развитие. Обнаружен более высокий уровень заболеваемости с временной утратой трудоспособности.

Изучение заболеваемости студентов показало, что первое место в структуре заболеваемости занимают болезни органов дыхания, второе – заболевания нервной системы и органов чувств, третье – мочеполовой системы. На последнем месте стоят болезни органов пищеварения, костно-мышечной системы и соединительной ткани. В последние годы появились определенные наработки, связанные с изучением проблем здоровья в рамках образовательного процесса в вузах. Происходит изучение общих вопросов здоровья студенческой молодежи; разрабатываются методические подходы к оценке уровня здоровья студентов; исследуется влияние различных факторов на формирование здоровья студентов; ведется анализ распространения алкоголизма, наркомании, табакокурения в студенческой среде.

Современная молодежь существует в период социально-экономических перемен и кризисных явлений. Неблагополучное экономическое состояние нашей страны и ее политическая нестабильность приводят к росту асоциальных явлений в студенческой среде, таких как наркомания, курение, чрезмерное употребление алкоголя. Результаты исследований также показывают, что еще до поступления в вуз здоровье молодых людей ослаблено воздействием различных неблагоприятных факторов, а у 60–70% имеются хронические заболевания [3, с. 9].

В конце 1990-х годов заболеваемость среди студентов вузов колебалась от 200-700 до 1400 случаев в год на 1000 студентов. По данным Научного центра охраны здоровья детей и подростков РАМН, этот показатель у студентов первого курса был еще выше и составлял 3063,2 случая в год на 1000 студентов. В результате на одного практически здорового студента 1-го курса приходилось хронически больных среди юношей—0,89 и 1,01 среди девушек; на 5-ом курсе – соответственно 1,87 и 4,68 [4, с. 11].

Авторы, изучающие данный вопрос отмечают, что заболеваемость студентов зависит от профиля высшего учебного заведения. Наиболее низкие показатели состояния здоровья были отмечены у студентов медицинских вузов. М.Ю. Абросимова, Л.В. Мухамедрахимова считают, что особенности организации учебного процесса в медицинских учебных заведениях, проявляющиеся в более высоких психоэмоциональных нагрузках, интенсивном режиме как аудиторной, так и самостоятельной работы во внеаудиторное время отрицательно влияют на здоровье будущих медицинских работников [1, с. 23]. Результаты этих и других исследований свидетельствуют о необходимости усиления внимания к проблеме охраны здоровья студентов, что предполагает более широкое использование здоровьесберегающих технологий в организации образовательного процесса.

Ученые считают, что после перехода на новые образовательные стандарты, в рамках Болонского процесса нагрузка на студентов еще больше возрастет. В связи с этим приобретает важность вопрос о восстановлении и создании вузовской системы восстановления здоровья в домах отдыха, санаториях, на курортах, в студенческих спортивных лагерях, в которых здоровье студентов будет восстанавливаться как с помощью традиционных способов, так и новых (лечебный сон, аутотренинги, медитация).

В настоящий период в России существует сеть лечебно-профилактических учреждений, в которых студенты могут получить медицинскую помощь. В эту сеть входят различные городские медучреждения, а также вузовские, межвузовские здравпункты, поликлиники и объединенные больницы. Проводимые в таких учреждениях мероприятия в определенной степени учитывают специфику студенческого контингента [3, с. 19].

Таким образом, можно отметить, что в настоящее время еще не разработан единый подход к вопросам организации медицинского обслуживания студентов. В стремлении преодолеть этот пробел некоторые вузы самостоятельно внедряют собственные комплексные программы управления здоровьем студентов. Разработку новых методов совершенствования здоровья студентов ведут многие вузы. Так, например, лаборатория проблем университетской гигиены при кафедре общественного здоровья и здравоохранения Московской медицинской академии им. И.М. Сеченова в 2004 году начала осуществлять комплексную научную программу «Интенсификация обучения и здоровье студентов» [3, с. 4].

Содействию в процессе создания единой комплексной программы по сохранению здоровья российских студентов может способствовать примене-

ние принципов, заложенных в программе ВОЗ «Здоровье для всех в XXI столетии». К таковым в этом документе относятся: формирование культуры здоровья, повышение ответственности за сохранение собственного здоровья, единство всей системы охраны здоровья независимо от территориальных и ведомственных разграничений.

Что касается образовательных здоровьесберегающих технологий, то они дают возможность преподавателям содействовать сохранению здоровья студентов. В процессе улучшения здоровья студенческой молодежи в условиях современного вуза могут использоваться следующие технологии: физкультурно-спортивная деятельность; специальные дисциплины, которые смогут помочь студентам заботиться о своем здоровье; психологические методики; рекреационные мероприятия. Физическое воспитание воздействует на всестороннее развитие личности студентов по трем основным направлениям: приобщает студентов к систематическим занятиям физическими упражнениями; обеспечивает необходимый уровень учебно-трудовой активности; содействует развитию общественно значимых черт характера, социальной активности, оказывает положительное влияние на формирование духовного мира, нравственное и эстетическое развитие личности студента. Специальные дисциплины, предметом которых является здоровье и здоровый образ жизни, помогают студентам освоить необходимые правила, касающиеся личной гигиены, соблюдения режима сна и отдыха. Данные дисциплины призваны своевременно информировать о пагубности вредных привычек, о роли полноценного и правильного питания в формировании молодого человека.

Особое внимание в этих технологиях уделяется профессионализму преподавателя, деятельность которого должна соответствовать возрастным особенностям студентов, демонстрировать преобладание позитивных воздействий над негативными, включать активные методы обучения, быть по возможности демократичной. Кроме того, преподаватель должен сам владеть основами здорового образа жизни, личным примером проявлять заботу о своем здоровье и здоровье окружающих людей. Востребованным является и наличие таких качеств личности преподавателя, как толерантность, доброжелательность, вежливость, внимательность, отзывчивость. Ему следует проявлять готовность к сотрудничеству. В речевой деятельности преподавателя должны быть реализованы все ее взаимосвязанные компоненты: контактоустанавливающая, организующая, объясняющая, стимулирующая и оценивающая.

Социальные здоровьесберегающие технологии направлены на создание здорового и безопасного образа жизни. Наиболее существенными факторами, способствующими успешной социальной адаптации студентов, выступают: регулярные занятия физической культурой; соответствие организации труда и режима дня гигиеническим требованиям; психологический комфорт во взаимоотношениях в коллективе и семье; следование принципам рационального питания.

Психологические здоровьесберегающие технологии нацелены на профилактику и коррекцию личностных поведенческих особенностей, на интел-

лектуальное развитие. В качестве конкретных методов сохранения психического здоровья предлагаются следующие: индивидуальное консультирование психолога, различные обучающие тренинги, организация службы дистанционного психологического консультирования студентов и кабинетов релаксации [2, с. 57].

В качестве примеров положительного опыта введения здоровьесберегающих технологий рассмотрим некоторые вузы России и Беларуси. В ряде российских университетов (Сибирский государственный индустриальный университет, Ульяновский государственный университет, Ульяновский государственный технический университет и др.) создана система поддержки здоровья студентов. В них функционируют медпункты, действуют студенческие профилактории, в летнее время работают студенческие спортивно-оздоровительные лагеря. В каждом вузе создана современная физкультурно-спортивная база, представленная открытым спортивным стадионом и закрытыми спортивными комплексами. В СибГИУ для поддержания режима питания студентов предусмотрены бесплатные завтраки. В структуре УлГУ создано специальное подразделение – институт медицины, экологии и физической культуры. Данное подразделение занимается организацией и проведением комплексных исследований, ориентированных на решение прикладных задач медицины, здравоохранения, физической культуры и спорта.

Так, в УлГУ предложена программа по пропаганде и внедрению здорового образа жизни на 2009–2014 гг., которая предусматривает следующие направления: создание условий для охраны здоровья и полноценного питания студентов; изучение состояния здоровья студентов и ППС; деятельность вуза по оздоровлению сотрудников и педагогов, вовлечению их в занятия физкультурой и спортом; профилактическую работу против вредных привычек среди студентов; духовно-нравственное воспитание молодежи [4, с. 15].

Еще одним примером удачной оздоровительной политики, реализуемой в вузе является Белорусский государственный университет. В этом вузе в рамках пропаганды здорового образа жизни в качестве первоочередной задачи предусмотрено формирование у студентов и сотрудников системы ценностей, способствующих сохранению и укреплению собственного здоровья и здоровья окружающих, а также способности противостоять факторам риска, освоение ими необходимых знаний в этой области. В БГУ популяризация здорового образа жизни осуществляется через средства массовой информации – различные студенческие газеты, альманахи, видеоматериалы студенческой видеостудии; проведение студенческих акций («Всемирный день здоровья», «Всемирный день без табака», «Экология человека» и т.п.). Ведется также разработка паспортов здоровья и индивидуальных рекомендаций по сохранению и укреплению здоровья для студентов [4, с. 17].

Таким образом, анализ литературы о здоровьесберегающих технологиях, опыта работы преподавателей вузов позволяет выделить ряд факторов, оказывающих существенное влияние на состояние здоровья студентов в условиях их обучения в вузах. Прежде всего, обращается внимание на наличие не-

обходимых условий, имеющихся в вузах: соответствующей инфраструктуры – достаточность учебных площадей, студенческих общежитий, наличие столовых, медицинских учреждений, спортивных сооружений, объектов культуры и отдыха т.п. Вторым важным фактором, от которого в значительной мере зависит самочувствие и здоровье студентов, является оптимальная организация в вузе учебного труда в сочетании с активным отдыхом. Это предполагает рационально составленные график учебного процесса и расписание учебных занятий, должная организация учебных занятий учебных и производственных практик, проведения различных видов работ и мероприятий. Важное значение для студентов имеет организация их активного отдыха – проведение культурно-массовых и спортивных мероприятий, наличие достаточного количества спортивных секций, клубов по интересам и т. п. Наконец, третьим важным фактором сохранения и укрепления здоровья студентов является приобщение их к здоровому образу жизни, соблюдение ими режима труда (учёбы) и отдыха, наличие сбалансированного питания, оптимального двигательного режима, соблюдение личной гигиены, отказ от вредных привычек, занятие физической культурой и спортом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Абросимова М.Ю. Сравнительная характеристика заболеваемости студентов медицинских университетов и медицинских колледжей / М.Ю. Абросимова, Л.В. Мухамедрахимова // Здоровье, обучение, воспитание детей и молодежи в XXI веке: материалы международного конгресса. Ч. I. – Москва, 2004. – С. 23–25.
2. Борщева И.В. Психологические проблемы здоровьесбережения студентов СГА / И.В. Борщева // Здоровьесберегающие образовательные технологии: материалы междисциплинарной научно-практической конференции. – Москва: Изд-во СГУ, 2007. – С. 55–62.
3. Жарова А.В. Формирование здоровья студентов вузов: монография / А.В. Жа-рова. – Красноярск: Сиб.РГУ, 2006. – 244. с.
4. Здоровье студентов: социологический анализ: монография / отв. ред. И.В. Журавлева; Институт социологии РАН. – Москва, 2012. – 252. с.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

УДК 001:929

М.С. Письмакова, В.В. Веселовская, Г.В. Галевский

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

П. ЭРУ И Ч. ХОЛЛ – ИССЛЕДОВАТЕЛИ, МЕТАЛЛУРГИ,
ПРЕДПРИНИМАТЕЛИ
(К 130-ЛЕТИЮ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА
АЛЮМИНИЯ)

Проведено исследование, анализ и изучение вклада исследователей-металлургов П.-Л.Т.Эру и Ч.М.Холла в технологическое обоснование и промышленное освоение электролитического производства алюминия.

Research, the analysis and studying of the contribution of researchers, metallurgists and P.-L.T.Eru Ch.M.Holla in technological studies and industrial development of electrolytic aluminum production.

«Представляется вероятным, что лет через десять или пятнадцать потребление алюминия сравняется с потреблением меди и после веков золотого, каменного, бронзового и железного наступит век алюминиевый»

Поль Эру, 1911 г.

Введение

Анализ исторических материалов, описывающих зарождение и развитие различных способов получения алюминия, описанных в работах [1-3], позволяет выделить два основных этапа становления его промышленного производства:

- «химический», ушедший в историю, основанный на восстановлении алюминия из двойного хлорида натрия и алюминия металлическим натрием с последующим удалением хлорида натрия механически или отмывкой водой;
- «электрометаллургический» современный, основанный на электролизе растворимого в расплаве криолита глинозема.

Создателем «химической» технологии производства алюминия по праву считается французский химик, исследователь и технолог Анри-Этьен Сент-Клер Девиль, предложивший способ получения алюминия в 1854 г. и реализовавший его на заводе в Салендерде (Франция). Этот завод стал одним из первых алюминийпроизводящих предприятий современной компании «Пе-

шине» и вошел в историю как крупнейшее предприятие по производству алюминия химическим способом: в 1872 г. на нем было получено 1800 кг алюминия. В России, ставшей после Франции и Германии, третьей алюминийпроизводящей страной в мире, первый алюминиевый завод, реализующий технологию Сент-Клер Девиля, был пущен в 1885 г. в г. Загорске Московской губернии, вблизи Троице-Сергиевой лавры. Однако вскоре он был закрыт, не выдержав конкуренции бурно развивающейся технологии П. Эру - Ч. Холла. За 36 лет применения (1855-1890 г.г.) химическим способом было получено около 200 тонн алюминия, имевшего различный химический состав и существенные различия в механических свойствах.

Создателями электролитического способа производства алюминия стали исследователи-металлурги Поль-Луи Туссен Эру (Франция) и Чарльз Мартин Холл (США). Таким образом, современная технология производства алюминия по своему происхождению является интернациональной, ставшей реальной также благодаря значительным инженерным достижениям в области генерации и передачи электроэнергии: 1820 г. – создание бельгийским электротехником З.Т. Граммом динамо-машины, способной вырабатывать значительное количество электроэнергии, достаточное даже для использования в химико-металлургических процессах; 1889 г. - создание российским инженером М. Доливо-Добровольским техники трехфазного переменного тока, благодаря чему стало возможным осуществлять передачу электроэнергии на большие расстояния. Электролитический способ производства алюминия позволил в короткий срок (с 1885 г. по 1900 г.) снизить цены на алюминий в 50 раз и во много раз увеличить его производство: 1895 г. - свыше 2000 тонн, 1905 г. - 20000 тонн. С 1890 г. по 1920 г. производство алюминия увеличилось в 1650 раз. В истории металлургии - это единственный случай такого стремительного роста производства металла. Алюминий и его сплавы стали завоевывать самые разнообразные области применения.



Поль Луи Эру, 1893 г.

Целью настоящей работы является анализ и изучение вклада П.-Л.Т. Эру и Ч.М. Холла в технологическое обоснование и промышленное освоение производства алюминия электролизом криолито-глиноземного расплава. Авторам представляется, что приведенные в ранее опубликованных работах, в частности в [1-3], сведения не всегда системны, иногда противоречивы и излагаются с учетом национальных приоритетов.

П.-Л. Эру (1863-1914 гг.)

Поль-Луи Туссен Эру родился 10 апреля 1863 в Тюри-Аркуре в Нормандии. П. Эру учился в колледже Сен-Барб и рано проявил интерес к естественным наукам: физике, химии и механике. В

пятнадцать лет П. Эру случайно прочел книгу «Алюминий, его свойства, производство и его перспективы», изданную известным в то время специалистом в области металлургии алюминия А.Сент - Клер Девилом. С этого времени у него возникло желание продолжать работу А.Сент - Клер Девиля. И вся дальнейшая деятельность П. Эру была посвящена алюминию. Родственники хотели, чтобы он продолжил «семейное» дело и занялся кожевенным производством. Но сам П. Эру хотел заниматься химией. В 1882 П. Эру поступил в Горную школу в Париже. Из-за чрезмерного увлечения химией П. Эру не справился с учебной программой и был отчислен уже на первом курсе. Однако он сумел наверстать все за летние каникулы, блестяще сдал экзамены и восстановился на втором курсе.

В 1885 году неожиданно умер отец П. Эру. Двадцатидвухлетний студент получил в наследство кожевенный завод в пригороде Парижа. Но вместо того, чтобы продолжить дело, оборудовал в здании завода химическую лабораторию и приступил к экспериментам по получению алюминия. П. Эру сначала пытался получить алюминий чисто химическими способами, а затем электролизом водных растворов солей алюминия. И лишь к 1886 году путем экспериментальных проб и ошибок он пришел к пониманию возможности получения алюминия электролизом растворенного в криолите глинозема. Впоследствии П. Эру вспоминал: «Мой отец умер в 1885 году, когда я еще не закончил своего образования. Отец был владельцем небольшого кожевенного завода в Жантильи. С тех пор Жантильи - предместье Парижа, дачное место – стал моей резиденцией. Продолжать производство кож я не предполагал. Часть оборудования я уступил друзьям отца, а на вырученные деньги купил небольшую динамо-машину Грамма. Паровая машина на заводе была своя и вместе с динамо являлась вполне достаточным оборудованием для опытов по электролизу различных алюминиевых соединений. Будучи убежден, что алюминий можно получить электролизом, я пытался разлагать электрическим током водные растворы алюминиевых соединений. Ничего путного из этих опытов не получилось, были лишь многочисленные неудачи. Мои сведения в области химии были ограничены. Какими может их видеть 23-летний студент, не специализировавшийся по этому делу? Но после долгой работы я пошел по правильному пути. Глинозем и криолит, расплавленные электрическим током моей динамо-машины, наконец, дали мне металлический алюминий...».

В 1886 г. П. Эру разработал современный промышленный способ получения алюминия электролизом криолито-глиноземных расплавов. 23 апреля 1886 года он получает свой первый патент на изобретение электролизера (патент №175.711 Франция, патент №7426 Англия, 1887 год). 22 мая 1886 года П. Эру подает заявку на выдачу патента в США, в последствии отклоненную из-за признания приоритета за Ч. Холлом. Однако чистый алюминий оказался невостребованным. П. Эру решил направить свои усилия на получение его сплавов. Результаты исследования П. Эру по получению алюминиевых сплавов нашли отражение в его следующем изобретении – «Способ получения алюминиевых сплавов нагревающим и электризирующим действием тока на ок-

сид». Позже он писал: «Получив патент, я не знал, что мне с ним делать, и стал искать помощи у авторитетов. Один из них, к которому я обратился за советом, сказал мне: «Алюминий – металл с ограниченным сбытом, и будете ли вы продавать его по 10 или 100 франков за килограмм, вы никогда не продадите его ни на один килограмм больше. Если бы вы могли производить алюминиевую бронзу, это было бы совсем другое дело, так как она применяется в значительном количестве». Отложив производство чистого алюминия, я приступил к новой серии опытов и получил сплавы алюминия. Я обращался к промышленникам и финансистам за поддержкой. Однако во Франции никто не захотел мне помочь. С горьким чувством я покинул ставший мне родным Жантильи и уехал в Швейцарию. Почему в Швейцарию? Я сам не знаю. Я поехал бы на край света, куда угодно, где бы только имел возможность продолжать свою работу по алюминию. Моя страна, сделавшая для алюминия больше других, не захотела оказать мне самой небольшой помощи. Что же, буду искать по миру людей, которые купят и меня, и мое изобретение».

В Швейцарии П. Эру останавливается в Нейгаузене. В Нейгаузене, у Рейнского водопада, компания «Сыновья Негер» еще с 1810 года занималась производством стали и железа с использованием гидроэнергии. В условиях иностранной конкуренции компания искала новые энергоемкие отрасли промышленности. Именно производство алюминия электрометаллургическим путем представлялось им для этого наиболее выгодным и перспективным.

Весной 1887 года П. Эру начал переговоры с компанией «Сыновья Негер». Опыты в Нейгаузене прошли удачно. 31 октября было основано «Швейцарское металлургическое общество», которое приобрело патентные права П. Эру. В том же году, когда в Нейгаузене началось производство алюминиевой бронзы, 18 ноября 1888 года между Швейцарским металлургическим обществом и немецким промышленником Э. Ратенау было подписано соглашение об учреждении в Нейгаузене Акционерского общества алюминиевой промышленности с общим капиталом в 10 миллионов швейцарских франков. Позднее его переименовали в Общество алюминиевых заводов. На его торговой марке было изображено солнце, восходящее из-за алюминиевого слитка, что должно было, по замыслу Э. Ратенау, символизировать зарождение алюминиевой промышленности.

О темпах ее развития свидетельствуют следующие цифры: за пять лет производительность завода возросла более чем в 10 раз. Если в 1890 году в Нейгаузене было выплавлено всего 40 тонн алюминия, то в 1895 году – 450 тонн. Акционерному обществу алюминиевой промышленности помимо завода в Нейгаузене принадлежал завод в Рейнфельдене (земля Баден), построенный на правом берегу Рейна в 1907 году. Ежегодно он производил до 800 тонн алюминия.

Пребывание П. Эру на заводе в Нейгаузене было недолгим – на родине произошли перемены, повлекшие за собой востребованность его изобретений и необходимость его возвращения. 17 октября 1888

*Торговая марка
Общества алюми-
ниевых заводов в
Нейгаузене*



года в Париже учредили Национальное электрометаллургическое общество, которое приобрело патенты П. Эру и, приступив к созданию алюминиевого завода, предложило ему стать его директором. Завод начал работать в апреле 1889 года – в местечко Фроже близ Гренобля в долине реки Изер.

В первые месяцы предприятие специализировалось, как и завод в Нейгаузене, на выплавке алюминиевой бронзы и железо-алюминиевого сплава, содержащего до 30 % алюминия. Но уже в конце 1889 года завод перешел на выпуск чистого алюминия. Первоначально для электролиза использовались ванны с одним анодом, работавшие на постоянном токе силой 4000 А. На выплавку одного килограмма алюминия затрачивалось значительное количество электроэнергии – 42 кВт·ч. Это происходило из-за несовершенства конструкции электролизера: на аноде плотность тока превышала 6 А/см². П. Эру установил четыре анода вместо одного, не изменяя силу тока. Это позволило в четыре раза уменьшить плотность тока и тем самым снизить себестоимость металла.

В 1893 году под руководством П.Эру был пущен еще один завод – в местечке Ла-Пра на реке Арк в предгорьях французских Альп. На предприятии использовались электролитические ванны с шестью анодами, работающие на токе в 5000А.

Франция целенаправленно развивала промышленное производство алюминия. Большинство новых заводов строилось на юго-востоке страны, во французских Альпах, где горные реки позволяли получать дешевую электроэнергию. В 1903 году появился завод в Ла-Сосса, через семь лет – более мощный в Аржентьер де Бессе на реке Дюранс.

Жизнь, научные и производственные этапы биографии П. Эру свидетельствуют о его определяющем вкладе в становление металлургии алюминия и его сплавов, как во Франции, так и во всем мире. Умер П. Эру близ Антиба 9 мая 1914 года.

Ч. М. Холл (1863-1914 гг.)



Чарльз Мартин Холл, 1888 г. всю будущую жизнь Ч. Холла.

Чарльз Мартин Холл родился 6 декабря 1863 года в Томпсоне, штат Огайо, США, в семье священника. В Оберлине, куда переселилась его семья, жалования пастора не хватало на содержание большой семьи. Сам Ч. Холл, шестеро его братьев и сестер вынуждены были учиться и искать случайные заработки. В школе Ч. Холл считался неплохим учеником, хотя особых способностей не обнаруживал. Однажды, разбирая в большом сундуке груды старых книг отца, он нашел учебник по химии, изданный в 1841 году в Лондоне. Эта находка определила

Когда Ч. Холл поступил в Оберлинский колледж, он был достаточно хорошо подготовлен в области химии. Слушая лекции профессора химии Ф. Джуэтта, он узнал, что тот, кто изобретет способ получения алюминия в промышленных масштабах, может разбогатеть, прославиться и заслужить благодарность человечества. Ч. Холл решил заняться этой проблемой. На протяжении двух лет, предшествующих окончанию колледжа, Ч. Холл непрерывно пытался получить алюминий. Из увлечения юности погоня за алюминием превратилась для Ч. Холла в дело всей его жизни. Вечера и ночи, свободные от учебы и работы, он целиком отдавал лаборатории, которую оборудовал в деревянном сарае.

Сначала он пытался восстановить глинозем углем, и после неудачи занялся поиском вещества, которое при добавлении к глинозему все же позволило бы провести реакцию. Поставив перед собой задачу во что бы то ни стало выделить алюминий, он перепробовал все вещества, которые мог достать. Среди них была сода, соли бария, хлориды кальция и магния. Убедившись в тщетности стараний, Ч. Холл перешел к опытам с электрическим током. Но желанный белый металл не появлялся – эксперименты с водными растворами квасцов и хлорида алюминия привели лишь к выделению студенистого осадка гидратированного глинозема. Экспериментальную работу Ч. Холл чередовал с чтением книг и тщательным анализом проведенных опытов. Свои усилия он направил на поиск вещества, которое «растворяло бы глинозем подобно тому, как соль или сахар исчезает в кипящей воде». С этой целью он испытывал фториды кальция, магния, натрия. Однако здесь его поджидала трудность: эти вещества плавятся при очень высокой температуре. Так, шаг за шагом он пришел к криолиту. Во-первых, криолит легко перевести в расплавленное состояние, для этого не требуется значительного нагрева. Во-вторых, расплавленный криолит прекрасно растворяет глинозем.

Теперь настал черед опытов по электролизу. Перед исследователем встали новые проблемы, связанные с поиском материала для тигля. Первоначально он ставил опыты в керамическом тигле. Однако успехом они не увенчались. Ч. Холл, невзирая на неудачу, вновь и вновь анализировал, рассуждал, делал выводы. Он решил заменить керамический тигель графитовым – и это был последний шаг на пути к успеху. 23 февраля 1886 года Ч. Холл, проведя электролиз глинозема в расплавленном криолите, получил алюминий.

Позднее Ч. Холл так описывал это время: «Понемногу я изучил термехимию и у меня зародилась мысль, что можно было бы растворить глинозем в чем-нибудь, не содержащем воду, то есть в растворителе, химически более устойчивом, нежели глинозем. Таким образом, получился бы раствор, из которого можно было бы путем электролиза выделить алюминий. Я устроил наспех небольшую электрическую батарею. В глиняном тигле расплавил немного криолита, растворил в нем глинозем и через расплавленную массу пропускал электрический ток приблизительно в течение двух часов. Когда я вылил расплавленную массу, то совсем не нашел алюминия. Мне пришла в голову мысль, что этой операции могут мешать посторонние вещества, главным об-

разом, кремнезем, выделившийся из глиняного тигля. Тогда я решил сделать тигли из угля. Пропуская ток приблизительно в продолжение двух часов, я вылил массу и нашел несколько маленьких шариков алюминия. Тогда я убедился, что открыл процесс, который искал.»

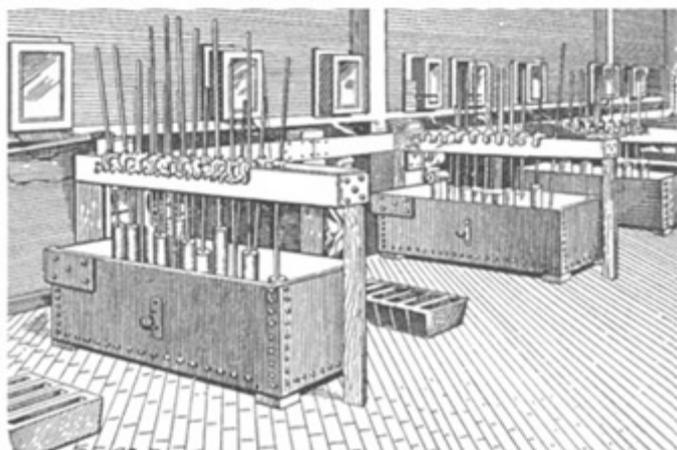
9 июля 1886 года Ч. Холл запатентовал электролитический способ получения алюминия и 2 апреля 1889 года получил патент США на свое изобретение. В дальнейшем Ч. Холлу удалось доказать, что свое открытие он сделал 23 февраля 1886 года. Но это было только начало технологического и конструкторского пути. Ч. Холл пробовал использовать вместо криолита смеси фторидов различных металлов, экспериментировал с конструкцией электролизера, варьировал материал тигля. В патенте Ч. Холла были представлены две конструкции электролизера. Однако конструкции, пригодные для проведения экспериментов в условиях лаборатории, оказались неподходящими в масштабах предприятия. Ч. Холлу предстояло непростое дело – применить сделанное им в лаборатории открытие на производстве.

Впервые изобретение Ч. Холла нашло применение на заводе братьев Коулз в Локпорте. Однако удалось получить всего лишь несколько килограммов алюминия. Чтобы увеличить масштабы производства, требовались кардинальные изменения технологии, но владельцы предприятия к этому не были готовы. Сохранились письма президента компании Э. Коулза, из которых следует, что он понимал – внедрение способа Ч. Холла приведет к резкому падению цен на алюминий. Конечно, это удерживало предпринимателя от реформирования. Чтобы избежать возможного банкротства, он даже вынашивал планы приобретения за бесценок патента Ч. Холла лишь с тем, чтобы конкуренты не могли им воспользоваться.

Поскольку сотрудничество явно не складывалось, Ч. Холл, воспользовавшись поддержкой друзей и бизнесмена А. Хента из Питтсбурга, организовал Питтсбургскую восстановительную компанию. Первый принадлежащий ей завод был пущен 18 сентября 1888 года в Кенсингтоне близ Питтсбурга. Для проведения электролиза использовали чугунные ванны прямоугольной формы длиной 60 см, шириной 40 см и высотой 50 см. Ток генерировали две динамо – машины. Каждая ванна содержала примерно 100 кг электролита – раствора глинозема в расплавленном криолите. Сначала в конструкции ванн был предусмотрен внешний нагрев: ванна помещалась на кирпичном основании, внутри которого находилась топка. Однако при работе выяснилось, что для процесса достаточно тепла, выделяющегося при прохождении тока через электролит, и от внешнего нагрева решили отказаться.

В первые месяцы работы завод Питтсбургской компании ежедневно производил 50 фунтов алюминия (примерно 22,5 кг). Цена за килограмм металла составляла 10 долларов. Однако и такой недорогой металл не находил достаточного спроса. Компания была вынуждена снизить цену сначала на 20, а потом даже на 40 процентов при покупке более полутора тонн. Этот период своей жизни Ч. Холл вспоминал так: «Наше объявление о продаже алюминия по 2 доллара за фунт при покупке тысячи фунтов металла, по-видимому, нико-

го не заинтересовало. Я знаю, что многих пугает такое огромное количество металла. По мнению многих, общее потребление алюминия в США вряд ли превышает тысячу фунтов в год. Многие говорят, что мы сами не имеем тысячи фунтов. Они в этом ошибаются, однако они правы в том, что найти покупателя сразу на тысячу фунтов довольно трудно, ибо в таком количестве алюминия никто не нуждается».



Цех электролизного завода в Кенсингтоне

Постепенно масштабы производства увеличивались. В 1890 году завод выпускал уже 240 кг металла в сутки. Для этого потребовалось приобрести две новые динамо-машины, увеличить число и размер ванн. Теперь длина ванны составляла 1,8 м, глубина – 1 м. Нововведением явилось отверстие в поду ванны для выпуска

расплавленного алюминия.

Вскоре помещения завода оказались малы для увеличивав-

шегося производства. И, что еще важнее, не хватало электроэнергии. На реке Аллегейни построили гидроэлектростанцию, и в марте 1891 года завод был перенесен в Новый Кенсингтон, неподалеку от Питтсбурга. Известно, что в 1893 году на заводе ежедневно производилось 500 кг алюминия, в следующем году – в два раза больше.

Питтсбургская восстановительная компания, во главе которой стоял Ч. Холл, бурно развивалась. Несколько новых заводов было основано в штате Нью-Йорк вблизи новой Ниагарской гидроэлектростанции. Один из них, Niagara Falls, работает и в настоящее время. Компания в 1907 году была реорганизована в Американскую алюминиевую компанию (в настоящее время Alcoa), в которой Ч. Холл до конца жизни занимал пост вице-президента, являясь владельцем или совладельцем всех ее алюминиевых заводов.

Обладая редким сочетанием таланта исследователя-экспериментатора и энергии предпринимателя, Ч. Холл по праву является основателем современной технологии промышленного производства алюминия, создателем алюминиевой промышленности США. Им получено 22 патента на технологические решения и конструкции электролизеров. В 1911 году Ч. Холл был награжден медалью Перкина за достижения в области прикладной химии. В течение длительного времени Ч. Холл был главным попечителем Оберлинского колледжа.

Умер Ч.М. Холл 27 декабря 1914 года от лейкемии в городе Дейтон-Бич, штат Флорида (США).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Розен Б.Я. Металл особой ценности. // Б.Я. Розен, Я.Б. Розен – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
2. Алюминий. Тринадцатый элемент. Энциклопедия. – М.: Библиотека РУСАЛа, 2007. – 240 с.
3. Галевский Г.В. Металлургия алюминия. Технология, электроснабжение, автоматизация. / Г.В. Галевский [и др.] – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 520 с.

К 80-ЛЕТИЮ НИКОЛАЯ ФИЛИППОВИЧА ЯКУШЕВИЧА



31 мая 2015 г. исполнилось 80 лет со дня рождения и более 50 лет инженерной, научной и педагогической деятельности известного ученого в области электрометаллургии и химической электротермии, доктора технических наук, профессора Николая Филипповича Якушевича.

В 1957 году после службы в армии Николай Филиппович поступил в Сибирский металлургический институт, окончил его в 1962 г. по специальности «Металлургия черных металлов» и был оставлен на работу в качестве инженера-исследователя и продолжения учебы в аспирантуре. Этот момент оказался переломным в судьбе Николая Филипповича, определившим его дальнейшую

жизнь и профессиональную деятельность. Под руководством зав. кафедрой электрометаллургии стали и ферросплавов профессора Н.В. Толстогузова он выполняет исследования по разработке технологии плавки марганцевых сплавов из бедных руд, выплавки стали в электропечах из руд Чокодам-Булакского месторождения, электровозгонки фосфора из руд Белкинского месторождения, силикотермической технологии плавки силикокальция, внедрению в производство кремнистых ферросплавов ангарских полукоксов. В 1969 г. он защищает кандидатскую диссертацию на тему «Исследование активности кремния в высококремнистых марганцевых сплавах». В дальнейшем Н.Ф. Якушевич продолжает активную научную работу, занимается совершенствованием технологии производства ферросилиция, ферромарганца, силикомарганца, силикохрома, силикокальция, сплавов алюминия, вольфрама, титана, корундовых и карбидокремниевых материалов, карбида кальция, фосфора.

Значительная часть работ выполнялась по заданию министерств, отраслевых НИИ и предприятий: Челябинский научно-исследовательский институт металлургии – Минчермет, ВАМИ – Минцветмет, ВНИИАШ – Минстанкопром, Западно-Сибирское геологическое управление, Юргинский абразивный завод, Ташкентский абразивно-алмазный комбинат, Западно-Сибирский металлургический комбинат. По результатам исследований в 1996 г. Н.Ф. Якушевич защитил докторскую диссертацию на тему «Развитие теории и совершенствование технологии высокотемпературных углеродотермических рудовосстановительных процессов». В 1999 г. выходит в свет основной научный труд Н.Ф. Якушевича – монография «Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия», хорошо известный специалистам отечественной и зарубежной металлургии и электротермии неорганических материалов.

Весом вклад Н.Ф. Якушевича в становление и развитие нового для института и университета научно-образовательного направления – технология электротермических производств, в рамках которого под его руководством в течение 45 лет осуществлялась подготовка инженеров-химиков-технологов в области химической электротермии неорганических материалов, впоследствии достигнувших высоких профессиональных результатов на предприятиях Химпрома, Минстанкопрома и Metallургпрома.

По результатам работы Н.Ф. Якушевичу присвоено ученое звание профессора (1998 г.), он удостоен нагрудного знака Минобрнауки «Почетный работник ВПО РФ» (2005 г.), награжден медалью Администрации Кемеровской области «За заслуги перед Кузбассом» (2015 г.).

Научную и преподавательскую деятельность Н.Ф. Якушевич успешно сочетает с активной работой в диссертационном совете по металлургии и металлостроению, в редакционных коллегиях журнала «Известия вузов. Черная металлургия», отраслевых и вузовских сборниках научных трудов, пропагандой научно-технических достижений, оказывает консалтинговую и инженеринговую помощь предприятиям региона, организует и проводит повышение квалификации их ИТР.

Своей энергией, широкими профессиональными знаниями, высокой работоспособностью и требовательностью к себе и окружающим Н.Ф. Якушевич снискал большой авторитет и уважение.

Коллеги и ученики сердечно поздравляют профессора кафедры «Металлургия цветных металлов и химическая технология» Якушевича Николая Филипповича с 80-летием. Здоровья, долгих лет жизни, творческих успехов!

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Сборник научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» подготавливается к печати Сибирским государственным индустриальным университетом совместно с отделением металлургии горно-металлургической секции РАЕН.

В сборник могут быть представлены работы по направлениям:

- металлургия черных и цветных металлов и сплавов;
- порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия;
- физика металлов и металловедение;
- экономика, управление и экология на предприятиях;
- проблемы высшего образования;
- отклики, рецензии и биографии.

Рукописи статей, оформленные в соответствии с нижеизложенными требованиями, направляются в Сибирский государственный индустриальный университет.

К рукописи прилагаются:

- разрешение ректора или проректора вуза на опубликование результатов работ;
- рекомендация соответствующей кафедры высшего учебного заведения или научного семинара академических институтов или отраслевых НИИ;
- рецензия, подготовленная специалистом, имеющим ученую степень, заверенная по месту работы рецензента,
- акт экспертизы, подтверждающей возможность опубликования работы в открытой печати;
- сведения об авторах (Ф.И.О. полностью, уч. степень, звание, вуз, служебный и домашний адрес, телефон).

Рукописи направляются в редакцию в одном экземпляре. Текст рукописи должен быть отпечатан на одной стороне стандартного листа белой бумаги формата А4 с полями 25 мм с каждой стороны. Объем статьи (включая аннотацию, иллюстрации, таблицы, библиографический список) не должен превышать 6-8 страниц машинописного текста, напечатанного через 1,5 интервала, размер шрифта 14 пт. Последнюю страницу рекомендуется занимать полностью.

Текст аннотации на русском и английском языке объемом порядка 1/4 страницы печатается через 1 интервал и помещается после заглавия статьи. Текст аннотации должен содержать только краткое описание публикуемого материала.

Иллюстрации представляются в одном экземпляре; они должны быть выполнены тушью на белой бумаге или кальке и скомпонованы на одном или двух стандартных листах формата А4 (с полным их заполнением). Размер иллюстрации (иллюстраций) вместе с наименованием, поясняющей надписью и номером не должен превышать 250×170 мм. Страницы, занятые иллюстрациями, включают в общую нумерацию страниц.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовки и размещаемых в тексте по мере упоминания. Не рекомендуется делить головки таблиц по диагонали и включать графу «№ п/п».

Список литературы оформляется в соответствии с ГОСТ 7.1-84: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, название статьи, полное название журнала, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборника – фамилии и инициалы авторов, название статьи, название сборника, место издания, издательство, год издания, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются. Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипция, библиографическом списке фамилии авторов, название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

В начале статьи указывается индекс УДК (ББК). Название организации приводится полностью и размещается после фамилии авторов. Первая страница рукописи подписывается внизу всеми авторами статьи. Число авторов не должно превышать пяти; количество публикаций одного автора – не более двух в одном выпуске.

Для создания современного облика настоящего сборника, улучшения качества печати предусмотрен компьютерный набор. Поэтому, наряду с вышеуказанными документами и отпечатанными на бумаге статьями, в адрес редколлегии необходимо выслать дискету с текстом статьи, включая таблицы и подрисуночные подписи. Набор текстового файла осуществляется в редакторе *Microsoft Word for Windows (ver. 6.0, 7.0, 97, 2000)*. Графические объекты представляются в файлах (любого графического формата). При отсутствии такой возможности высылаются рисунки, выполненные тушью на бумаге, фотографии – в оригинале.

Сборник научных трудов реферируется в РЖ «Металлургия», зарегистрирован в Международном центре «Международной стандартной нумерации 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 «Научные издания».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 30 апреля 2016 г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ФГБОУ 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 20.10.2015 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 14,2 Уч.-изд.л. 15,2 Тираж 300 экз. Заказ № 559

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ