

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

*Посвящается
110-летию со дня рождения
профессора Ю.В. Грдины*

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

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 28

Москва
Новокузнецк
2011

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. 28 / Редкол.: Л.П. Мышляев (главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2011. – 172 с., ил.

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

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

Электронная версия сборника представлена на сайте

<http://www.sibsiu.ru> в разделе «Издательская деятельность»

Ил. 57, табл. 32, библиогр. назв. 174.

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

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

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

ББК 34.3я4

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2011

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ
АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

- 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
- Громов В.Е. д-р физ.-мат. наук, проф., д.ч. Международной
академии энерго-информационных наук, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Козырев Н.А. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Павлович Л.Б. д-р техн. наук, проф., чл.-корр. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Перетяцько В.Н. д-р техн. наук, проф., чл.-корр. Академии инженер-
ных наук, СибГИУ, г. Новокузнецк
- Руднева В.В. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Селянин И.Ф. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Темлянцев М.В. д-р техн. наук, проф., чл.-корр. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	6
К 110-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ПРОФЕССОРА Ю.В. ГРДИНЫ .	7
Профессор Юрий Вячеславович Грдина – этапы жизни и творчества	8
<i>В.К. Афанасьев, М.В. Попова, Н.Н. Кушнаренко, А.Н. Прудников, С.В. Долгова</i>	
Кафедра физики металлов СибГИУ – славное прошлое и настоящее	15
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	21
<i>Н.А. Козырев, Р.А. Гизатулин, Д.В. Бойков</i>	
Неметаллические включения в рельсовой электростали.....	22
<i>О.Л. Базайкина, М.В. Темлянецв</i>	
Метод решения задачи о нагреве бруса шестиугольного сечения при граничных условиях третьего рода.....	28
<i>О.Л. Базайкина, М.В. Темлянецв</i>	
О расчете времени нагрева термически тонких тел.....	37
<i>А.В. Феоктистов</i>	
Исследование фракционного состава топлива при плавке чугуна в лабораторной вагранке	43
<i>И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, О.Г. Приходько, А.И. Куценко, А.А. Куценко</i>	
Особенности кристаллизации и структурообразования литейных сплавов при физическом модифицировании	47
<i>А.А. Колонаков, А.В. Кухаренко, В.Б. Деев, И.Ф.Селянин, А.А. Абатурова</i>	
Получение поршневого сплава АК12ММгН в условиях ОАО «РУСАЛ Новокузнецк»	52
<i>М.В. Филиппова, В.Н. Перетяцько, А.А. Федоров</i>	
Удельное усилие при выдавливании	56
<i>М.В. Филиппова, А.А. Федоров, В.Н. Перетяцько</i>	
Механические свойства и поверхностный угар стали 20Х при температурах полугорячей штамповки	61
<i>Л.Б. Павлович, О.О. Медведская</i>	
Активация каталитического действия шлаков черной металлургии.....	66
<i>В.В. Стерлигов, Т.А. Михайличенко</i>	
О возможности использования стационарного воздушного слоя для теплоизоляции энергетических агрегатов	72
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	78
<i>Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Производство и применение карбида хрома: оценка, тенденции, прогнозы	79
<i>И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i>	
Термодинамический анализ процессов плазменного синтеза карбида хрома..	92

<i>И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i> Ресурсные и технологические характеристики плазмометаллургического реактора для производства тугоплавких боридов и карбидов	100
<i>И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева</i> Теплотехнические характеристики плазмометаллургического реактора для производства тугоплавких боридов и карбидов.....	106
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ.....	114
<i>О.В. Шорохова</i> Особенности применения различных охлаждающих сред при закалке сталей и сплавов (обзор).....	115
<i>М.В. Чубейко, М.В. Темлянец</i> Практика и перспективы воздушно-струйной закалки рельсов (обзор).....	123
<i>Е.Г. Белов, В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Я. Чинокалов</i> Влияние упрочняющих обработок на структуру и свойства фасонного стального проката и чугунных валков	128
<i>В.А. Петрунин, В.Я. Целлермаер</i> Влияние плазменной обработки на микротвердость валков из чугуна марки СПХН.....	134
<i>Н.Н. Малушин, О.Е. Козырева</i> Повышение качества и коррозионной стойкости деталей металлургического оборудования плазменной наплавкой и последующим азотированием	137
<i>Н.Е. Крюков, И.Н. Ковальский, Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков</i> Свойства сварных соединений низколегированной стали 09Г2С, выполненных различными сварочными материалами.....	142
<i>А.М. Арасов</i> Theoretikal and experimental study of cracking stainless steel arising welding	146
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ	155
<i>В.А. Быстров, Т.В. Баскакова, Н.А. Захарова</i> Разработка современной Системы оплаты труда с использованием грейдов – теория и практика	156
<i>Ю.А. Епифанцев</i> Особенности внедрения автоматизированной системы управления техническим обслуживанием и ремонтами оборудования в условиях ОАО «ЗСМК».....	163
ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ	168
<i>В.Ф. Горюшкин</i> Рецензия на монографию «Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2010 г. – 171 с.»	169
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ	170

ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящий выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» посвящен 110-летию со дня рождения, известного советского металловеда, Заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, лауреата Государственной премии СССР, доктора технических наук, профессора Юрия Вячеславовича Грдины. Фактически 30 лет жизни Ю.В. Грдины были тесно связаны с Сибирским металлургическим институтом (СМИ), где он реализовал себя как талантливый ученый, педагог и администратор. Благодаря его научным разработкам в области металловедения и термической обработки металлов СМИ приобрел мировую известность.

Вестник включает статьи исторического и биографического содержания о научной деятельности, жизни и творчестве, воспоминания современников Ю.В. Грдины, подготовленные сотрудниками музея и кафедры физики металлов и новых материалов Сибирского государственного индустриального университета. В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты теоретических, и экспериментальных исследований авторских коллективов направленные на совершенствование технологий производства и обработки металлов в металлургии и машиностроении, повышение качества и конкурентоспособности отечественной металлопродукции.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 29-м выпуске сборника научных трудов.

**К 110-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ
ПРОФЕССОРА Ю.В. ГРДИНЫ**

ПРОФЕССОР ЮРИЙ ВЯЧЕСЛАВОВИЧ ГРДИНА – ЭТАПЫ ЖИЗНИ И ТВОРЧЕСТВА



Юрий Вячеславович Грдина родился 6 июля 1901 г. в г. Вильно (г. Вильнюс). Отец, Вячеслав Иванович Грдина, в то время был студентом Томского технологического института, поэтому после рождения ребенка перевозят в Томск. С 1911 по 1918 Юрий учился во 2-м Томском реальном училище, затем поступил в Томский технологический институт на механический факультет. Приходилось зарабатывать на жизнь. Юрий Вячеславович после окончания реального училища работал некоторое время конторщиком в конторе Нижнеудинского участка тяги железной дороги, затем в 1919 г. – чертежником управления Томской железной дороги, библиотекарем и секретарем редакции Западно-Сибирского отделения общества Сибирских инженеров.[1]

Научная деятельность

Начало научно-исследовательской деятельности Юрия Вячеславовича Грдины относится к студенческим годам, проходившим в Томском технологическом институте (1920-1925 гг.), а затем в Институте прикладной физики (1925-1928 гг.)

Первые исследования проведены Юрием Вячеславовичем в начале 20-х гг. XX века в полярной экспедиции в устье реки Обь. Под руководством профессора физики Б.П. Вейнберга им были выполнены маршрутная и магнитная съемки побережья Обской губы. Работа экспедиции имела в то время большое значение не только для развития науки, но и для практических освоений северных территорий. Тогда уже предполагалось расширение хозяйственной деятельности в этих районах.

После окончания полярной экспедиции Юрий Вячеславович совмещает учебу в институте с работой в Томском университете. Он принимает

участие в организации магнитной обсерватории и заведует ею до 1 декабря 1921 г.

В 1923 г. Б. П. Вейнбергом создается институт прикладной физики при Томском технологическом институте, и студент Грдина работает в нем с момента образования в качестве вычислителя. [1]

В это время им проводится научно-исследовательская работа, Юрий Вячеславович занимается определением напряжений оптическим методом в деформированном льде, получает монокристаллы льда, изучает процесс кристаллизации. Работа в этом институте продолжается до 1928 г., т.е. до окончания его существования при Томском технологическом институте.

В 1927 г. Ю. В. Грдина приступает к преподавательской деятельности. Он ведет практические занятия в Томском технологическом институте по теоретической механике на механическом и строительном факультетах, читает курс лекций по общей электротехнике в Томском университете.

В 1928 г. Юрий Вячеславович уезжает в Красноярск, где работает начальником электроцеха Красноярского паровозоремонтного завода. Грдина выполняет проект электростанции завода, по которому осуществилось ее строительство.

В 1928 г. на базе Института прикладной физики Томского технологического института создан Сибирский физико-технический институт (СФТИ), переданный Томскому университету. Ю. В. Грдина приезжает в Томск и становится сначала сотрудником, а затем ученым секретарем СФТИ. В это время профессором Н. В. Гутовским в городе организуется Сибирский институт металлов (СИМ), начавший самостоятельно функционировать в 1930 г.

Юрий Вячеславович Грдина принял активное участие в организации СИМ. В 1933 г. он был назначен заместителем директора института по научной работе, а затем техническим директором. В 1934 г. СИМ перевели в Новосибирск, и Грдина переезжает в этот город.

В 1935 г. Ю. В. Грдине присуждена ученая степень кандидата технических наук без защиты диссертации.

В 1937 г. постановлением Совета народных комиссаров СИМ был слит с Сибирским металлургическим институтом (г. Сталинск). Ю.В. Грдину избрали заведующим кафедрой металловедения и термической обработки. И вся дальнейшая научная деятельность Ю.В. Грдины была связана с этим институтом.

В годы Великой Отечественной войны Ю.В. Грдина с группой ученых Сибирского металлургического института принимал участие в разработке технологических процессов производства оборонной продукции на ряде заводов.

Под его руководством на Кузнецком металлургическом комбинате (КМК) был освоен и налажен выпуск броневой стали. Осуществлены прокатка и термообработка броневых листов. Это было очень важно для стра-

ны, поскольку 30 % всей броневой стали и 50 % броневых листов получали во время Великой Отечественной войны из цехов КМК.

Итогом данных исследований явилась диссертация Юрия Вячеславовича на соискание ученой степени доктора технических наук, защита которой состоялась в 1942 году на заседании совета Томского индустриального института. В 1943 г. Ю. В. Грдина был утвержден в звании профессора.



Ю.В. Грдина со студентами гр. ТТ-44, фото 1949 г.

Продолжая заведовать кафедрой в институте, Грдина в 1937-1939 гг. руководит научно-исследовательским сектором, является в 1939-1941 гг. деканом технологического факультета, а в период с октября 1941 по декабрь 1944 работает в должности заместителя директора по учебной и научной работе института. В начале 1945 года Грдина назначен заведующим кафедрой термообработки. С 1947 по 1952 г. профессор Грдина – заместитель директора Сибирского металлургического института по научной и учебной работе. С 1952 г. по 1958 г. – заместитель директора по науке. Кроме того, Ю.В. Грдина является в 1958-1967 гг. редактором отдела металловедения и термической обработки металлов журнала «Известия вузов. Черная металлургия».

В 1958 г. Юрий Вячеславович организует кафедру физики металлов и становится ее заведующим до 1967 г.

На протяжении тридцати лет работы в СМИ Ю.В. Грдина читал курсы металловедения и термической обработки металлов, химико-термической обработки, специальных сталей и статистической обработки экспериментальных данных. Одновременно он руководил комплексом научно-исследовательских работ. Под непосредственным руководством профессора Грдины работала большая группа аспирантов и докторантов, многие из них успешно защитили кандидатские и докторские диссертации.

Как выдающийся ученый Юрий Вячеславович Грдина пользовался широкой известностью не только в нашей стране, но и далеко за ее пределами. Его трудами интересовались ученые США, Англии, Японии, Швеции. Он дважды был в командировках с группой советских ученых за границей: в 1957г. – ГДР, в 1963 г. – Англия.

Ю.В. Грдина – автор более 120 опубликованных научных работ.

Результатом научной деятельности Юрия Вячеславовича явился пуск на Нижне-Тагильском металлургическом заводе первого и единственного в мире цеха с полным циклом термической обработки рельсов.

13 ноября 1967 г. после тяжелой болезни Юрий Вячеславович ушел из жизни.

Общественно-политическая деятельность:

Юрий Вячеславович являлся руководителем и организатором научной работы в союзном масштабе, был председателем рельсовой комиссии, членом научно-технического Совета министерства высшего образования, членом научно-технического Совета Кемеровского Совнархоза, членом Совета Госплана СССР по координации научно-исследовательских работ в области металлургии, наряду с этим он был и крупным общественным деятелем. Неоднократно избирался депутатом Кемеровского областного и Новокузнецкого городского Советов депутатов трудящихся, членом городского комитета КПСС, был избран делегатом XXII съезда КПСС.

Награды

1945г. – награжден орденом Трудового Красного Знамени. Награжден орденом «Знак почета».

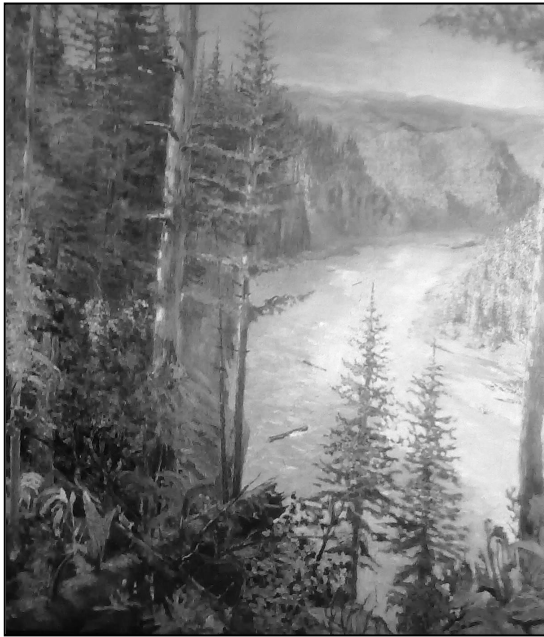
1953 г – награжден вторично Орденом Трудового Красного Знамени.

1961г. – награжден орденом Ленина за большие успехи в подготовке специалистов и развитии науки.

1961 г. – присуждено почетное звание Заслуженного деятеля науки и техники РСФСР.

1966 г. – присуждена премия им. Н.А. Минкевича за работу «Термическая обработка 25-метровых железнодорожных рельсов».

1967 г. – присуждена Государственная премия в области науки и техники за разработку технологии, создание оборудования и внедрение в производство термической обработки железнодорожных рельсов.



Увлечения

В квартире Юрия Вячеславовича когда-то стояла впечатляющая своими размерами картина: таежная глухомань, бурная Мрас-Су, а вдали - горы. Эту картину писал ученый, который очень любил путешествовать. Ю. В. Грдина был прекрасным художником, превосходно играл на пианино. В 1963 году он написал научно-фантастическую повесть «Блистательный мир» как продолжение «Туманности Андромеды» И.А. Ефремова, профессионально занимался фотографией, прекрасно играл в шахматы.

Память

На географической карте страны есть мыс им. Грдины, расположенный на Тазовском полуострове, примерно в 40 км от впадения реки Таз в Обскую губу.

Решением Горсовета г. Новокузнецка №176 от 28 мая 1968 г. одна из улиц города названа в честь Юрия Вячеславовича Грдины.

Грдина в воспоминаниях современников

Наталья Николаевна Шубина, жена Ю. В. Грдины, к.т.н., доцент кафедры металловедения и термической обработки металлов Сибирского металлургического института: «Юрий Вячеславович любил жизнь, был очень обаятельным и интересным человеком, он все делал талантливо, самобытно. Вот такой Человечище работал, творил и жил в нашем городе. Стоял у истоков нашего института и кафедры физики металлов. Мы должны гордиться этим».

Владимир Иванович Люленков, к.т.н., профессор кафедры механического оборудования металлургических заводов: «Грдина - высококвалифицированный профессионал, один из лучших в нашей стране. Человек, который знал очень много о рельсах. Он знал все о легированных марках стали, и многие вещи на высокопрофессиональном уровне не только знал, но понимал и мог объяснить другим».

Николай Михайлович Кулагин, ученик Ю.В. Грдины, к.х.н., профессор кафедры физической химии и теории металлургических процессов, ректор СибГИУ с 1988 по 2008 гг.: «Ю.В. Грдина – основатель кафедры физики металлов в нашем институте. Первый набор на эту специальность был объявлен в 1958 году, – вступительные экзамены я сдал успешно, набрал 23 балла. В группе 25 человек металлофизиков, группа была дружная, больше половины – медалисты, потому что на эту специальность был самый большой конкурс. И сразу же, на первом же курсе, Грдина нам сказал:

«Это чисто научно-исследовательское направление, поэтому мы из вас будем делать ученых. Никаких немецких, французских языков – все будут изучать английский». Потому что вся литература по металлофизике публиковалась только на английском языке. На втором курсе нас осталось 19 человек – те, кто плохо себя проявил, отсеялись. Зато все 19 дошли до конца, до диплома. Из них 6 человек защищали дипломный проект на английском языке.

Грдина очень здорово организовывал практику. Во-первых, после второго курса каждого заставил пройти практику по всем цехам завода больше месяца, чтобы познать полный цикл металлургического производства. А после третьего курса – практика непосредственно научно-исследовательская, в лаборатории на Кузнецком металлургическом комбинате. Потом – Челябинск, Днепропетровск, Донецк, Свердловск, Рига – мы побывали на всех ведущих предприятиях СССР. Практике уделялось большое внимание. Наши ребята на этих практиках давали консультации другим студентам-практикантам со всего Советского Союза».

Николай Васильевич Лапин, выпускник СМИ 1954 г.: «Я первый раз встретил человека (Грдину Ю. В.), который мог так просто и доходчиво говорить о сложных и запутанных вещах. Я вообще бы отметил ясность и могучую чистоту его мышления» [5].

Из истории семьи Грдины:

Дед Ю.В. Грдины – Иван Францевич Грдина – австрийский подданный. Прибыл в Россию в конце 70-х годов XIX века, имея временный вид на жительство в стране на один год. Но судьба распорядилась так, что он и его потомки остались жить в России навсегда. Иван Францевич до приезда в Россию жил в чехословацком городе Пользене и работал на пивоваренном заводе рабочим. Имея неплохие музыкальные способности, он по вечерам играл на кларнете в любительском оркестре городского сада. Музыка стала в последующем основной его профессией. К 1900-му году И.Ф. Грдина уже был капельмейстером в Артиллерийской бригаде, расположенной в г. Вилькомир, а затем в г. Вильно.

В 1881 году в Вилькомире у него родился сын, который был крещен в местном римско-католическом приходском костеле и получил имя Вацлав. В метрической книге костела было записано, что младенец родился у австрийских подданных, супругов Ивана и Альбины Грдина, и, следовательно, тоже становился подданным Австрии. Вацлав (позднее его стали называть русским вариантом этого имени – Вячеслав) в 1893 году поступает в Виленское реальное училище и в 1900 г. заканчивает его. После окончания реального училища Вячеслав Грдина едет в Томск и поступает в Томский технологический институт на механическое отделение. Австрийское подданство не устраивало Вячеслава, он обращается к директору института с просьбой помочь ему получить российское гражданство. Дирек-

тор Е.Л. Зубашев и попечитель Западно-Сибирского учебного округа Л. Лаврентьев поддержали эту просьбу и подали необходимые ходатайства. В результате В.И. Грдина стал российским подданным, изменил римско-католическое вероисповедание на православное. В декабре 1906 г. Вячеслав Иванович окончил институт, выполнив, под руководством профессора Т.И. Тихонова, дипломную работу на тему «Современное состояние кузнечного дела на машиностроительных заводах». Это был первый в Сибири выпуск инженеров. Диплом получили 15 выпускников механического и 2 выпускника химического отделений.

После окончания института В.И. Грдина работал на станции Нижнеудинск Сибирской железной дороги и через некоторое время стал помощником начальника участка службы тяги Сибирской железной дороги.

В 1909 г. он стал членом общества Сибирских инженеров.

В апреле 1910 г. Вячеслав Иванович Грдина ушел из жизни, общество Сибирских инженеров решило выдавать пособие его вдове Марии Осиповне в размере 10 рублей в месяц. [1, 2].

*Подготовлено заведующей
музеем истории СибГИУ М.В. Стрелан*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лозинский Ю.В. Старейший технический факультет Сибири. История создания и развития / Ю.В. Лозинский. – Томск, 2000. – С. 202-203, С. 314-319.
2. Лозинский Ю.В. Вацлав Грдина сибирский австриец чешского происхождения / Ю.В. Лозинский // Томский политехник. – 1998. – № 4. – С. 116-119.
3. Берлин А.Б. Сибирский металлургический институт. Дела и люди / А.Б. Берлин. – Новокузнецк, 1992. – С. 36-38.
4. СМИ – СибГИУ 75 лет. Хроника. Люди. События: очерк по истории СибГИУ / Н.М. Кулагин [и др.]; под ред. Н.М. Кулагин. – Кемерово: Кузбасс, 2005. – 304 с.
5. Несколько слов о Юрии Грдине / записал Савва Михайлов // Кузнецкий рабочий. – 2007. – № 144.
6. Мемориальный комплекс Грдины Юрия Вячеславовича: архив музея истории СибГИУ / Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк.

УДК 669.04(092)

В.К. Афанасьев, М.В. Попова, Н.Н. Кушнарченко,
А.Н. Прудников, С.В. Долгова

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

КАФЕДРА ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ СибГИУ – СЛАВНОЕ
ПРОШЛОЕ И НАСТОЯЩЕЕ

В июле 2011 года исполняется 110 лет со дня рождения Юрия Вячеславовича Грдины, известного советского металловеда, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, лауреата Государственной премии СССР, много лет работавшего в Сибирском ордена Трудового Красного Знамени металлургическом институте имени Серго Орджоникидзе (СМИ, нынешнем СибГИУ). Профессор Ю.В. Грдина – выдающийся представитель той плеяды ученых, благодаря которым Сибирский металлургический институт приобрел высочайший авторитет как кузница лучших инженерных кадров для черной металлургии. Он возглавлял сначала кафедру термической обработки металлов СМИ, затем создал и возглавил кафедру физики металлов, которая была его любимым детищем. Незаурядная личность Ю.В. Грдины наложила такой яркий отпечаток на характер деятельности коллектива кафедры физики металлов, что сформированные при его жизни принципы научной и учебной деятельности сохраняются вот уже более пятидесяти лет. Нынешний коллектив кафедры считает себя продолжателем традиций, заложенных профессором Грдиной.

Творческая биография Ю.В. Грдины характеризует его как талантливого ученого и крупного организатора науки. Профессор Ю.В. Грдина много и плодотворно работал в области металловедения и физики металлов. Им были выдвинуты и экспериментально подтверждены принципиально новые положения о кинетической теории образования эвтектических сплавов, о теории вторичной кристаллизации, дислокационной теории флокенообразования и разрушения сталей, о механизме модифицирования стали и другим вопросам.

С 1937 г. Ю.В. Грдина возглавлял кафедру металловедения и термической обработки металлов Сибирского металлургического института, с 1947 по 1958 год был заместителем директора института по научной работе, а также научным консультантом при Кузнецком металлургическом комбинате (КМК). В предвоенный период он занимался теоретическим металловедением (им были опубликованы труды по определению критиче-

ских точек и электронной проводимости металлов, по кинетической теории эвтектических сплавов, по аномальной структуре стали и др.), причем успешно совмещал научные исследования с выполнением работ производственного характера, которые помогли в кратчайший срок вывести КМК на проектную мощность.

Значительным и важным этапом деятельности Ю.В. Грдины являлись годы Великой Отечественной войны. Он принимал участие в разработке технологических процессов производства оборонной продукции на ряде заводов. В 1942 году он защитил диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук на тему «Тепловая обработка как метод улучшения рельсов». Решением ВАК степень доктора технических наук была присуждена Ю.В. Грдине 13 марта 1943 года. Это была первая докторская диссертация, подготовленная в Сибирском металлургическом институте. Защита докторской диссертации в то время являлась редким событием, так как требования ВАК были очень высоки. В 1945 году Ю.В. Грдина был награжден орденом Трудового Красного Знамени.

В послевоенные годы Ю.В. Грдина занимался в основном исследованиями в области транспортного металла. Работе по улучшению качества рельсовой стали он отдал более трех десятилетий своей жизни. Он изучал закономерности структурообразования, в соответствии с которыми выбирался оптимальный режим термической обработки рельсов, пути повышения хладостойкости рельсовой стали, особенности образования флокенов в ней и разрабатывал способы противоблокованной обработки. Результатом этих исследований было строительство на всех заводах СССР термических отделений по предупреждению образования флокенов. За эти работы Ю.В. Грдина в 1953 г. был вторично награжден орденом Трудового Красного Знамени. Труды Ю.В. Грдины, касающиеся проблем транспортного металла, и сейчас оказывают реальную помощь специалистам в решении производственных задач.

Важную роль в творческих достижениях Ю.В. Грдины сыграла его научно-организаторская деятельность. Он являлся председателем рельсовой комиссии, членом совета Госплана СССР по координации научно-исследовательской работы в области металлургии, членом Научно-технического совета Министерства высшего и среднего специального образования СССР и ряда других научных организаций.

По инициативе доктора технических наук профессора Юрия Вячеславовича Грдины в 1958 году в Сибирском металлургическом институте имени Серго Орджоникидзе была создана кафедра физики металлов.

Годом раньше, в 1957 году совместным приказом Министерства черной металлургии и Министерства вооруженных сил СССР при СМИ была создана Проблемная научно-исследовательская лаборатория физики металлов для разработки важнейших теоретических и практических проблем металловедения. Научным руководителем лаборатории был также назна-

чен Ю.В. Грдина. Поэтому естественно, что деятельность кафедры протекала под его руководством по единому плану с Проблемной лабораторией. Основными направлениями научных исследований проблемной лаборатории являлись: работы в области теории пластической деформации и разрушения твердых тел, вопросы полиморфизма и поверхностного насыщения тугоплавких металлов и сплавов, разработка методов упрочнения транспортного металла (объемная закалка рельсов) и методов защиты тугоплавких металлов от окисления при высоких температурах.

Профессором Ю.В. Грдиной было написано более 150 статей в научно-технических журналах, опубликована монография по рельсовой стали. Под его руководством было защищено более десяти кандидатских диссертаций, подготовленных выпускниками кафедры физики металлов и научными сотрудниками Проблемной лаборатории. В 1961 г. Ю.В. Грдина был награжден орденом Ленина за большие заслуги в развитии науки и подготовке специалистов. В течение почти десяти лет, с 1958 года и до самой своей смерти 13 ноября 1967 года Ю.В. Грдина был заведующим кафедрой физики металлов, отдавая все свои силы, знания и опыт делу подготовки и воспитания квалифицированных инженеров-металлофизиков.

В ноябре 1967 года Ю.В. Грдине в составе группы специалистов была присуждена Государственная премия СССР за разработку технологии, создание оборудования и внедрение в производство термической обработки железнодорожных рельсов. Однако Почетный знак и диплом Лауреата были вручены жене Ю.В. Грдины уже после его кончины.

После смерти Ю.В. Грдины коллектив кафедры возглавил кандидат технических наук доцент Владимир Сергеевич Львов, работавший на кафедре со дня ее основания. В.С. Львов занимался исследованием свойств напыленных слоев из тугоплавких металлов, нанесенных с целью повышения их жаростойкости, а также исследованием магнитных свойств сталей и сплавов.

С 1977 г. и по настоящее время кафедру физики металлов возглавляет доктор технических наук, профессор, Заслуженный изобретатель РФ, академик РАЕН Владимир Константинович Афанасьев. Профессор В.К. Афанасьев – выпускник кафедры металловедения и термической обработки металлов СМИ. Во время его учебы курс «Специальные стали» студентам-термистам читал Ю.В. Грдина, поэтому можно с полным правом говорить о преемственности поколений на кафедре физики металлов.

Основное направление исследований профессора В.К. Афанасьева – изучение общих закономерностей влияния элементов внедрения (водорода, кислорода, азота, углерода) на свойства металлов и сплавов. На основании этого его научная и техническая деятельность включает разработку новых технологий и материалов в металлургии и машиностроении. Профессор В.К. Афанасьев имеет более 400 научных трудов, в том числе более 130 авторских свидетельств СССР и патентов РФ на изобретения и 4 моногра-

фии. Под его руководством защищено 18 кандидатских диссертаций и четыре докторских. Профессор В.К. Афанасьев ведет также научно-организаторскую деятельность, является членом двух специализированных диссертационных Советов.

С момента образования кафедры Ю.В. Грдиной были определены основные принципы обучения студентов-металлофизиков, предполагающие сочетание глубокой теоретической подготовки и научных исследований. Эти принципы сохранены коллективом кафедры: студенты основательно изучают внутреннее строение металлов, его связь со свойствами, знакомятся с современными физическими теориями и методами исследования структуры и свойств металлических материалов. Научная работа по тематике исследований кафедры начинается с 3-го – 4-го курсов, сначала под руководством преподавателей, позже – самостоятельно. Система подготовки, организованная на кафедре, позволяет выпускать высококвалифицированных специалистов, имеющих достаточную теоретическую подготовку и практические навыки проведения исследовательской работы. Об этом свидетельствует тот факт, что большое количество выпускников кафедры имеют ученую степень кандидата технических наук.

В сентябре 1958 г. была набрана первая группа студентов по специальности «Физика металлов» в количестве 25 человек. Престиж специальности был очень высок, конкурс при поступлении составлял более пяти человек на место. В результате более 50 % студентов первого набора были золотыми и серебряными медалистами. Срок обучения студентов-металлофизиков первых четырех наборов составлял 5,5 лет. Первый выпуск студентов-металлофизиков состоялся в марте 1964 г. Закончили институт 19 человек, из них 6 получили дипломы с отличием, 4 человека защитили дипломные работы на английском языке.

С 1963 года прием на специальность «Физика металлов» увеличился вдвое, и так было до 1970 г. включительно, затем прием снизился. За период с 1958 по 1997 гг. дипломы инженера-металлурга по специальности «Физика металлов» получили 460 человек, 79 из них – дипломы с отличием. В феврале 2000 г. состоялся первый выпуск уже не инженеров-металлургов, а инженеров-физиков по специальности «Физика металлов». Государственный образовательный стандарт 2000 года предусматривал более основательную теоретическую подготовку, а квалификация выпускников позволяла осуществлять не только производственную и научно-исследовательскую, но и преподавательскую деятельность.

Важнейшей особенностью подготовки металлофизиков является то, что научно-исследовательская работа входит в план учебного процесса. В отличие от выпускников других инженерных специальностей, металлофизики выполняют и защищают только дипломные научно-исследовательские работы, а не дипломные проекты. На кафедре осуществляется также послевузовское повышение квалификации, действует аспи-

рантура и докторантура по специальности 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов. Лучшие выпускники имеют возможность заняться научной работой на кафедре, подготовить и защитить кандидатские и докторские диссертации.

Студенты 4-го и 5-го курсов ежегодно участвуют в научных конференциях. В последнее время хорошей традицией стало участие студентов-металлофизиков в научных студенческих конференциях «Физика твердого тела» (г. Томск), «Наука и молодежь» (г. Новокузнецк), а также в научно-практических конференциях, посвященных проблемам прочности (г. Тамбов), наследственности (г. Самара), мезомеханики (г. Томск), физическим свойствам металлов и сплавов (г. Екатеринбург). Все чаще студенты в процессе выполнения дипломной научно-исследовательской работы подают заявку на выдачу патента РФ на изобретение и к моменту защиты дипломной научно-исследовательской работы имеют уже положительное решение о выдаче патента.

На кафедре активно ведется учебно-методическая работа, регулярно издаются методические указания и учебные пособия, подготовленные преподавателями кафедры по читаемым ими курсам. Из четырех пособий, изданных за последние 5 лет, три имеют гриф УМО по образованию в области металлургии.

Кроме учебно-методической, интенсивно ведется научно-исследовательская работа. С 1977 года на кафедре действует научная школа «Новые металлические материалы и технологии их обработки». Ее основатель и руководитель – профессор В.К.Афанасьев.

Научные направления школы:

- создание физических механизмов формирования структуры металлических сплавов в процессе кристаллизации на наноуровне, предусматривающих ведущую роль атомарного водорода;
- выявление закономерностей конкурирующего влияния элементов внедрения на процессы формирования механических и физических свойств металлических материалов при деформации и термической обработке;
- разработка принципов рационального легирования металлических материалов, позволяющих уменьшить содержание в сплавах традиционных легирующих элементов за счет введения элементов внедрения;
- разработка составов новых материалов на основе железа и алюминия, содержащих в качестве полноправных легирующих элементов водород и азот, и обладающих лучшим комплексом свойств по сравнению с имеющимися;
- разработка прогрессивных технологий обработки металлических сплавов, базирующихся на предложенных теоретических механизмах, позволяющих улучшить свойства уже имеющихся материалов и получить новые материалы с уникальным сочетанием свойств.

В научном активе кафедры более 130 авторских свидетельств и патентов РФ на изобретения. Коллектив кафедры выполнял и выполняет научно-исследовательские работы при поддержке грантов Министерства образования и науки РФ, в соответствии с тематическим планом фундаментальных исследований МОиН РФ, а также по Федеральным Целевым Программам «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития науки и техники. Проведение научных исследований молодыми учеными» и «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России». Объем выполняемых НИР за последние 5 лет составил 4,5 млн. рублей.

Кафедра ежегодно награждается Почетными грамотами за призовые места по итогам рейтинга СибГИУ за достижение высоких показателей в учебной, методической и научной работе.

В 2007 году кафедра физики металлов была переименована в кафедру физики металлов и новых материалов. Новое название более полно отражает ту научную и учебную направленность кафедры, которая последовательно и целенаправленно формировалась в течение более чем тридцатилетней деятельности коллектива под руководством профессора В.К. Афанасьева.

В настоящее время кафедра физики металлов и новых материалов, существующая в Сибирском государственном индустриальном университете уже более пятидесяти лет, занимает достойное место в ряду кафедр, выпускающих высококвалифицированных специалистов, и является центром научных исследований в области физического материаловедения и создания новых материалов с требуемыми свойствами. Коллектив кафедры физики металлов и новых материалов мерилom своей деятельности считает ту высокую планку, которая была установлена ее первым заведующим, выдающимся ученым и незаурядным человеком профессором Ю.В. Грдиной.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

УДК 621.746.58

Н.А. Козырев, Р.А. Гизатулин, Д.В. Бойков*

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

*ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат»,
г. Новокузнецк

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ*

Рассмотрено влияние технологии выплавки и внепечной обработки на характер и количество неметаллических включений в рельсовой стали. Установлена зависимость характера неметаллических включений от содержания кислорода в стали. Показано влияние содержания кислорода на качество рельсового металла.

The Considered influence to technologies production on nature and amount not metallic cut-in in rail steels. The Installed dependency of the nature not metallic cut-in from contents of the oxygen in steels. Influence of the contents of the oxygen is shown on quality of the rail metal.

В условиях ОАО «НКМК» благодаря разработке технологии выплавки и применения способов комплексного раскисления и модифицирования рельсовой стали, а также использования современной установки ковш-печь и вакуумирования стало возможным снижение содержание кислорода в рельсовой стали до менее 20 ppm и соответственно уменьшение ее загрязненности неметаллическими включениями [1]. Для установления зависимости характера и количества неметаллических включений в рельсовой стали от содержания кислорода проведено металлографическое исследование стали рельсовых плавок с разным содержанием кислорода. Изменение длины строчки неметаллических включений в зависимости от содержания кислорода представлено на рисунке 1. Определено, что при содержании кислорода в готовых рельсах менее 25 ppm встречаются в основном строчки хрупкоразрушенных алюминатов кальция ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) (рисунок 2). Максимальная длина включений при таком содержании кислорода не превышает 10 мкм. Уровень загрязненности стали алюминатами кальция оценивается в среднем не более 1 балла по шкале ГОСТ 1778-70. Несмотря на исключение из технологии раскисления материалов, содержащих алюминий, частицы Al_2O_3 в строчках неметаллических

* Работа выполнена при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала научной школы (2009 – 2011)»

ний, частицы Al_2O_3 в строчках неметаллических включений присутствуют в связи с применением ферросплавов, содержащих более 1 % алюминия.

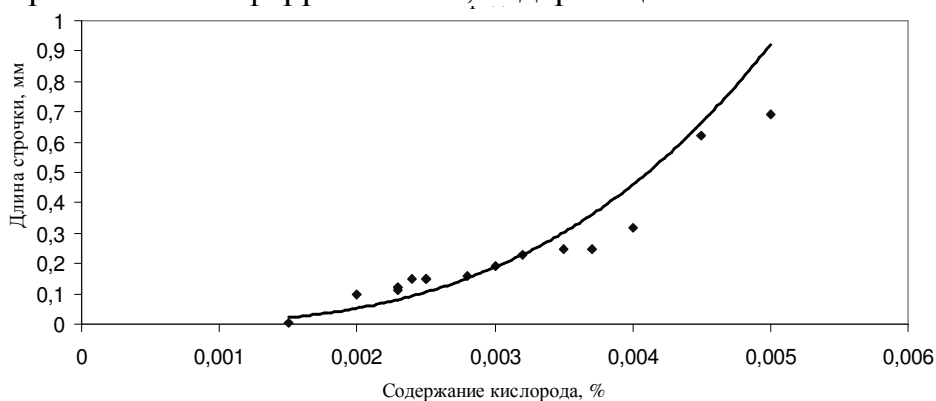


Рисунок 1 – Изменение длины строчки неметаллических включений от содержания кислорода



Рисунок 2 – Алюминаты кальция, х 500

С повышением содержания кислорода до 40 ppm заметно изменяется характер и количество неметаллических включений. Количество хрупкоразрушенных оксидных включений уменьшается и возрастает доля деформируемых силикатов ($FeO \cdot SiO_2$). В составе силикатных включений встречаются алюминий и кальций. Силикатные включения наблюдаются на шлифах в виде тонких равномерно распределенных строчек темно-серого цвета длиной от 0,12 до 0,30 мм. При более высоком содержании кислорода неметаллические включения представлены в основном силикатами длиной от 0,25 до 0,53 мм (рисунок 3). Степень загрязненности стали этими включениями в среднем соответствует 2 баллу. Считается, что мелкие пластичные силикаты по сравнению с хрупкоразрушенными оксидными включениями в меньшей степени влияют на стойкость рельсов при эксплуатации, в связи с чем оксиды алюминия, заключенные в пластичную силикатную оболочку, являются, по-видимому, наиболее безопасным видом включения.

Независимо от содержания кислорода наряду с эндогенными включениями в рельсовой стали могут встречаться единичные включения экзогенного характера. Длина таких включений достигает 1,5 мм. Такие вклю-

чению имеют многофазный состав (рисунок 4) и являются в основном частицами шлака и огнеупоров или шлакообразующей смеси подаваемой в кристаллизатор.

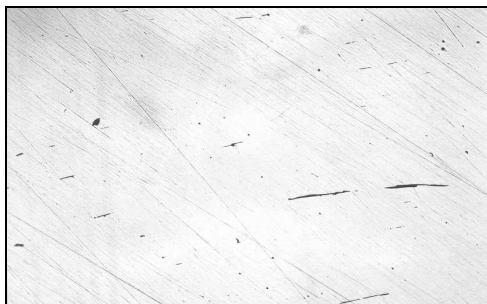


Рисунок 3 – Силикаты, x100

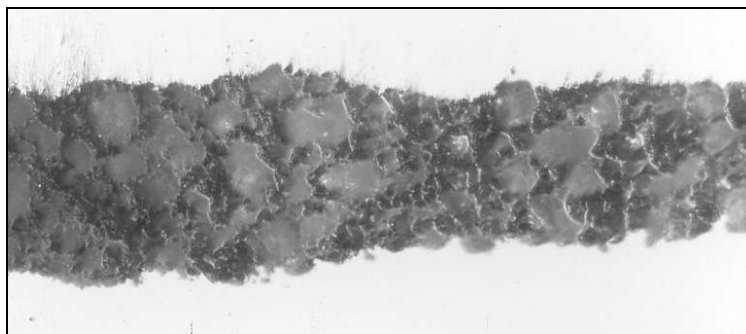


Рисунок 4 – Неметаллическое включение экзогенного характера, x400

В зависимости от состава многофазные шлаковые включения проявляют неодинаковую деформируемость при прокатке. Одни включения, в состав которых входят оксиды $[Mn] > [Si] > [Al] > [Ca] > [S]$, пластически деформируются при прокатке, образуя грубые строчки с острыми или расщепленными концами (рисунок 5). Включения, состоящие из оксидов $[Ca] > [Si] > [Mn] > [Al] > [Ti] > [Mg] > [K] > [S]$, не деформируются и образуют волнистую строчку (рисунок 6). Исследования показали, что достижение цели снижения содержания кислорода в стали приводит к заметному уменьшению количества деформируемых силикатных включений и возрастанию доли хрупкоразрушенных сложных оксидов. Опыт полигонных испытаний опытных партий на Экспериментальном кольце ВНИИЖТ показал, что эксплуатационная стойкость рельсов партии К23, отличающихся повышенной долей силикатов, оказалась выше по сравнению с рельсами партий Т17-22 из вакуумированной стали, отличающейся существенно меньшим количеством силикатов и большим – алюминатов кальция [2]. Представленные результаты однозначно свидетельствуют о том, что эксплуатационная стойкость рельсов не определяется только содержанием кислорода в стали, а предопределена типом неметаллических включений. Для обеспечения наиболее высоких служебных свойств рельсов, безуслов-

но, предпочтительна минимальная загрязненность по неметаллическим включениям, но все более отчетливой и очевидной становится проблема обеспечения определенного вида и состава неметаллических включений при снижении содержания общего кислорода в стали.



Рисунок 5 – Силикатное включение экзогенного характера, x100

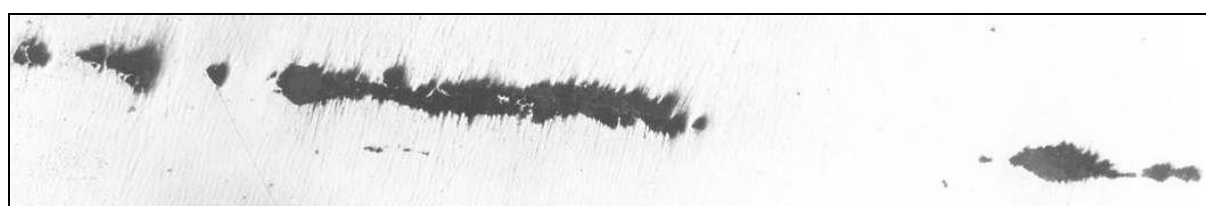


Рисунок 6 – Хрупкоразрушенное оксидное включение экзогенного характера, x100

С этой целью в электросталеплавильном цехе проведены опытные плавки и рельсовой стали с содержанием углерода в полупродукте перед выпуском из печи в интервале 0,10 – 0,30 % и обязательной присадкой в ковш в начале выпуска металла из ДСП просушенной коксовой мелочи (с влажностью до 2 %) в количестве 600 – 900 кг/плавку. Основные технологические параметры опытных плавки и плавки сравнения представлены в таблице 1, технико-экономические показатели представлены в таблице 2. Качественные характеристики металлопроката представлены в таблицах 3 и 4.

Таблица 1 – Основные технологические показатели

Наименование показателя	Опытные плавки	Плавки сравнения
Массовая доля углерода в металле перед выпуском, %	<u>0,23</u> 0,13-0,28	<u>0,45</u> 0,42-0,49
Масса присаженного силикомарганца, кг/пл.	<u>774</u> 765-791	<u>794,5</u> 772-832
Масса присаженной коксовой мелочи, кг/пл.	<u>750</u> 600-900	<u>290</u> 240-340
Массовая доля углерода в первой ковшевой пробе, %	<u>0,53</u> 0,42-0,68	<u>0,52</u> 0,43-0,60
Усвоение углерода из кокса на выпуске, %	<u>65,2</u> 50,3-82,7	<u>78,0</u> 69,3-87,2
Температура выпуска металла из ДСП, °С	<u>1680</u> 1651-1705	<u>1654</u> 1637-1665

Показатели качества отвечают требованиям ГОСТ Р 51685. а также требованиям Регламента внесения изменений в технологический процесс производства рельсовой продукции. Загрязненность неметаллическими включениями ниже, а механические свойства рельсового проката, как в состоянии прокатки, так и после проведения термообработки выше уровня текущего производства. Содержание кислорода составило в среднем 15,6 ppm, что отвечает требованиям для рельсового металла высшей категории качества (категории «В»).

Таблица 2 – Техничко-экономические показатели

Наименование показателя	Опытные плавки	Плавки сравнения
Продолжительность плавки от выпуска до выпуска за вычетом простоев, мин	61,0	61,7
Продолжительность плавки «под током», мин	45,4	47,4
Удельный расход электроэнергии, кВт·час/т жидкой стали	432	433
Удельный расход твердого чугуна, кг/т жидкой стали	350	348
Удельный расход кислорода, м ³ /т жидкой стали	40,32	33,51
Известь, кг/т жидкой стали	51,04	49,17

Таблица 3 – Содержание газов в рельсах опытных плавков

Шифр плавки	№ ручья, индекс рельса	[N], %	[O], ppm	[H], ppm
A	2X	0,018	17	0,9
B	2X	0,014	14	0,5
C	2X	0,015	16	0,5
D	2X	0,016	13	0,9
F	2X	0,015	16	1,0
Средние значения по опытным плавкам		0,0156	15,2	0,76
Требования ГОСТ Р 51685-2000 и ТУ 0921-118-01124328-2003		0,008-0,020	не более 35	не более 1,5

Таким образом, показана принципиальная возможность снижения нижней границы содержания углерода в металле перед выпуском для рельсовой стали Э76Ф, подвергаемой вакуумной дегазации, до уровня не менее 0,10 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Внедрение технологии вакуумирования рельсовой электростали / А.Б. Юрьев, Л.А. Годик, Н.А. Козырев, Н.Н. Тиммерман, Т.П. Захарова// Сталь. – 2009. – № 2. – С. 30-31.
2. Оптимизация содержания кислорода в рельсовой стали / Л.А. Годик, Н. А. Козырев, Л. В. Корнева // Сталь. – 2009. – № 3. – С. 29 – 30.

Таблица 4 – Механические характеристики опытных плавок стали Э76Ф (категория Т1)

№ плавки	Горячекатаные рельсы										Термоупрочнённые рельсы									
	Механические свойства металла при растяжении					Твёрдость на поперечном сечении					Механические свойства металла при растяжении					Твёрдость металла в поперечном сечении и на поверхности катания головок				
	σ_T	σ_B	δ_5	ψ	НВ	σ_T	σ_B	δ_5	ψ	НВ	НВ ₁₀	НВ ₂₂	НВ _ш	НВ _{П1}	НВ _{П2}	НВ _{ПКГ}	КСУ при +20°C, Дж/см ²			
A	620	1060	11,0	18,5	317	900	1220	12,5	38	366	343	359	359	359	366	33		33		
B	630	1060	11,5	18,0	315	900	1260	11,0	28	361	347	366	375	375	361	38		40		
C	640	1080	12,5	20,0	317	890	1250	11,0	37	363	345	363	366	370	370	48	48			
D	590	1060	14,0	20,0	311	890	1220	13,5	38	370	352	356	378	378	370	43	48			
F	640	1080	11,5	17,0	331	850	1240	13,0	36	373	352	375	373	375	373	35	41			
Средние значения по опытным плавкам	624,0	1068,0	12,1	18,7	318,2	886,0	1238,0	12,2	35,4	366,6	347,8	363,8	370,2	371,4	368,0	40,7				
Требования ГОСТ Р 51685	-	не менее	-	-	-	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее	не менее		
	900	5	8	25	321	800	1180	8	25	341	321	341	388	388	341-401	25	25			

УДК 669.04

О.Л. Базайкина, М.В. Темлянцев

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

МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О НАГРЕВЕ БРУСА ШЕСТИУГОЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ПРИ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕТЬЕГО РОДА

Предложена методика решения задачи о нагреве бруса шестиугольного сечения. Показан пример расчета температурных кривых и номограмм для широкого диапазона значений критерия Био.

The technique of the decision of a problem about heating a bar of six-coal section is offered. The example of calculation of temperature curves and nomographs for a wide range of values of criterion Bi is shown.

Режим нагрева кузнечных слитков в камерной печи контролируется приборами, измеряющими температуры поверхности слитков и самой печи. Неравномерность прогрева тела слитка оценивается, исходя из геометрии слитка и теплофизических свойств материала слитка, методика оценки опирается на теоретическое решение подходящей модельной задачи. Надежность оценки зависит от адекватности модели конкретным условиям реального процесса нагрева слитка.

Рассмотрим длинный брус с сечением в виде правильного шестиугольника. В момент времени $\tau = 0$ температура в теле бруса равна t_0 , брус помещается в среду с заданной постоянной температурой t^* . На поверхности бруса задан теплообмен со средой по закону Ньютона. В силу симметрии сечения и условий задачи правильный шестиугольник сечения бруса можно разбить на 6 одинаковых треугольников, а задачу ставить для половины такого треугольника. Обозначим $t(\tau, x, y)$ переменную температуру точек тела бруса с декартовыми координатами x, y в плоскости его поперечного сечения.

Тогда математическая задача может быть сформулирована следующим образом. Требуется найти решение $t(\tau, x, y)$ уравнения теплопроводности:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} \right)$$

такое, что на границе половины треугольника выполняются условия:

На обращенной к среде части Γ_1 границы задан теплообмен со средой [1]:

$$\lambda \cdot \frac{\partial u}{\partial n_1} = -\alpha(u - u^*), \quad \lambda \cdot \frac{\partial u}{\partial x} + \alpha(u - u^*) = 0$$

$$\text{при } x = R \cdot \cos \beta, \quad 0 \leq y \leq R \cdot \tan(\beta);$$

здесь α – коэффициент температуропроводности материала бруса, λ – коэффициент теплопроводности, α – коэффициент теплоотдачи, R – радиус описанной вокруг сечения бруса окружности, β – угловой размер половины треугольника ($\beta = \pi/6$), n_1 – единичная нормаль к Γ_1 ; $\alpha, \lambda, \alpha = \text{const}$;

Отрезок Γ_2 ($y = \tan \beta \cdot x, 0 \leq x \leq R \cdot \cos \beta$), соединяющий центр сечения с вершиной шестиугольника, теплоизолирован:

$$\frac{\partial t}{\partial n_2} = (\nabla t \cdot \bar{n}_2) = 0, \quad \nabla t = \left(\frac{\partial t}{\partial x}, \frac{\partial t}{\partial y} \right), \quad \bar{n}_2 = (-\sin \beta, \cos \beta),$$

$$-\sin \beta \cdot \frac{\partial t}{\partial x} + \cos \beta \cdot \frac{\partial t}{\partial y} = 0, \quad \tan \beta = \frac{\partial t}{\partial y} / \frac{\partial t}{\partial x} \text{ на отрезке } y = \tan \beta \cdot x,$$

\bar{n}_2 – вектор единичной нормали к отрезку Γ_2 .

В силу симметрии задачи значения температуры на общей части границ двух половин треугольников ($y = 0, 0 \leq x \leq R \cdot \cos \beta$) совпадают, возможные перетоки тепла через общую границу взаимно компенсируются.

В начальный момент $\tau = 0$ температура постоянна по сечению: $t(0, x, y) = t_0$.

Введем удобные для анализа безразмерные переменные и постоянные:

$$\xi = \frac{x}{R \cos(\beta)}, \quad 0 \leq \xi \leq 1; \quad \eta = \frac{y}{R \cos(\beta)}, \quad 0 \leq \eta \leq \tan(\beta);$$

$$\phi = \frac{\alpha \tau}{R^2 \cos^2(\beta)}, \quad 0 \leq \phi \leq \infty; \quad Bi = \frac{\alpha R \cos(\beta)}{\lambda}, \quad 0 \leq Bi \leq \infty;$$

$$\theta = \frac{t^* - t}{t^* - t_0}, \quad 0 \leq \theta \leq 1,$$

Переменная ϕ и постоянная Bi являются критериями Фурье и Био [1] соответственно.

В безразмерных величинах рассматриваемая задача запишется:

$$\frac{\partial \theta}{\partial \phi} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial \eta^2};$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial \xi} + Bi \cdot \theta = 0 \quad \text{при } \xi = 1, \quad 0 \leq \eta \leq \tan(\beta);$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial \eta} = \tan(\beta) \frac{\partial \theta}{\partial \xi} \quad \text{при } \eta = \tan(\beta) \cdot \xi;$$

$$\theta = 1 \quad \text{при } \phi = 0, \quad \lim_{\phi \rightarrow \infty} \theta = 0.$$

Используем метод разделения переменных: $\theta(\phi, \xi, \eta) = T(\phi) \cdot \omega(\xi, \eta)$, в результате подстановки в уравнение теплопроводности получаем решение для функции $T(\phi)$:

$$T(\phi) = C \cdot \exp(-\mu^2 \cdot \phi)$$

и уравнение Гельмгольца [2] для функции $\omega(\xi, \eta)$:

$$\frac{\partial^2 \omega}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \omega}{\partial \eta^2} + \mu^2 \omega = 0.$$

Решение уравнения Гельмгольца возможно при представлении $\omega(\xi, \eta)$ в виде функции одной переменной [3] $s, s = a \xi + b \eta$: $\omega(\xi, \eta) = \omega(s)$. Здесь a и b – произвольные постоянные. При указанном представлении уравнение Гельмгольца может быть сведено к обыкновенному дифференциальному уравнению:

$$\omega''(s) + \frac{\mu^2}{a^2 + b^2} \omega(s) = 0,$$

одним из решений которого является семейство функций

$$\omega(\xi, \eta) = A \cos(\mu \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)),$$

где A – произвольная постоянная, автоматически удовлетворяющих граничному условию 2).

Граничное условие 1) на поверхности бруса, унаследованное для функции $\omega(\xi, \eta) = \omega(s)$, задается в точке сечения бруса, лежащей на ребре бруса: $\xi = 1, \eta = \tan(\beta)$ или, что то же самое, на прямой $\xi + \tan(\beta) \cdot \eta = 1/\cos^2(\beta)$, лежащей вне сечения. Выполнение граничного условия приводит к уравнению:

$$\tan\left(\frac{\mu}{\cos(\beta)}\right) = \frac{Bi / \cos^2(\beta)}{\left(\frac{\mu}{\cos(\beta)}\right)},$$

решения μ_i которого являются собственными числами задачи и определяют собственные функции

$$\omega_i(\xi, \eta) = \cos(\mu_i \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)).$$

Использовать эти функции для построения общего решения непосредственно нельзя, так как эти функции в общем случае не ортогональны. Произведем ортогонализацию Грама [4] семейства функций $\{\omega_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$, образовав ортогональный базис $\{h_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$ пространства собственных функций:

$$h_1 = w_1,$$

$$h_2 = w_2 + d_{12} \cdot h_1, \quad d_{12} = -\frac{\langle w_2 \cdot h_1 \rangle}{h_1^2}, \quad \langle w_2 \cdot h_1 \rangle = \iint_D w_2 \cdot h_1 \cdot d\xi d\eta, \quad h_1^2 = \iint_D h_1^2 \cdot d\xi d\eta;$$

$$h_3 = w_3 + d_{13} \cdot h_1 + d_{23} \cdot h_2, \quad d_{13} = -\frac{\langle w_3 \cdot h_1 \rangle}{h_1^2}, \quad d_{23} = -\frac{\langle w_3 \cdot h_2 \rangle}{h_2^2},$$

$$\langle w_3 \cdot h_1 \rangle = \iint_D w_3 \cdot h_1 \cdot d\xi d\eta, \quad \langle w_3 \cdot h_2 \rangle = \iint_D w_3 \cdot h_2 \cdot d\xi d\eta, \quad h_2^2 = \iint_D h_2^2 \cdot d\xi d\eta,$$

$$\dots$$

$$h_i(\varphi) = w_i + d_{1i} \cdot h_1 + d_{2i} \cdot h_2 + \dots + d_{mi} \cdot h_m + \dots + d_{i-1,i} \cdot h_{i-1},$$

$$d_{mi} = -\frac{\langle w_i \cdot h_m \rangle}{h_m^2}, \quad \langle w_i \cdot h_m \rangle = \iint_D w_i \cdot h_m \cdot d\xi d\eta, \quad h_m^2 = \iint_D h_m^2 \cdot d\xi d\eta, \quad m = 1, 2, \dots, i-1;$$

$$\dots$$

Возвращаясь к начальному условию задачи: $\theta(0, \xi, \eta) = \omega_0(\xi, \eta) \equiv 1$, получаем разложение начального условия (единицы) по базису $\{h_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$:

$$\sum_{j=1}^{\infty} a_j \cdot h_j(\xi, \eta) = 1, \quad a_j = \frac{\langle 1 \cdot h_j \rangle}{h_j^2}, \quad \langle 1 \cdot h_j \rangle = \int_0^{\tan(\beta)} d\eta \int_{\frac{1}{\tan(\beta)^\eta}}^{\frac{1}{\cos^2(s)} - \tan(\beta) \cdot \eta} h_j(\xi, \eta) d\xi,$$

$$h_j^2 = \langle h_j \cdot h_j \rangle = \int_0^{\tan(\beta)} d\eta \int_{\frac{1}{\tan(\beta)^\eta}}^{\frac{1}{\cos^2(s)} - \tan(\beta) \cdot \eta} h_j^2(\xi, \eta) d\xi.$$

Так как каждая базисная функция $h_j(\xi, \eta)$ является линейной комбинацией собственных функций $\omega_i(\xi, \eta)$, то функциональный ряд

$$\sum_{j=1}^{\infty} a_j \cdot h_j(\xi, \eta) = 1$$

принимает форму разложения начального условия по пространственным собственным функциям задачи, что позволяет найти коэффициенты b_j разложения:

$$\sum_{j=1}^m a_j \cdot h_j(\xi, \eta) = \sum_{j=1}^m b_j \cdot w_j(\xi, \eta).$$

Таким образом, определена структура части решения задачи, зависящая от пространственных координат. Вернемся к временной части $T(\phi) = C \cdot \exp(-\mu^2 \cdot \phi)$ решения. Сечение бруса обладает осевой симметрией, предполагающей замкнутость семейства треугольников сечения, что не учитывается локальной постановкой задачи для половины треугольника. Поэтому для временных множителей предлагается использовать собственные числа решения задачи для цилиндра [1] с эффективным радиусом $R_{\text{эфф}}$. Значение последнего находится из условия равенства площадей сечений бруса с шестиугольным сечением и цилиндра:

$$R_{\text{эфф}} = R \cdot \sqrt{\frac{2\pi/6}{\sin(2\pi/6)}}.$$

Как известно, собственные числа ν_j задачи для цилиндра являются корнями уравнения [2]:

$$Bi \cdot J_0(\nu) - \nu \cdot J_1(\nu) = 0,$$

где $J_0(x)$, $J_1(x)$ – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядков соответственно. Получаем временные множители слагаемых решения: $T_i(\phi) = \exp(-\nu_i^2 \cdot \phi)$.

Приходим к решению задачи в безразмерных переменных и постоянных:

$$\theta(\phi, \xi, \eta) = \sum_{i=1}^{\infty} b_i \exp(-\nu_i^2 \cdot \phi) \cdot \cos(\mu_i \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)); \quad (1)$$

Переменное во времени поле физической температуры t в половине сечения треугольника можно рассчитывать в размерном времени τ (в часах, минутах) и в безразмерных пространственных координатах ξ , η :

$$t(\tau, \xi, \eta) = t^* - (t^* - t_0) \cdot \sum_{i=1}^{\infty} b_i \exp(-\nu_i^2 \cdot \phi_0 \cdot \tau) \cdot \cos(\mu_i \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)), \quad (2)$$

где ϕ_0 – значение критерия Фурье, соответствующее принятой единице времени.

В качестве приложения предложенной методики расчета рассмотрим пример. Примем следующие значения параметров, определяющих геометрию, теплофизические свойства и условия нагрева стального бруса: $\alpha = 100$ [Вт/м²·°К], $\lambda = 35$ [Вт/м·°К], $a = 6,4 \cdot 10^{-6}$ [м²/с], $R_{эфф} = 0,2$ м, $t_0 = 20$ °С, $t^* = 1300$ °С.

На рисунке 1 представлены кривые нагрева цилиндра, рассчитанные по формуле (2). Приближениями аналитических решений являются отрезки функциональных рядов, удерживающие первые 8 членов каждого ряда.

Собственные числа ν_i , μ_j получены в программном пакете Maple 14, используя опцию «Numerically Solve from point» численной процедуры «Solve». В пакете Maple 14 выполнялись также процедуры интегрирования функций «evalf(Int(f(ξ), ξ = a . . b))», «with(student) : Doebleint(f(ξ, η), ξ = c · η . . d – g · η, η = 0 . . p); value(%)»;

Ниже представлено решение задачи в безразмерной температуре, рассчитанное по формуле (2):

$$\begin{aligned} \theta(\tau, \xi, \eta) = & 1,0892 \cdot \cos(0,5556 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-0,9678^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) - \\ & - 0,1129 \cdot \cos(2,5062 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-3,9676^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) + \\ & + 0,0319 \cdot \cos(4,7916 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-7,0911^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) - \\ & - 0,0155 \cdot \cos(7,1200 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-10,2257^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) + \\ & + 0,0079 \cdot \cos(9,4650 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-13,3636^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) - \\ & - 0,0062 \cdot \cos(11,8132 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-16,5030^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) + \\ & + 0,0030 \cdot \cos(14,1641 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-19,6430^2 \cdot \tau \cdot 0,6347) - \\ & - 0,0041 \cdot \cos(16,5164 \cdot (\xi + 0,5774\eta)) \cdot \exp(-22,7835^2 \cdot \tau \cdot 0,6347). \end{aligned}$$

Предложенная методика решения задачи о нагреве бруса реализована также в виде номограмм температурных кривых для трех характерных точек сечения бруса (центра сечения; середины стороны треугольника, обращенной к внешней среде; вершины шестиугольника), представляющих ось, середину грани и ребро бруса (рисунки 2 – 4).

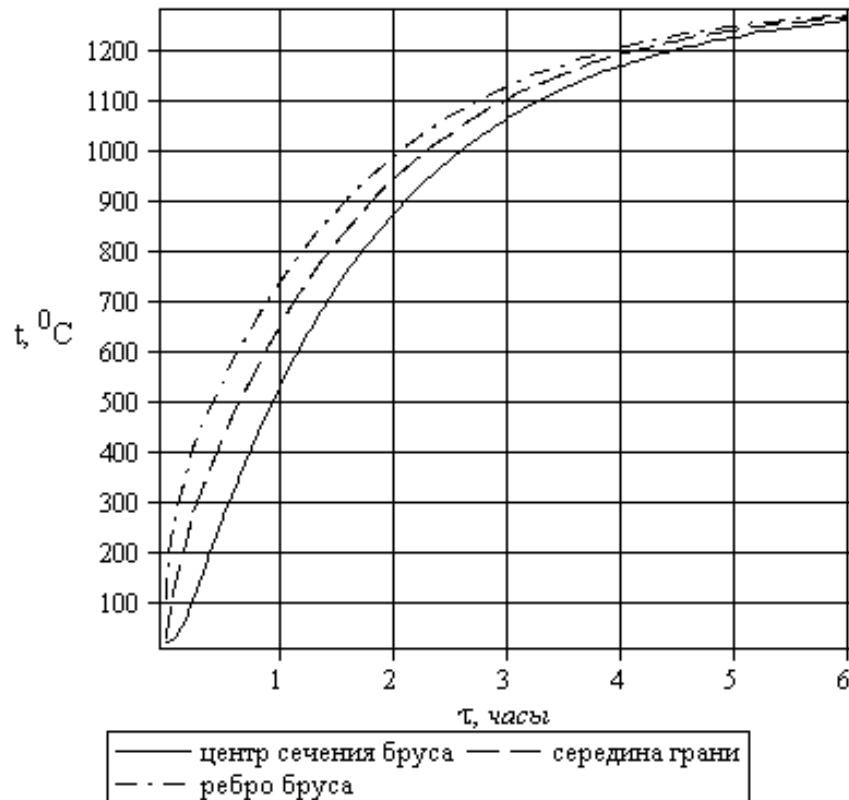


Рисунок 1 – Температуры нагрева бруса для трех характерных точек сечения бруса

Выводы. Предложен метод решения задачи о нагреве бруса шестиугольного сечения с граничными условиями третьего рода. Метод позволяет рассчитывать динамику температурного поля в теле бруса, строить номограммы температур для любой точки бруса в широком диапазоне значений чисел Bi .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лыков А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: ГИТТЛ, 1952. – 392 с.
2. Полянин А.Д. Справочник по нелинейным уравнениям математической физики / А.Д. Полянин, В.Ф. Зайцев. – М.: ФМЛ, 2002. – 431 с.
3. Ланкастер П. Теория матриц / П. Ланкастер. – М.: Наука, 1978. – 280 с.
4. Кошляков Н.С. Уравнения в частных производных математической физики / Н.С. Кошляков. – М.: Высшая школа, 1970. – 710 с.
5. Телегин А.С. Тепломассоперенос / А.С. Телегин, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Metallургия, 1995. – 400 с.

θ - относительная температура середины грани
поверхности бруса

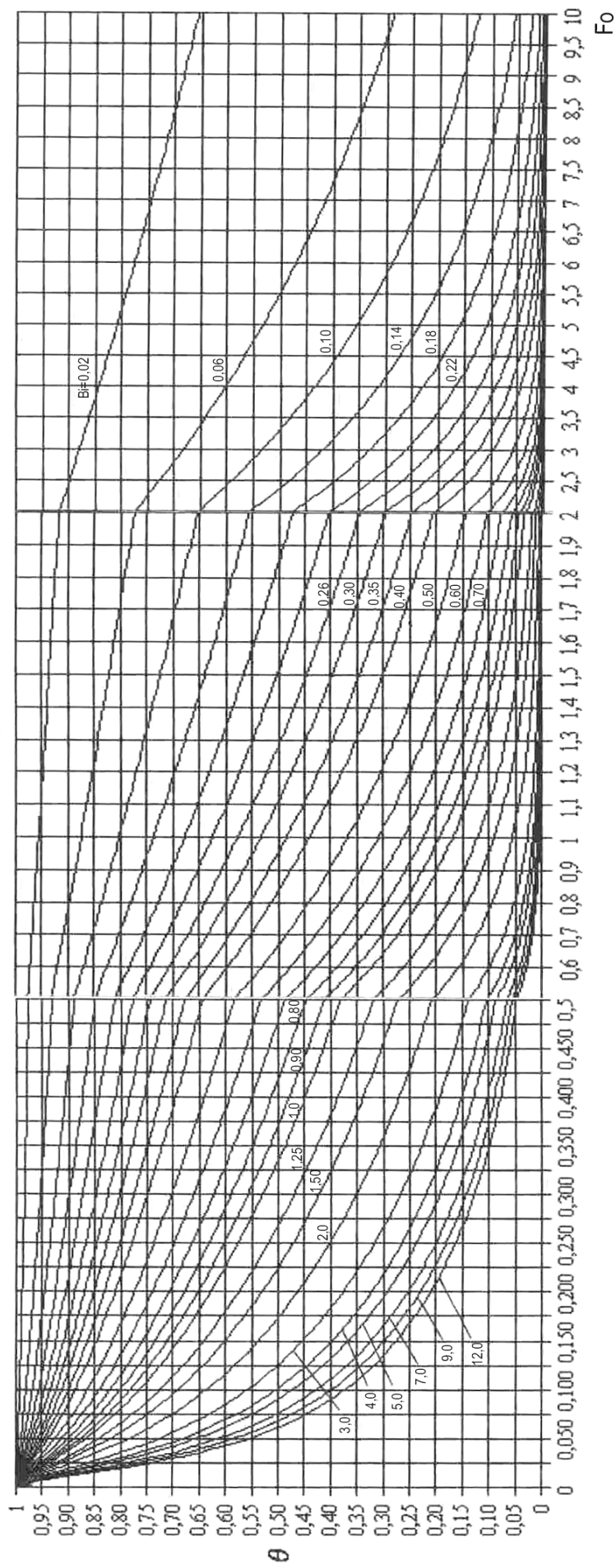


Рисунок 2 – Номограмма для расчета относительной температуры середины грани поверхности бруса

θ - относительная температура ребра бруса

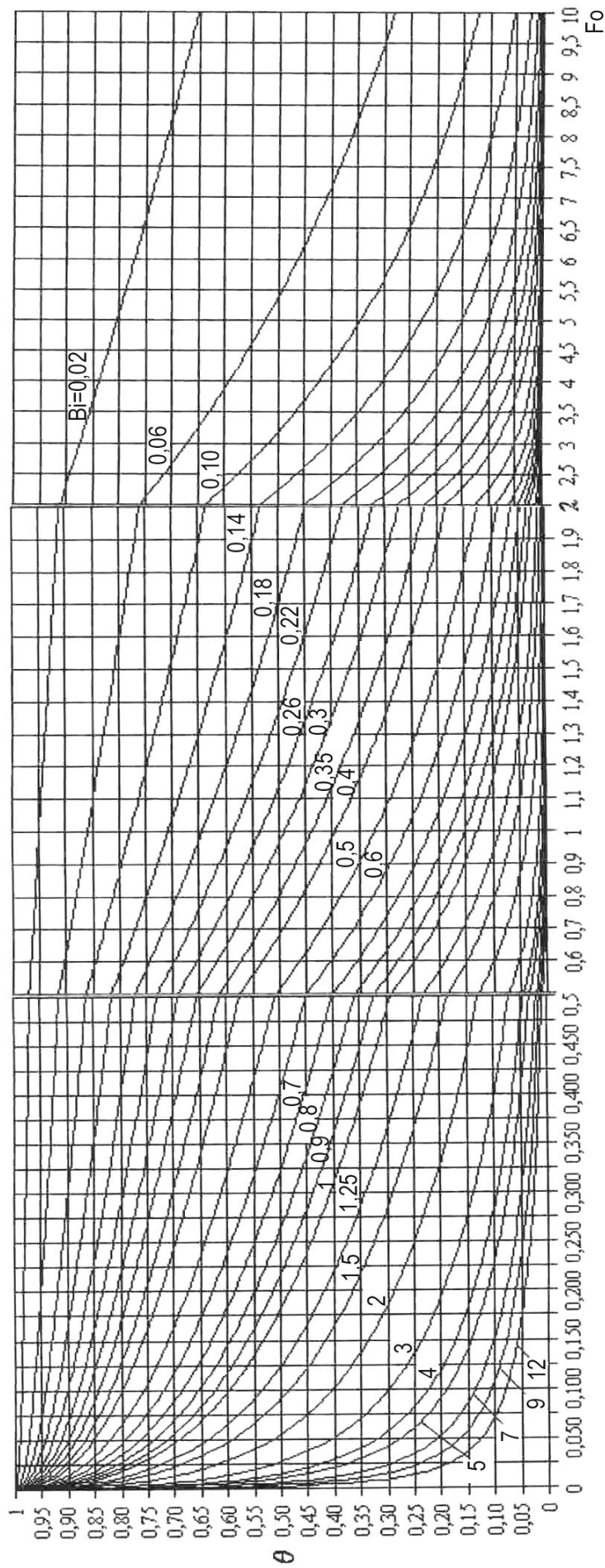


Рисунок 3 – Номограмма для расчета относительной температуры ребра шестигранного бруса

θ - относительная температура оси бруса

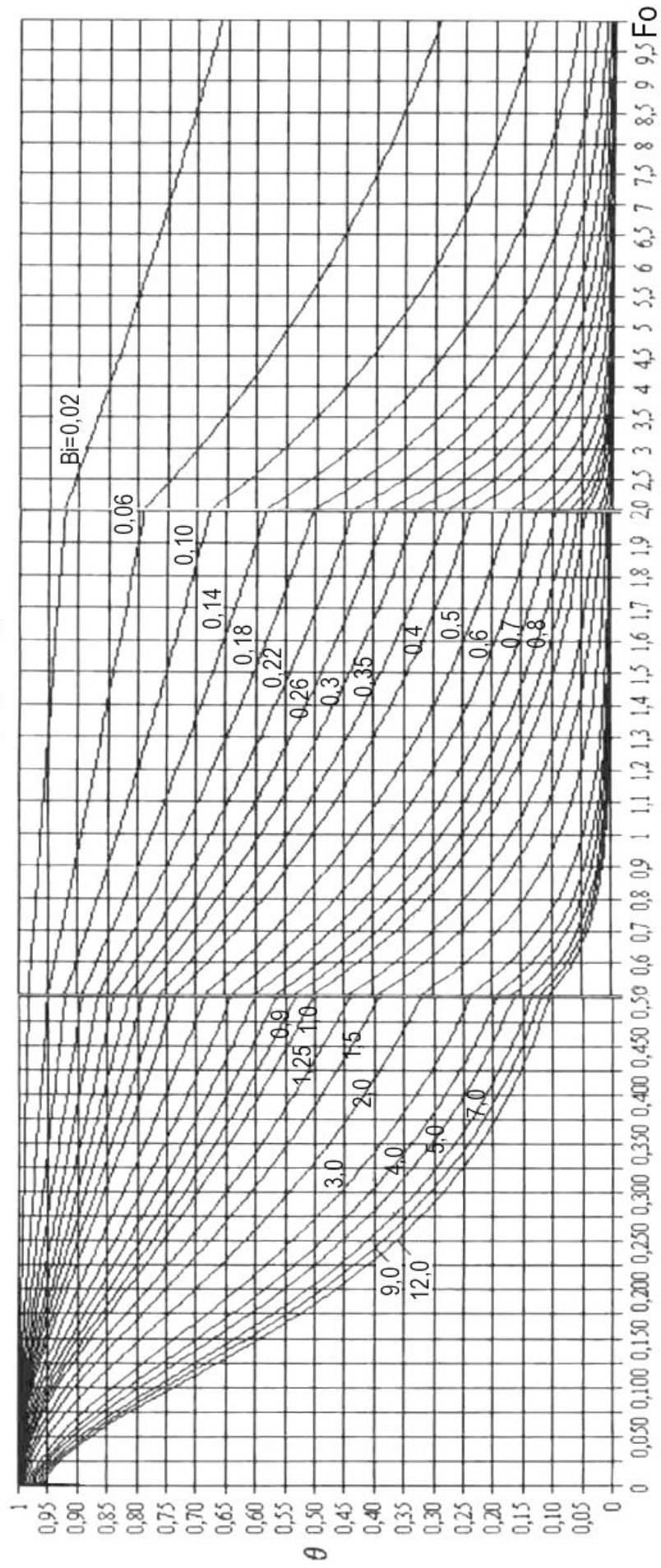


Рисунок 4 – Номограмма для расчета относительной температуры оси шестигранного бруса

О.Л. Базайкина, М.В. Темлянецв

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

О РАСЧЕТЕ ВРЕМЕНИ НАГРЕВА ТЕРМИЧЕСКИ ТОНКИХ ТЕЛ

Предложено приближенное решение задачи о нагреве бруса многоугольного сечения с коэффициентом формы бруса. Из решения получена формула для оценки времени нагрева бруса до заданной температуры.

The approached decision of a problem on heating a bar of polygonal section with factor of the form of a bar is offered. From the decision the formula for an estimation of time of heating of a bar up to the set temperature is received.

Время нагрева тела до заданной температуры и распределение температуры в нем зависят от термической массивности тела, которую можно оценить значением числа Био (Bi). Если $Bi \leq 0,25$, то тело называют термически тонким [1]. При нагреве термически тонких тел градиент температурного поля в нем практически равен нулю, что соответствует равномерному нагреву тела по всему объему. Если решение задачи для уравнения теплопроводности в термически тонком теле получено в виде функционального ряда, то основной вклад в решение вносит первый член ряда. Приближенное решение задачи в виде первого члена ряда удобно, так как это решение легко обратить, выразив время нагрева тела в зависимости от необходимой температуры нагрева.

В расчетах нагрева металла широкое распространение получили точные аналитические решения задач для уравнения теплопроводности для тел простой формы: полосы (пластины), цилиндра и шара. Решение задачи для полосы весьма часто распространяют на тела других форм, вводя в решение так называемые коэффициенты форм тел [2], при этом рассчитывают весовую нагрузку на нагреваемое тело:

$$BH = \frac{G}{F},$$

где G – масса тела, F – площадь поверхности тела. Так как $G = V \cdot \rho$ (V – объем тела, ρ – его плотность), то

$$BH = \frac{V(R) \cdot \rho}{F(R)} = \frac{R \cdot \rho}{k}, \quad k = \frac{F(R)}{V(R)} \cdot R.$$

В последнем выражении R – характерный размер тела, k – коэффициент формы тела. Рассмотрим известные и наиболее распространенные частные случаи.

1) Для полосы с полутолщиной R с большой площадью F каждой поверхности, полоса нагревается с обеих сторон, имеем:

$$BH = \frac{2R \cdot F \cdot \rho}{2F} = \frac{R \cdot \rho}{1}, \quad k=1.$$

2) Для цилиндра радиусом R большой длины L (в пренебрежении поверхностями торцов цилиндра) получаем:

$$BH = \frac{\pi R^2 \cdot L \cdot \rho}{2\pi R \cdot L} = \frac{R \cdot \rho}{2}, \quad k=2,$$

получено значение коэффициента формы цилиндра относительно полосы.

3) Для шара, радиусом R получаем:

$$BH = \frac{(4/3)\pi R^3 \cdot \rho}{4\pi R^2} = \frac{R \cdot \rho}{3}, \quad k=3.$$

В металлургии и машиностроении широкое распространение получил нагрев слитков и заготовок, имеющих в поперечном сечении форму правильных многоугольников, в частности, 4, 6 и 8-ми угольников. Причем, по данным В.А. Кривандина, доля термически тонких заготовок в черной металлургии составляет около 60 % от всех нагреваемых заготовок, а в цветной металлургии этот показатель достигает практически 100 % [3]. Однако сведения по коэффициентам формы тела для заготовок, имеющих в поперечном сечении форму правильных многоугольников, в специальной технической литературе отсутствуют. В связи с этим определение коэффициентов формы тела для заготовок такой формы сечения имеет большое практическое значение.

Выразим для бруса m -угольного сечения объем и площадь боковой поверхности через радиус R_0 описанной вокруг m -угольника окружности, а затем выразим R_0 через радиус R круга с площадью, равной площади m -угольника; $R_0 = R \cdot \sqrt{\frac{2\beta}{\sin(2\beta)}}$, $2\beta = \frac{2\pi}{m}$.

1) Для бруса восьмиугольного сечения получаем:

$$R_0 = R \sqrt{\frac{\pi/4}{\sin(\pi/4)}} = \frac{R}{0,949}, \quad BH = \frac{4R_0^2 \cdot \sin\left(\frac{\pi}{4}\right) \cdot L \cdot \rho}{16R_0 \cdot \sin\left(\frac{\pi}{8}\right) \cdot L} = \frac{R_0 \cdot \rho}{2,165} = \frac{R \cdot \rho}{2,049}, \quad k=2,049.$$

2) Для бруса шестиугольного сечения имеем:

$$R_0 = R \sqrt{\frac{\pi/3}{\sin(\pi/3)}} = \frac{R}{0,909}, \quad BH = \frac{1,5\sqrt{3}R_0^2 \cdot L \cdot \rho}{6R_0 \cdot L} = \frac{R_0 \cdot \rho}{2,310} = \frac{R \cdot \rho}{2,101}, \quad k=2,101.$$

3) Для бруса квадратного сечения получаем:

$$R_0 = R \sqrt{\frac{\pi/2}{\sin(\pi/2)}} = \frac{R}{0,798}, \quad BH = \frac{2R_0^2 \cdot L \cdot \rho}{4\sqrt{2}R_0 \cdot L} = \frac{R_0 \cdot \rho}{2,831} = \frac{R \cdot \rho}{2,258}, \quad k=2,258.$$

4) В случае бруса прямоугольного сечения с соотношением сторон прямоугольника 2:1 стороны прямоугольника выражаются через радиус описанной окружности: $a = 1,786R_0$, $b = 0,892R_0$. Радиус равновеликого по площади круга $R = R_0/0,508$. Найдем коэффициент формы прямоугольника:

$$BH = \frac{1,786 \cdot 0,892 \cdot R_0^2 \cdot \rho}{(2 \cdot 1,786 + 2 \cdot 0,892)R_0} = \frac{R_0 \cdot \rho}{3,360} = \frac{R \cdot \rho}{1,707}, \quad k=1,707.$$

Рассмотрим функциональный ряд, представляющий решение задачи о нагреве бруса с m -угольным сечением в виде относительной температуры:

$$\theta(\phi, \xi, \eta) = \sum_{i=1}^{\infty} b_i \exp(-v_i^2 \cdot \phi) \cdot \cos(\mu_i \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)), \quad (1)$$

где $\theta = \frac{t^* - t}{t^* - t_0}$, t^* – температура среды, t_0 – начальная температура бруса,

$2\beta = \frac{2\pi}{m}$ – угловой размер треугольника сечения бруса,

$\xi = \frac{x}{R_0 \cdot \cos(\beta)}$, $\eta = \frac{y}{R_0 \cdot \cos(\beta)}$ – безразмерные декартовы координаты в

плоскости сечения бруса, v_i – собственные числа решения задачи для цилиндра [4], μ_i – собственные числа решения задачи для бруса с радиусом R_0 описанной вокруг сечения окружности, площадь сечения бруса равна площади сечения эффективного цилиндра с радиусом R . В выражении (1) ϕ – критерий Фурье для бруса,

$$\phi = \frac{a \cdot \tau_0}{R_0^2 \cdot \cos^2(\beta)} \cdot \tau, \quad a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho},$$

a – коэффициент температуропроводности, λ – коэффициент теплопроводности, c – удельная теплоемкость материала бруса, τ_0 – число секунд в единице измерения времени, τ – переменная, измеряющая время (мин, ч).

Полагая брус термически тонким телом, предполагаем, что основной вклад в решение $\theta(\phi, \xi, \eta)$ вносят первые собственные числа v_1 , μ_1 , которые для термически тонкого тела настолько малы, что [1]:

$$\tan(v_1) \approx v_1 \approx \sin(v_1), \quad \tan(\mu_1) \approx \mu_1 \approx \sin(\mu_1),$$

$$\cos(\mu_1 \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)) \approx 1 \quad \text{при } 0 < \xi < 1, \quad 0 < \eta < 1, \quad b_1 \approx 1.$$

Так как числа v_1 , μ_1 являются решениями уравнений:

$$\tan(v_1) = \frac{Bi_{\text{цил}}}{v_1}, \quad \tan(\mu_1 / \cos(\beta)) = \frac{Bi_{\text{оп}} / \cos^2(\beta)}{\mu_1 / \cos(\beta)},$$

то получаем их оценку: $v_1^2 \approx Bi_{\text{цил}}$, $\mu_1^2 \approx Bi_{\text{оп}}$.

Запишем приближенное решение:

$$\begin{aligned} \theta(\phi, \xi, \eta) &\approx b_1 \exp(-v_1^2 \cdot \phi) \cdot \cos(\mu_1 \cdot \cos(\beta) \cdot (\xi + \tan(\beta) \cdot \eta)) = \\ &= \exp(-Bi_{\text{цил}} \cdot \phi) = \exp\left(-\frac{\alpha \cdot R}{\lambda} \cdot \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \cdot \frac{1}{R_0^2 \cos^2(\beta)} \cdot \tau_0 \tau\right) = \\ &= \exp\left(-\frac{\alpha \cdot k}{c \cdot \rho \cdot R} \cdot \tau_0 \cdot \tau\right), \quad k = \frac{R^2}{R_0^2} \cdot \frac{1}{\cos^2(\beta)} = \frac{\tan(\beta)}{\beta}, \end{aligned}$$

окончательно: $\theta(\phi, \xi, \eta) = \exp\left(-\frac{\alpha \cdot k}{c \cdot \rho \cdot R} \cdot \tau_0 \cdot \tau\right).$ (2)

В выражении (2) коэффициент $k = \tan(\beta)/\beta$ является коэффициентом формы тела бруса относительно цилиндра. Ниже приведены его значения для некоторых сечений бруса:

круг $k = 1,000$,
 восьмиугольник $k = 1,055$,
 шестиугольник $k = 1,103$,
 квадрат $k = 1,273$.

Решение (2) можно привести к размерной температуре и обратить эту зависимость. Формула для оценки времени, необходимого для нагрева термически тонкого тела до заданной температуры приобретает вид:

$$\tau = \frac{1}{\tau_0} \cdot \frac{c\rho R}{\alpha k} \cdot \ln \left(\frac{t^* - t_0}{t^* - t} \right). \quad (3)$$

Очевидно удобство формулы (3): для расчета достаточно знать теплофизические постоянные, радиус приведенного круга и коэффициент формы. Необходимо оценить погрешность этой формулы.

Сравним более точное приближенное решение в виде отрезка ряда (1) с оценкой решения (2). Для этого рассчитаем нагрев стального бруса шестиугольного сечения (заготовки для производства гаек или болтов), имеющего следующие характеристики: $\alpha = 200$ [Вт/м²·К], $\lambda = 45$ [Вт/м·К], $a = 6,4 \cdot 10^{-6}$ [м²/с], $R = 2,09 \cdot 10^{-2}$ м, $t_0 = 20$ °С, $t^* = 850$ °С; R – радиус круга, равновеликого по площади сечению шестигранника ($R_0 = 2,3 \cdot 10^{-2}$ м).

Приближенное решение в форме (2) запишется:

$$\theta = \exp(-Bi_{\text{цил}} \cdot \phi) = \exp(-0,0929 \cdot 0,968 \cdot \tau) = \exp(-0,090 \cdot \tau) \text{ [мин.]}$$

Полное решение в виде ряда (1) запишется (сохранены первые 5 членов):

$$\begin{aligned} \theta = & 1,0143 \cdot \exp(-0,176 \cdot \tau) \cdot \cos(0,220\xi + 0,127\eta) - \\ & - 0,0175 \cdot \exp(-14,392 \cdot \tau) \cdot \cos(2,377\xi + 1,373\eta) + \\ & + 0,0044 \cdot \exp(-47,823 \cdot \tau) \cdot \cos(4,723\xi + 2,727\eta) - \\ & - 0,0021 \cdot \exp(-100,367 \cdot \tau) \cdot \cos(7,076\xi + 4,085\eta) + \\ & + 0,0010 \cdot \exp(-172,021 \cdot \tau) \cdot \cos(9,430\xi + 5,445\eta) - \dots \end{aligned}$$

Видим, что основной вклад в приближенное решение в форме (1) вносит первый член: $1,0143 \cdot \exp(-0,176 \cdot \tau) \cdot \cos(0,220\xi + 0,127\eta)$, здесь $b_1 = 1,0143$, множитель $\cos(0,220\xi + 0,127\eta)$ при $0 \leq \xi \leq 1$, $0 \leq \eta \leq \tan(\pi/6) = 0,5774$ близок к единице, но меньше ее. Произведя оценку: $1,0143 \cdot \cos(0,220\xi + 0,127\eta) \approx 1,00$ и можно полагать:

$$\theta = \exp(-0,176 \cdot \tau) \text{ [мин.]}. \quad (4)$$

Сравним эту зависимость с оценкой решения в форме (2):

$$\theta = \exp(-0,090 \cdot \tau) \text{ [мин.]}; \quad (5)$$

это различие существенно. Таким образом, оценка времени нагрева до заданной температуры по формуле (3) будет явно завышенной. Однако имеет смысл сохранить возможность обращения кривой нагрева. Для этого воспользуемся формулой (4), имея в виду, что первое собственное число ν_1 задачи для приведенного цилиндра может быть найдено как решение уравнения

$$\tan(\nu) = \frac{Bi_{цил}}{\nu},$$

а критерий Фурье $\phi = \frac{a\tau}{R_0^2 \cos^2(\beta)} = \frac{a \cdot \tau_0 \cdot k}{R^2} \cdot \tau$, рассчитывается для бруса:

$$\theta = \exp(-\nu_1^2 \cdot \phi) = \exp\left(-\nu_1^2 \cdot \frac{a \cdot \tau_0 \cdot k}{R^2} \cdot \tau\right).$$

Обращая это равенство, получаем аналог формулы (3):

$$\tau = \frac{1}{\tau_0} \cdot \frac{R^2}{\nu_1^2 a k} \cdot \ln\left(\frac{t^* - t_0}{t^* - t}\right), \quad (6)$$

для конкретного примера:

$$\tau = \frac{6,267}{k} \cdot \ln\left(\frac{830}{850 - t}\right).$$

Для проверки точности и адекватности аналитических расчетов проведена серия лабораторных экспериментов по нагреву шестигранных заготовок длиной 300 – 400 мм, с размером под ключ 20 – 60 мм, выполненных из стали 45. Распределение температурного поля по сечению заготовок определяли с помощью трех хромель-алюмелевых термопар, устанавливаемых в отверстиях, высверленных в торцах заготовок и многоканального программного регулятора температур «Термодат 19Е2». Нагрев проводили в камерной электрической печи с нагревателями из карбида кремния.

На рисунке 1 показаны кривые нагрева бруса с шестиугольным сечением с указанными выше теплофизическими и геометрическими параметрами, рассчитанные по формулам (4) и (5), по формуле полного решения (1) (с удержанием первых 8 членов) и экспериментальные точки, полученные по результатам лабораторных экспериментов. Значения, рассчитанные по формулам (1) и (4) практически полностью совпадают, что позволяет рекомендовать формулу (6) для оценки времени прогрева бруса. Незначительные расхождения с экспериментальными данными связаны с принятием теплофизических свойств металла и коэффициента теплоотдачи постоянными величинами.

На рисунке 2 показаны кривые времени нагрева для термически тонких брусьев, рассчитанные по приближенной формуле (6) с учетом коэффициентов форм брусьев; для всех сечений $R = 2,09 \cdot 10^{-2}$ м. Как видно, брус квадратного сечения нагревается наиболее быстро.

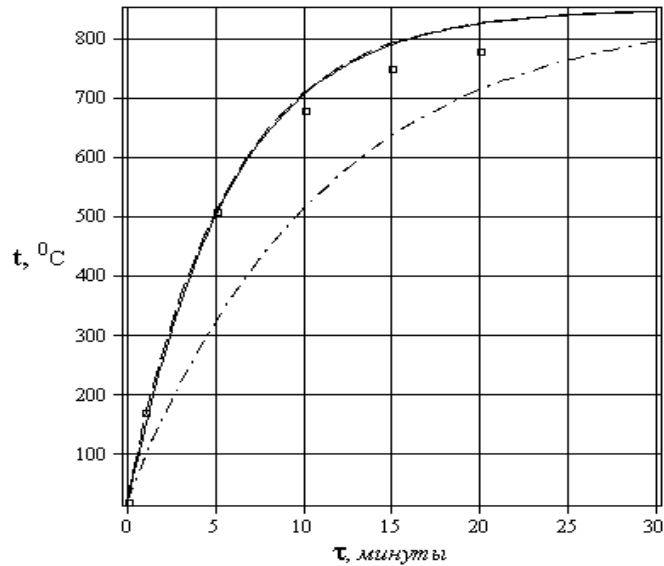


Рисунок 1 – Кривые нагрева бруса с шестиугольным сечением (сплошная линия – график полного решения (1), пунктирная линия – расчет по формуле (4), штрих-пунктирная линия – расчет по формуле (5), точки – собственные экспериментальные данные)

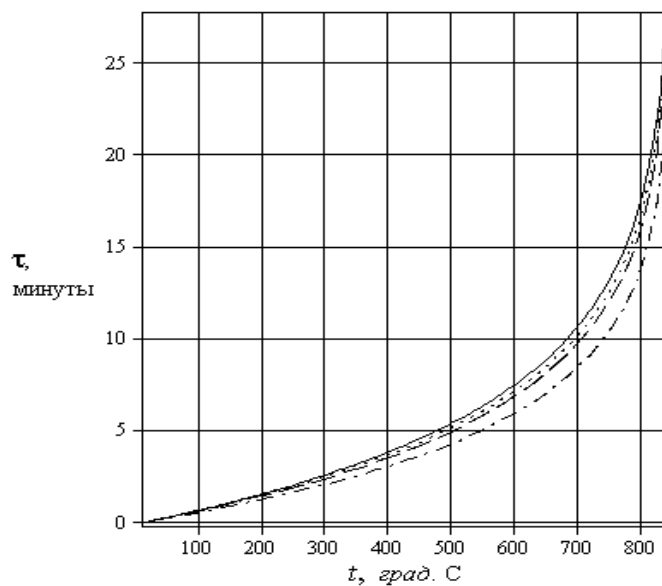


Рисунок 2 – Кривые времени прогрева термически тонких брусков, рассчитанные по формуле (6), с сечениями в виде: круга (сплошная линия), восьмиугольника (точечная линия), шестиугольника (пунктирная линия), квадрата (штрих-пунктирная линия)

Выводы. Формулы для расчета времени нагрева термически тонких тел до заданной температуры, основанные на предельных оценках типа $\nu^2 \approx Bi$, непригодны для практического использования. Метод решения задачи о нагреве длинного бруса многоугольного сечения с двумя семействами собственных чисел позволяет получить приближение к точному решению в виде первого члена решения с заложенным в него коэффициентом формы бруса.

Обращение этого решения дает достаточно точную формулу для расчета времени нагрева бруса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Телегин А.С. Тепломассоперенос / А.С. Телегин, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – М.: Metallurgia, 1995. – 400 с.
2. Metallургические печи / В.А. Баум [и др.]. – М.: Metallургиздат, 1951. – 975 с.
3. Кривандин В.А. Энергосбережение как результат непрерывного совершенствования тепловой работы и конструкции нагревательных устройств / В.А. Кривандин // Материалы международной научно-практической конференции «Автоматизированный печной агрегат – основа энергосберегающих технологий XXI века». – М.: МИСиС, 2000. – С. 11 – 13.
4. Лыков А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: ГИТТЛ. – 1952. – 392 с.

УДК 621.745.34

А.В. Феоктистов

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА ТОПЛИВА ПРИ ПЛАВКЕ ЧУГУНА В ЛАБОРАТОРНОЙ ВАГРАНКЕ

В работе проведено исследование фракционного состава топлива при плавке чугуна в лабораторной вагранке.

In activity the research of a fractional structure of fuel is conducted at melt of pig-iron in laboratory cupolas.

В работе [1] приведены расчеты геометрических параметров лабораторных вагранок, шихты и топлива, предназначенных для исследования ваграночного процесса. Спроектированный и построенный на основе указанных расчетов лабораторный ваграночный комплекс (ЛВК) подробно описан в работах [2, 3], там же приводится технологическое обоснование возможности использования в качестве топлива антрацита.

На ЛВК, расположенном в лабораторном корпусе Сибирского государственного индустриального университета, проведен комплекс исследований по измерению фракционного состава топлива при различных режимах плавки. Экспериментальные плавки проводили с использованием в качестве топлива кокса и антрацита фракции 10 – 40 мм по трем технологическим режимам: на холодном дутье, на дутье, подогретом до 200 °С, и на дутье, подогре-

том до 200 °С и увлажненном до содержания 5 % пара. Плавки проходили не до полного выгорания топлива: как только проплавлялся весь чугун, летку вскрывали, и весь оставшийся кокс или антрацит выгружали (выбивали) в специально подготовленную емкость. После этого строили гистограммы размеров кусков оставшегося топлива, приведенные на рисунке.

В таблице приведена степень измельчения кусков топлива, определенная после плавки, проведенных при различных технологических режимах.

Таблица – Степень измельчения

Параметры дутья	Степень измельчения	
	Кокс	Антрацит
Холодное	0,12	0,38
Подогретое	0,06	0,29
Подогретое и увлажненное	0,09	0,20

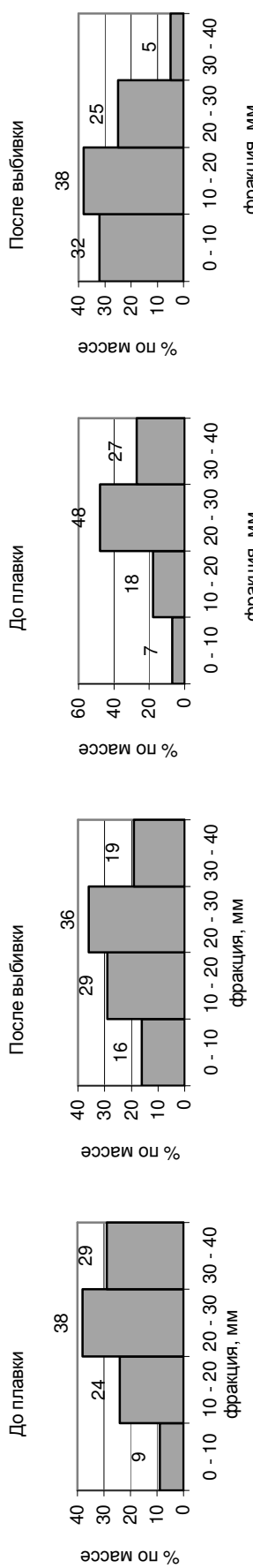
Из результатов экспериментов видно, что на размеры кусков кокса подогрев и увлажнение дутья практически не влияют, небольшие изменения размеров куска кокса связаны в большей степени с его выгоранием и меньше – с его растрескиванием.

Анализ плавки, проведенной на холодном дутье с использованием в качестве топлива антрацита, показывает, что последний сильно растрескивается на мелкие куски. Это негативно сказывается на технологическом режиме печи, мелочь забивает свободное пространство, нарушая дутьевой режим, холодная колоша просаживается, в результате чего температура перегрева чугуна уменьшается из-за сокращения времени его нахождения в области высоких температур.

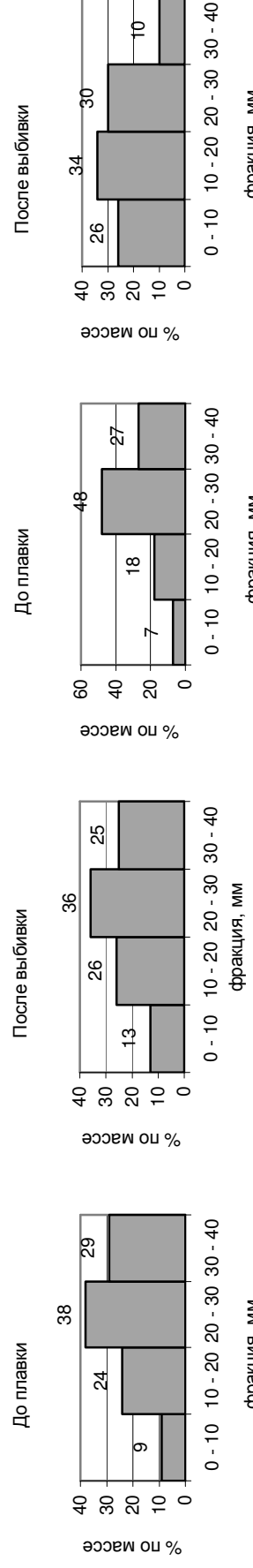
Антрацит имеет низкую термическую стойкость, вследствие чего при быстром нагреве и большом давлении столба металлической шихты он растрескивается на мелкие куски, которые уменьшают свободное сечение вагранки и приводят к нарушению хода плавки. Растрескивание происходит за счет высоких механических и термических напряжений по объему куска топлива в кислородной зоне, где его поверхность разогревается до 2000 – 2100 °С.

Плотность и модуль упругости антрацита на 30 – 40 % выше, чем у кокса. Кусок кокса имеет большое количество пор, которые образуются в кусках угля в процессе коксования за счет удаления влаги и летучих. Наличие большого количества пор в коксе приводит к уменьшению его плотности и модуля упругости по сравнению с указанными показателями антрацита.

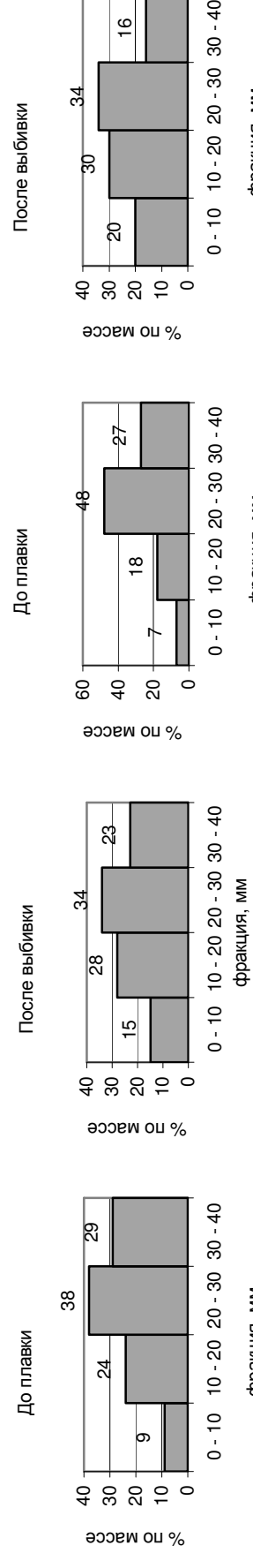
Для снижения термических напряжений в кусках антрацита необходимо резко уменьшить градиенты температуры на его поверхности, что возможно осуществить при подогреве и увлажнении дутья. Это подтверждается данными, представленными на позиции II, б рисунка. Такие результаты объясняются тем, что подогрев дутья способствует протеканию реакции



I



II



III

a

б

Рисунок – Фракционный состав топлива (*a* – кокса и *б* – антрацита) до плавки и после выбивки (*I* – плавка на холодном дутье; *II* – на дутье, подогретом до 200 °С; *III* – на дутье, подогретом до 200 °С и увлажненном до 5 % содержания пара)



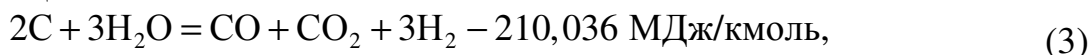
вместо реакции



что уменьшает температуру поверхности топлива в кислородной зоне и температурные градиенты, снижает вероятность растрескивания антрацита.

Дополнительно стойкость антрацита против растрескивания повышается за счет увлажнения подогретого дутья (позиция III, б рисунка).

В кислородной зоне восстановление водяного пара углеродом антрацита резко интенсифицируется при скорости дутья свыше 0,5 м/с [4] и протекает по реакции



которая идет с большим поглощением тепла.

В результате протекания реакции (3) резко понижается температура поверхности антрацита в кислородной зоне с 2000 до 1600 – 1650 °С, но одновременно увеличивается высота этой зоны, что снижает температурные градиенты и, следовательно, напряжения в поверхностных слоях куска топлива. В результате проведения плавки с одновременным подогревом и увлажнением дутья антрацит меньше подвергся растрескиванию и после выбивки диаметр куска антрацита составил порядка 30 мм. Температура чугуна на выходе увеличивалась с 1310 до 1350 °С. Это дает возможность вести плавку в устойчивом режиме.

Кроме того, высота кислородной зоны при неувлажненном и увлажненном дутье примерно одинакова и составляет от 4,5 (при неувлажненном дутье) до 6,5 (при увлажненном дутье) начальных средних диаметров кусков антрацита. Восстановление диоксида углерода обеспечивается в зоне, находящейся на высоте, равной 15 – 20 начальных диаметрах кусков антрацита. Именно последний факт выравнивает температуру газа по высоте холостой колоши и, следовательно, резко интенсифицирует теплообмен между каплей расплава и теплоносителем [5].

Выводы. Анализ плавки, на которых в качестве топлива использовали антрацит, показал, что при подогреве дутья до 200 °С и увлажнении его до содержания пара порядка 5 % температура чугуна на выходе увеличивается с 1310 до 1350 °С. С применением в качестве топлива кокса при том же подогреве без увлажнения температура чугуна на выходе растет до таких же пределов (до 1355 °С), однако дополнительное увлажнение дутья приводит к обратному эффекту – температура металла прогрессивно падает до 1320 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Мочалов С.П., Бедарев С.А. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. – № 4. – С. 10, 11.
2. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. // Ползуновский альманах. – 2010. – № 1. – С. 207 – 209.

3. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2010. – № 8. – С. 54 – 56.

4. Лавров Н.В. Физико-химические основы горения и газификации топлива / Н.В. Лавров. – М.: ГНТИ, 1957. – 286 с.

5. Селянин И.Ф. Ваграночный процесс с оптимальным распределением дутья по высоте зоны горения / И.Ф. Селянин, Г.Л. Маркс. – Новокузнецк: Изд. СибГГМА, 1997. – 218 с.

УДК 621.74

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

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

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ФИЗИЧЕСКОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ

В работе обобщаются некоторые теоретические положения о влиянии физических воздействий на кристаллизацию и структурообразование литейных сплавов.

In work some theoretical positions about influence of physical influences on crystallization and formation of structure foundry alloys are generalized

В соответствии с классической теорией модифицирования металлических сплавов все модификаторы делятся на зародышеобразующие и поверхностно-активные. Первые должны отвечать принципу структурного и размерного соответствия [1]. Механизмы действия поверхностно-активных модификаторов связаны с адсорбцией поверхностно-активных элементов на кристаллических зародышах и блокировке их роста.

Однако имеются и исключения. Согласно теории поверхностных явлений, модификаторы должны снижать межфазовое поверхностное натяжение между частицей и расплавом. К примеру, для силуминов основными поверхностно-активными веществами являются Na и S, но кристаллические решетки этих элементов значительно отличаются по кристаллографическим параметрам от решеток модифицируемых сплавов и т.п.

Огромную перспективу в современных металлургии и литейном производстве также представляют физические способы модифицирования литой структуры сплавов, такие как ультразвук, электромагнитные поля, вибрация, термовременная обработка и др. Использование технологий физического модифицирования имеет неоспоримое преимущество по сравнению с другими способами обработки расплавов – не изменяется химический состав расплава

во время плавки, что, в отличие от технологий с использованием элементов-модификаторов, не приводит к накоплению в сплавах при дальнейших переплавах излишнего количества примесей.

Физические воздействия на расплавы могут осуществляться во время плавки, заливки в литейную форму, кристаллизации. Однако теоретическое описание модифицирующего влияния данных технологий на процессы структурообразования и получение мелкозернистой структуры в сплавах является весьма дискуссионным и единого мнения у разных исследователей до сих пор нет. Между тем, понимание сущности процессов обработки и создание единого подхода к получаемым в дальнейшем явлениям позволит более глубоко подойти к созданию обобщенной теории модифицирования сплавов физическими воздействиями.

Ранее [2] было показано, что металлические расплавы представляют собой раствор кластеров и отдельных атомов разупорядоченной зоны. От 2 до 6 атомов из 100 в каждый момент времени ведут себя как свободные.

Обозначим n – число одиночных атомов в единице объема; n_i^0 – число кластеров в единице объема, состоящих из i – числа одиночных атомов.

Изменение свободной энергии жидкости единичного объема при образовании n_i^0 кластеров равно

$$\Delta G_{\kappa} = n_i^0 \Delta G_i - T\Delta S, \quad (1)$$

где ΔG_i – свободная энергия образования одного кластера из i -атомов; ΔS – энтропия смешения n_i^0 кластеров.

Будем считать раствор идеальным. Тогда для энтропии смешения имеем известное выражение

$$\Delta S = -R \cdot \left(n_i^0 \cdot \ln \frac{n_i^0}{n_i^0 + n} + n \cdot \ln \frac{n}{n_i^0 + n} \right). \quad (2)$$

При равновесии системы между кластерами и единичными атомами должно выполняться условие $\frac{\partial G_{\kappa}}{\partial n_i^0} = 0$.

Дифференцируя (1), а, следовательно, и (2), принимаем $n_i^0 \ll n$. Результат дифференцирования имеет вид

$$\Delta G_i = -RT \cdot \ln \frac{n_i^0}{n} \text{ или } \frac{n_i^0}{n} = \exp\left(\frac{\Delta G_i}{RT}\right); n_i^0 = n \cdot \exp\left(\frac{\Delta G_i}{RT}\right). \quad (3)$$

Из (3) следует, что в расплаве как ниже, так выше температуры кристаллизации кластеры существуют.

При кристаллизации образуется твердая фаза или кластер критических размеров, который отделен от расплава поверхностью раздела S_{κ} с межфазовой поверхностной энергией σ .

Свободная энергия образования одного кластера равна

$$\Delta G_i = \sigma \cdot S_k + \frac{V_k}{V_S} \cdot \Delta G, \quad (4)$$

где V_k , V_S – объем кластера и мольный объем; $\Delta G = G_S - G_L$ – разность свободных энергий твердой и жидкой фазы.

При небольшом переохлаждении (ΔT)

$$\Delta G = -\frac{ML\Delta T}{T_0}, \quad (5)$$

где M – молекулярная масса; L – теплота кристаллизации; T_0 – равновесная температура кристаллизации.

Подставим (5) в (4), имеем

$$\Delta G_i = \sigma \cdot S_k - \frac{\rho L \Delta T}{T_0} \cdot V_k. \quad (6)$$

Считаем, что кластер критических размеров имеет сферическую форму

$$\Delta G_i^* = \sigma \cdot 4\pi \cdot r_k^2 - \frac{\rho L \Delta T}{T_0} \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot r_k^3. \quad (7)$$

Критический размер зародышевого кластера получим после операции дифференцирования

$$\frac{dG_i^*}{dr} = 4\pi \cdot \left(2r_k^* \cdot \sigma - \frac{\rho L \Delta T}{T_0} \cdot \frac{4}{3} \cdot r_k^{*2} \right) = 0; \quad r_k^* = \frac{2\sigma \cdot T_0}{\rho L \Delta T}. \quad (8)$$

Таким образом, кластерная модель жидкости приводит к известному выражению (8) для радиуса критического размера кристаллического зародыша.

Все виды физических воздействий на кристаллизующийся расплав приводят к его сильной турбулизации. При низких числах Рейнольдса наблюдаются пульсации крупных масштабов с низкими частотами. Крупномасштабные пульсации определяют процессы турбулентного смешения: внутреннего трения (ν_T), диффузии (D) и теплопередачи (a_T).

Для математического описания турбулентного смешения вводят коэффициент турбулентного переноса

$$A_T = l \overline{\omega'}, \quad (9)$$

где l – масштаб турбулентности или средняя длина свободного пробега турбулентной молекулы; $\overline{\omega'} = \sqrt{\overline{\omega'^2}}$ – среднеквадратичная пульсирующая скорость, ее определяют как

$$\overline{\omega'} = l \frac{d\overline{\omega}}{dy} \quad (10)$$

где $\frac{d\bar{w}}{dy}$ – производная скорости потока \bar{w} по поперечной координате.

Подставляя (10) в (9), получаем формулу Прандтля

$$A_T \equiv D_T \equiv a_T \equiv \nu_T = l \frac{d\bar{w}}{dy}. \quad (11)$$

Любое перемешивание приводит к увеличению турбулизации расплава, уменьшает как продольные, так и поперечные градиенты скорости, концентрации, температуры.

Мелкомасштабные пульсации (при больших числах Рейнольдса) осуществляют вязкую диссипацию энергии, жидкость разогревается за счет внешних физических полей, время кристаллизации растет по отношению к базовому варианту.

Энергия от крупномасштабных пульсаций передается мелкомасштабным и диссипируется ими.

Рассмотрим влияние кривизны поверхности растущих дендритов (α, β – радиусы кривизны для сферических поверхностей дендритов) на понижение температуры ликвидуса ΔT_α и ΔT_β . Эти величины можно определить, используя (8):

$$\Delta T = \frac{2\sigma \cdot T_0}{\rho L \cdot r_k^*}; \Delta T_\alpha = \frac{2\sigma \cdot T_0}{\rho L \cdot \alpha}; \Delta T_\beta = \frac{2\sigma \cdot T_0}{\rho L \cdot \beta}. \quad (12)$$

Из (12) следует, чем меньше радиус кривизны конца дендрита, тем больше понижение температуры его плавления.

Вместе с изменением температур плавления T_L^α и T_L^β изменяется состав жидкой фазы в околдендритном пространстве: $c_L^\alpha > c_L^\beta$, по растворенному компоненту.

Считаем наличие равновесия на двух поверхностях раздела между жидкой и твердой фазами. Две дендритные ветви, окруженные жидкой фазой, можно рассматривать как диффузионную пару, которая описывается уравнением [3]

$$J = -\rho_L \cdot D_L \frac{(c_L^\beta - c_L^\alpha)}{d}, \quad (13)$$

где J – плотность потока диффундирующего вещества; D_L – коэффициент диффузии в жидкости; c_L^α, c_L^β – концентрация растворенного вещества в жидкой фазе; d – расстояние между ветвями дендрита.

Между ветвями инициируется разделительная диффузия: растворенное вещество диффундирует по направлению к меньшей ветви, растворитель – в обратном направлении. Поэтому меньшая ветвь расплавляется или растворяется в соответствии с выражением

$$J \cong -\rho_L \cdot c_L^\alpha (1 - k) \frac{dr}{dt}, \quad (14)$$

где $k = \frac{c_s}{c_L}$ – равновесный коэффициент распределения; $\frac{dr}{dt}$ – линейная скорость растворения.

С такой же скоростью наплавляется более крупная ветвь

$$J \cong +\rho_S \cdot c_L^\beta (1 - k) \frac{dr}{dt}. \quad (15)$$

Таким образом, укрупняются дендритные структуры без модифицирующего воздействия. Уравнение (13) показывает, что чем меньше градиент растворенного вещества и D_L , тем меньше скорость разделительной диффузии.

При модифицирующем воздействии процессу укрупнения противостоит процесс размножения (дробления) дендритных зерен. Физические воздействия (вибрация, ультразвук, электромагнитное перемешивание, термовременная обработка) приводят к объемной кристаллизации с равноосными зёрнами без образования столбчатой структуры. Перемешивание уменьшает градиенты $\left(\frac{\partial T}{\partial x}, \frac{\partial c}{\partial x}\right)$, устраняет перегрев жидкой фазы, обламывает дендриты, кото-

рые являются хорошими затравками кристаллизации для всего объема расплава. Кроме того, турбулентное перемешивание доставляет порции тепла к межфазовой поверхности, оплавливая дендриты [4]. В настоящее время большим количеством исследований установлено [3 – 7], что именно перемешивание играет доминирующую роль в уменьшении размера структурных составляющих сплавов при кристаллизации.

Результаты исследований [7 – 11] влияния электромагнитных воздействий, вибрации, высокотемпературных перегревов на процессы кристаллизации и структурообразование, а также на механические свойства литейных алюминиевых сплавов АК7ч, АК5М2, АМ5 подтверждают вышеприведенные теоретические положения.

Выводы: Показано, что процессы кристаллизации и структурообразования литейных сплавов в значительной степени могут определяться технологией обработки физическими воздействиями при плавке и литье.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / М.В. Мальцев. – М.: Металлургия, 1964. – 282 с.
2. Кластерная модель кристаллизации металлических расплавов / И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, С.А. Цецорина и [др.] // Вестник горно-металлургической секции РАЕН: сборник научных трудов. Вып. 21 – Москва-Новокузнецк: ГОУ ВПО «СибГИУ», 2008. – С. 145–153.

3. Флемингс М. Процессы затвердевания: пер. с англ. / М. Флемингс. – М.: Мир, 1977. – 425 с.
4. Оно А. Затвердевание металлов: пер. с англ. / А. Оно. – М.: Металлургия, 1980. – 152 с.
5. Баландин Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок / Г.Ф. Баландин. – М.: Машиностроение, 1965. – 255 с.
6. Ершов Г.С. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
7. Морин С.В. Комплексное исследование вибрационного воздействия на кристаллизацию и свойства отливок из алюминиевых сплавов. Автореф. дисс... канд. техн. наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2005. – 22 с.
8. Башмакова Н.В. Исследование влияния электрического тока на кристаллизацию и свойства алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа. Автореф. дисс. канд. техн. наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2007. – 18 с.
9. Цецорина С.А. Исследование влияния магнитного поля на свойства литейных алюминиевых сплавов и разработка ресурсосберегающей технологии их получения. Автореф. дисс. канд. техн. наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2008. – 19 с.
10. Деев В.Б. Обработка металлических расплавов перегревом: монография / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, О.Г. Приходько. – Новокузнецк.: СибГИУ, 2010. – 192 с.
11. Деев В.Б. Влияние электромагнитных воздействий на свойства литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев // Вестник горно-металлургической секции РАЕН: сборник научных трудов. Вып. 27 – Москва-Новокузнецк: ГОУ ВПО «СибГИУ», 2011. – С. 117–122.

УДК 621.74

А.А. Колонаков*, А.В. Кухаренко*, В.Б. Деев, И.Ф. Селянин,
А.А. Абатурова

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

*ОАО «РУСАЛ Новокузнецк», г. Новокузнецк

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРШНЕВОГО СПЛАВА АК12ММгН В УСЛОВИЯХ ОАО «РУСАЛ НОВОКУЗНЕЦК»

В работе рассмотрена технология получения поршневого сплава АК12ММгН в условиях ОАО «РУСАЛ Новокузнецк».

There is the technology of reception of a piston alloy АК12ММгН at the «RUSAL Novokuznetsk».

Поршень является наиболее ответственной деталью в двигателе современного автомобиля. В настоящее время в Российской Федерации для изго-

товления поршней применяют заэвтектические силумины разных марок [1, 2]. К поршню предъявляются следующие требования – легкость, прочность, способность выдерживать значительные механические нагрузки и тепловые удары, высокая износостойкость рабочих поверхностей, низкое трение при минимально возможном зазоре в цилиндре.

Также важным критерием является надежность двигателя и составляющих его частей. Если раньше ресурс двигателя до проведения капитального ремонта составлял около 100000 км, то сегодня он возрос до 250000 км. Причем конструкторы двигателей ставят себе задачи по увеличению ресурса до 300000 км и выше. Для обеспечения этих условий необходимо разрабатывать новые сплавы поршневой группы.

Зарубежные технологи успешно справляются с возрастающими требованиями автомобильной промышленности. Поршневые сплавы марок FM B2 и FM S2N на сегодняшний день прекрасно отвечают поставленным задачам. Поршни, изготовленные из этих сплавов, по своим характеристикам на порядок выше отечественных поршней, произведенных из разработанных еще в 70-е годы XX века сплавов марок АК12М2МгН, АК12ММгН или АК10М2Н. Зарубежные аналоги меньше по размеру, легче, прочнее и выдерживают гораздо большие механические и тепловые нагрузки, обладают очень высокой износостойкостью. По своей себестоимости они дороже из-за того, что при их получении применяется модифицирование ванадием, цирконием и фосфором. Но это является вполне оправданным.

Стандартный поршень двигателя российского автомобиля ВАЗ, отлитый из сплава марки АК10М2Н, весит около 400 гр. Для выполнения тех же функций, поршень, отлитый из сплава FM B2, весит почти в два раза меньше. При этом его служебная эксплуатация будет в 2...3 раза дольше.

В основном это связано с тем, что зарубежные производители сплавов на основе алюминия ужесточают требования к их химическому составу. Уменьшают интервалы варьирования концентрации основных элементов и снижают содержание вредных примесей. Для примера, в сплаве FM B2 содержание элементов варьируется следующим образом: кремния – от 12,2 до 12,6 %; цинка – до 0,10 %; общая сумма кальция, натрия, стронция и лития должна быть не выше 0,0020 % (а каждый в отдельности из этих элементов не должен превышать 0,0005 %).

Согласно ГОСТ 1583-93, в сплаве марки АК12ММгН содержание кремния может составлять от 11 до 13 %; цинка – до 0,2 %, а концентрация кальция, лития, стронция и натрия вообще не учитывается, хотя негативное воздействие последних (при неконтролируемом их содержании) на структуру вполне доказано.

С учетом вышеперечисленного, российские конструкторы двигателей начали работы по улучшению качества сплавов, используемых для изготовления деталей двигателей. Так, на ОАО «АВТОВАЗ» в течение последнего времени проводятся работы по испытанию в качестве материала для поршней стандартного сплава марки АК10М2Н, модифицированного натрием. Кроме

этого, было принято решение в этом сплаве поднять верхнюю границу содержание кремния, что должно увеличить усталостную прочность сплава и снизить значение термического коэффициента линейного расширения.

Технологи ОАО «УМЗ», совместно с технологами ОАО «РУСАЛ Новокузнецк» (производящим различные сплавы для российского автопрома), также начали проводить работу по улучшению эксплуатационных свойств поршневого сплава марки АК12ММгН.

Сплав АК12ММгН, в отличие от сплава АК10М2Н, имеет более широкий интервал концентрации основных элементов и значительно большее содержание примесей, чем в сплаве АК10М2Н, поэтому на первоначальном этапе планируется уменьшить интервал изменения концентрации кремния и провести модифицирование сплава различными компонентами, с целью выявления оптимальных концентраций последних.

На рисунке 1 представлена микроструктура сплава АК12ММгН с химическим составом в соответствии с ГОСТ 1583-93, приготовленного на ОАО «РУСАЛ Новокузнецк» с использованием первичного алюминия марки А7, кристаллического кремния марки Кр 2, чушкового магния марки Мг90 и никеля по ГОСТ 849-97 марки Н-1 или Н-2. Основной структурной составляющей сплава являются дендриты алюминиевого твердого раствора и тонкомодифицированная эвтектика Si + (Al). Медно-никелевая фаза CuNiAl, образующая с алюминием эвтектику, встречается в виде пластин.

На рисунке 2 представлена микроструктура полученного на основе АК12ММгН сплава, приготовленного в аналогичных условиях (был уменьшен интервал изменения концентрации кремния с одновременным увеличением верхнего предела до 12,4 %), но модифицированного натрием. Натрий вводили непосредственно в расплав в виде кальцинированной соды из расчета 30 кг соды на 1 т расплава. Видно, что микроструктура сплава содержит большое количество частиц первичного кремния, что характерно для заэвтектических силуминов.

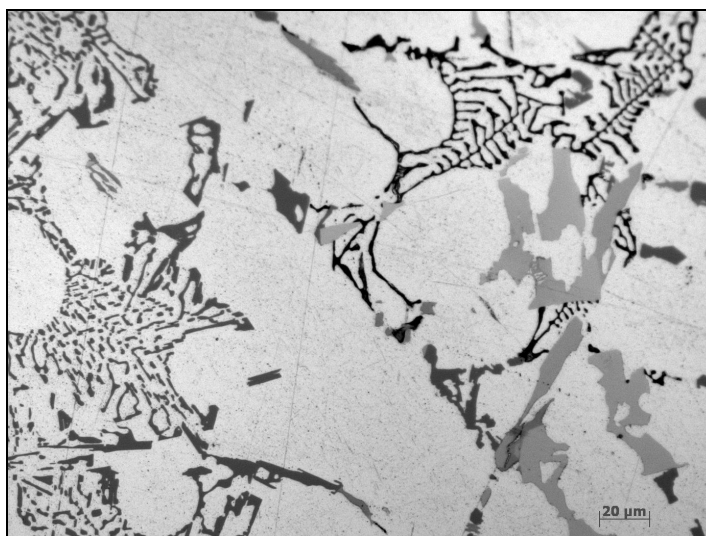


Рисунок 1 – Микроструктура сплава марки АК12ММгН (химический состав согласно ГОСТ 1583-93), x500

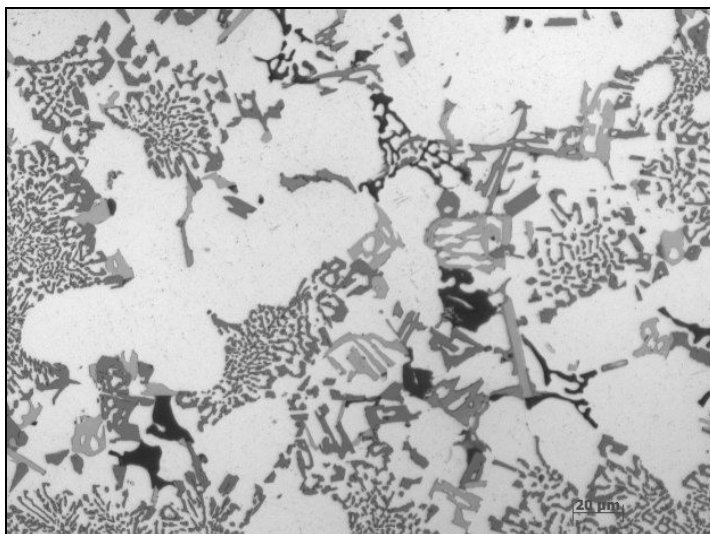


Рисунок 2 – Микроструктура сплава марки АК12ММгН, модифицированного натрием, х500

По своим характеристикам полученный на основе АК12ММгН сплав (с увеличением верхнего предела по кремнию) имеет повышенную усталостную прочность, особенно при температуре 350 °С и выше. При этом увеличение содержания кремния способствовало повышению устойчивости к износу и задирам.

Полученный новый сплав по своим характеристикам полностью соответствует требованиям, предъявляемым к современным поршневым сплавам.

В настоящее время специалистами ОАО «РУСАЛ Новокузнецк» продолжаются комплексные исследования в направлении повышения качества поршневых сплавов.

Выводы: Рассмотрены основные аспекты, связанные с требованием к качеству алюминиевых сплавов поршневой группы. В условиях ОАО «РУСАЛ Новокузнецк» показано, что перспективы представляет сплав АК12ММгН, на основе которого можно изготавливать другие поршневые сплавы с требуемым уровнем эксплуатационных свойств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Курдюмов А.В. Литейное производство цветных и редких металлов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин. – М.: Metallurgy, 1982. – 352 с.
2. Воздвиженский В.М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В.М. Воздвиженский, В.А. Грачев, В.В. Спасский. – М: Машиностроение, 1984. – 432 с.

М.В. Филиппова, В.Н. Перетяtko, А.А. Федоров

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

УДЕЛЬНОЕ УСИЛИЕ ПРИ ВЫДАВЛИВАНИИ

В статье представлены результаты экспериментального исследования удельного усилия при выдавливании с применением метода планирования эксперимента.

In the work the results of the experimental research of specific force during the pressing with use of the method of experiment planning are presented.

Для штамповки поковок типа ступенчатый стержень основной технологической операцией является выдавливание. При штамповке выдавливанием происходит истечение металла, заключенного в замкнутую полость, через отверстие в ней, форма которого определяет поперечное сечение выдавливаемого участка деформированной заготовки.[1]. Эскиз штампа для выдавливания приведен на рисунке 1. Для экспериментального исследования процесса выдавливания использовали метод планирования эксперимента. [2].

В качестве факторов (независимых переменных) выбрали:

X_1 – коэффициент вытяжки, $\lambda = \frac{F_0}{f}$; X_2 – коэффициент трения, μ ; X_3 – угол наклона матрицы, γ ; X_4 – относительные размеры утолщенной части поковки и стержневой части, $\frac{L}{D} \cdot \frac{d}{l}$.

Локальная область определения факторов устанавливали из априорных соображений. Варьирование факторов проводили на двух уровнях. Величина варьирования факторов и их значения в натуральном масштабе на основном, верхнем и нижнем уровнях приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Планирование эксперимента при выдавливании в закрытом штампе

Факторы	Коэффициент вытяжки (x_1)	Коэффициент трения (x_2)	Угол матрицы, рад. (x_3)	Относительные размеры заготовки и стержня (x_4)
Основной уровень, X_i	4	0,2	1,309	1,0
Интервал варьирования, ΔX_i	2	0,1	0,264	0,5
Верхний уровень $X_i = +1$	6	0,3	1,571	1,5
Нижний уровень $X_i = -1$	2	0,1	1,047	0,5

Натуральные значения факторов (x_i) переводили в кодированные значения (X_i) с использованием зависимостей

$$X_1 = \frac{x_1 - 4}{2} \quad X_2 = \frac{x_2 - 0,2}{0,1} \quad X_3 = \frac{x_3 - 1,309}{0,264} \quad X_4 = \frac{x_4 - 1,0}{0,5} \quad (1)$$

Для сокращения объема экспериментальных исследований в работе была использована полуреплика 2^{4-1} , которая содержит 8 опытов. Приняли план 2^{4-1} с определяющим контрастом $1=X_1X_2X_3X_4$. После реализации опытов можно построить следующую линейную модель

$$y = \epsilon_0 + \sum_{i=1}^4 \epsilon_i X_i . \quad (2)$$

План эксперимента в кодовом и натуральном масштабе, а также результаты экспериментов приведены в таблице 2. В таблице знак (+) означает верхний уровень фактора, знак (-) – нижний уровень; x_3 – угол наклона матрицы в радианах ($90^\circ \rightarrow 1,571$ рад и $60^\circ \rightarrow 1,047$ рад).

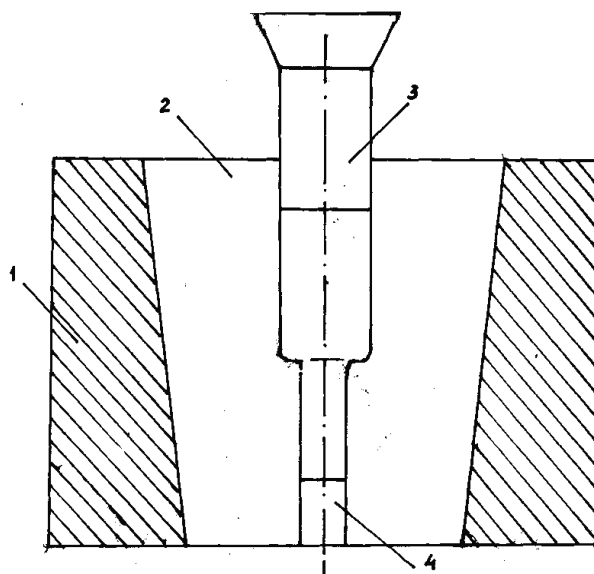
В соответствии с планом эксперимента были изготовлены штампы для выдавливания. Опыты проводили на гидравлическом прессе с электронной записью диаграммы усилия выдавливания. В качестве модельного материала для проведения исследований использовали заготовки, изготовленные из свинца.

Таблица 2 – План 2^{4-1} и результаты экспериментов

Номер опыта	Кодовый масштаб				Натуральный масштаб				Относит. удельное усилие, p_1/σ_T
	X_1	X_2	X_3	X_4	x_1	x_2	x_3	x_4	
1	+	+	+	+	6	0,3	1,571	1,5	4,26
2	-	+	+	-	2	0,3	1,571	0,5	2,21
3	+	-	+	-	6	0,1	1,571	0,5	3,28
4	-	-	+	+	2	0,1	1,571	1,5	1,71
5	+	+	-	-	6	0,3	1,047	1,5	4,06
6	-	+	-	+	2	0,3	1,047	1,5	2,16
7	+	-	-	+	6	0,1	1,047	1,5	3,08
8	-	-	-	-	2	0,1	1,047	0,5	1,66

При проведении опытов изменение параметров технологического инструмента, определяемого планом эксперимента, достигалось применением сменных матриц и пуансонов.

Эскиз экспериментального штампа приведен на рисунке 1, общий вид матрицы и пуансона приведены на рисунке 2.



1 – обойма; 2 – разъемная матрица; 3 – пуансон; 4 – выталкиватель
Рисунок 1 – Эскиз штампа для закрытого выдавливания

Каждый опыт проводили 3 раза. Всего с учетом дублирования было проведено 24 опыта. Среднее значение относительного удельного усилия p_1/σ_T из 3 опытов приведено в последнем столбце таблицы 2.



Рисунок 2 – Детали штампа для закрытого выдавливания

Коэффициенты регрессии рассчитывали по зависимости

$$b_i = \frac{\sum_{u=1}^n X_{iu} \cdot y_u}{N} \quad (3)$$

где N – количество опытов.

После расчета получили:

$$\varepsilon_0 = 2,802 ; \varepsilon_1 = 0,867 ; \varepsilon_2 = 0,37 ; \varepsilon_3 = 0,063 ; \varepsilon_4 = 0$$

Проверка статистической значимости коэффициентов регрессии показала, что все коэффициенты статически значимые, кроме коэффициента ε_4 .

Итак, после реализации эксперимента получили линейное уравнение регрессии

$$p_1 / \sigma_T = 2,802 + 0,867 \cdot X_1 + 0,37 \cdot X_2 + 0,063 \cdot X_3 . \quad (4)$$

Проверка адекватности модели по критерию Фишера показала, что гипотеза об адекватности модели не отвергается.

При анализе модели следует отметить, что все соображения о направлении и силе влияния факторов можно отнести только для выбранного интервала опытов.

В этом интервале опытов наиболее сильное влияние на относительное удельное усилие выдавливания оказывает коэффициент вытяжки – λ ; коэффициент трения $-\mu$ и угол наклона матрицы - γ .

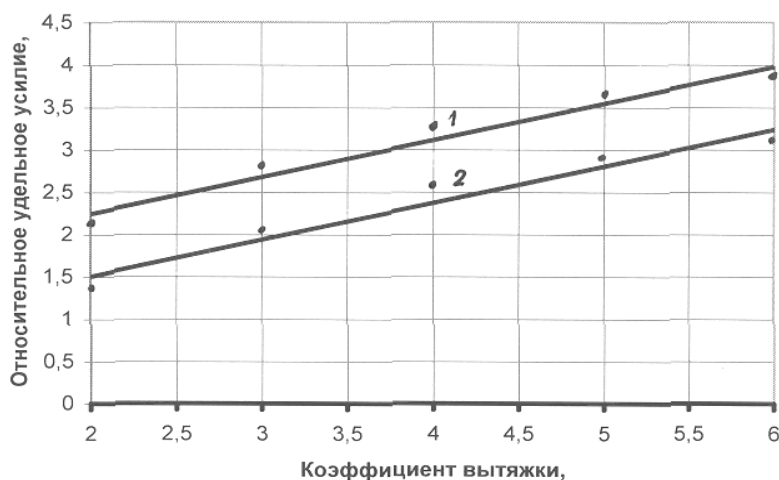
В натуральном масштабе уравнение (4) можно записать в виде

$$p_1 / \sigma_T = 0,0176 + 0,434 \lambda + 3,7 \mu + 0,237 \gamma , \quad (5)$$

где γ – задается в радианах.

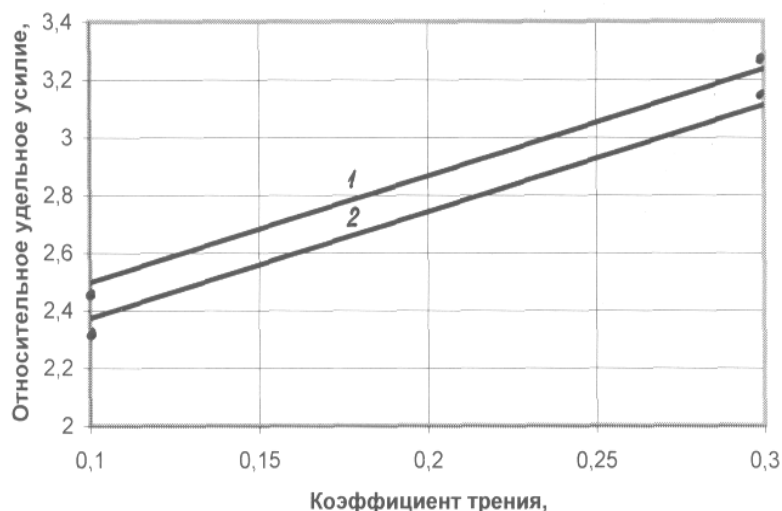
На рисунках (3 – 5) приведены графики относительного удельного усилия при выдавливании в зависимости от коэффициента вытяжки, коэффициента трения и угла наклона матрицы.

Точками показаны значения относительного удельного усилия, рассчитанного ранее с использованием МКЭ. Как видно из рисунков 3, 4 результаты расчетов с использованием МКЭ близко совпадают с экспериментальными данными.



1 – $\mu=0,1$; 2 – $\mu=0,3$; точки – компьютерное моделирование

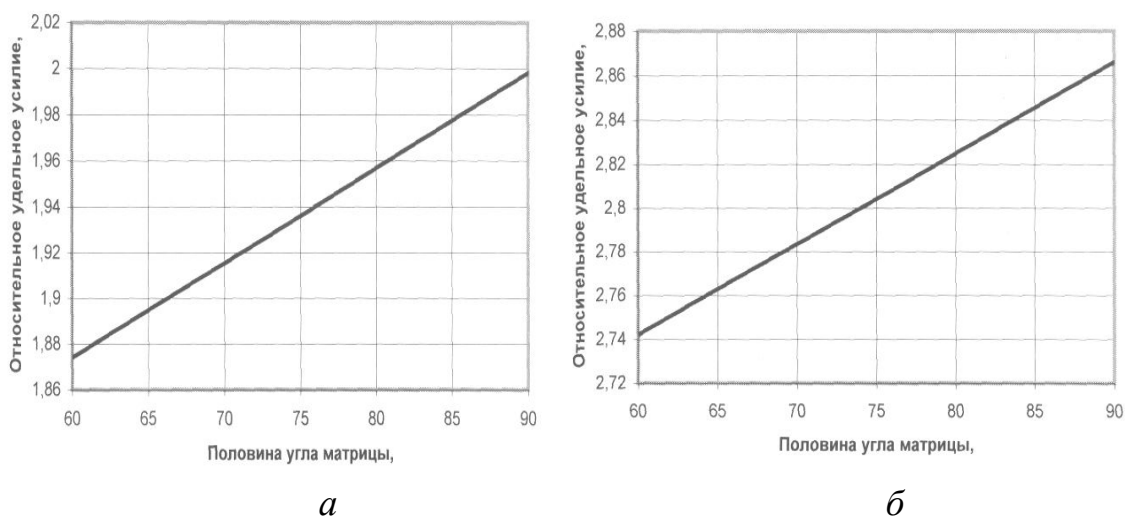
Рисунок 3 – Влияние коэффициента вытяжки на относительное удельное усилие при $\gamma=60^0$



1 – $\gamma = 90^{\circ}$; 2 – $\gamma = 60^{\circ}$; точки – компьютерное моделирование

Рисунок 4 – Влияние коэффициента трения на относительное удельное усилие

Таким образом, по результатам экспериментальных исследований установлено, что наиболее сильное влияние на относительное удельное усилие оказывает коэффициент вытяжки λ и коэффициент трения μ .



а – коэффициент вытяжки – 2; б – коэффициент вытяжки – 4

Рисунок 5 – Влияние угла наклона матрицы на относительное удельное усилие при $\mu = 0,2$

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сторожев М.В. Теория обработки металлов давлением / М.В. Сторожев, А.Е. Попов / Учебник для вузов – М.: Машиностроение, – 422 с.
2. Новик Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов [Текст] / Ф.С. Новик, Я.Б. Арсов. – М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. – 304 с.

УДК 624.73

М.В. Филиппова, А.А. Федоров, В.Н. Перетяцько

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

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕРХНОСТНЫЙ УГАР СТАЛИ 20X ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОЛУГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ

В работе исследованы поверхностный угар, прочностные и пластические свойства стали 20X для выбора температуры полугорячей штамповки.

In the work the surface loss and plastic properties of 20X steel for choice of half-hot press forming are researched.

Поковку типа крестовин с четырьмя симметричными расположенными отростками одинаковой длины штампуют в торец из цилиндрической заготовки. При этом большое количество металла (до 20 %) уходит в облой. Нами предложена технология полугорячей штамповки крестовин в закрытых штампах с горизонтальным разъемом и двухстороннем приложении усилия штамповки. [1,2]

Для исследования были выбраны детали массового производства из стали 20X, которые объединены общим названием «крестовина карданного вала». По назначению деталь используют для передачи крутящего момента к исполнительному механизму под некоторым углом. Деталь крестовина широко используется в трансмиссиях легковых автомобилей, грузовых автомобилей, тракторов, сельхозтехники, строительной техники, военной техники и т.д. По конструкции и габаритам различают малогабаритные крестовины и крупногабаритные крестовины. Разнообразие конструкций связывает общая конфигурация детали, которая состоит осесимметричной центральной части с четырьмя симметрично расположенными отростками одинаковой длины.

Технологии полугорячей штамповки характеризуется в основном оптимальной температурой нагрева заготовки, для определения которой необходимо знать сопротивление металла деформации, определить пластические свойства металла и оценить величину поверхностного угара для получения заготовки с хорошей поверхностью.

Испытания на горячее кручение являются распространенным методом определения пластических свойств металла и его сопротивления деформации при высоких температурах. Многие отечественные и зарубежные исследователи характеризуют метод горячего скручивания образцов как наиболее удобный и чувствительный для оценки пластичности металла и сопротивления деформации.[3]

Для определения сопротивления металла деформации по опытным данным на горячее кручение воспользуемся зависимостью [4]

$$\tau_{\max} = 4 \frac{\left(3M + \theta \cdot \frac{\partial M}{\partial \theta} \right)}{\pi \cdot d_0^3}, \quad (1)$$

где τ_{\max} – максимальное касательное напряжение на поверхности образца; M – величина крутящего момента; θ – относительный угол закручивания.

При горячем скручивании металла нас интересует максимальная величина τ_{\max} при максимальном значении крутящего момента M_{\max} . В этом случае второе слагаемое в скобках будет равно нулю, и

$$\tau_{\max} = 12 \frac{M_{\max}}{\pi d_0^3} \quad (2)$$

Откуда сопротивление металла деформации будет равно

$$\sigma = \sqrt{3} \cdot \tau_{\max}, \quad (3)$$

подставляя значение τ_{\max} из формулы (2), получим

$$\sigma = 12\sqrt{3} \frac{M_{\max}}{\pi d_0^3}, \quad (4)$$

Учитывая начальные размеры образца $d_0 \times l_0 = 6 \times 30$ мм, окончательно получаем

$$\sigma = 0,0306 M_{\max} \quad (5)$$

Пластические свойства металла при испытании на кручение определяли по зависимости.

Степень деформации сдвига при кручении будет равна:

$$\Lambda = \frac{r}{l} \int_0^r \omega \cdot \partial T \quad (6)$$

здесь интеграл – это угол поворота одного торцевого сечения относительно другого. Максимальное значение она имеет на поверхности образца и ее можно записать как

$$\Lambda = \operatorname{tg} \gamma, \quad (7)$$

где γ – угол поворота риски на поверхности образца вдоль образующей к первоначальному положению.

В свою очередь:

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{(\pi \cdot d_0 \cdot n_z)}{l_0} = \Lambda, \quad (8)$$

где d_0 , l_0 – размеры рабочей части образца; n_z – количество оборотов до разрушения образца.

В работе использовали образцы размерами $d_0 = 6$ мм и $l_0 = 30$ мм, таким образом, окончательно степень деформации сдвига до разрушения образца можно определить по уравнению

$$\Lambda = 0,628 \cdot n_z \quad (9)$$

Величину поверхностного угара определяли по известным методикам и рассчитывали по зависимости [4]

$$y_2 = \frac{(m_1 - m_2)}{F}, \text{ кг/м}^2, \quad (10)$$

где m_1, m_2 – масса образца до нагрева и после удаления окалины; F – площадь поверхности образца.

В наших исследованиях размеры образцов для определения поверхностного угара составляли 10x10x10 мм, масса образца 7,85 г. Нагрев образцов проводили в муфельной электропечи. Время нагрева до заданной температуры поверхности образца составляло 20 с. Время выдержки при постоянной температуре составляло 10 с.

Результаты испытания стали 20Х на горячее скручивание до разрушения, обработанные в соответствии с зависимостями (5,7) приведены в таблице 1 и на рисунках 1,2

Зависимость сопротивления металла деформации от температуры испытания приведены на рисунке 1.

Как видно из рисунка с повышением температуры сопротивление деформации уменьшается.

Таблица 1 – Результаты испытания стали 20Х на горячее скручивание

Температура, °С	Сопротивление деформации, σ	Пластические свойства, Δ
600	351	2,1
700	252	6,35
800	184	7,65
900	135	10,2
1000	108	13,3
1100	81	18,6

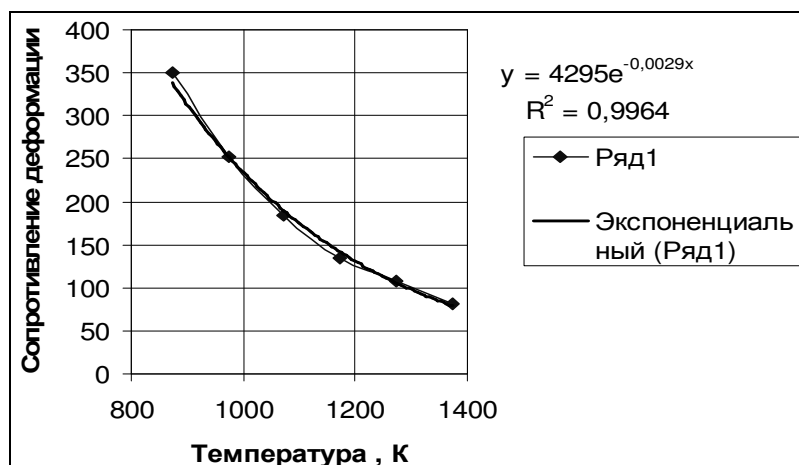


Рисунок 1 – Влияние температуры на сопротивление деформации стали 20Х

Известно, что зависимость сопротивления деформации от температуры описывается уравнением экспоненты.

$$\sigma = a_1 \cdot \exp(-b_1 \cdot T), \quad (11)$$

где T – температура в градусах Кельвина; a_1 и b_1 – коэффициенты, которые определяются экспериментально.

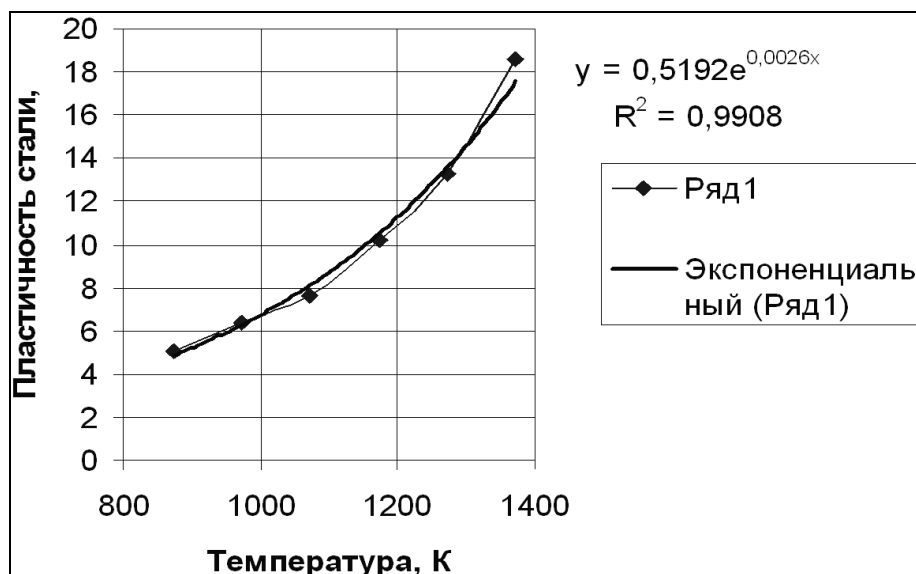


Рисунок 2 – Влияние температуры на пластические свойства стали 20X

Аппроксимируя экспериментальные данные экспоненциальной функцией, получим

$$\sigma = 4295 \cdot \exp(-0,0029T), \quad R^2 = 0,9964, \quad (12)$$

где R^2 – величина достоверности аппроксимации.

Пластические свойства металла в общем случае можно описать сложной кривой с максимальной пластичностью при определенной температуре. Однако для исследованной марки стали в интервале температур полугорячей штамповки можно принять, что пластические свойства металла в зависимости от температуры возрастают по экспоненте.

$$\Lambda = a_2 * \exp(b_2 \cdot T), \quad (13)$$

где a_2, b_2 – коэффициенты, которые находятся из экспериментальных данных.

Аппроксимируя экспериментальные данные по пластическим свойствам для стали 20X, находим

$$\Lambda = 0.5192 * \exp(0,0026 * T), \quad R^2 = 0,9964, \quad (14)$$

Большое значение величины достоверности аппроксимации R^2 указывает на правильный выбор аппроксимирующей функции.

Результаты исследования окисления поверхности стали при нагреве, которое оценивается величиной поверхностного угара, приведено в таблице 2 и на рисунке 3.

Таблица 2 – Величина поверхностного угара при нагреве стали 20X

Температура, °С	600	700	800	900	1000
Поверхностный угар, г/м ²	0,05	0,06	0,12	0,23	0,40

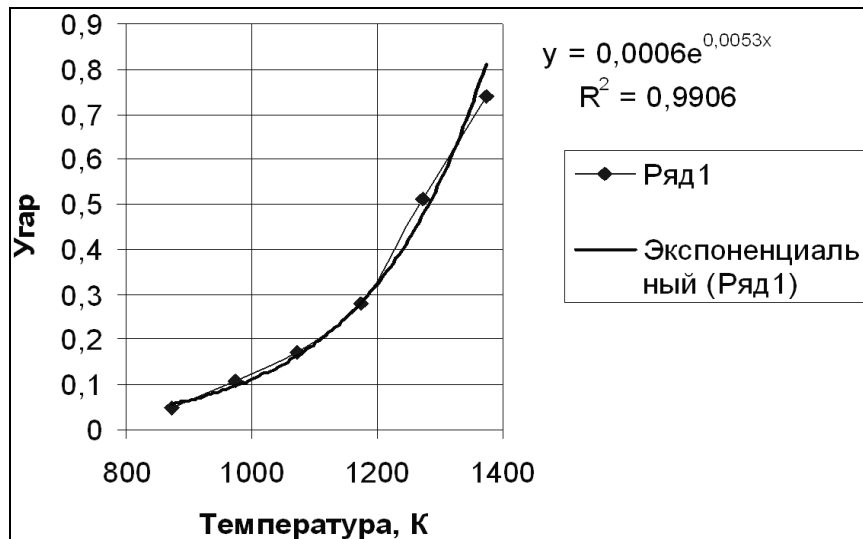


Рисунок 3 – Влияние температуры на поверхностный угар стали 20X

По результатам исследования можно отметить, при нагреве до 600 °С образец приобретает матовый оттенок. Окисленный слой плотно держится на поверхности образца. При повышении температуры до 700 – 750 °С наблюдается небольшое количество окалина, которая плотно держится на образце. Начиная с температуры 900 °С и выше, количество окалина возрастает и она начинает тонкой пленкой отслаиваться от образца.

Зависимость величины поверхностного угара от температуры (в интервале температур 600 – 1200 °С) и времени нагрева имеет вид [5].

$$Y_2 = a_3 \sqrt{t} \cdot \exp\left(-\frac{b_3}{T}\right), \quad (15)$$

где t – время нагрева, мин.; T – температура нагрева, градусы К.

В наших исследованиях при постоянном времени нагрева заготовки, уравнение (15) можно переписать в виде

$$Y_2 = a_3 \cdot \exp\left(-\frac{b_3}{T}\right), \quad (16)$$

где a_3, a_4, b_3 – коэффициенты.

Аппроксимируя опытные значения из таблицы 2, получаем

$$Y_2 = 0,0003 \exp(0,0055T). \quad (17)$$

При этом значение величины достоверность аппроксимации R^2 достаточно велико.

Анализируя результаты исследования механических свойств и поверхностного угара стали 20X (таблицы 1 и 2), трудно определить оптимальную температуру нагрева заготовки для штамповки выдавливанием, так как с повышением температуры испытания уменьшается сопротивление металла деформации, повышаются пластические свойства, но возрастает поверхностный угар металла.

Задачу оптимизации процессов, характеризующихся несколькими откликами, обычно сводят к задаче оптимизации по одному критерию с ограни-

чениями в виде равенств или неравенств. В зависимости от вида поверхности отклика можно использовать линейное или нелинейное программирование и другие методы. К недостаткам этих способов оптимизации следует отнести трудности математического описания процесса и корректного решения задачи. Одной из наиболее удачных для процессов с большим количеством откликов является оптимизация с использованием предложенной Харрингтоном в качестве критерия обобщенной функции желательности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент № 2165329 РФ МКП В 21 К 1/00 / Способ штамповки поковок типа крестовин / А.И. Осколков, А.А. Максимов, М.И. Поксеваткин и др., 22.03.1999.
2. Патент № 90723 РФ МКП В 21 К 1/00 / Штамп для горячей штамповки поковок типа крестовин из шаровой заготовки / В.Н. Перетяцько, А.А. Федоров и др., 27.08.2010.
3. Богатов А.А. Механические свойства и разрушение металлов / А.А. Богатов. – Екатеринбург: Изд-во УПИ, 2002. – 329 с.
4. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н.Н. Малинин. – М.: Машиностроение, 1968. – 400 с.
5. Темлянцев М.В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку металлов давлением / М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайличенко. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.

УДК 662.749

Л.Б. Павлович, О.О. Медведская

АКТИВАЦИЯ КАТАЛИТИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ ШЛАКОВ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Исследовано повышение каталитической активности металлургических шлаков методом выщелачивания.

Increase of catalytic activity of metallurgical slags by a alkali method is investigated.

Исследование каталитической активности шлаков черной металлургии в реакциях глубокого окисления показало, что шлаки катализируют реакции глубокого окисления при высоких для данных процессов очистки выбросов температур порядка 500-600 °С и избирательно для различных типов соединений [1-3]. С целью снижения эксплуатационных и капитальных затрат на процессы очистки выбросов на шлаковых катализаторах необходимо повысить их каталитическую активность. Основными причинами невысокой каталитической активности металлургических шлаков являются их низкая удельная поверхность и значительное содержание на поверхности зерна катализа-

тора каталитически неактивных фаз силиката. Известно, что вещества различного фазового состава с различной скоростью взаимодействуют с растворителями, что приводит к избирательному дифференцирующему растворению. При этом в определенных условиях может происходить селективное извлечение из шлаков нежелательных фаз, что должно способствовать росту их удельной поверхности и каталитической активности, при этом нельзя исключать возможность формирования новых фаз на поверхности шлаков, обладающих каталитическими свойствами, отличными от исходных.

Цель данной работы – повышение каталитической активности металлургических шлаков – потенциальных катализаторов очистки выбросов черной металлургии – методом выщелачивания.

Выщелачивание металлургических шлаков осуществлялось обработкой соляной, азотной и щавелевой кислотами, изменением концентрации кислот, температуры и времени обработки. Обработке подвергались конвертерный ванадиевый шлак Нижнетагильского металлургического комбината (НТМК), мартеновский шлак НкМК (Новокузнецкий металлургический комбинат), конвертерный и доменный шлаки Западносибирского металлургического комбината (ЗСМК), шлак ферросилиция Актюбинского завода ферросплавов (АЗФ). Процесс приготовления катализатора выщелачиванием шлаков осуществляли пропиткой раствором кислоты при перемешивании, промывкой водой до pH водного раствора = 5, сушкой с последующим прокаливанием при температуре 450-500 °С в течение 5 часов. Отношение объема кислоты к объему шлака составляло 1 : 1; концентрации кислот: 0,1; 1,0; 5,0; 7,0 N HCl; 5,0 N HNO₃. Так как при обработке 0,1 N HCl pH пропиточного раствора кислоты равен 5, то во всех контактных массах, приготовленных выщелачиванием шлаков после выдержки в растворе кислоты, кислотность пропиточного раствора довели до pH=5.

Осуществляли активацию минеральными кислотами передельного ванадиевого шлака НТМК с последующим определением каталитической активности при окислении двух типов ароматических соединений: кислых – фталевого ангидрида (ФА) – и нейтральных – орто-ксилола (о-к), по методике, описанной ранее [2].

Степень окисления ФА и орто-ксилола на выщелоченном 1-5 N раствором HCl ванадиевом шлаке увеличивалась на 20-30 %, на 50 °С снижалась температура процесса очистки. Степень окисления ФА достигала 90-98 % в интервале температур 450-500 °С. Выщелачивание раствором HNO₃ существенных результатов не дало. Более существенные результаты получены при активации щавелевой кислотой, которая и рекомендуется в качестве реагента для приготовления шлаковых катализаторов, и все последующие эксперименты по отработке технологического процесса активации, отбору шлаков и приготовлению шлаковых катализаторов проводились на щавелевой кислоте.

Исследования процесса выщелачивания щавелевой кислотой проводили при температуре обработки 50 °С, соотношении кислота : шлак (масс.) равном 0,2 и периодическом перемешивании. Предварительно было установлено, что

интенсивность перемешивания не оказывало влияния на процесс активации, то есть реакция протекает в кинетической области. Время обработки шлака варьировали от 4 до 50 часов, раствор отделяли от шлака и выпаривали, остаток после выпаривания подвергали прокаливанию при 900 °С и анализировали на содержание Ca, Mg, Al, Si, Mn, Fe рентгено-флуоресцентным методом. Кинетические кривые перехода продуктов реакции мартеновского шлака с щавелевой кислотой в раствор представлены на рисунке 1.

В наибольшей степени в раствор переходил магний (свыше 8 %). Al, Mn, Fe растворились в меньшей степени (до 3,5-5 %), в свою очередь количество кальция и кремния, перешедшее в раствор, не превышало 2,5 %. Так как оксалаты в целом обладают ограниченной растворимостью, возможно накопление на поверхности шлака продуктов реакции.

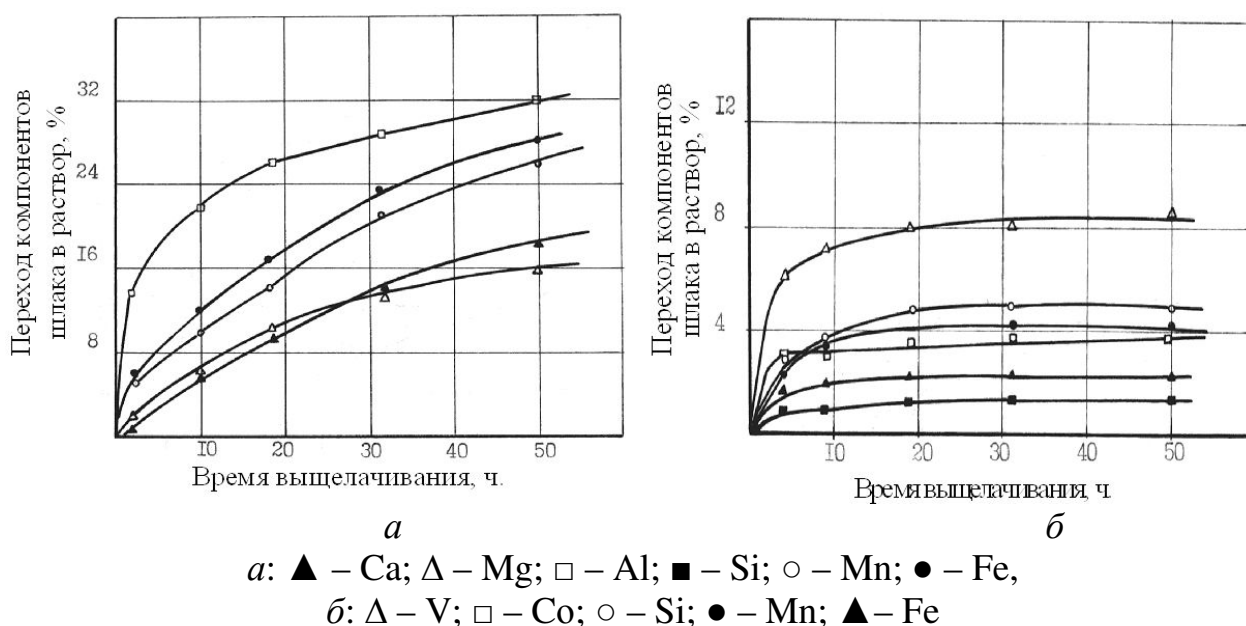


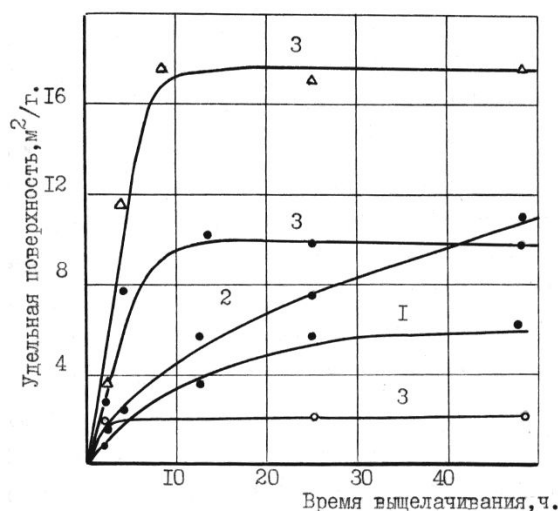
Рисунок 1 – Кинетические кривые перехода компонентов мартеновского (а) и ванадиевого (б) шлаков в раствор относительно их содержания в шлаке:

По сравнению с мартеновским, ванадиевый шлак взаимодействовал с кислотой в значительно большей степени. С наибольшей лёгкостью переходил в раствор кальций, в несколько меньшей степени – марганец и кремний, при этом относительное содержание кальция и марганца в растворе было выше, чем в исходном шлаке, содержание кремния приблизительно соответствовало содержанию его в исходном шлаке. Эти данные позволяют сделать вывод об обогащении поверхности шлака соединениями ванадия и железа.

Процесс выщелачивания шлаков сопровождался ростом удельной поверхности ($S_{уд}$), при этом её величина зависела от условий активации и природы шлака. На рисунке 2 представлена зависимость изменения удельной поверхности конвертерного шлака от условий процесса выщелачивания. Максимальное увеличение $S_{уд}$ в первые часы проведения активации наблюдалось при температуре 80 °С, однако в зависимости от соотношения кислота: шлак (масс.) оно прекращалось после 2-8 часов, при этом наибольшей удельной по-

верхностью (16,9-17,7 м²/г) обладали образцы, активированные при соотношении кислота: шлак, равном 0,6, в течение 8-48 часов. Понижение температуры процесса до 50 °С приводило к тому, что в начальный период активации удельная поверхность росла в меньшей степени, чем для образцов, обработанных при 80 °С и том же соотношении кислота : шлак, однако при продолжительности выщелачивания выше 40 часов S_{уд} шлака, обработанного при 50 °С, выше.

Сравнение изменения удельной поверхности мартеновского шлака (рисунок 3) и кинетических кривых образования продуктов реакции при его выщелачивании показало, что данные зависимости имеют идентичный характер.



температуры, °С: 1 – 20; 2 – 50; 3 – 80;

соотношения кислота : шлак: ○ – 0,05; ● – 0,34; Δ – 0,6

Рисунок 2 – Влияние соотношения кислота : шлак, продолжительности, температуры активации на удельную поверхность (конвертерный шлак, фракция 2-3 мм)

На рисунке 4 показана взаимосвязь между количеством выщелоченного из ванадиевого шлака вещества и удельной поверхностью шлака.

Исследование влияния величины удельной поверхности на активность выщелоченного конвертерного шлака (рисунок 5) показало, что активность возрастала только до величины поверхности 8 м²/г, после чего она стабилизировалась на одном уровне. Исследования пористой структуры мартеновского шлака показали, что суммарный объём пор (V_Σ) растёт преимущественно в первые часы активации, достигая за 4 часа 0,076 см³/г, затем его рост замедляется и к 50-му часу V_Σ имеет значение 0,110 см³/г. Распределение объёмов пор по радиусам (рисунок 6) в ходе выщелачивания изменилось незначительно. Для активированного мартеновского шлака характерно полидисперсное распределение объёмов пор по радиусам от 60 до 10000 Å с некоторым преобладанием пор с радиусом 100-1000 Å.

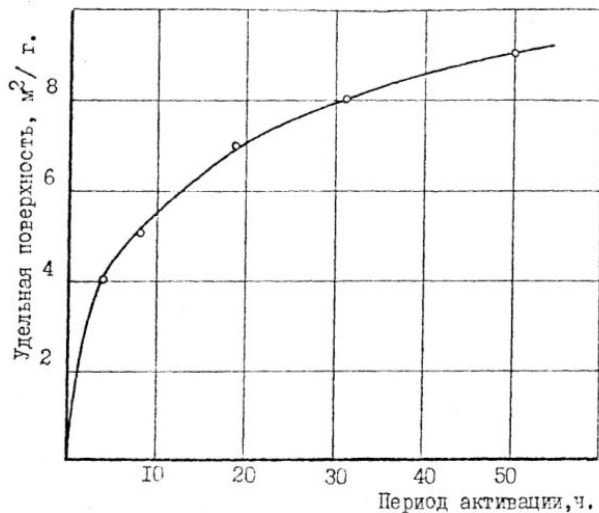


Рисунок 3 – Влияние продолжительности обработки мартеновского шлака на величину удельной поверхности (температура – 50 °С, соотношение кислоты : шлак – 0,2 (масс))

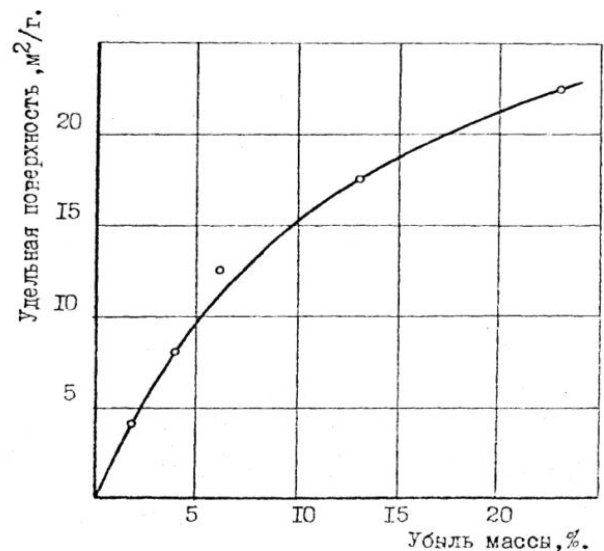


Рисунок 4 – Влияние убыли массы ванадиевого шлака (фр. 0,5-1,0 мм) при выщелачивании на величину его удельной поверхности.

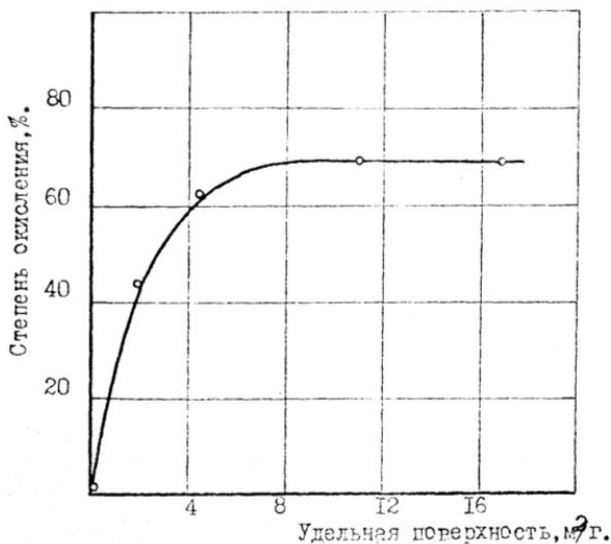


Рисунок 5 – Влияние удельной поверхности на каталитическую активность конвертерного шлака ($V_{об} = 10$ тыс.ч⁻¹, $C_{CO} = 1\%$ об.)

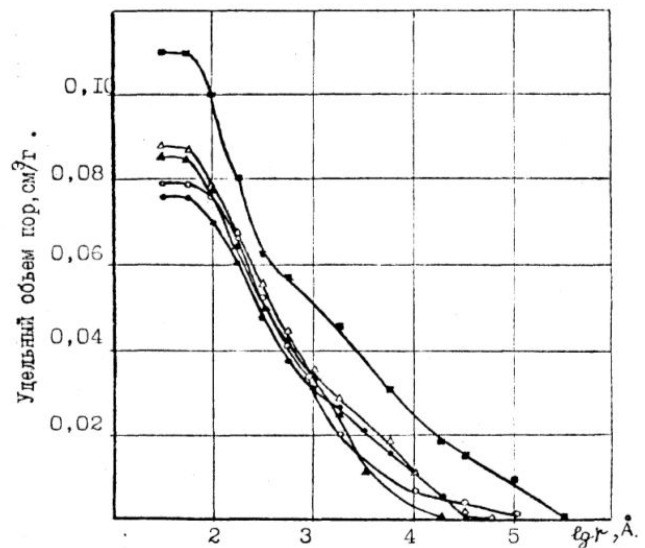


Рисунок 6 – Влияние продолжительности обработки, ч (● – 4; ○ – 8; ▲ – 19; △ – 31; ■ – 31) мартеновского шлака на его пористую структуру

Исходные шлаки и шлаки после выщелачивания исследовали методами термического анализа, рентгенографии и инфракрасной спектроскопии. Исследования показали, что превращения, претерпеваемые шлаком при обработке растворами щавелевой кислоты с последующим прокаливанием, можно представить следующим образом. На поверхности шлака образуются оксалаты металлов и оксид кремния, находящийся в рентгеноаморфном состоянии. При температуре 190 °С происходило разложение оксалатов железа и марганца, сопровождающееся выделением тепла вследствие одновременного окис-

ления выделяющегося СО. Повышение температуры обработки до 410 °С приводило к разложению оксалатов кальция и магния до карбонатов. При 550 °С рентгенографически обнаруживалась фаза SiO₂, что, видимо, обусловлено её кристаллизацией с повышением температуры прокаливания. Дальнейшее повышение температуры прокаливания до 750-850 °С приводило к разложению карбонатов Са и Mg с одновременным исчезновением фазы SiO₂ без образования новых, не содержащихся в шлаке фаз силикатов. Из этих результатов можно сделать вывод о возможном образовании фаз мервинита и двухкальциевого силиката. Также при этих температурах в шлаке появлялась шпинельная фаза (Mg,Fe)Fe₂ O₄, которая в данных условиях образуется и в исходном шлаке. Это можно объяснить окислением фазы твёрдого раствора свободных оксидов, находящихся в исходном шлаке в низших степенях окисления.

Исследования активированных выщелачиванием шлаков методом оптической микроскопии показало, что в ванадиевом шлаке происходило разрушение силикатной связки и ванадийсодержащего шпинелида, причём реакция проходила преимущественно по границе раздела фаз.

Для наиболее мелких частиц она протекала на всю глубину частицы. Для мартеновского шлака наблюдалось разрушение поверхностного слоя. Видимых изменений в частицах конвертерного шлака не обнаружено.

Испытания каталитической активности активированных щавелевой кислотой шлаков проводили в проточных условиях при окислении модельных смесей оксида углерода и β-метилнафталина с воздухом в стационарном слое катализатора, при концентрации СО 1 % об., β-метилнафталина 6-8 г/м³, при объёмной скорости 10 тыс.ч⁻¹, гранулометрическом составе шлаков 2-3 мм. Активировали шлаки при соотношении кислота : шлак (масс.), равном 0,02-0,8, в течение 2-84 часов, при температуре 10-100 °С. После активации шлаки промывали водой, сушили при 110-130 °С в течение 4 часов и прокаливали при 450 °С в течение 4 часов.

Наблюдалось значительное повышение каталитической активности при выщелачивании 4-х шлаков: ванадиевого, конвертерного, мартеновского и феррохромового; доменный и шлак ферросилиция активировались незначительно (таблица).

Таблица – Окисление оксида углерода на исходных и выщелоченных шлаках

Шлак	Время активации, ч	Соотношение кислота:шлак (масс.)	Температура активации, °С	Степень окисления СО при 350 °С, %
Конвертерный	0	0	-	2,5
	25	0,33	80	69,0
Доменный	0	0	-	1,5
	24	0,2	80	9,2
Ферросилиция	0	0	-	0,9
	24	0,2	80	11,0

Можно отметить, что в результате увеличения соотношения кислота : шлак от 0,25 до 0,6 активность шлаков при данной температуре и времени выщелачивания росла незначительно.

Исследование влияния параметров выщелачивания на каталитическую активность ванадиевого, мартеновского, феррохромового шлаков при окислении СО и β -метилнафталина показало, что максимальная активность шлаков достигалась при выщелачивании в интервале температур 50-80 °С, соотношении кислота : шлак 0,3-0,5, в течение 24-48 часов, степень окисления СО на данных образцах составляла 77,4-79,1 %, β -метилнафталина – 100 % на активированных мартеновском и феррохромовом шлаках в интервале температур 480-520 °С. Таким образом, разработан простой и доступный способ активации шлаков.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павлович Л.Б. Катализаторы глубокого окисления на основе металлургических шлаков / Л.Б. Павлович, Е.И. Андрейков, А.В. Салтанов // Химия в интересах устойчивого развития. – 2000. – Т. 8: № 3. – С. 411-416.

2. Павлович Л.Б. Исследование каталитической активности рядовых отвалных шлаков черной металлургии / Л.Б. Павлович, О.О. Медведская // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2010. – № 6. – С. 11-15.

3. Павлович Л.Б. Исследование каталитических свойств ферросплавных шлаков / Л.Б. Павлович, О.О. Медведская // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 10. – С. 3 – 7.

УДК 536.2.083:519.876.5

В.В. Стерлигов, Т.А. Михайличенко

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

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СТАЦИОНАРНОГО ВОЗДУШНОГО СЛОЯ ДЛЯ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ АГРЕГАТОВ

Показана возможность создания неподвижного слоя воздуха на ограждающей поверхности любого теплового агрегата с целью снижения потерь тепла.

The possibility to form the air stagnant layer on the bounding surface of any thermal facility in order to decrease heat losses is declared and approved.

В высокотемпературных теплотехнических агрегатах особая роль принадлежит кладке, выполненной из огнеупорных материалов. В печах кладка непосредственно влияет на основной процесс – теплоотдачу к нагреваемому материалу [1], и в меньшей мере влияет на тепловую работу печи, величину

тепловых потерь через нее. В котлах, где основную часть теплового потока воспринимают «экранные» трубы, роль кладки несколько ограничена и сводится к предотвращению потерь тепла из рабочего (топочного) пространства котла [2].

Эта некоторая общность функции кладки печей и обмуровки котлов – теплоизоляция – приводит к тому, что структуре кладки, т. е. конструкции и материалам уделяется значительное внимание и в печестроении, и в котлах. Но поскольку в печах кладка работает в более жестких условиях, в значительной мере обеспечивая и строительные функции (механическая прочность и целостность, противостояние агрессивному воздействию обрабатываемых материалов и др.), то здесь получены более совершенные инженерные решения. Решения подобных задач для обмуровки в силу того, что в конструкции котлов много металлических элементов, обмуровка разгружена от различных рабочих воздействий и др. специфических условий, уступают по своему уровню аналогам в металлургии.

В последнее время для обмуровки котлов, особенно водогрейных, стали применять новые эффективные теплоизоляционные материалы, например, муллитокремнеземистый войлок (МКРВ). В качестве защитного покрытия рекомендуется, например, магнезиальная обмазка [2], которая является одновременно и теплоизолирующим слоем.

Такая практика является традиционной, но, на наш взгляд, не обеспечивает эффективной теплоизоляции.

Нами предлагается в качестве наружного слоя обмуровки котлов, особенно с выполнением основной обмуровки из МКРВ, использовать воздушную прослойку, создаваемую некоей структурой периодического строения, в простейшем случае аналогом объемной сетки Рабица. Ниже приводится сравнительный анализ тепловой работы для двух случаев исполнения наружного слоя теплоизоляции.

При использовании сплошной магнезиальной обмазки [2], на ее поверхности, обращенной в открытое пространство, будет развиваться свободная (естественная) конвекция (рисунок 1).

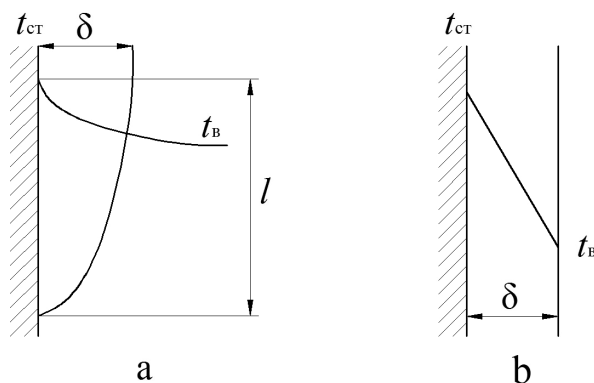


Рисунок 1 – Схема развития свободной конвекции (а) и схема теплопроводности неподвижной воздушной прослойки (б)

Интенсивность теплообмена определяется уравнением [1] :

$$Nu = C \cdot (Gr \cdot Pr)^m, \quad (1)$$

где Nu – число подобия Нуссельта; Gr – число подобия Грасгофа; Pr – число подобия Прандтля; C, m – численные показатели, зависящие от величины $(Gr \cdot Pr)$.

$$\text{При этом } Gr = \frac{g \cdot l^3}{\nu^2} \cdot \beta \cdot \Delta t,$$

где $g, \frac{m}{c^2}$ – ускорение свободного падения; $\nu, \frac{m^2}{c}$ – коэффициент кинематической вязкости; $\beta, \frac{1}{град}$ – температурный коэффициент объемного расширения; $\Delta t = t_{cm} - t_e, ^\circ C$ – перепад температур.

$$Nu = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda_e},$$

где $\alpha, \frac{Вт}{м^2 \cdot К}$ – коэффициент теплоотдачи; $l, м$ – линейный размер омываемой поверхности; $\lambda_e, \frac{Вт}{м \cdot К}$ – коэффициент теплопроводности воздуха.

$$Pr = \frac{\nu}{a},$$

где $a, \frac{м^2}{с}$ – коэффициент температуропроводности.

Для случая наиболее интенсивного теплообмена $C = 0,135, m = 0,33$ [3]. Поскольку для газов число Прандтля есть величина постоянная, и для воздуха $Pr = 0,71$ [4], то после подстановки в уравнение (1) для принятых условий получим:

$$Nu = 0,12 \cdot Gr^{0,33}.$$

После преобразований это дает выражение для коэффициента теплоотдачи

$$\alpha = 0,12 \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}} \cdot \lambda_b. \quad (2)$$

Плотность теплового потока от стенки к воздуху, рисунок 1(а)

$$q_a = \alpha \cdot (t_{cm} - t_e) = \alpha \cdot \Delta t. \quad (3)$$

После подстановки значения α в уравнение (3) получим:

$$q_a = 0,12 \cdot \lambda_b \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}} \cdot \Delta t. \quad (3 \text{ а})$$

В случае создания неподвижной воздушной прослойки на поверхности основного слоя теплоизоляции, рисунок 1(б), плотность теплового потока выражается уравнением

$$q_{\epsilon} = \frac{t_{cm} - t_{\epsilon}}{\frac{\delta_{\epsilon}}{\lambda_{\epsilon}}} = \frac{\lambda_{\epsilon} \cdot \Delta t}{\delta_{\epsilon}} \quad (4)$$

Сравнение интенсивности теплообмена для двух случаев можно получить из отношения

$$\frac{q_a}{q_{\epsilon}} = \left(0,12 \cdot \lambda_{\epsilon} \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}} \cdot \Delta t \right) / \left(\frac{\lambda_{\epsilon} \cdot \Delta t}{\delta_{\epsilon}} \right)$$

$$\frac{q_a}{q_{\epsilon}} = 0,12 \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}} \cdot \delta_{\epsilon} \quad (5)$$

Очевидно, что больше тепла отбирается при свободной конвекции, если $\frac{q_a}{q_{\epsilon}} > 1$, и наоборот, если $\frac{q_a}{q_{\epsilon}} < 1$. При $\frac{q_a}{q_{\epsilon}} = 1$ происходит некое «опрокидывание» обсуждаемого выше эффекта, возникает кризис, и этой ситуации соответствует некоторое «критическое» значение толщины воздушной прослойки δ_{ϵ} как основного действующего фактора в этом процессе.

Тогда, записав в левой части уравнения (5) условие $\frac{q_a}{q_{\epsilon}} = 1$, получим

$$1 = 0,12 \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}} \cdot \delta_{\epsilon},$$

откуда

$$\delta_{кр} = \frac{1}{0,12 \cdot \sqrt[3]{\frac{g \cdot \beta \cdot \Delta t}{\nu^2}}}, \text{ м.} \quad (6)$$

Для определения порядка величин $\delta_{кр}$ были использованы практические данные работающего водогрейного котла типа КВ: $t_{cm} = 160^{\circ}C$, $t_{\epsilon} = 20^{\circ}C$ и вычислена средняя температура воздушного слоя $t_{cl} = 90^{\circ}C$. При этой температуре $\nu_{\epsilon} = 22 \cdot 10^{-6} \frac{M^2}{c}$ [4], физические константы $g = 9,81 \frac{M}{c^2}$, $\beta = \frac{1}{273} \frac{1}{град}$. Подстановка этих значений в уравнение (6) дала величину $\delta_{кр} = 3,8 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, т.е. физически реальную и осязаемую.

Таким образом, задача сводится к созданию и удержанию в неподвижном состоянии воздуха у наружной поверхности основного слоя обмуровки, и эффект будет тем сильнее, чем больше толщина этого воздушного слоя.

Физической моделью стабилизации (удержания) неподвижного слоя воздуха возле некоторой поверхности является процесс теплоизоляции, осуществляемый при использовании меха. Остья меха, выступающие перпендикулярно поверхности шкуры и расположенные с достаточно большой частотой

той, удерживают слой воздуха толщиной δ , равной высоте (длине) остьев. Такую же систему из проволочных остьев можно создать на поверхности слоя обмуровки, используя некое подобие стальной щетки и (или) частой объемной сетки, рисунок 2.

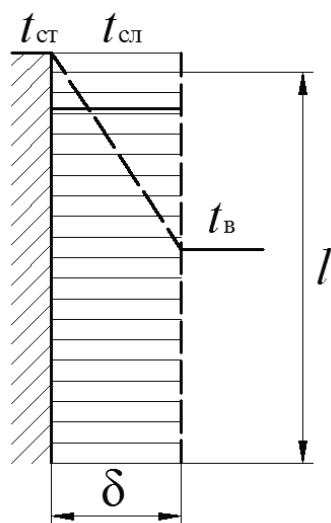


Рисунок 2 – К определению условий гидродинамической стабилизации воздушного слоя

Математическую интерпретацию этого механизма можно представить на основе дифференциального уравнения гидростатики Л. Эйлера и уравнения Д. Бернулли [5]. Из уравнения Эйлера следует, что равновесие покоя наступает в том случае, если объемные силы обладают потенциалом. Единственной такой силой в случае с обмуровкой котла является сила тяжести.

В условиях различия температур стенки t_{cm} и окружающего воздуха t_e при стационарных условиях по толщине слоя установится линейное распределение температуры. Тогда средняя температура слоя будет равна

$$t_{cl} = \frac{t_{cm} + t_e}{2},$$

и по ней следует определять теплофизические свойства воздуха.

В результате различия температур в воздушном слое с температурой t_{cl} и окружающем воздухе с температурой t_e возникает подъемная сила, выражаемая уравнением:

$$\Delta P_{geom} = g \cdot l \cdot \rho_o \cdot \left(\frac{1}{1 + \beta \cdot t_e} - \frac{1}{1 + \beta \cdot t_{cl}} \right) = g \cdot l \cdot \rho_o \cdot \frac{273 \cdot \Delta t}{T_{cl} \cdot T_e}, \text{ Па} \quad (7)$$

Здесь T_{cl} , T_e – абсолютные температуры слоя и воздуха, соответственно, К.

В соответствии с уравнением Д. Бернулли, являющимся частным случаем универсального закона сохранения энергии применительно к движущемуся потоку вещества, это геометрическое давление может перейти в динамическое давление, выражаемое через скорость движения потока ω_o . В математи-

ческой форме это запишется в форме равенства $\Delta P_{geom} = P_{дин}$ или после соответствующих подстановок

$$\Delta P_{geom} = \frac{\omega_0^2}{2} \cdot \rho_0 \cdot (1 + \beta \cdot t_{сл}) = \frac{\omega_0^2}{2} \cdot \rho_0 \cdot \frac{T_{сл}}{273}. \quad (8)$$

Движение реальной (вязкой) жидкости или газа происходит с преодолением сопротивления на трение и местные сопротивления, где скорости изменяются по величине или направлению. Величина сопротивления, приводящего к потере давления, в гидростатике выражается уравнением

$$\Delta P_{пот} = \xi_{\Sigma} \cdot P_{дин} \quad (9)$$

Если возникнут условия, когда суммарный коэффициент гидравлического сопротивления ξ_{Σ} превысит 1, то это значит, что на потери (преодоление сопротивления) будет израсходована вся энергия движения $P_{дин}$.

При движении в закрытом канале теряемое динамическое давление восполняется за счет статического давления. В рассмотренном случае статическое давление останется одинаковым на разных сечениях примыкающего к обмуровке слоя и равным барометрическому давлению окружающего воздуха $P_{бар}$. Это следует из теории пограничного слоя, где одним из основных положений является идентичность давления в направлении, перпендикулярном плоскости пограничного слоя [6]. Из всего вышесказанного следует вывод о возможности создания неподвижного слоя воздуха за счет гидравлического сопротивления, несмотря на существование побуждающей движение подъемной силы. Математическим условием такой ситуации является выражение

$$\xi_{\Sigma} \geq 1 \quad (10)$$

и практическая реализация полученных выводов состоит в определении геометрических (конструктивных) характеристик поверхности с элементами гидродинамической стабилизации потока воздуха.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Глинков М.А. Общая теория тепловой работы печей: Учебник для вузов / М.А. Глинков, Г.М. Глинков. – М.: Металлургия, 1990. – 232 с.
2. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева. – М.: Энергия, 1973. – 320 с.
3. Залкинд Е.М. Материалы обмуровок и расчет ограждений паровых котлов / Е.М. Залкинд. – М.: Энергия, 1972. – 184 с.
4. Казанцев Е.И. Промышленные печи / Е.И. Казанцев. – М.: Металлургия, 1964. – 451 с.
5. Механика жидкости и газа: Учебник для вузов / С.И.Аверин, А.Н. Минаев, В.С. Швыдкий и [др.] – М.: Металлургия, 1987. – 304 с.
6. Кутателадзе С.С. Теплообмен и трение в турбулентном пограничном слое / С.С. Кутателадзе, А.И. Леонтьев. – М.: Энергия, 1972. – 344 с.

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДА ХРОМА: ОЦЕНКА, ТЕНДЕНЦИИ, ПРОГНОЗЫ

Проведён анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбидов хрома. Установлено, что высший по содержанию углерода карбид Cr_3C_2 – износо- и коррозионностойкий, твёрдый, химически инертный материал – находит широкое применение в технике для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок твёрдых сплавов.

The analysis of the current state of domestic and global production and use of chromium carbides. Established that the higher carbon content carbide Cr_3C_2 – wear- and corrosion resistant, hard, chemically inert material - is widely used in engineering for manufacturing protective coatings of metals and cermets, as the components and alloying additives of firm alloys.

Карбидообразующий элемент хром входит в число переходных металлов первой группы (Sc, Ni, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni), в атомах которых отсутствует 3d-подгруппа и при образовании соединений с неметаллами происходит заполнение недостроенных электронных групп. Такие металлы имеют переменные химические валентности, то есть с атомами других элементов их атомы могут взаимодействовать не только s-, но и d- электронами. Карбиды хрома относятся к фазам внедрения, в которых доминирующую роль играют химические связи между атомами металла (Cr), а атомы неметалла (C) размещаются внутри металлической решётки, не вызывая искажения её симметрии или приводя лишь к небольшим искажениям [1]. С уменьшением количества мест для атомов внедрения в кристаллической решётке уменьшается общее содержание углерода ($\text{Cr}_3\text{C}_2 \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$). Диаграмма состояния системы Cr-C представлена на рисунке 1. Благодаря комплексу физико-химических свойств (таблица 1) прикладное значение в научно-технической сфере имеет высший по содержанию углерода карбид Cr_3C_2 .

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

Таблица 1– Физико–химические свойства Cr_3C_2

Теплофизические свойства	Температура плавления, К		2188
	Температура кипения, К		4093
	К-т терм.расширения, $\alpha_{298} 10^6 \text{K}^{-1}$		11,7
	Теплопроводность $-\lambda_{298}$, Вт/(м· К)		19
Стойкость в жидких средах	Растворитель		Нерастворимый остаток, %
	HCl(плотность 1,19)		99* /- **
	HCl(1:1)		99/96
	H ₂ SO ₄ (1:1)		100/68
	HNO ₃ (1,43)		100/99
Стойкость в жидких средах	HNO ₃ (1:1)		100/99
	H ₃ PO ₄ (1,7)		100/98
	H ₂ C ₂ O ₄ (насыщ. раствор)		100/98
	HCl+HNO ₃ (3:1)		98/91
	H ₂ SO ₄ + HNO ₃ (1:1)		-/0,84
	HNO ₃ +HF(4:1)		Не раств.
	H ₂ SO ₄ +H ₃ PO ₄ (1:1)		-/94
	NaOH: 20 %-ный раствор 20 % + бромная вода (4:1) 20 %+K ₃ [Fe(CN) ₆] (10 %-ный раствор)		100/99 -/88 -/61,5
Механические свойства	Микротвёрдость (1Н), $H_{\mu} \cdot 10^{-9}$, Па	при T=293 К	10,6-20,6± 1,7
	Модуль упругости, $E \cdot 10^{-11}$, Па	при T=300 К	3,7
	Предел прочности при сжатии, $\sigma \cdot 10^{-8}$, Па		10,5
	Предел прочности при растяжении, $\sigma \cdot 10^6$, Па	при T=1173 К при T=1273 К	50*** /35**** 32/17
<p>* – приведён нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течение 24 ч при температуре 293-298 К;</p> <p>** – приведён нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течение 2 ч при температуре кипения соответствующих растворителей;</p> <p>***–длительная прочность за 10 ч;</p> <p>****–длительная прочность за 100 ч.</p>			

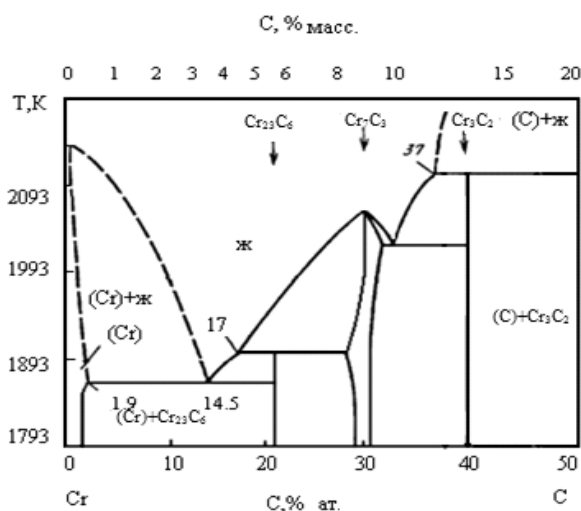


Рисунок 1 – Диаграмма состояния системы Cr-C

Интерес к карбиду хрома вызван тем, что на сегодняшний день он является востребованным продуктом на мировом рынке синтетических материалов. В связи с этим изучена научно-техническая литература и осуществлён патентный поиск, охватывающие технологии производства и применения Cr₃C₂. Полученные сведения о ведущих зарубежных и отечественных производителях Cr₃C₂ позволяют представить следующую классификацию известных способов его получения с точки зрения агрегатного состояния и основных областей применения (рисунок 2).

Способы получения карбида хрома Cr₃C₂ первой группы описаны в работах [1–4] и включают в зависимости от вида хром- и углеродсодержащего сырья различные технологические решения.

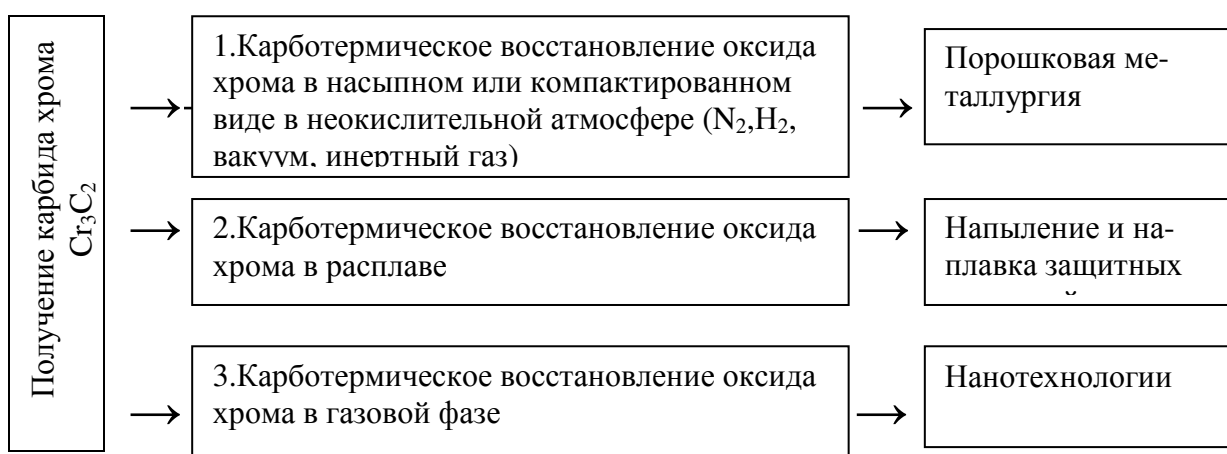


Рисунок 2 – Классификация способов получения карбида хрома Cr₃C₂

В работе [1] описано получение однофазного карбида хрома Cr₃C₂ карботермическим восстановлением оксида хрома в компактированном виде в неокислительной атмосфере. Для реализации способа брикеты из шихты, состоящей из Cr₂O₃ и сажи, расчётного состава с добавлением 5 % связующего

вещества нагревают в электрической печи сопротивления в среде водорода при постепенном подъёме температуры до 1773 К.

В работе [2] изучен способ получения карбида хрома путём разложения нестабильного соединения хрома $\text{Cr}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$, $(\text{NH}_4)_3[\text{Cr}(\text{C}_2\text{O}_4)_3] \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, $(\text{III})\text{Cr}(\text{HCOO})_3$ в инертной или восстановительной среде при температуре 673–773 К с последующей карбидизацией оксида хрома газовой смесью $\text{CH}_4 + \text{H}_2$ при 1073–1173 К.

В работе [3] изучен способ карботермического восстановления карбида хрома путем смешения порошков оксида хрома крупностью не более 3 мкм и углерода при отношении размеров частиц углерода к частицам оксида хрома, равном 0,10–0,30, компактирования полученной смеси и последующей термической обработки в вакууме. Карботермическое восстановление осуществляют при температуре 1673–1773 К и разрежении $1,3 \cdot 10^{-3}$ – $1,3 \cdot 10^{-5}$ МПа. Недостатком способа является его сложность, которая обусловлена необходимостью предварительного определения размера частиц для установления их соотношения и дополнительной обработкой исходных порошков для получения требуемого соотношения, наличием операций компактирования с последующей сушкой для удаления пластификатора, достаточно высокой температурой проведения процесса (1773 К), при которой возможно появление жидкой фазы, использованием глубокого вакуума.

В работе [4] предложен способ получения порошков карбида хрома, включающий термообработку смеси оксида и углеродсодержащего вещества при температуре 1273–1393 К в невосстановительной атмосфере инертного газа (в т.ч. азота) с последующим обжигом в восстановительной атмосфере, содержащей водород, при температуре 1473–1573 К. К недостаткам способа относится его сложность, обусловленная двухстадийностью: на первой стадии получают только частично карбидизированную смесь, которая содержит до нескольких процентов свободного углерода и кислорода, и уже на второй стадии получают карбид с минимальным количеством примесей углерода и кислорода.

В работе [5] описан способ, включающий смешение порошков оксида хрома и углерода и последующую термическую обработку. Термическую обработку проводят в токе азота при скорости подачи азота не более $3,3 \text{ м}^3/\text{час}$ при температуре 1373–1623 К. В качестве исходных компонентов используют оксид хрома Cr_2O_3 и сажу. Исходные компоненты в стехиометрическом соотношении тщательно перемешивают и помещают в вакуумную печь в графитовых тиглях в насыпном виде, затем нагревают до температуры 1373–1623 К в токе азота при скорости подачи азота не более $3,3 \text{ м}^3/\text{час}$. После этого проводят охлаждение и получают однофазный продукт – карбид хрома – с содержанием $C_{\text{своб.}} < 0,12 \%$ масс. и $\text{O}_2 \leq 0,25 \%$ масс. Скорость подачи азота не должна быть больше, чем $3,3 \text{ м}^3/\text{час}$. Данный способ позволяет получать однофазный конечный продукт с минимальным количеством примесей углерода и кислорода.

В работе [6] изучен способ получения порошков карбида хрома, который включает смешение порошков оксида хрома и углерода в соотношении $C:Cr_2O_3=0,32:0,35$, карботермическое восстановление в вакуумной печи при температуре 1423–1473 К и разрежении 10 Па, охлаждение Cr_3C_2 до комнатной температуры водородом.

Представленные способы дают возможность получения карбида хрома традиционной гранулометрии с размером частиц порядка 40–60 мкм. Карбид хрома, полученный карботермическим восстановлением оксида хрома в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N_2, H_2 , вакуум, инертный газ), в основном применяется в порошковой металлургии в технологии керметов. В Институте проблем материаловедения АН Украины разработаны металлокерамические карбидохромовые твёрдые сплавы КХН 10–40 [7]. Эти сплавы изготавливают из смеси порошков высшего карбида хрома (60–90 % масс.) и никеля (10–40 % масс.) прессованием и спеканием прессовок при высокой температуре в защитной среде. Сплавы обладают высокой твёрдостью, не окисляются на воздухе при нагреве до 1273–1373 К, хорошо сопротивляются истиранию, абразивному износу и коррозии в щелочах, кислотах, растворах минеральных солей, морской воде, расплавленном стекле и других агрессивных жидкостях, имеют низкую склонность к схватыванию и не намагничиваются. В таблице 2 представлены основные свойства карбидохромовых сплавов. Карбидохромовые твердые сплавы применяются для изготовления фильер, матриц и оправок для протяжки черных и цветных металлов; калибровочного и измерительного инструмента; ножей для резки металлической фольги, бумаги и расплавленного стекла; пресс-форм для прессования сыпучих, в том числе абразивных материалов; опорных призм и других износостойких деталей. Эффективность применения карбидохромовых твёрдых сплавов для изготовления инструментальной оснастки и деталей различного назначения по сравнению с другими материалами представлена в таблице 3.

Таблица 2 – Основные свойства карбидохромовых сплавов

Параметр	Значение
Удельный вес, ($\times 10^3$) кг/м ³	6,6
Коэффициент термического расширения, ($\times 10^{-6}$)	11,1–13,3
Теплопроводность, Вт/м·К, ($\times 10^{-5}$)	0,13
Электропроводность, $ом^{-1} \cdot м^{-1}$	0,013–0,017
Твердость, HRA	80–90
Прочность при изгибе, МПа	392–690
Прочность при сжатии МПа	2750–3440
Модуль упругости, МПа, ($\times 10^3$),	284–343
Ударная вязкость, кДж/м ²	9,8–24,5

Карбидохромовые сплавы обрабатываются абразивным или алмазным инструментом до чистоты поверхности V 12. Применение карбидохромовых сплавов для изготовления деталей машин и аппаратов дает значительный

экономический эффект. От внедрения 1 т изделий из карбидохромовых сплавов взамен изделий из высоколегированных и инструментальных сталей экономия составляет 2–3 млн. рублей. Технологические процессы, входящие в первую группу, реализуются в настоящее время такими производителями карбида хрома, как ОАО «Запорожабразив», ОКТЬ Института проблем материаловедения (ИПМ) НАН Украины [8] .

Таблица 3 – Эффективность применения карбидохромовых твёрдых сплавов для изготовления инструментальной оснастки и деталей различного назначения

Объект применения	Сопоставление традиционного материала и карбидохромового сплава	
Матрицы для протяжки металлических труб методом холодной деформации	Соотношение ресурса работы матриц из углеродистой стали и карбидохромовых сплавов 1:50	
Шарики для калибровки	Стальные шарики для калибровки выдерживают 1600 циклов	Шарики для калибровки из карбидохромовых сплавов выдерживают более 20 тыс. циклов
Наконечники гидropескоструйных и дробеструйных аппаратов	Стальные наконечники гидropескоструйных и дробеструйных аппаратов изнашиваются через 3 ч.	Наконечники гидropескоструйных и дробеструйных аппаратов из карбидохромовых сплавов изнашиваются через 80 ч
Пресс-формы для ферритов	Пресс-формы для ферритов из нержавеющей аустенитной стали выдерживают 5–10 тыс. операций прессования	Пресс-формы для ферритов из карбидохромовых сплавов выдерживают свыше 500 тыс. операций прессования
Дроссельные пары	Дроссельные пары из высококачественной легированной стали после месяца работы становятся непригодными к эксплуатации вследствие истирания седла и плунжера	Дроссельные пары из карбидохромовых сплавов не меняют размеров в течении 6 месяцев, срок службы больше в 10 раз
Шарики для клапанов нефтяных скважин	Шарики для клапанов нефтяных скважин из нержавеющей стали разрушаются примесями кислот и солёной водой, содержащимися в нефти	Шарики для клапанов нефтяных скважин из карбидохромового сплава не разрушаются примесями кислот и солёной водой, содержащимися в нефти, и имеют небольшой вес.
Штампы для холодной высадки серебряных заклепок	Штампы для холодной высадки серебряных заклепок из твёрдого сплава марки ВК разрушаются вследствие схватывания с серебром после 80 тыс. операций	Штампы для холодной высадки серебряных заклепок из карбидохромового сплава выдерживают свыше 2 млн. операций

Способы получения карбида хрома Cr_3C_2 , входящие во вторую группу, описаны в работах [9,10] и включают в зависимости от условий ведения плавки, вида и состава шихты различные технологические решения.

В работе [9] рассмотрен способ получения карбида хрома трёхстадийной электроплавкой дифференцированной по составу шихты. Выплавку ведут в три стадии, за счёт чего увеличивается производительность процесса: на первой – при загрузке шихты с избытком углеродистого восстановителя сверх стехиометрии на 10,2 – 15,0 %, на второй – при снижении избытка до 2,6 – 3,5 %, на третьей – при подаче оборотных отходов карбида хрома в количестве 5 – 10 % от массы жидкого полупродукта. Жидкий полупродукт выпускают в футерованные углеродистыми блоками плоские изложницы с одновременной подачей на поверхности струи углеродистого восстановителя в количестве 0,1 – 2,0 % от массы жидкого полупродукта. Продолжительность первой, второй и третьей стадий составляет 0,7 – 0,8, 0,1 – 0,2 и 0,05 – 0,15 всего времени выплавки полупродукта соответственно. Химический состав карбида хрома (плавки 1–4) и показатели процесса представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Химический состав карбида хрома (плавки 1-4) и показатели процесса

№№ плавков	Химический состав карбида хрома, % масс.			Производительность, кг/ч	Расход эл.энергии, кВт·ч/т	Расход огнеупоров на 1 т карбида хрома, кг
	C	C _{связ.}	C _{свобод.}			
1	85.1*/85.1**	12.5/12.82	0.87/0.15	98.4	3860	256
2	84.20/85.06	12.8/13.3	0.6/0.12	92.7	3920	278
3	84.5/85.6	12.8/13.3	1.07/0.16	94.9	4280	258
4	85.12/85.24	12.46/12.86	0.93/0.21	96.3	4150	296
*–данные после выплавки						
**–данные после последующей гидрообработки						

В работе [10] описан способ получения карбида хрома, заключающийся в следующем: смешивают порошок оксида хрома и углеродистого восстановителя, прессуют брикеты и загружают их в руднотермическую электропечь. При этом плавку ведут при отношении восстановителя к Cr_2O_3 в шихте 0,35 – 0,38 и корректировке глубины посадки электродов путем снижения токовой нагрузки на 5 – 20 % загрузкой шихты с соотношением восстановителя к Cr_2O_3 0,33–0,345. При этом загрузку шихты в электропечь осуществляют порционно. Измельчение полученного карбида хрома осуществляют до фракции -0,4 мм с последующей гравитационной очисткой и удалением свободного углерода до концентрации 0,5 %, а затем измельчают до -0,2 мм. Измельчение проводят путем мокрого помола с одновременной классификацией порошка при Т : Ж = 1 : 1 – 1 : 10 с удалением свободного углерода до концентрации менее 0,3 %, а после измельчения порошок при Т : Ж = 1 : 1 – 1 : 10

обрабатывают 0,5–10 %-ным раствором минеральной кислоты при $T : Ж = 1 : 1 - 1 : 10$ и температуре 293–303 К. Химический состав карбида хрома и показатели процесса приведены в таблице 5.

В настоящее время данная технология внедрена компанией ОАО «Тулachermet», выпускающей карбид хрома в соответствии с техническими условиями ТУ 1479–00212462473–2000 (таблица 6) [11].

Таблица 5 – Химический состав карбида хрома и показатели процесса

Операции	Химический состав карбида хрома, % масс.						Производительность, кг/ч	Расход эл.энергии, кВт·ч/т	Потери Cr_3C_2
	Cr	$C_{связ.}$	$C_{своб.}$	S	Fe	Общие примеси			
До отмывки	85–85,2	12,7–12,9	0,7–1,5	0,1–0,15	0,5–0,8	4,0	70–75	4000–5300	–
После отмывки	85,5–86,0	12,6–13,0	0,20–0,30	0,12–0,17	2,0–2,5	2,5–3,0	60–70	5000–5800	15–30 %

Таблица 6 – Карбид хрома ТУ 1479–00212462473–2000

Марка	Массовая доля, %		
	$Cr_{общ.}$	$C_{связ.}$	Примеси
КХП-I	85	11,5	1,5÷3,0
КХП-II	87	9,0	1,5÷3,5

Карбид хрома, получаемый карботермическим восстановлением оксида хрома в расплаве, главным образом применяется для напыления и наплавки защитных покрытий. Напыление карбида хрома позволяет создавать на поверхности тонкое износостойкое покрытие, многократно увеличивающее жизненный цикл детали и изделия в целом. В ИПМ НАН Украины разработан способ производства электродов из карбидохромовых сплавов для наплавки износостойких поверхностей. Наплавленный слой имеет твердость до 85 HRA и обладает высокой стойкостью к эрозии и износу [7].

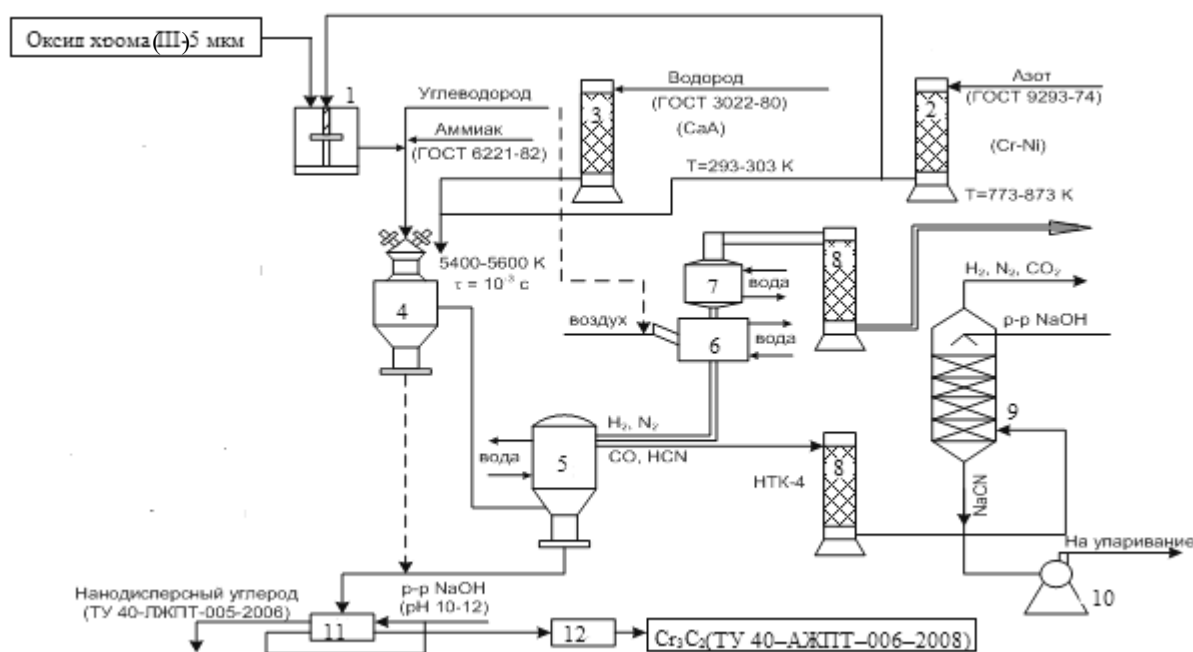
Способы получения карбида хрома Cr_3C_2 , входящие в третью группу, описаны в работах [12, 13, 14]. В работе [12] изучено поверхностное модифицирующее воздействие импульсной плазмы на порошок карбида хрома. В результате такого высокоинтенсивного энергетического воздействия наблюдается морфологическое изменение поверхности порошка Cr_3C_2 : оплавление поверхности и сфероидизация карбидных частиц, сглаживание поверхности частиц графита и появление лунок травления на поверхности углеродных волокон. В процессе обработки изменяется гранулометрический состав порошка карбида хрома, улучшается его текучесть и увеличивается его насыпная плотность. Технологические свойства порошков Cr_3C_2 до и после обработки в импульсной плазме представлены в таблице 7.

В работе [14] описана технология плазменного синтеза карбида хрома, реализуемая на лабораторном уровне. Она предусматривает использование в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты, хромсодержа-

шего сырья Cr_2O_3 , восстановителя и карбидизатора–технической пропан–бутановой смеси. Технологический модуль создан на основе трёхструйного прямоточного реактора, который эксплуатируется в составе аппаратурно-технологической схемы, представленной на рисунке 3. Плазменный поток генерируется тремя электродуговыми подогревателями (плазмотронами) ЭДП-104А суммарной мощностью до 50 кВт, установленными в камере смешения. Для процесса синтеза карбида хрома предусмотрен контроль сырья и технологических газов, аттестация синтезированного материала по химическому составу и дисперсности в соответствии с требованиями технических условий, представленными в таблице 8 [15].

Таблица 7 – Технологические свойства порошков Cr_3C_2 до и после обработки в импульсной плазме

Исходный порошок	Условия модифицирующей обработки	Удельная поверхность, $\text{м}^2/\text{кг}$	Насыпная плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$	Текучность, с
Cr_3C_2 , размер частиц 30–63 мкм	–	1530	2810	6,3
–	Импульсная плазма аргона	5600	3160	5,1



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

Рисунок 3 – Аппаратурно-технологическая схема плазмометаллургического производства нанопорошка карбида хрома

Технология разработана в рамках комплексной научно-технической программы государственного значения «Сибирь» под руководством академика РАН М.Ф. Жукова, внедрена и освоена в рамках программы МВ и ССО РСФСР «Развитие и размещение экспериментально-производственной базы Минвуза РСФСР на 1986–1990 гг.» в условиях Экспериментально-опытного производства Сибирского металлургического института (в настоящее время ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» – СибГИУ). Реализация предлагаемой плазмометаллургической технологии в полном объёме делает её экологически безопасной, обеспечивающей получение карбида хрома состава, близкого к стехиометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 50–70 нм. Ведущими зарубежными производителями нанопорошков карбидов, среди которых научно-производственные фирмы «Nanostructured&Amorphous Materials. Inc.» (США), «Tokyo Tekko Co» (Япония), «Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co» (Китай), «Neomat Co» (Латвия), «Plasma Chem GmbH» (Германия), карбид хрома в наносостоянии пока не производится и не поставляется [16-22].

Таблица 8 – Карбид хрома высокодисперсный, ТУ 40–АЖПТ–006–2008

Наименование показателя	Норма
Удельная поверхность, м ² /кг	32000–37000
Содержание карбида хрома, % масс.	90,23–94,6
Содержание свободного углерода, % масс.	1,13–1,57
Содержание оксида хрома, % масс.	2,62–7,76
Летучие, % масс.	2,01–2,21

Введение в обращение карбида хрома в виде нанопорошка способствует повышению качества карбидсодержащих композиционных материалов, которое в значительной мере зависит от крупности используемого порошка карбида и улучшается с уменьшением размера частиц, причём оптимальными считаются субмикронные порошки (размер частиц 1–2 мкм и менее). В работе [23] установлено, что при использовании нанодисперсного порошка карбида хрома отпадает трудоёмкая операция размолла и он не загрязняется железом. Температура спекания изделий из нанодисперсного порошка карбида хрома на 573 К ниже, чем у порошка стандартной гранулометрии. После спекания получают практически беспористые изделия с мелкозернистой структурой, что приводит к улучшению механической прочности, увеличению термической устойчивости и ударной вязкости. Покрытия, получаемые микродуговым окислением алюминиевых сплавов в режиме электрофореза с использованием суспензии на основе нанопорошка карбида хрома, обладают повышенной микротвёрдостью и износостойкостью и совмещают в себе де-

коррозийные, антикоррозионные, износостойкие, теплозащитные и электроизоляционные свойства. Композиционные электрохимические покрытия (КЭП) с нанопорошком карбида хрома толщиной слоя до 200 мкм имеют гладкую светло-матовую поверхность, прочно сцеплены с основой, при многократном нагреве до 1073 К не отслаиваются [24]. Электролиты никелирования с нанопорошком карбида хрома имеют ряд преимуществ перед электролитами получения КЭП с микропорошками (1–5 мкм): позволяют получать равномерные гладкие покрытия, использование которых возможно в тех случаях, когда предъявляются высокие требования к микрорельефу поверхности; КЭП с высокими эксплуатационными свойствами (микротвёрдость, износостойкость) образуются при низком содержании нанодисперсных порошков карбида хрома в покрытии и электролите, что позволяет снизить расход второй фазы на 1 м² обрабатываемой поверхности и сохранить присущие матрице свойства, которые в значительной степени могут утрачиваться при высоком содержании в ней крупных частиц; электролиты в присутствии нанопорошков карбида хрома имеют более высокое значение предельно допустимой катодной плотности тока, что обеспечивает их высокую производительность. Применение нанопорошков карбида хрома в технологии модифицирования сплавов даёт возможность получать отливки с заранее заданной структурой и стабильными свойствами, способствующими более широкому применению литых заготовок в ответственных конструкциях, машинах и механизмах [24].

Выводы

Проведён анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбидов хрома. Установлено:

Высший по содержанию углерода карбид Cr₃C₂ – износо- и коррозионноустойчивый, твёрдый, химически инертный материал – востребован для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твёрдых сплавов. В настоящее время происходит обновление технологий производства карбида хрома Cr₃C₂ и дальнейшие перспективы применения связаны с его использованием в виде нанопорошков.

Выделены три группы способов производства карбида хрома: карботермическое восстановление оксида хрома в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N₂, H₂, вакуум, инертный газ) – для порошковой металлургии и технологии керметов; карботермическое восстановление оксида хрома в расплаве – для технологии напыления и наплавки защитных покрытий; карботермическое восстановление оксида хрома в газовой фазе – для нанотехнологий.

Констатируется, что при использовании карбида хрома в наносостоянии открываются новые перспективы его применения: поверхностное модифицирование материалов, модифицирование сплавов и дисперсно-наполненных полимеров, композиционное электроосаждение и другие сферы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алексеев А.Г. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / А.Г. Алексеев, Г.А. Бовкун, А.С. Болгар; под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
2. Paries R.A. Obtention de carbures metalligues simples et mixtes. Techniques experimentales carbure de chrome / R.A. Paries, E.Clar // Chimie industrie, genie chimique vol 99. – 1968. – № 3. – P. 91–94.
3. Пат. 2214472 РФ, МКл. С 22 С 33/04. Способ углеродотермического получения хрома и его карбидов / В.Л.Кузнецов, В.И.Хяккинен, А.Н.Учаев; ООО «Спецфарм». – №2002113176/02, заявл. 20.05.2002, опубл. 20.10.2003. – 4 с.
4. Pat. 5567662 USA, C 01 B 31/30. Method of making metallic carbide powders / S. D. Dunmead, D.D. Mossner; The Dow Chemical Company (Midland, MI). – № 08/196928, filing date 02.15.1994, publication date 10.22.1996. – 5 с.
5. Пат. 2298526 РФ, МПК С 01 В31/30. Способ получения карбида хрома / Т.А. Тимощук, В.А. Жилияев, Н.А. Руденская; ГУ «Институт химии твёрдого тела УрО РАН». – № 2005103860/15, заявл. 14.02.2005, опубл. 10.05.2007. – 3 с.
6. Pat. 17898122 China, kind A. Fine grain preparation method Cr_3C_2 / Yan Lianwu Xie; Zhuzhou cemented carbide group. – №2005CN–0032567, filing date 18.12.2005, publication date 21.06.2006. – 2 с.
7. Новые металлокерамические карбидохромовые твёрдые сплавы / ИПМ АН УССР. – Киев: Изд-во «Реклама», 1969. – 2 с.
8. Свойства порошков металлов, тугоплавких соединений и спечённых материалов: справочник / И.М. Федорченко [и др.]. – К.: Наукова думка, 1978. – 184 с.
9. Пат. 2026393 РФ, МПК С 22 В34/32. Способ получения карбида хрома / Г.К. Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.Г. Мизин, В.С. Волков, С.М. Голодов, Ю.А. Данилович; АО «Ванадий-Тулачермет». – №3083895/02, заявл. 21.02.1984, опубл.09.01.1995. – 3 с.
10. Пат. 1826311 РФ, МПК В 22 F9/04. Способ получения карбида хрома / Г.К.Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.С. Белкин, Е.Н. Чиженков, В.П. Тарабрина; НПО «Тулачермет». – №3169486/02, заявл. 04.05.1987, опубл. 10.04.1995. – 4 с.
11. Электронный каталог России [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.tulachermet.ru/vanady9.htm>. – Загл. с экрана.
12. Блинков И.В. Разработка процессов модифицирования и получения дисперсных материалов в импульсной плазме: автореф. дис. на соиск. учёного степ. доктора технических наук / Блинков И.В.: Московский государственный институт стали и сплавов. – М., 2002. – 47 с.
13. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / М.Ф. Жуков [и др.]. – Н.: Наука, 1995. – 344 с.

14. А.с. 658864 РФ, МКл. С 01 В 31/30, С 01 В 37/00. Способ получения карбида хрома / Г.В. Галевский, А.А. Корнилов, Л.К. Ламихов; Институт физико-химических основ переработки минерального сырья Сибирского отделения АН СССР. – №2537347/23 – 26, заявл. 01.11.77.
15. ТУ 40–АЖПТ–006–2008 – Карбид хрома высокодисперсный.– Введ. 01.12.2008. – Н.: СибГИУ, 2008.
16. Центр нанотехнологий и наноматериалов Росатома [Электронный ресурс] / Президентская инициатива «Стратегия развития nanoиндустрии». – Электронные данные. – М.: ВНИИММ имени А.А. Бочвара, [2008]. – Режим доступа: <http://www.nanoportal.ru>, свободный. – Загл. с экрана. – яз.рус.
17. Plasma Chem [Электронный ресурс] / Nano Powders; Webmaster PIXXL.WEBDESIGN. – Электронные данные. – Берлин: Plasma Chem GmbH, [2008]. – Режим доступа: <http://www.Plasmachem.com>, свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
18. Abercade consulting [Электронный ресурс] / Нанопорошки: описание мирового рынка. – Электронные данные. – М.: Исследовательская компания Abercade, [2008]. – Режим доступа: [http:// www.Abercade.ru](http://www.Abercade.ru), свободный. – Загл. с экрана. – яз.рус., англ.
19. NanoAmor. Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. [Электронный ресурс] / Products. – Электронные данные. – Хьюстон: Nanostructured &Amorphous Materials. Inc., [2008]. – Режим доступа: [http:// www. Nanoamor.com](http://www.Nanoamor.com), свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
20. Ultrafine Powder Produced by. Plasma Vaporisation / Tokyo Tekko Co. – Tokyo: Tokyo Tekko Co., 1998. – p. 12.
21. Nanoceramics Powders [Электронный ресурс] / Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co. – Электронные данные. – Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co., [2008]. – Режим доступа: [http:// www.hfkiln.com](http://www.hfkiln.com), свободный. – Загл. с экрана. – яз. англ.
22. NEOMAT NANO POWDERS [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные.–Саласпилс: Neomat Co., [2008].– Режим доступа: <http://www.neomat.lv>, свободный.– Загл.с экрана.–яз. англ.
23. Карбид хрома, получение, свойства, применение / Сибирский металлургический институт имени Серго Орджоникидзе МВ и ССО РСФСР. – Новокузнецк, 1985. – 2 с.
24. Плазмометаллургические нанотехнологии и наноматериалы / Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2006. – 2 с.

УДК 546.261

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

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

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА КАРБИДА ХРОМА

Представлены результаты термодинамического анализа высокотемпературных взаимодействий в системах C – H – N, Cr – C – H – N, Cr – O – C – H – N, Cr – Cl – C – H – N, соответствующих процессам пиролиза метана, синтеза карбида хрома в условиях плазменного потока.

The results of thermodynamic investigations processes of plasma synthesis of chromium carbide are presents.

Цели, задачи и методика анализа

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

- высокотемпературные условия и быстротечность процессов карбидообразования, что создаёт предпосылки для достаточно быстрого достижения равновесия [2];
- возможность достижения высокого выхода карбидов в условиях, обеспечивающих газофазный характер реакций карбидообразования;
- изменение условий существования конденсированных фаз вследствие образования их в виде частиц наноразмерного уровня, т.е. с большой кривизной поверхности, для которых парциальное давление над конденсированной фазой превышает давление насыщения над плоской поверхностью; однако в настоящее время отсутствует единое мнение о размерном пороге (~ 1 или 2–10 нм [3]) и соответствующие справочные данные;
- получение карбидов в системах, состоящих из нескольких химических элементов, образующих многофазные многокомпонентные смеси, обуславливает необходимость выполнения их термодинамического анализа на ЭВМ;
- безусловная целесообразность выполнения термодинамических расчётов равновесных составов карбидообразующих систем при различных параметрах в связи с недостаточностью информации для описания с необходимой точностью и достоверностью кинетики и механизма процессов карбидообразования.

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

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

В связи с использованием в процессах синтеза в качестве хромсодержащего сырья – хрома, оксида Cr_2O_3 и трихлорида CrCl_3 , углеводородного сырья – метана и плазмообразующего газа – азота объектами исследования являлись системы C-H-N , Cr-O-C-H-N , Cr-Cl-C-H-N , Cr-C-H-N . Следует отметить, что системы C-H-N и Cr-O-C-H-N анализировались авторами работ [4-9], но применительно к условиям использования в качестве восстановителя и карбидизатора пропана и без учёта возможности образования в газовой фазе таких соединений, как C_2N , C_2N_2 , углеводородных радикалов типа C_2H , C_3H и ряда других. В работах [4-9] отмечается, что карбид хрома Cr_3C_2 может быть получен при соотношении $\text{Cr}:\text{O}:\text{C}=0,38:0,58:(0,83-1,0)$ в области температур 2150–1250 К. При стехиометрическом соотношении реагентов равновесные продукты восстановления содержат 97 % масс. Cr_3C_2 и 3,0 % масс. Cr_7C_3 . При 1,5 кратном избытке пропана в равновесных продуктах восстановления наряду с карбидами хрома в количестве 17 % масс. содержится свободный углерод. На основании этого анализа авторы работ [4-9] делают предположение о возможности образования карбида Cr_3C_2 при твёрдофазном взаимодействии хрома и углерода, появление которого в системе обусловлено разложением цианистого водорода и ацетилена в области температур 2750–3200 К, но оценивают это применительно к плазменному синтезу, характеризующемуся крайне ограниченным временем пребывания реагентов в реакторе (не более 10^{-2} с) как маловероятное. В связи с этим авторам работ [4-9] более вероятным представляется образование в процессе восстановления хром-углеродной смеси со стехиометрическим для получения карбида соотношением компонентов: 86,7 % масс. хрома и 13,3 % масс. углерода. Однако это предположение находится в явном противоречии с полученными этими же авторами экспериментальными результатами исследования синтеза карбида хрома из оксида и пропан-бутановой смеси в плазменном потоке, основными из которых являются следующие:

- морфология карбидных наночастиц указывает на образование карбида по механизму «пар – расплав – кристалл», т. е. при карбидизации метал-

лического аэрозоля газообразными углеродсодержащими веществами, возможно, циановодородом;

- такой механизм карбидообразования для хрома, плавящегося при температуре 2176 К, и карбида, инконгруэнтно плавящегося при температуре 2168 К, становится возможным при значительном расширении области температурной устойчивости циановодорода как основного карбидизатора;
- действительно, в работах [8, 10] отмечается устойчивость циановодорода в плазменном потоке азота в интервале температур 2000–4000 К.

С учётом изложенного, представляется целесообразным выполнение термодинамических расчётов для квазиравновесных условий карбидообразования, исключающих присутствие конденсированного углерода. По мнению автора [1], при плазменном пиролизе углеводородов продолжительность образования углерода значительно превышает продолжительность протекания газофазных химических реакций. Поэтому, проводя термодинамические расчёты квазиравновесных составов в предположении, что разложение углеродсодержащих соединений не происходит, можно получить состав конечных продуктов и основные показатели процесса, хорошо соответствующие экспериментальным данным.

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

Расчёты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчётах рассматривалась область температур 1000–6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов, приведённые в [11–18]. Константы равновесия реакций образования Cr_2O_3 при температуре 1800–2553 К, Cr_3C_2 при 1700–2163 К, CrN при 1050 К, Cr_2N при 1100–1450 К рассчитывались приближённым методом [19–20].

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

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

Таблица 1 – Составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем

Система	Состав фаз	
	Газовой	Конденсированной
C–H–N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN	C
Cr–O–C–H–N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN, O, O ₂ , NO, NO ₂ , H ₂ O, CO, CO ₂ , CrO, CrO ₂ , CrO ₃	Cr, Cr ₂ O ₃ , Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃ , Cr ₂₃ C ₆ , CrN, Cr ₂ N
Cr–C–H–N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN	Cr, Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃ , Cr ₂₃ C ₆ , CrN, Cr ₂ N
Cr–C–Cl–H–N	H, H ⁺ , H ₂ , N, N ₂ , NH, NH ₂ , NH ₃ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₃ , C ₂ H ₄ , CN, CN ⁻¹ , NCN, NCC, C ₂ N ₂ , C ₄ N ₂ , HCN, HCCN, C ₃ HN, Cl, Cl ₂ , HCl, CrCl ₂ , CrCl	Cr, CrCl ₂ , CrCl ₃ , Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃ , Cr ₂₃ C ₆ , CrN, Cr ₂ N

Таблица 2 – Соотношение компонентов в исследуемых системах

Соотношение компонентов, моль	Примечание
C:H:N=0,75:3:20	По стехиометрии для реакции CH ₄ =C+2H ₂ (1)
C:H:N=0,75:6:20	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Cr:O:C:H:N=0,25:0,375: 0,375:1,5:20	По стехиометрии для реакции Cr ₂ O ₃ +3C=2Cr+3CO (2)
Cr:O:C:H:N=0,25:0,375: 0,54:2,16:20	По стехиометрии для реакции 3Cr ₂ O ₃ +13C=2Cr ₃ C ₂ +9CO (3)
Cr:C:H:N=0,25:0,16: 0,64:20	По стехиометрии для реакции 3Cr+2C=Cr ₃ C ₂ (4)
Cr:C:H:N=0,25:0,042:0,168:20	25 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
Cr:C:H:N=0,25:0,083:0,332:20	50 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
Cr:C:H:N=0,25:0,116:0,464:20	75 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
Cr:C:H:N=0,25:0,125:0,5:20	80 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
Cr:C:H:N=0,25:0,145:0,58:20	90 %-ное количество углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (4)
Cr:C:Cl:H:N=0,25:0,16:0,75:2,0:20	Количество углерода – по стехиометрии для реакции 3CrCl ₃ +2C+9/2H ₂ =Cr ₃ C ₂ +9HCl (5) 3-х кратный избыток водорода

Термодинамика плазменного пиролиза метана

Термодинамический анализ системы С–Н–N необходим для получения информации о возможном составе газовой фазы, формирующемся в результате пиролиза метана и его взаимодействия с газом–теплоносителем. Результаты расчёта равновесных составов рассматриваемой системы приведены на рисунке 1, а, б. В системе С–Н–N в области температур 2800–3800 К основными углеродсодержащими компонентами газовой фазы являются HCN, C₃H, C₂H. Присутствующий в системе углерод перераспределяется следующим образом: HCN – 98 % масс., углеводородные радикалы – 2 % масс. Концентрация углеводородных радикалов растёт с увеличением содержания в системе водорода. Конденсация углерода из газовой фазы термодинамически возможна при температуре ниже 2800 К.

Квазиравновесные составы системы С–Н–N (рисунок 1 в, г) характеризуются значительным расширением температурной области устойчивости циановодорода, составляющей 2000–2800 К.

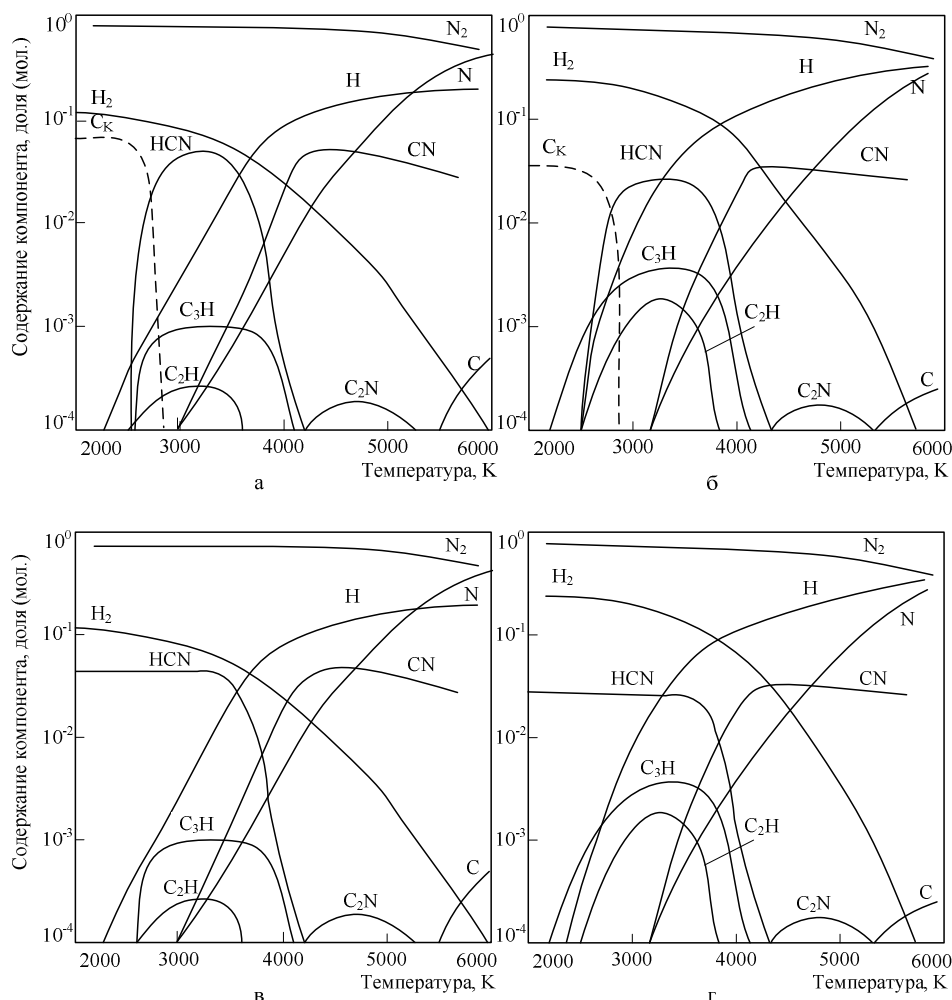
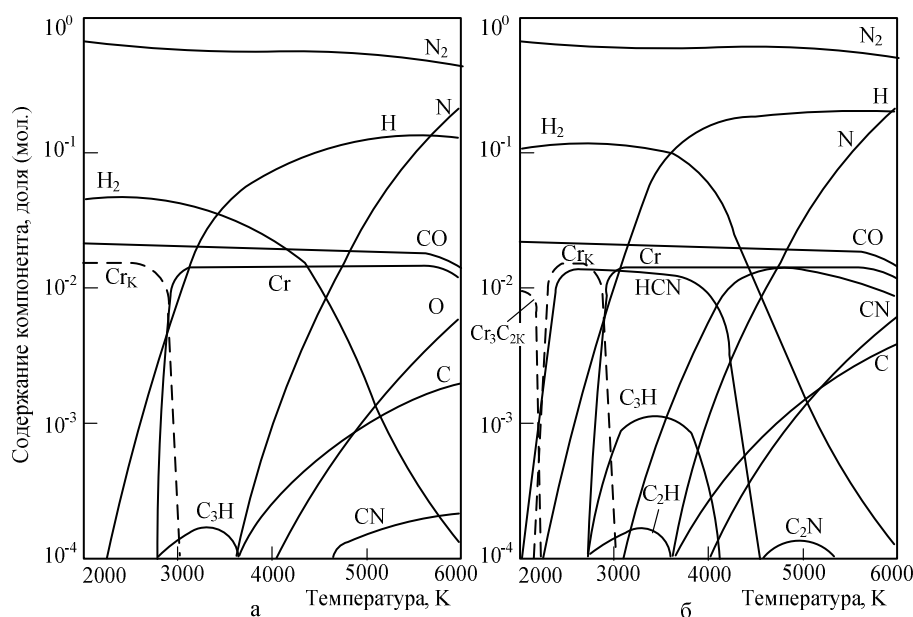


Рисунок 1 – Равновесный (а, б) и квазиравновесный (в, г) составы системы С–Н–N в зависимости от соотношения компонентов и температуры

Термодинамика высокотемпературных взаимодействий в карбидообразующих системах

Результаты термодинамических расчётов системы Cr–O–C–H–N приведены на рисунке 2, а и б. При соотношении Cr:O:C = 0,25:0,375:0,375 продуктом восстановления является хром (рисунок 2 а). Получение хрома возможно в области температур ниже 2800 К при конденсации пара. Карбид хрома Cr₃C₂ может быть получен при соотношении Cr:O:C = 0,25:0,375:0,54 в области температур 2000–2200 К (рисунок 2 б).



- а) равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении Cr:O:C:H:N = 0,25:0,375:0,375:1,5:20
- б) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении Cr:O:C:H:N=0,25:0,375:0,54:2,16:20

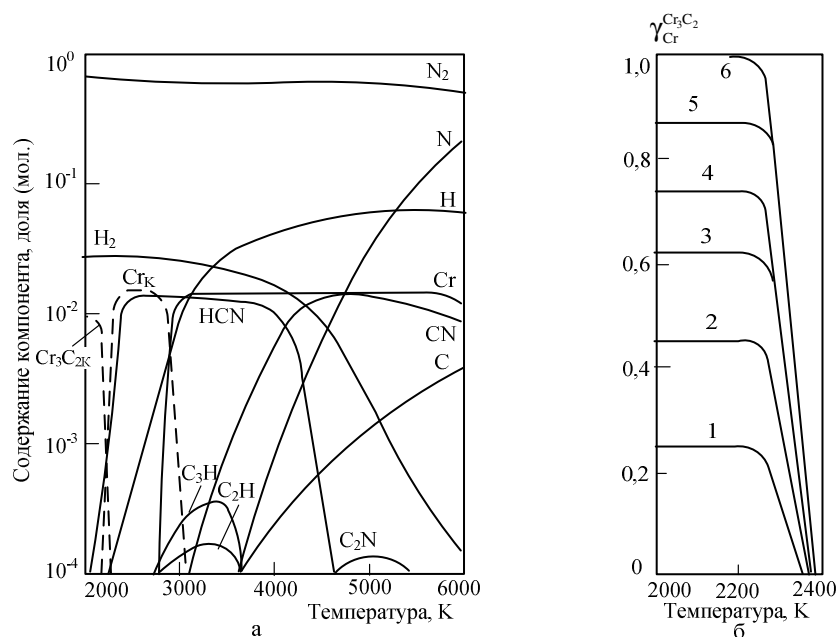
Рисунок 2 – Результаты термодинамических расчётов системы Cr–O–C–H–N

В условиях квазиравновесия термодинамически возможным представляется образование его по реакции



Результаты термодинамических расчетов системы Cr – C – H – N приведены на рисунке 3, а, б. В рассматриваемой системе образование карбида хрома Cr₃C₂ может происходить с участием циановодорода по реакции (6) в области температур 2000–2200 К (рисунок 3 а). 100 % превращение хрома в карбид Cr₃C₂ достигается при стехиометрическом соотношении компонентов (рисунок 3 б).

Результаты термодинамических расчётов системы Cr – C – Cl – H – N приведены на рисунке 4. Карбид хрома Cr₃C₂ образуется при стехиометрическом соотношении Cr:C=0,25:0,16, 3-х кратном избытке водорода в области температур 2000–2200 К по реакции (6).



а) квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $Cr:C:H:N=0,25:0,16: 0,64:20$
 б) зависимость степени превращения Cr в Cr_3C_2 от соотношения $Cr:C=0,25:0,042$ (1); $0,25:0,082$ (2); $0,25:0,116$ (3); $0,25:0,125$ (4); $0,25: 0,145$ (5); $0,25:0,16$ (6)

Рисунок 3 – Результаты термодинамических расчётов системы Cr-C-H-N

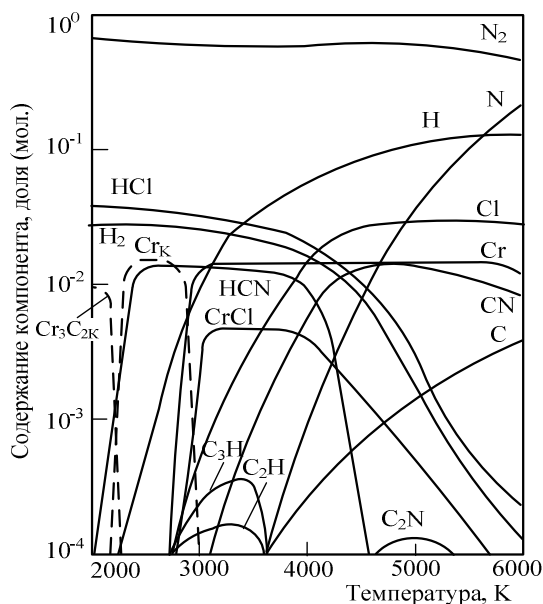


Рисунок 4 – Квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз системы Cr-C-Cl-H-N при соотношении компонентов $Cr:C:Cl:H:N=0,25:0,16:0,75:2,0:20$

Выводы

Проведён термодинамический анализ различных технологических вариантов синтеза карбида хрома Cr_3C_2 . Установлено:

– в системах Cr – O – C – H – N и Cr – C – H – N 100 %-ный выход карбида хрома возможен при стехиометрических соотношениях Cr:C и C:H и температуре 2000–2200 К;

– в системе Cr – C – Cl – H – N 100 %-ный выход карбида хрома возможен при стехиометрическом соотношении Cr:C, 3–х кратном избытке водорода и температуре 2000–2200К;

– образование карбида хрома происходит по предполагаемому механизму «пар – расплав – кристалл» с участием циановодорода, что позволяет прогнозировать возможность достижения его высокого выхода в реальных условиях синтеза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: справочник / А.Л. Сурис. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.

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

3. Морохов И.Д. Современное состояние проблемы «Ультрадисперсные системы» / И.Д. Морохов // Физикохимия ультрадисперсных систем: сб. науч. тр. / ИМ АН СССР. – М.: Наука, 1987. – С. 5–10.

4. Галевский Г.В. Исследование пиролиза пропана в высокотемпературном потоке азота / Г.В. Галевский, А.А. Корнилов, Ю.А. Крутский // Изв. вуз. Серия химия и хим. технология. – 1981. – Т. 24. – Вып. 7. – С. 874–877.

5. Галевский Г.В. Термодинамическое исследование процессов высокотемпературного восстановления оксидов ванадия и хрома / Г.В. Галевский, А.А. Корнилов // Изв. вуз. Серия химия и хим. технология. – 1979. – Т. 22. – Вып. 3. – С. 124–127.

6. Галевский Г.В. Взаимодействие порошкообразных карбидов с высокотемпературным потоком азота / Г.В. Галевский [и др.] // Изв. СО АН СССР. Серия хим. наук. – 1979. – Вып. 6. – С.82–86.

7. Ламихов Л.К. Термодинамический анализ системы Cr–O–C–H–N / Л.К. Ламихов [и др.] // Дисперсные кристаллические порошки в материаловедении / ИПМ АН УССР. – К., 1980. – С. 48–52.

8. Галевский Г.В. Получение тонкодисперсных порошков карбидов ванадия и хрома при восстановлении оксидов в высокотемпературном потоке азота / Г.В. Галевский, А.К. Ламихов // Плазмохимические процессы в технологии неорганических материалов / ИНХП АН СССР. – М., 1981. – С. 74–78.

9. Галевский Г.В. Термодинамическое исследование процессов карботермического восстановления оксидов ванадия и хрома в условиях плазменных температур / Г.В. Галевский, А.А. Корнилов // Химическая электротермия и плазмохимия: Межвуз. сб. научн. тр. / ЛТИ им. Ленсовета. – Л., 1980. – С. 139–142.

10. Залите И.В. Исследование образования карбонитридных фаз переходных металлов в высокотемпературном потоке азота / И.В. Залите, Т.Н. Миллер, Э.А. Палчевский // Применение низкотемпературной плазмы в технологии неорганических веществ и порошковой металлургии. – Т. 2. – Рига: Зинатне, 1985. – С. 30–37.

11. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: справочник : в 4 т. / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1978-1982 гг.
12. Spangeberg H.J. Thermodynamische Funktion verschiedener Kohlenwasserstoff – Stickstoff – Verbindungen und Radicals bei hohen Temperaturen und die Zusammensetzung von CHN – Plasmen // Zeitschrift für physikalische Chemie. – 1974. – В. 255. – № 1. – S. 1–15.
13. Гурвич Л.В. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Т. 2 – М.: АН СССР, 1962. – 775 с.
14. Schick H.L. Thermodynamics of Certain Refractory Compounds: V.11. – N–Y.: Academicpress, 1966.–775 p.
15. Barin J. Thermochemical properties of Inorganic Substances / J. Barin, O. Knacbe. – N–Y.: Academicpress, 1973.–647 p.
16. JANAF Thermochemical tables. – Wash. Gov. print. off, 1966–1975.
17. Герасимов Я.Н. Химическая термодинамика в цветной металлургии: Т. 5 / Я.Н. Герасимов, А.Н. Крестовников, А.С. Шахов. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
18. Уикс К.Е. Термодинамические свойства 65 элементов и их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов / К.Е. Уикс, Ф.Е. Блок. – М.: Металлургия, 1965. – 126 с.
19. Владимиров Л.П. Термодинамические расчёты равновесия металлургических реакций / Л.П. Владимиров. – М.: Металлургия, 1970. – 528 с.
20. Киреев В.А. Методы практических расчётов в термодинамике химических реакций / В.А. Киреев. – М.: Химия, 1970. – 519 с.

УДК 661.665'685

И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

РЕСУРСНЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО РЕАКТОРА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТУГОПЛАВКИХ БОРИДОВ И КАРБИДОВ

Определены ресурсные и технологические характеристики плазмометаллургического реактора.

The resource and technological characteristics of plasma metallurgical reactor are defined.

Опубликованные ранее результаты исследования характеристик промышленного трехструйного прямоточного реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов, в частности [1-4], не содержат информации о таких его важнейших характеристиках, как ресурс ра-

боты и загрязненность производимых материалов продуктами эрозии электродов. В связи с этим в настоящей работе решались следующие вопросы:

- 1) определение ресурса работы плазмотронов;
- 2) оценка загрязненности тугоплавких соединений продуктами эрозии электродов плазмотронов.

Объектом исследования являлся трехструйный прямоточный работающий на азоте плазменный реактор мощностью 150 кВт, футерованный цилиндрическими вставками из диоксида циркония толщиной 0,005 м. Диаметр канала реактора составлял 0,054 м.

Ресурс работы плазмотрона, определяемый эрозией материалов электродов, является его важнейшей характеристикой. Катодные и анодные пятна электрических дуг на холодных электродах характеризуются чрезвычайно высоким уровнем плотности теплового потока, достигающего 10^4 - 10^5 МВт/м². Такие тепловые нагрузки в стационарном режиме не в состоянии выдержать ни один из известных материалов. Для обеспечения приемлемого уровня эрозии электрода приэлектродные участки дуги перемещают по поверхности электрода воздействием на них аэродинамических или электродинамических сил. При перемещении опорного пятна дуги поверхность электродов подвергается циклическим тепловым ударам, в результате чего кристаллическая решетка «раскачивается» и возникают дефекты структуры (трещины) материала электродов, что приводит к его механическому разрушению, снижению тепло- и электропроводности. Поэтому скорость эрозии электродов связана с физическими процессами в приэлектродных областях дугового разряда, на поверхности электрода и внутри кристаллической решетки металла, из которого он изготовлен. Она определяется такими нестационарными процессами как крупно- и мелкомасштабное шунтирование дуги, воздействие на дуговой столб внешнего магнитного поля, аэродинамика потока газа в плазмотроне. Для катода эрозия также зависит от его диаметра, конструктивного исполнения, состава плазмообразующего газа, силы тока, цикличности работы (числа включений плазмотронов), качества теплового контакта поверхностей вольфрамового стержня и медного катододержателя [5]. Эрозия медного анода определяется такими факторами, как условия охлаждения дуги, сила тока, величина магнитной индукции, защита поверхности анода инертным или природным газом [5]. Интегральной характеристикой процессов эрозии электродов, естественно, не раскрывающей в отдельности влияние протекающих микропроцессов, наличия оксидных пленок на поверхности электродов, термонапряжений в металле, особенностей движения опорных пятен дуги, является удельная эрозия, измеряемая в кг/Кл. Внешний вид подверженных эрозии вольфрамового катода и медного анода плазмотрона ЭДП-114 представлен на рисунке 1.

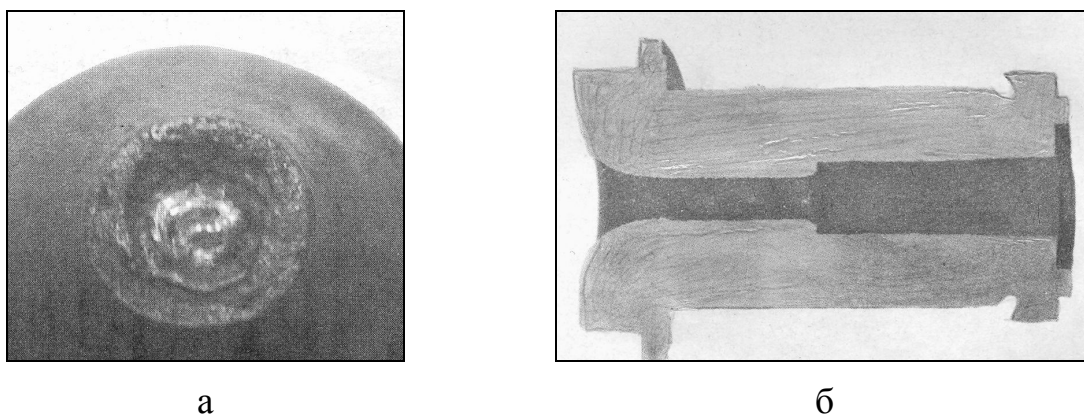


Рисунок 1 – Внешний вид вольфрамового катода (а) и медного анода (б), работавших в азоте при силе тока 400 А 100 и 400 часов соответственно [5]

В настоящее время исследованы, опробованы в работе и эксплуатации катодные узлы следующих конструктивных вариантов исполнения (рисунок 2): стержневой катод (а), в котором вольфрамовый стержень диаметром до 0,006 м запаян в охлаждаемую водой медную обойму (катододержатель) с заданной длиной вылета (чаще всего 0,003-0,005 м); конический катод (б), в котором вольфрамовый стержень диаметром до 0,006 м запрессован в водоохлаждаемую водой медную обойму (катододержатель) вровень с ее поверхностью.

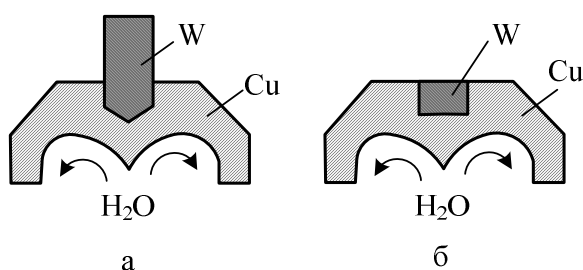


Рисунок 2 – Конструктивные варианты исполнения катодных узлов

По данным [5], температура поверхности работающего стержневого вольфрамового катода диаметром 0,003 м составляет порядка 4000 К (температура плавления вольфрама 3650 К), а скорость охлаждения поверхности при отключении тока достигает 10^6 К/с. В процессе работы на вершине катода формируется расплавленная зона. По мере удаления от вершины температура поверхности уменьшается. При работе в азоте образуется катодное пятно с высоким уровнем плотности тока и температуры, что приводит к образованию, росту и дальнейшему распаду пузырька расплавленного вольфрама. Его возникновение обусловлено расширением растворенного в вольфраме газа. Удельная эрозия вольфрамового катода при работе в азоте при силе тока до 1 кА составляет порядка 10^{-12} кг/Кл. При содержании в азоте кислорода 0,1 % характер разрушения катода сохраняется. При увеличении содержания кислорода в азоте до 0,5 % с поверхности катода начинают вылетать частицы расплавленного металла, что резко повышает эрозию катода. При этом удельная

эрозия достигает 10^{-9} кг/Кл. Для конического катода характерны более интенсивное охлаждение вольфрамовой вставки и меньшая рабочая поверхность, подвергающаяся эрозии. По данным [5], в процессе работы конического катода торцевая поверхность вольфрамового стержня в области местоположения катодного пятна дуги находится в расплавленном состоянии. За границей расплава формируется в виде отдельных кратеров зона газовыделения. Кратеры образуются за счет выделения через расплавленную поверхность растворенных в вольфраме газов. Величина удельной эрозии вольфрамового катода в азоте при атмосферном давлении, концентрации кислорода до 0,5 % и силе тока 250-300 А лежит в пределах $(2\div 5)\cdot 10^{-12}$ кг/Кл, а при увеличении концентрации кислорода до 1,5 % достигает $(2\div 4)\cdot 10^{-8}$ кг/Кл. Величина удельной эрозии медного цилиндрического анода также в значительной степени определяется присутствием в рабочем газе кислорода. Так, при силе тока 180 А в высокочистом азоте, содержащем около 0,001 % кислорода, удельная эрозия оценивается на уровне $10^{-12}\div 10^{-11}$ кг/Кл, а в азоте технической чистоты (кислорода до 0,5 %) она возрастает более чем на порядок.

Обычно ресурс работы плазмотрона принимается равным меньшему значению ресурса работы одного из электродов. Экспериментальное определение ресурса работы электродов весьма трудоемко и затратно. В связи с этим ресурс работы анода и катода оценивался расчетным путем. Для этого сложный профиль изношенной части анода в месте привязки электрической дуги за уступом принимался подобным треугольнику (рисунок 3, а), а диаметр образующегося в катоде под воздействием дуги кратера равным диаметру привязки дуги (рисунок 3, б).

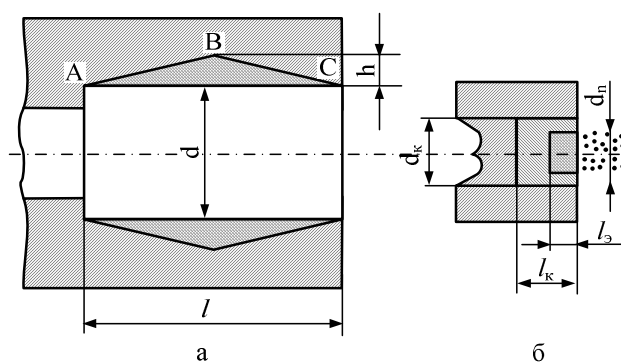


Рисунок 3 – Геометрические модели для расчета ресурса работы анода (а) и катода (б)

Объем материала анода, удаленного в результате эрозии, составит, м^3

$$V_a = 0,5 \cdot h \cdot \pi \cdot l (d + h) . \quad (1)$$

Принято, что $l = 5,0 \cdot 10^{-2}$ м; $h = 0,2 \cdot 10^{-2}$ м; $d = 1 \cdot 10^{-2}$ м, тогда

$$V_a = 0,5 \cdot 0,2 \cdot 10^{-2} \cdot 3,14 \cdot 5 \cdot 10^{-2} (1 \cdot 10^{-2} + 0,2 \cdot 10^{-2}) = 1,88 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3 .$$

Продолжительность непрерывной работы анода из меди составит

$$t_a = \frac{\rho_a \cdot V_a}{G_a \cdot I}, \quad (2)$$

где ρ_a – плотность материала анода, $\rho_a = 8,9 \cdot 10^3$ кг/м³; G_a – удельная эрозия анода, $G_a = 5 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл; I – сила тока дуги, А. $I = 200$ А.

$$t = \frac{8,9 \cdot 10^3 \cdot 1,88 \cdot 10^{-6}}{5 \cdot 10^{-11} \cdot 200} = 4700 \text{ ч.}$$

Для катода приняты диаметр катодной вольфрамовой вставки $d_k = 0,3 \cdot 10^{-2}$ м, длина вставки $l_k \leq d_k$ равной $0,3 \cdot 10^{-2}$ м, допустимая глубина эрозии катода $l_3 = 0,3 l_k$. Тогда $l_3 = 0,3 \cdot 0,3 \cdot 10^{-2} = 0,1 \cdot 10^{-2}$ м.

Принято, что диаметр образующегося в катоде под воздействием дуги кратера равен диаметру привязки дуги

$$d_{\pi} = B \cdot I^{0,5}, \quad (3)$$

где B – коэффициент, равный для азота $1,6 \cdot 10^{-4}$ [5].

Тогда $d_{\pi} = 1,6 \cdot 10^{-4} \cdot 200^{0,5} = 2,3 \cdot 10^{-3}$ м.

Объем материала, удаленного в результате эрозии, составит

$$V_3 = \frac{\pi d_{\pi}^2 \cdot l_3}{4} = \frac{3,14 \cdot (2,3 \cdot 10^{-3})^2 \cdot 0,1 \cdot 10^{-2}}{4} = 0,42 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3.$$

Учитывая, что для вольфрама $\rho_k = 19,34 \cdot 10^3$ кг/м³, и принимая $G_k = 1 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, получим

$$t_k = \frac{19,34 \cdot 10^3 \cdot 0,42 \cdot 10^{-8}}{1 \cdot 10^{-12} \cdot 200} = 4,06 \cdot 10^5 \text{ с} = 111 \text{ ч.}$$

Таким образом, ресурс непрерывной работы плазмотрона определяется ресурсом работы катода и превышает 100 ч, что соответствует паспортным данным. Однако следует отметить, что принятие значения удельной эрозии для анода и катода соответствует условиям, когда в плазмообразующий газ (азот технической чистоты) добавляется природный газ для связывания кислорода и защиты электродов, что свидетельствует о целесообразности технологической реализации этого способа повышения ресурса работы электродов.

Оценка загрязнения тугоплавких соединений продуктами эрозии электродов плазмотрона

В настоящее время в соответствующей технической литературе достаточно распространено мнение о том, что применение электродуговых плазмотронов в плазменных реакторах ограничено из-за сильного загрязнения получаемых материалов продуктами эрозии электродов плазмотронов, т.е. вольфрамом катода и медью анода [6]. В связи с этим проведена оценка возможного загрязнения карбида кремния продуктами эрозии электродов для следующий условий: производительность реактора по бориду (карбиду) – 3,0 кг/ч, удельная эрозия медного анода $5 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, вольфрамового катода $1 \cdot 10^{-12}$ кг/Кл, ресурс работы 4700 и 111 часов для анода и катода соответственно.

Тогда масса продуктов эрозии, образовавшихся за 1 час, составит для медного анода

$$m_{Cu} = \frac{8,9 \cdot 10^3 \cdot 1,88 \cdot 10^{-6}}{4700} = 3,6 \cdot 10^{-6} \text{ кг,}$$

для вольфрамового катода

$$m_W = \frac{19,34 \cdot 10^3 \cdot 0,42 \cdot 10^{-8}}{111} = 7,2 \cdot 10^{-7} \text{ кг,}$$

что соответствует содержанию в карбиде меди $\frac{0,0036}{3000 + 0,0036} \cdot 100 \% = 0,0001 \%$, вольфрама $\frac{0,00072}{3000 + 0,00072} \cdot 100 \% = 0,00002 \%$.

Полученные значения свидетельствуют об отсутствии фактической угроз для загрязнения тугоплавких соединений примесями меди и вольфрама и снижения в связи с этим их потребительских свойств.

Выводы

Исследованы ресурсные и технологические характеристики трехструйного прямого плазменного реактора с внутренним каналом диаметром 0,054 м и мощностью 150 кВт. Установлено, что расчетный ресурс работы электродов составляет для медного анода 4700, вольфрамового катода 111 часов, а прогнозируемое загрязнение производимых материалов продуктами эрозии электродов не превышает 0,0001 % меди и 0,00002 % вольфрама.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Руднева В.В. Плазменный реактор для нанотехнологий: исследование, эксплуатация, совершенствование / В.В. Руднева // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России (тематический номер). – 2006. – Т. 6. – № 3. – С. 18-30.
2. Руднева В.В. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева [и др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 57-60.
3. Руднева В.В. Исследование и эксплуатация плазменного реактора для нанотехнологий. Сообщение 1. Анализ современного состояния / В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. // СибГИУ. – Новокузнецк: Москва, 2006. – Вып. 17. – С. 8-21.
4. Руднева В.В. Исследование и эксплуатация плазменного реактора для нанотехнологий. Сообщение 2. Совершенствование трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. // СибГИУ. – Новокузнецк: Москва, 2006. – Вып. 17. – С. 22-24.
5. Жуков М.Ф. Плазмотроны. Исследование. Проблемы / М.Ф. Жков [и др.]. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1995. – 202 с.
6. Пархоменко В.Д. Технология плазмохимических производств / В.Д. Пархоменко [и др.]. – К.: Выща шк., 1991. – 255 с.: ил.

УДК 661.665'685

И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк

ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО РЕАКТОРА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТУГОПЛАВКИХ БОРИДОВ И КАРБИДОВ

Проведено теплотехническое обследование плазмометаллургического реактора для определения его промышленного уровня мощности и удельной электрической мощности.

The thermal performance of the plazma metallurgical reactor to determine its level of industrial capacity and specific electrical power is analyzed.

Введение

В настоящее время в СибГИУ накоплен значительный опыт исследования и эксплуатации трехструйного прямоточного плазменного реактора с работающими на азоте электродуговыми плазмотронами и применения его для синтеза тугоплавких карбидов, боридов, их композиций, обобщенный в работах [1 – 5]. Так, показано, что оптимальной следует считать конструкцию реактора с равномерным расположением плазмотронов по окружности, с углом наклона плазменных струй к оси реактора 30-45° и тепловой защитой интенсивно охлаждаемых стенок, обеспечивающую максимальный ресурс работы камеры смешения, высокую равномерность радиального распределения температуры и скорости при минимальных потерях тепловой энергии. Действительно, исследование методом секционного калориметрирования энергетических балансов реакторов с внутренним диаметром 0,046 м и камерами смешения с углом наклона плазменных струй к оси реактора 30 и 90° показывает [4], что с уменьшением угла наклона плазменных струй к оси реактора с 90 до 30° плотность теплового потока в камере смешения снижается почти в три раза, что в целом положительно сказывается на ресурсе ее работы. Однако наряду с этим в обоих случаях на начальном участке длиной 4-5 калибров тепловой поток к стенкам характеризуется высокой плотностью, что в значительной мере снижает возможности реактора по нагреву и испарению дисперсного сырья.

Снижение тепловых потерь в реакторе достигается при футеровке его канала теплоизоляционными материалами. Применение гарниссажной футеровки из диоксида кремния обеспечивает повышение температуры стенки, величина которой зависит от мощности дугового разряда [4]. Так, при мощности дугового разряда 50 кВт температура стенки на длине 8 калибров изменяется

от 1600 до 900 К, при отсутствии тепловой изоляции – от 970 до 400 К. Создание «горячей» стенки способствует снижению в наиболее теплонапряженной зоне реактора плотности теплового потока в среднем на 15-20 %, температурного фактора на 100 % и повышению среднemasсовой температуры газа-теплоносителя на 13 %.

Также исследован теплообмен в канале плазменного реактора при значениях чисел Рейнольдса 700-1500 [1 – 5], учитывающий эффект вынужденной турбулизации плазменного потока, отток тепла от плазмы к дисперсному сырью, гарниссажеобразование на стенках канала реактора или применение футеровки. Для канала реактора установлена высокая интенсивность теплообмена на начальном участке длиной до 4-х калибров, характерная для турбулентного режима течения, получены критериальные зависимости для расчета коэффициента теплоотдачи для условий ввода сырья в поток.

Однако обобщенные в [1 – 5] результаты получены для лабораторного плазменного реактора мощностью 30-50 кВт, не содержат проектно-технологических предложений и рекомендаций по выходу на промышленный уровень и полной информации по его теплотехническим и технологическим характеристикам. В связи с этим в настоящей работе решались следующие вопросы:

- 1) определение для трехструйного реактора промышленного уровня мощности, конструктивных и теплотехнических условий его достижения;
- 2) определение среднemasсовой температуры плазменного потока;
- 3) определение удельной электрической мощности в камере смешения.

Определение промышленного уровня мощности трехструйного реактора

При решении этого вопроса учитывались следующие ограничения:

- для эффективной переработки дисперсного сырья удельная энтальпия плазменного потока на входе в реактор должна составлять 7,5-8,5 МДж/кг [1];
- начальная скорость плазменного потока не должна превышать 60-65 м/с [1];
- для генерации плазмы должны использоваться плазмотроны с газовихревой стабилизацией электрической дуги, т.к. установка соленоидов конструктивно и технологически затруднена;
- плазмотроны должны работать на азоте и смеси его с водородом.

Основные рабочие характеристики плазмотронов, потенциально пригодных для трехструйного реактора, приведены в таблице. Сравнение характеристик показывает, что наиболее целесообразно использование плазмотронов типа ЭДП-104А и ЭДП-114. В этих плазмотронах прирост мощности достигается, как правило, за счет увеличения тока дуги и напряжения на ней в условиях одновременного повышения расхода плазмообразующего газа. При этом отмечается вполне понятное технологическое стремление обеспечить работу реактора при минимально допустимом расходе плазмообразующего

газа, обычно не превышающем 50-65 % от максимально возможного. Это обстоятельство в сочетании с повышенными значениями тока предопределяет снижение теплового коэффициента полезного действия плазмотронов с ростом мощности.

Таблица – Основные рабочие характеристики плазмотронов, потенциально пригодных для трехструйного реактора [6-7]

Характеристика	Тип плазмотрона		
	ЭДП-104А	ЭДП-119	ЭДП-114
Рабочий газ	азот, смесь азота и водорода	водород, азот, смесь азота и водорода	азот, водород, смесь азота и водорода
	$(1 \div 5)10^{-3}$	$(6 \div 8)10^{-3}$	$(6 \div 8)10^{-3}$
Расход газа, кг/с	0,5 ÷ 0,8	0,5 ÷ 0,7	0,5 ÷ 0,7
Тепловой КПД	200	400	400
Максимальный ток, А			
Максимальное напряжение дуги, В	250	500	500
Максимальная мощность, кВт	50	200	200
Максимальная температура нагрева газов, К			
азот	5500	5000	5500
Стабилизация электрической дуги	газовихревая магнитная	магнитная	газовихревая магнитная
Ресурс вольфрамового катода, час	100	100	100
Ресурс медного анода, час	500	500	500
Габаритная длина, м	0,21	0,25	0,30
Масса, кг	1,45	4,80	5,50

На рисунке 1 представлены экспериментально определенные методом секционного калориметрирования значения теплового КПД плазмотронов для реакторов мощностью 30, 50, 80, 120 и 150 кВт с плазмотронами ЭДП-104А и прогнозируемые, рассчитанные в соответствии с рекомендациями [6], значения теплового КПД плазмотронов для реакторов мощностью 200 и 250 кВт с плазмотронами ЭДП-114. Можно видеть, что в области промышленного уровня мощности 150-250 кВт тепловой КПД плазмотронов близок к 0,50.

Требуемые для процессов плазмометаллургического производства тугоплавких соединений значения удельной энтальпии достигаются при мощности плазмотронов 80-150 кВт. При этом повышение мощности от 80 до 150 кВт обеспечивает увеличение массы генерируемого газа с требуемым уровнем энтальпии в 2 раза.

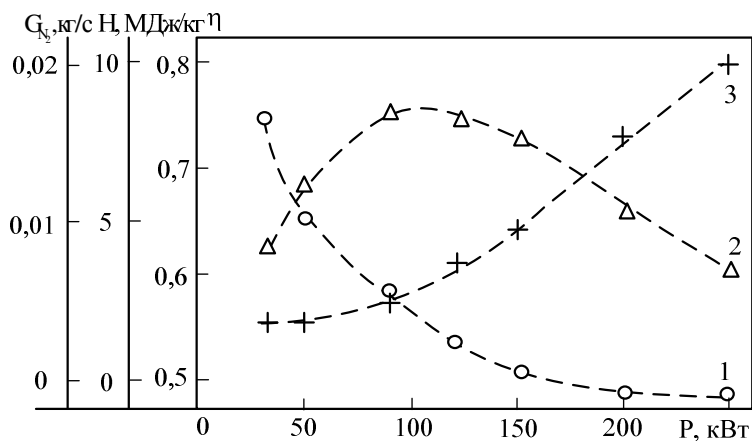


Рисунок 1 – Зависимость теплового КПД (η , 1), удельной энтальпии плазменного потока на входе в реактор (H, 2), массового расхода плазмообразующего газа (G_{N_2} , 3) от мощности реактора

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

Определение среднемассовой температуры плазменного потока

Для тепловой защиты стенки канала реактора и снижения размеров пристеночной низкотемпературной зоны канал реактора футеровался цилиндрическими вставками из диоксида циркония с толщиной стенок 0,005 м и наружным диаметром 0,064 м, уменьшающим его диаметр до 0,054 м.

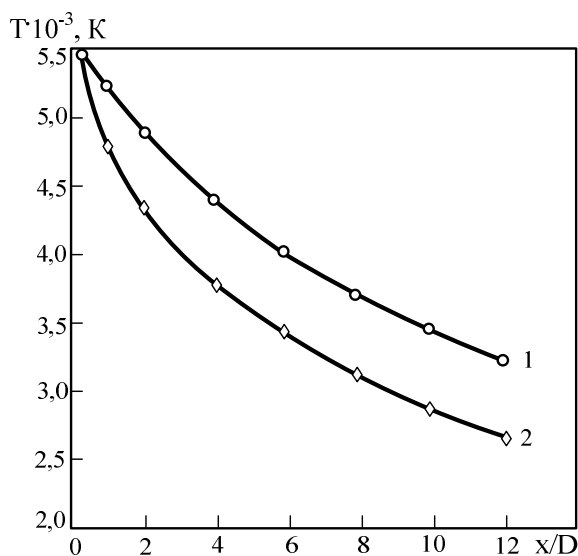
Выбор диоксида циркония в качестве теплоизолирующего материала определяется такими его свойствами, как тугоплавкость (температура плавления 2963 К), низкая теплопроводность (коэффициент теплопроводности при температуре 2173 К составляет 0,42-2,63 Вт/(м·К), высокая химическая устойчивость в условиях,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

С целью экспериментальной оценки эффективности тепловой защиты футеровки из диоксида циркония для футерованного и нефутерованного реактора мощностью 150 кВт при массовом расходе азота 0,009 кг/с методом секционного калориметрирования исследовано продольное распределение теплового потока, среднемассовой температуры и температуры внутренней

поверхности футерованной и нефутерованной стенки реактора. Диаметр нефутерованного канала реактора составлял 0,054 м. Тепловой поток в каждой секции определялся по тепловому балансу путем измерения нагрева охлаждающей воды. Погрешность значений, рассчитанных по данным калориметрирования, составляет $\pm 10 \%$ и обусловлена погрешностью градуировки расходомеров ($\pm 3 \%$), определения теплового потока ($\pm 4 \%$) и расчета ($\pm 3 \%$).

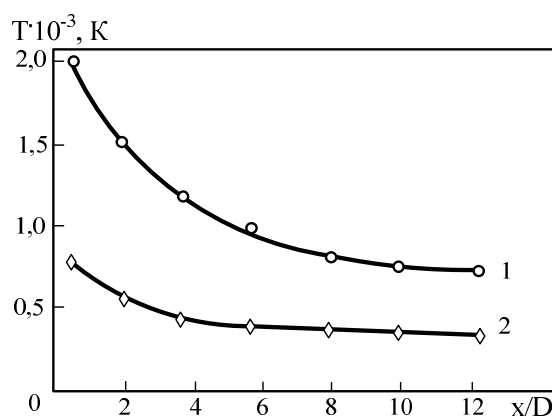
Распределение среднemasсовой температуры плазменного потока по длине реактора рассчитывалось по величине среднemasсовой энтальпии. При этом энтальпия потока газа на выходе из секции принималась меньшей, чем на входе, на количество энергии, переданной газом к стенкам этой секции. Среднemasсовая энтальпия находилась как среднеарифметическое от входного и выходного значения энтальпии. Температура внутренней поверхности футеровки и нефутерованной стенки реактора рассчитывалась по экспериментально определенным значениям теплового потока.

Основные результаты исследований представлены на рисунках 2 и 3. Можно видеть, что применение футеровки из диоксида циркония обеспечивает повышение среднemasсовой температуры потока и температуры стенки: на длине реактора 12 калибров среднemasсовая температура изменяется с 5500 К до 3200 К в случае (1), 2650 К в случае (2), а температура стенки изменяется соответственно в пределах 1900-850 К и 800-350 К.



$$(T(1) = (5500 \div 3200) \pm (100 \div 60); T(2) = (5500 \div 2650) \pm (100 \div 55))$$

Рисунок 2 – Продольное распределение среднemasсовой температуры для реактора с футеровкой из диоксида циркония (1) и нефутерованного реактора (2)



$$(T(1) = (1900 \div 850) \pm (35 \div 15); T(2) = (800 \div 350) \pm (10 \div 5)).$$

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

Определение удельной электрической мощности

Удельная электрическая мощность, определяемая как отношение подведенной к реакционной зоне мощности к ее объему, является важнейшей характеристикой современного электротермического оборудования и изменяется в пределах от величины 0,2 МВт/м³, характерной для большинства электропечей, до очень большой величины – 3750 МВт/м³, свойственной только реакционной камере высокого давления для синтеза алмазов [8].

Удельная электрическая мощность определялась как

$$W_{уд.} = \frac{P}{V_{р.к.}} = \frac{P_o \cdot \eta}{0,785 \cdot D_p^2 \cdot L_{р.з.}},$$

где $W_{уд.}$ – удельная электрическая мощность, МВт/м³; P_o – суммарная мощность, кВт; D_p – внутренний диаметр канала реактора, м; $L_{р.з.}$ – длина реакционной зоны, м; P – мощность, подведенная к камере смешения, кВт; $V_{р.к.}$ – объем реакционной зоны, м³; η – тепловой КПД плазмотронов.

При этом тепловой КПД плазмотронов определялся по результатам калориметрирования, а протяженность зоны, в которой происходит испарение дисперсного сырья, пиролиз углеводородов и формирование реакционной смеси заданного состава (т.н. «реакционная зона») в соответствии с результатами моделирования взаимодействия плазменного и сырьевого потоков [9], принималась равной 0,5 калибра. Значения удельной электрической мощности, рассчитанные для теплоизолированного диоксидом циркония канала реактора диаметром 0,054 м при изменении мощности плазмотронов в интервале 85-150 кВт, приведены на рисунке 4. Видно, что с увеличением мощности плазмотронов удельная электрическая мощность возрастает от 625 МВт/м³ до 1214 МВт/м³, что значительно превышает этот показатель для традиционного электротермического оборудования.

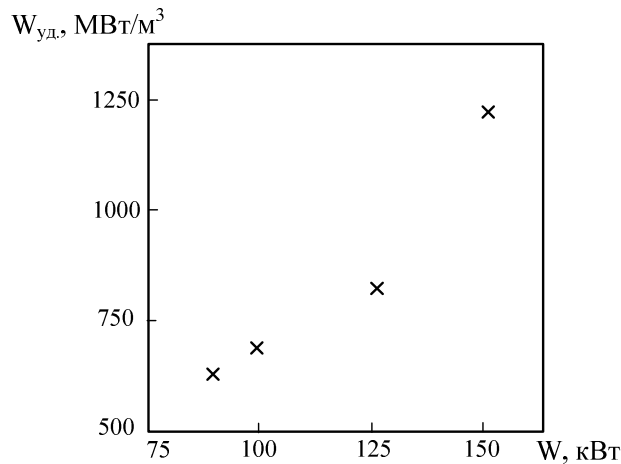


Рисунок 4 – Зависимость удельной электрической мощности от мощности плазмотронов

Выводы:

1) Для определения промышленного уровня мощности плазменного трехструйного реактора проведено его теплотехническое обследование в диапазоне мощности 80-250 кВт, включающее определение теплового КПД плазмотронов, достигаемой удельной энтальпии плазменного потока на входе в реактор, массового расхода генерируемого в этих условиях плазмообразующего газа. Установлено, что сочетание теплового КПД, требуемой удельной энтальпии плазмообразующего газа и его массового расхода, близкое к оптимальному, достигается при мощности реактора 150 кВт. Дальнейшее повышение уровня нецелесообразно, поскольку при возможном конструктивном выборе плазмотронов не обеспечивает требуемой удельной энтальпии плазменного потока.

2) Исследованы теплотехнические характеристики трехструйного реактора с каналом диаметром 0,054 м и мощностью 150 кВт. Установлено:

- среднемассовая температура плазменного потока на длине реактора 12 калибров изменяется в пределах (5500 ÷ 2650) К для нефутерованного канала и (5500 ÷ 3200) К при теплоизоляции его цилиндром из диоксида циркония толщиной 0,005 м; при этом температура внутренней поверхности стенки изменяется в пределах (800 ÷ 350) К и (1900 ÷ 850) К соответственно;
- удельная электрическая мощность достигает 1214 МВт/м³, что значительно превышает этот показатель для традиционного электротермического оборудования (обычно около 0,2 МВт/м³).

3) По совокупности характеристик трехструйный плазменный реактор мощностью 150 кВт может быть отнесен к высокоэффективному современному электротермическому оборудованию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галевский Г.В. Гидродинамические и теплотехнические характеристики трехструйного прямоточного реактора для высокотемпературного синтеза тонкодисперсных материалов / Г.В. Галевский [и др.]. – Новосибирск: ИТФ СО РАН, 1990. – 40 с.
2. Руднева В.В. Плазменный реактор для нанотехнологий: исследование, эксплуатация, совершенствование / В.В. Руднева // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России (тематический номер). – 2006. – Т. 6. – № 3. – С. 18-30.
3. Руднева В.В. Исследование и эксплуатация плазменного реактора для нанотехнологий. Сообщение 1. Анализ современного состояния / В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. // СибГИУ. – Новокузнецк: Москва, 2006. – Вып. 17. – С. 8-21.
4. Руднева В.В. Исследование и эксплуатация плазменного реактора для нанотехнологий. Сообщение 2. Совершенствование трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. // СибГИУ. – Новокузнецк: Москва, 2006. – Вып. 17. – С. 22-24.
5. Галевский Г.В. Технология плазмометаллургического производства наноматериалов: учеб. пособие: в 2 т. / Т. 1. Основы проектирования плазмометаллургических реакторов и процессов / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Полях. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 228 с.
6. Жуков М.Ф. Электродуговые плазмотроны: каталог / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск: ИТ СО АН ССР – СКБ «Энергохиммаш», 1987. – 48 с.
7. Жуков М.Ф. Плазмотроны. Исследование. Проблемы / М.Ф. Жуков [и др.]. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1995. – 202 с.
8. Дигонский С.В. Неизвестный водород / С.В. Дигонский, В.В. Тен. – СПб.: Наука, 2006. – 292 с.
9. Rudneva V.V. Thermal characteristics of three-jet plasma reactor / V.V. Rudneva, G.V. Galevskii, E.K. Yurkova // Steel in Translation. – 2007. – Vol. 37. – No. 2. – P. 115-118.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

О.В. Шорохова

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

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД ПРИ ЗАКАЛКЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ (ОБЗОР)

В статье описаны характеристики различных закалочных сред, используемых взамен минеральных масел.

The characteristics of different quenching media used instead of mineral oils are described in this article.

Основным условием, которому должны отвечать все закалочные среды, является способность воспринимать тепло со скоростью охлаждения не меньше критической. Выполнение этого условия имеет цель предупредить диффузионные превращения переохлаждённого аустенита, т.е. получить преимущественно мартенситную структуру. Однако это условие следует трактовать как необходимое, но недостаточное [1]. От современных охлаждающих сред требуется ещё и много других свойств, а именно:

- не вызывать чрезмерных закалочных деформаций, зависящих от кинетики охлаждения во всей температурной области и, в особенности, от достаточно малой его скорости при температурах ниже точки M_n ;
- обладать эксплуатационной стойкостью и иметь высокое сопротивление термическому разложению и окислению;
- не реагировать с поверхностью закаливаемых деталей и резервуаров охлаждающих сред, а в случае закалки в защитной атмосфере также и с этой атмосферой;
- иметь достаточно малую упругость пара в случае закалки в вакуумных агрегатах;
- соответствовать требованиям токсичности, возгораемости, защиты природной среды и чистоты рабочего места;
- образовывать легко устранимые остатки с поверхности деталей путём мойки или отпаривания;
- иметь малую удельную стоимость (на единицу продукции).

Вода и индустриальные масла являются традиционными закалочными средами, которые широко применяются в качестве охлаждающих сред при закалке металлов и сплавов. Достаточно полно исследованы практически все основные вопросы, связанные с оценкой охлаждающей способности воды и различных масел, установлены физические и физико-химические факторы, определяющие изменение этой способности при изменении температуры, а также характер взаимодействия этих охлаждающих жидкостей с охлаждаемыми деталями.

Результаты многочисленных исследований позволили однозначно установить преимущества и недостатки воды и масла в качестве закалочных сред. Известно, что различия в охлаждающей способности этих двух традиционных охлаждающих жидкостей весьма значительны. Максимальная охлаждающая способность масел в несколько раз ниже, чем воды, и соответствует температуре примерно 400 °С, а максимальная скорость охлаждения в воде достигается при температуре примерно 250 °С. Это значит, что для многих конструкционных сталей при закалке в масле невозможно предотвратить развитие перлитного превращения. Вода же, обеспечивая более высокую скорость охлаждения при температурах перлитного или бейнитного превращений, имеет максимальную охлаждающую способность в интервале температур мартенситного превращения, что часто нежелательно в связи с увеличением вероятности коробления и растрескивания охлаждаемых деталей [2].

В последние годы многие промышленные предприятия нашей страны проявляют интерес к проведению работ по опробованию синтетических закалочных сред (СЗС) на водной основе для термической обработки различных изделий с целью замены масла. Однако наличие значительного количества СЗС, ограниченность информации об опыте и целесообразности их использования в той или иной отрасли машиностроения, отсутствие данных о сравнительных исследованиях влияния закалки в имеющихся средах на свойства различных сталей и изделий создают значительные трудности при проведении таких работ.

Во многих трудах [3 – 5] отмечены особенности, характерные для большинства СЗС, которые необходимо учитывать, приступая к использованию той или иной охлаждающей жидкостью на водной основе:

1) Охлаждающая способность синтетических, в том числе и полимерных, закалочных сред является регулируемой и может изменяться в процессе эксплуатации в широких пределах. При этом скорость охлаждения $v_{охл}$ в СЗС занимает промежуточное положение между кривыми охлаждения воды и масла.

2) При близких скоростях охлаждения в интервале температур минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита (500 – 550 °С) скорость охлаждения в СЗС всегда выше, чем в масле.

3) При повышении рабочей температуры среды, выше определённого уровня, закаливающая способность СЗС резко снижается.

4) При эксплуатации СЗС необходимо обеспечить постоянный контроль её технологических и физико-химических параметров: температуры, концентрации, вязкости, охлаждающей способности, рН и т.п.

5) СЗС не являются универсальными закалочными средами, аналогичными воде или маслу. В связи с этим в каждом конкретном случае следует опытным путём подбирать оптимальные СЗС и их технологические параметры для получения минимально возможных напряжений и деформаций, избегания образования трещин и достижения наилучшего комплекса свойств из-

делий в зависимости от марки стали, способов нагрева и охлаждения при закалке, типа оборудования и т.п.

Выбор синтетической закалочной среды следует осуществлять в зависимости от марки стали, типа изделия и способа термической обработки каждого конкретного изделия.

Пределными критериями получения удовлетворительных результатов при использовании СЗС (как и других сред) при термической обработке являются, с одной стороны, максимально возможное количество мартенсита в структуре закалённой стали, с другой, – отсутствие трещин на обработанных изделиях [6].

В настоящее время наиболее изучены и широко применяются в промышленности следующие синтетические закалочные среды:

1) Водные растворы полимеров и их солей:

- полиакриламид (ПАА и ЗСП-1);
- раствор водно-щелочного метакрилонитрильного сополимера (УЗСП-1);
- неполная железная соль полиакриловой кислоты (ПК-2);
- натрийжелезосодержащая соль полиакриловой кислоты с модифицированной молекулярной структурой (ПК-М);
- модифицированная целлюлоза (ВП-2 и ВП-3);
- натриевая соль карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ);
- оксиэтилированный алкилфенол (ТОСОЛ-К/S и ТОСОЛ-ИЗО);
- сополимер хлорпрена с метилметакрилатом и метакриловой кислоты («Наирит»);
- сополимер оксидов пропилена и этилена (Лапрол-3с);
- закалочная среда на основе интерполимерного комплекса (Акресол);
- оксиэтилированный алкилфенол (ОЭАФ);
- сополимер этиленгликоля и полипропиленгликоля (Бреокс Термо А) и др.

2) Водные растворы органических соединений:

- сульфитно-спиртовая барда (ССБ);
- концентрат сульфитно-дрожжевой бражки (КСДБ);
- сульфитно-спиртовой щелок;
- моносульфитный чёрный щелок (МСЩ);
- водный раствор лигносульфонатов технических (ЛСТ).

3) Водные растворы неорганических соединений:

- силикат натрия (жидкое стекло);
- водные растворы хлористого кальция (CaCl_2);
- соль $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (бишофит).

Водные растворы органических соединений часто являются побочными продуктами или отходами целлюлозно-бумажного и других производств. При закалке в этих средах достигаются необходимые свойства обрабатываемых стальных изделий широкой номенклатуры.

В работе [7] для получения наиболее приемлемой закалочной среды были проведены эксперименты по определению охлаждающей способности

водных растворов различных веществ (силикатного клея, моносulfитного щелока, кальцинированной соды, мыльных порошков и др.) и сравнение их с охлаждающей способностью минерального масла И-20 А. Результаты этих исследований показали, что наиболее близок по охлаждающей способности масла водный 6...7 %-ный раствор моносulfитного щелока (МСЩ), хотя он и имеет более высокую скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения. При дальнейших исследованиях установлено, что один из недостатков водных растворов МСЩ – образование на их поверхности плесени, приводящей к уменьшению концентрации МСЩ в растворе и вследствие этого, изменению его охлаждающей способности. Для подавления процесса образования плесени в раствор МСЩ добавляли 1 % фенола, обладающего антисептическими свойствами. Кроме того, добавка фенола способствовала некоторому уменьшению скорости охлаждения в области температур мартенситного превращения и, тем самым, приближала охлаждающую способность среды к охлаждающей способности минерального масла.

Автор работы [8] отмечает, что в качестве СЗС можно использовать водный раствор лингосульфоновых технических (ЛСТ), являющимися отходами целлюлозно-бумажной промышленности. Концентрацию ЛСТ можно легко определить по плотности раствора. Скорость охлаждения раствора (концентрация 6 – 12 %) близка к скорости охлаждения в масле. Зависимость охлаждающей способности этого раствора от температуры незначительна. Рабочий интервал температур 15 – 80 °С. Водная среда на основе ЛСТ предназначена для закалки кованых заготовок, длинномерных и крупногабаритных деталей турбобура и других деталей ответственного назначения типа кубик, труба; литых заготовок сложной конфигурации из сталей 38ХНЗМФА, 40ХН2МФА, 38Х2Н2МА, 17Г1С, 40Х, 12ДН2ФЛ, 30ХНМЛ.

Несмотря на указанные преимущества, водные растворы органических соединений обладают рядом существенных недостатков, среди которых следует отметить невозможность длительного хранения, образование неприятных запахов, а в ряде случаев нестабильность состава, расслоение при хранении и эксплуатации и т. п. Имеющиеся недостатки в значительной степени осложняют использование этих сред в производстве и часто вызывают недовольство среди рабочих и обслуживающего персонала [9].

К водным растворам неорганических соединений относятся соли, кислоты и щелочи (NaCl, CaCl₂, бишофит и др.), растворённые в воде, которые повышают её охлаждающую способность в результате уменьшения стойкости паровой подушки, а при соответствующей концентрации этих соединений происходит полное её уничтожение.

Наибольшую скорость охлаждения можно достигнуть в растворе натриевой щелочи уже при концентрации 2,5 – 5 %, но хлорид натрия более безопасен в эксплуатации и дешевле. В растворах хлорида кальция с концентрацией 5 – 20 % получают практически те же скорости охлаждения, что и в растворах хлорида натрия, в то время как растворы карбоната натрия охлаждают несколько мягче [10].

Автор работы [11] отмечает, что на некоторых заводах в качестве закалочной среды применяют бишофит, который наиболее пригоден для закалки изделий из сталей с низкой мартенситной точкой (шарикоподшипниковых, инструментальных), а также для довольно крупных изделий (например, шпилек диаметром ~ 200 мм) из среднелегированных сталей и изделий с цементованным слоем большой толщины.

Поскольку бишофит является высококонцентрированным водным раствором минеральных солей, то его предпочтительно использовать в индивидуальных немеханизированных баках. Попытки использования бишофита в механизированном оборудовании (например, в рессорном производстве) были неудачными. К недостаткам бишофита можно также отнести образование в некоторых случаях не всегда легко устранимой соляной корочки на отдельных участках поверхности закалённых изделий.

Для обоснования целесообразности введения в технологию термической обработки водных растворов синтетических полимерных соединений, достаточно упомянуть только те недостатки масел, которые создают целесообразность применения полимерных охлаждающих сред [12]. К таким существенным недостаткам закалочных масел относятся:

- недостаточная скорость охлаждения в области температур минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита для некоторых марок сталей, в основном углеродистых, а также малолегированных при больших сечениях;
- возгораемость, а также выделение вредных паров и газов для обслуживающего персонала;
- довольно большой расход за счёт выноса с садкой и повышенное испарение;
- необходимость мытья в щелочных растворах и связанная с этим организация нейтрализации стоков.

Полимеры являются химическими соединениями, состоящими из длинных цепочек, образованных в результате полимеризации.

Первые охлаждающие среды этого типа были получены в США и Франции в пятидесятых годах. Они были основаны на поливиниловом спирте как главной составляющей, стимулирующей охлаждающую способность и содержащие противопенные добавки, бактериоуничтожающие добавки, а также ингибиторы коррозии. Эти охлаждающие среды были предназначены или для замены масел с целью устранения их недостатков (возгораемость, задымлённость, загрязнение среды) или для заполнения области между водой и маслом по охлаждающей способности, что расширяет использование экономных марок стали с ограниченной возможностью закалки в воде и масле [13].

В работе [14] автор сравнивал охлаждающие способности таких закалочных сред, как ЗСП-1 (полиакриламид), ВП-3 (натриевая соль карбоксиметилцеллюлозы), ВП-2 (поливиниловый спирт) и ПК-2 (водорастворимый полимер на основе полиакриловой кислоты). Концентрации полимеров в водных растворах составляли (%): 0,15; 1,94; 1,88; 1 соответственно.

В процессе эксплуатации закалочной среды ЗСП-1 наблюдался большой разброс по твёрдости, по поверхности закалённых образцов обнаружены образования налёта и трещины при начальных температурах ванны 20 и 40 °С. При длительной эксплуатации отмечалось помутнение раствора. Предварительные опыты по изучению продолжительности работы масла И-20 А показали, что после закалки в масле 1500 образцов его кинематическая вязкость возрастает на 32 % и оно подлежит замене. В ходе опытов с ЗСП-1 при закалке в нём аналогичного количества образцов наблюдалось незначительное изменение рН и кинематической вязкости, средняя скорость охлаждения при начальной температуре ванны 20 °С возросла от 28,8 до 140 град/с, тогда как средние скорости охлаждения в масле И-20 А – 27,4, в воде – 170 град/с.

В процессе эксплуатации раствора ВП-3 наблюдалось пенообразование, слабый неприятный запах, изменение цвета раствора, осадок на дне ванны и большой разброс по твёрдости по поверхности закалённых образцов. Необходимо также отметить, что при начальной температуре ванны 20 °С после объёмной закалки стали марки 40Х на образцах наблюдались трещины

При эксплуатации раствора ВП-2, в работе [15] отмечались такие недостатки, как резкий неприятный запах, который раздражающе действует на слизистые оболочки рта и носа, пенообразование, плёнка на стенках ванны, тёмный налёт на образцах, разброс по твёрдости по поверхности закалённых образцов. Кроме того, этот раствор не выдерживает длительного хранения, появлялся осадок. Отмечено изменение рН от 7,4 до 8,4, а кинематической вязкости в два раза. В растворе ВП-2 было закалено 2000 образцов, дальнейшие опыты были прекращены из-за резкого неприятного запаха.

Общим для этих трёх закалочных сред является то, что они нестабильны при хранении и не позволяют получать равномерную твёрдость по поверхности закалённых образцов при объёмной закалке.

Испытания закалочной среды на основе водорастворимого полимера ПК-2 показали, что твёрдость по поверхности закалённых образцов равномерна. После закалки в данной исследуемой среде 4000 образцов никаких значительных изменений в растворе не наблюдалось. Налёт на поверхности закаливаемых изделий и ванны отсутствует, что даёт возможность избавиться от трудоёмкого процесса отмывки деталей после закалки. Запах при работе с данной закалочной средой не ощущается. Средние скорости охлаждения при различной начальной температуре ванны меняются незначительно, порядка 7 – 9 град/с при изменении температуры ванны от 20 до 80 °С.

Автор работы [16] отмечал, что в начале 1990-х годов ОАО «Рязанский станкостроительный завод» исследовал концентрат закалочной среды УЗСП-1 (ТУ 38.403192 – 86) производства ярославского ОАО НИИ «Ярсинтез» с целью замены минеральных масел. Из концентрата УЗСП-1 готовили растворы закалочной среды с концентрациями от 3 до 5 %. В ходе опробования УЗСП-1 на опытных партиях зубчатых колёс различных типоразмеров была обеспечена необходимая твёрдость деталей при отсутствии закалочных трещин. Контроль концентрации рабочего раствора проводили по сухому остатку. На про-

тяжении всего срока испытаний (3 – 5 мес) концентрацию поддерживали на уровне 3 – 4 % в основном добавлением воды, так как происходило её испарение, а полимер сохранялся. В ходе эксплуатации среды УЗСП-1 обнаружилось, что индуктор, находящийся в непосредственной близости от спрейера, покрывается плёнкой полимера, которая при нагреве высыхает и создаёт опасность коротких замыканий. Эта проблема была устранена путём промывки индуктора после каждой смены.

Благодаря доступности и относительно низкой стоимости довольно широкое распространение в качестве закалочной среды получили закалочные водные растворы натрий – карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ). Как показали результаты многочисленных экспериментов [17], охлаждение крупных деталей в растворе Na-КМЦ (ОСТ-6-05-386 – 80) с содержанием около 1,5 % полимера без добавления NaCl происходит медленнее, чем в масле, и, кроме того, такой раствор имеет низкую стоимость при эксплуатации. Изменяя состав полимерной закалочной среды на основе Na-КМЦ и вводя в неё небольшие добавки минеральных солей (например, хлористого натрия), можно получить более высокие механические свойства закаливаемых крупногабаритных изделий из хромомолибденовых, хромоникельмолибденовых и других сталей, чем при их закалке в минеральных и растительных маслах [18].

В работе [1] было описано исследование охлаждающей способности водных растворов полимера ПК-М, изучение влияния закалки в этих средах на свойства деталей из сталей марок 40, 45, 50, 30ХГСА, 40Х, 40ХН, а также дана рекомендация применения указанной среды в промышленных условиях вместо индустриального масла И-20 А. Закалочная жидкость ПК-М – улучшенная модификация известной среды ПК-2 и представляет собой водный раствор полимера – натрий-железосодержащей соли полиакриловой кислоты с модифицированной молекулярной структурой, нейтрализованного натриевой щелочью до водородного показателя раствора $pH = 6,5 - 10$ (концентрат водополимерной закалочной среды ПК-М изготавливают в соответствии с техническими требованиями ТТ 712186688-01-03). При исследовании 10 %-ного водного раствора полимера ПК-М получены хорошие результаты при закалке образцов большого сечения (диаметром 80 мм и более). Исследуемые стали не содержали закалочных трещин; по твёрдости, микроструктуре не уступали образцам, закалённым в индустриальном масле И-20 А. Однако при исследовании стали марки 40Х после объёмной закалки в полимере ПК-М возникли трудности, связанные с нестабильностью результатов. При повторных исследованиях на некоторых образцах из указанной стали после закалки возникли трещины.

Следует отметить, что в настоящее время существующие затруднения в проведении работ по исследованию СЗС в определённой степени обусловлены отсутствием единых методик, а также малым количеством публикаций по комплексным исследованиям свойств изделий после закалки в СЗС. Синтетические закалочные среды не являются универсальными, аналогичными воде

или маслу. В связи с этим в каждом конкретном случае следует опытным путём подбирать оптимальные синтетические закалочные среды и их технологические параметры для получения минимально возможных напряжений и деформаций, избежания образования трещин и достижения наилучшего комплекса свойств изделий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Темлянцев М.В. Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения сталей и сплавов / М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова. – М.: Флинта, Наука, 2005. – 196 с.

2. Банных О.А. Использование нетрадиционных охлаждающих жидкостей при термической обработке / О.А. Банных // МиТОМ. – 1986. – № 10. – С. 2, 3.

3. Эйсмундт Э.Г. Исследование охлаждающих сред, альтернативных закалочным маслам / Э.Г. Эйсмундт // МиТОМ. – 2000. – № 11. – С. 32 – 36.

4. Влияние различных факторов на охлаждающую способность закалочной среды на основе полимера ПК-2 / Жданкович Л.Н., Анненкова В.З., Анненкова В.М. и [др.] // МиТОМ. – 1986. – № 10. – С. 6 – 9.

5. Ясногородская С.В. Исследование закалочных сред на основе водных растворов полиэтиленгликоля / С.В. Ясногородская, М.Э. Бутовский, А.А. Боброва // Изв. вуз. Чёрная металлургия. – 1998. – № 4. – С. 39 – 41.

6. Ежов В.М. Закалочные среды при термической обработке металлов // Технология и организация производства и управления. Реф.сб. / В.М. Ежов. – М.: НИИЭнформэнергомаш. – 1983. – Вып.5. – С. 1 – 28.

7. Гришин С.А. Оценка охлаждающей способности закалочных сред на водной основе / С.А. Гришин, Ю.Н. Чурюкин // МиТОМ. – 1986. – № 10. – С. 36, 37.

8. Опыт использования закалочной среды вместо масла для крупногабаритных стальных заготовок / Э.Б. Мерник, Н.В. Якимов, Е.Э. Шестакова и [др.] // МиТОМ. – 1993. – № 4. – С. 7, 8.

9. Приходько В.С. Охлаждающие среды для закалки / В.С. Приходько. – М.: Машиностроение, 1977. – 32 с.

10. А.с. 817074 СССР МКл³ С 21 D 1/60. Закалочная среда / И.Ф. Михайлова, Л.А. Тихонова, Н.В. Бухаткина, В.А. Коптюг, А.С.Бедарев, Г.И. Белобородов, Е.Г.Ильюшко, Г.П.Конюхов, И.Н.Фридляндер, О.Г.Сенаторова, И.А.Набатова, Я.И.Спектор (СССР). – № 2760437/22 – 02; заявл. 03.05.79; опубл. 30.03.81, Бюл. № 12. – 7 с.

11. Божко Г.Т. Сравнительная оценка эффективности закалочных сред на водной основе / Г.Т. Божко, О.А. Банных, Н.И. Кобаско // МиТОМ. – 1986. – № 10. – С. 21 – 25.

12. Luty W. Die Reproduzierbarkeit der Abschieckkurven bei der Untersuchung von Polymerlosungen und Olen // Harterei Technische Mitteilungen. – 1983. – Bd.38. – № 6. – S. 263 – 267.

13. Юттен М. Опыт применения полимерных растворов при закалке легированных инструментальных сталей / М. Юттен, К.-Э. Пипер // Чёрные металлы. – 2003. – № 3. – С. 35 – 38.

14. Алешин В.И. Модельное исследование охлаждения изолированной металлической сферы в водных средах (закалка) / В.И. Алешин, Н.А. Долотова, В.С. Анисимов // Журнал технической физики. – 2001. – том 71, вып. 12. – С. 71 – 78.

15. Бектуров Е.А. Синтетические водорастворимые полимеры в растворах / Е.А. Бектуров, З.Х. Бакаюова. – Алма-Ата: Наука, 1981. – 248 с.

16. Горюшин В.В. Применение охлаждающей среды УЗСП-1 при спрейерной закалке зубчатых колёс / В.В. Горюшин, С.Ю. Шевченко, С.А. Ковалёва // МиТОМ. – 2007. – № 6. – С. 33 – 36.

17. Рязанцев А.Б. Исследование закалки крупных поковок в водном растворе карбоксиметилцеллюлозы / А.Б. Рязанцев, В.В. Лошкарёв // Всесоюзный научно-технический семинар «Опыт разработки и внедрения в производство негорючих закалочных сред на водной основе и методы контроля охлаждающей способности», Волгоград. – 1982. – С. 75 – 78.

18. Промышленная термообработка роторов паровых турбин из хромо-молибденованадиевых сталей / А.Д. Батте, М.К. Марфи, К. Фишег и [др.] // Чёрная металлургия. – 1979. – № 18. – С. 14 – 19.

УДК 621.771:621.78.08

М.В. Чубейко, М.В. Темлянцев

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

ПРАКТИКА И ПЕРСПЕКТИВЫ ВОЗДУХОСТРУЙНОЙ ЗАКАЛКИ РЕЛЬСОВ (ОБЗОР)

В статье проведен критический обзор и систематизация данных по применению сжатого воздуха для закалки рельсов.

In the article the critical review and systematization of the data on application of an oblate air for thermal hardening of rails is conducted.

Закалку широко применяют для упрочнения рельсов как в России, так и за рубежом. При закалке рельсов в качестве охлаждающих сред используют воду, водо-воздушные смеси, сжатый воздух, водо-полимерные смеси и индустриальное масло [1].

В России в настоящее время используют объемную закалку рельсов в масле. Однако, в условиях разработки и промышленного освоения техноло-

гии производства 100-м рельсов для высокоскоростных железнодорожных магистралей [2], особую актуальность и востребованность получает поиск новых способов и охлаждающих сред для термического упрочнения длинномерных рельсов.

Из всех сред воздух является наиболее дешевой в экономическом плане средой, состав которой практически постоянен, а ресурсы не ограничены. Сжатый воздух используют при реализации технологии струйного охлаждения. К основным достоинствам сжатого воздуха как закалочной среды относят [3]:

- дешевизну;
- относительную простоту конструкции установки для струйного охлаждения рельсов;
- отсутствие в металле закалочных трещин, коробления и высокого уровня остаточных напряжений, что позволяет исключить операцию отпуска рельсов;
- возможность охлаждения различных участков рельсового профиля с различной интенсивностью и получения дифференцированного уровня свойств по сечению;
- возможность получения однородной дисперсной перлитной структуры;
- возможность использования низколегированных марок стали для производства рельсов.

Промышленное применение сжатого воздуха для охлаждения рельсов начинается в 60-е годы прошлого века [4]. Воздух, как умеренный охладитель, был хорошо исследован в 80 – 90-е годы при производстве высокопрочных рельсов. В настоящее время в качестве охлаждающей среды для термической обработки рельсов он широко используется в США, Франции и Японии [5, 6].

Эффективность применения сжатого воздуха в качестве охлаждающей среды в значительной степени зависит от режима термической обработки, ряда факторов и условий, основными из которых являются:

- конструкция охлаждающего устройства (количество, размеры сопел и их расстояние до охлаждающей поверхности, скорость перемещения рельсов через закалочное устройство и др.);
- параметры воздуха (температура, давление, влажность);
- химический состав рельсовой стали.

По данным [7] эффективность охлаждения головки рельсов сжатым воздухом в значительной степени зависит от конструкции охлаждающего устройства, которое должно обеспечивать струйность подачи воздуха на поверхность головки и постоянство его температуры на выходе из сопел. В результате проведенных исследований установлено, что струйность сжатого воздуха обеспечивается при нахождении его на расстоянии до 50 мм до поверхности головки рельса. Однако, находясь на таком расстоянии от рельса, имеющего температуру 920 – 970 °С, происходит нагрев устройства и температура охлаждающего воздуха повышается на 15 – 25 °С, что снижает его ох-

лаждающую способность. По этому авторами работы [7] предложена двухкамерная конструкция охлаждающего устройства, в котором имеется внутренняя камера для приема поступающего воздуха и наружная, охватывающая внутреннюю, по которой подают проточную воду для охлаждения камеры со сжатым воздухом.

Скорости перемещения рельсов в закалочных устройствах меняются в достаточно широких пределах. По данным [8] в Японии они достигают 4 мм/с, во Франции до 17 мм/с. В Украине скорости перемещения рельсов в опытно-промышленном агрегате для воздушно-струйной закалки рельсов составляли 26 мм/с [7].

Давление воздуха оказывает сильное влияние на интенсивность охлаждения стали. На рисунке представлена зависимость скорости v охлаждения головки рельса от давления P сжатого воздуха [1, 9]. Из рисунка видно, что эта зависимость имеет фактически линейный характер и может быть аппроксимирована следующими соотношениями для интервалов температур:

$$700 - 900 \text{ } ^\circ\text{C} \quad v = 1,6 + 0,0079 P, (R^2 = 0,99), \quad (1)$$

$$500 - 700 \text{ } ^\circ\text{C} \quad v = 1,4 + 0,0079 P, (R^2 = 0,99). \quad (2)$$

Анализируя соотношения (1) и (2) можно сделать вывод, что увеличение давления воздуха на каждые 100 кПа приводит к росту скорости охлаждения на 0,79 $^\circ\text{C}/\text{с}$.

Давление воздуха порядка 100 – 400 кПа в интервале температур рельса 700 – 500 $^\circ\text{C}$ обеспечивает коэффициент теплоотдачи на уровне 800 – 1210 Вт/(м² · К) и формирование в головке рельсового профиля структуры от сорбитообразного перлита до сорбита закалки. Уменьшение давления, а соответственно и скорости перемещения воздуха снижает интенсивность охлаждения и формирует в головке рельса структуру перлита, аналогичную структуре, получаемой при охлаждении рельсов на воздухе в условиях естественной конвекции [1, 3].

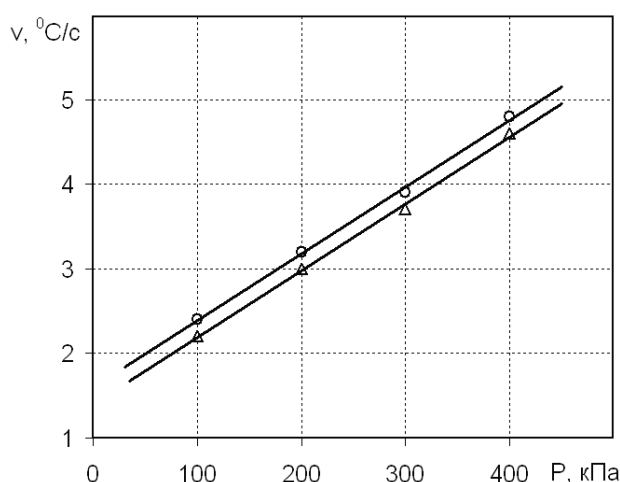


Рисунок – Зависимость скорости охлаждения головки рельсов в интервалах температур 700 – 900 $^\circ\text{C}$ (○) и 500 – 700 $^\circ\text{C}$ (△) от давления сжатого воздуха

Эксперименты по применению сжатого воздуха с давлением 45 кПа для термоупрочнения рельсов из стали марки Э76Ф не дали положительных результатов [10, 11]. Прочностные свойства и твердость стали после воздушоструйной закалки были соизмеримы с показателями для горячекатаного металла, пластические свойства соответствовали показателям для объемно-закаленных рельсов текущего производства. Кроме этого металл имел удовлетворительную ударную вязкость. При давлении воздуха 45 кПа скорость охлаждения была чрезмерно низкой, что соответствующим образом сказалось на структуре металла и его свойствах.

Результаты исследований, приведенных в работе [12] показывают, что для рельсовой стали текущего производства (К76Ф) необходимую твердость металла можно достичь при охлаждении со скоростями не менее 5,5 °С/с. Ориентировочные оценки по рисунку показывают, что давление сжатого воздуха при этом должно достигать значительных величин – порядка 500 кПа.

Для интенсификации охлаждения рельсов сжатым воздухом в некоторых случаях используют его увлажнение [9] или охлаждают до температур +5 – 7 °С путем пропускания через специальных холодильные установки [7]. Температура воздуха зависит от географического местоположения производства. Например, для предприятий, производящих рельсы на территории России температура атмосферного воздуха может изменяться от примерно –30 °С зимой до +30 °С летом, т.е. на 60 °С, что в зависимости от места забора воздуха и несмотря на его нагрев в компрессорах (или других тягодутьевых устройствах) и воздушном тракте установки, может оказывать определенное влияние на интенсивность охлаждения стали.

Химический состав рельсовой стали зачастую имеет решающее значение при выборе охлаждающей среды и технологии термической обработки рельсов. В частности, если проанализировать зарубежные производства рельсов, где применяют воздушоструйную закалку, то можно заметить, что японские и американские рельсовые стали содержат от 0,21 до 0,50 % Cr. Экспериментальные исследования, проведенные в работе [12] показывают, что при увеличении содержания хрома в рельсовой стали К76Ф до 0,273 % необходимую твердость металла можно достичь уже при скоростях охлаждения не менее 3,5 °С/с, что по рисунку соответствует давлениям сжатого воздуха около 250 кПа. Легирование рельсовой стали хромом связано с необходимостью повышения прокаливаемости, закаливаемости, устойчивости переохлажденного аустенита для компенсации низкой охлаждающей способности воздуха, как охлаждающего агента.

Проведенный обзор показал прогрессивность и перспективность применения воздушоструйной закалки рельсов, в том числе и для производства 100-м рельсов. В то же время он выявил целый ряд факторов, в соответствии с которыми зарубежный опыт закалки рельсов с помощью сжатого воздуха хотя и полезен как в научном, так и в технологическом плане, однако он не может быть в неизменном виде (прямым копированием) распространен на российское рельсовое производство. В связи с этим, для разработки и освое-

ния воздухоструйной закалки рельсов на отечественных предприятиях требуется проведение дополнительных комплексных исследований, включающих изучение:

- теплофизических особенностей воздухоструйного охлаждения рельсов при изменяющихся параметрах (температура, давление, влажность) воздуха;
- особенностей структурообразования при воздухоструйной закалке и их влияния на комплекс свойств рельсовой стали различного химического состава;
- температурного и теплового режима термической обработки и конструкции охлаждающих устройств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павлов В.В. 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.

2. «Евраз» принял решение об освоении производства востребованных на мировом рынке 100-м рельсов для высокоскоростных железнодорожных магистралей // *Металлург*. 2010. № 1. С. 58.

3. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Сапожков В.Е. Охлаждающие среды для закалки рельсов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 6. С. 49 – 54.

4. Дерябин А. А., Добужская А. Б., Матвеев В. В. и др. Этапы улучшения качества железнодорожных рельсов на НТМК // *Сталь*. 2000. № 5. С. 69 – 71.

5. Федин В.М. Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути. – М.: Интекст, 2002. – 208 с.

6. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: Справ. изд. В 3-х т.* / А.В. Супов, В.П. Канев, П.Д. Одесский и др.; Под общ. ред. А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прошкина, А.В. Супова. Т. 3. Термическая и термомеханическая обработка стали и чугуна. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 920 с.

7. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Рудюк А.С. и др. Износостойкость закаленных рельсов и совершенствование технологии их производства // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 4. С. 64 – 69.

8. Сталинский Д.В., Нестеров Д.К., Сапожков В.Е. Улучшение качества рельсов при закалке с нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 1. С. 66 – 71.

9. Нестеров Д.К., Сапожков В.Е., Дегтярев С.И. Математическая модель температурного поля рельса и многосопловое устройство для индукционной закалки головки рельсов // *МиТОМ*. 1999. № 12. С. 31 – 35.

10. Павлов В.В., Корнева Л.В., Козырев Н.А. Выбор технологии для термического упрочнения железнодорожных рельсов // *Сталь*. 2007. № 3. С. 82 – 84.

11. Павлов В.В., Корнева Л.В., Годик Л.А. и др. Выбор технологии термического упрочнения железнодорожных рельсов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 2. С. 39 – 42.

12. Стаканчиков В.В., Галицын Г.А., Добужская А.Б. и др. Разработка новых способов термической обработки рельсов на НТМК // Сталь. 2010. № 5. С. 122 – 126.

УДК 669.112:539.4

Е.Г. Белов, В.Е. Громов*, О.Ю. Ефимов, В.Я. Чинокалов

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

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

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ФАСОННОГО СТАЛЬНОГО ПРОКАТА И ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Методами оптической и электронной дифракционной микроскопии проведены исследования формирования и эволюции структурно-фазовых состояний двутавровой балки после термомеханического упрочнения и чугунных валков после плазменной обработки.

The studies of evolution and formation of structure-phase states of H-beam after thermomechanical strengthening and cast iron rolls after plasma treatment are carried out by methods of optical a transmission electron diffraction microscopy.

Для разработки и производства металлопродукции с высокими потребительскими свойствами необходимо знание закономерностей формирования структурно-фазовых состояний при деформационных, термических и других технологических воздействиях. В последнее время технологии принудительного охлаждения с температуры конца прокатки начинают применяться при производстве фасонных профилей, что обеспечивает повышение прочностных свойств при использовании экономнолегированных марок сталей.

Другая важная проблема, определяющая эффективность всего металлургического передела, заключается в повышении эксплуатационной стойкости чугунных прокатных валков. Одно из перспективных направлений ее решения связано с разработкой режимов плазменного упрочнения поверхности рабочих калибров. И в этом случае достижение значимого технологического результата невозможно без анализа закономерностей формирования и эволю-

ции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в процессе плазменного упрочнения и эксплуатации на стане [1-3].

Цель работы: установление закономерностей и природы формирования структурно-фазовых состояний в металлургической системе «термомеханически упрочненная стальная двутавровая балка – плазменно упрочненный чугунный прокатный валок».

Материалом исследования являлись прокатные валки из чугуна марки СПХН и двутавровая балка ДП 155 из стали марки 09Г2С, химический состав которых представлен в таблице.

Таблица – Химический состав исследуемых материалов

Материал	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Cu	V	Ti
СПХН	3,78	0,66	0,46	0,028	0,157	-	0,83	1,60	0,060	0,064	0,02
09Г2С	0,087	0,62	1,36	0,012	0,019	0,011	-	-	-	0,004	-

Примечание: остальное железо

Как и в [1-3], поверхностное упрочнение литых чугунных валков проводили на установке плазменной закалки УПН-303 с применением плазмотрона прямого действия. Упрочнение двутавра проводили по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450.

Исследования структуры выполнялись на оптическом микроскопе «Axiovert 40MAT» при увеличениях 100 и 500 крат и электронном микроскопе ЭМ-125 при увеличениях 8000-80000 крат. Для идентификации фаз применялся дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектронограмм. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций на микрофотографиях.

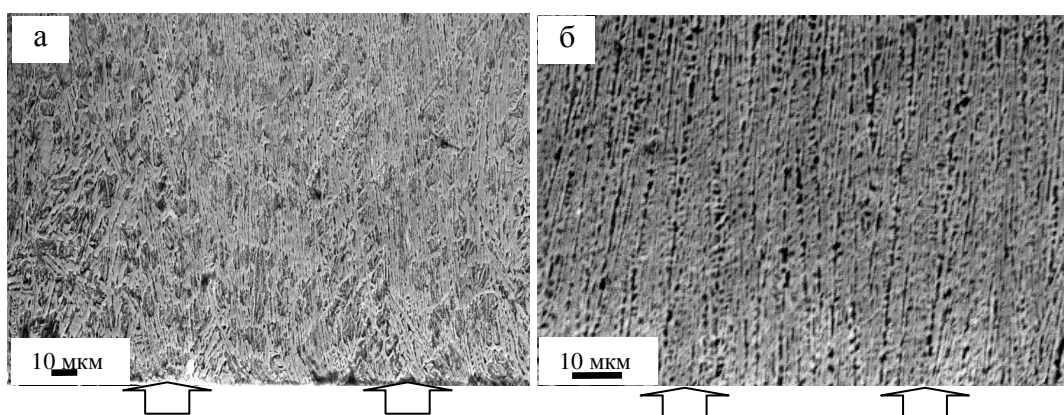
Установлено, что микроструктура литых неупрочненных валков состоит из пластинчатого перлита, ледебурита (перлито-карбидная эвтектика) и пластинчатого графита. Микроструктуру плазменноупрочненных чугунных калибров можно разделить по направлению от поверхности нагрева на зону оплавления (ЗО) и зону термического влияния (ЗТВ).

Структура чугуна ЗО состоит из мелкодисперсного ледебурита, участков мартенсита и остаточного аустенита, ЗТВ – из мартенсита, остаточного аустенита, ледебурита, монокристаллических карбидов и пластинчатого графита.

После эксплуатации упрочненного валка при прокатке 10 т стального профиля структурный состав в сечении сохраняется. После прокатки 700 т упрочненный слой на поверхности калибра уже отсутствует. Структура по сечению состоит из пластинчатого перлита, участков ледебурита, карбидов и

пластинчатого графита. Однако дендриты перлита, кристаллы карбида и перлито-карбидная эвтектика на поверхности более дисперсные, чем в осевой зоне, что связано с различными температурными условиями работы этих участков.

Электронно-микроскопические исследования структуры плазменно упрочненного чугуна СПХН показали, что мелкодисперсный ледебурит, формирующийся в условиях высоких скоростей охлаждения, представлен смесью трех фаз: остаточный аустенит, мартенсит и карбид. Высокая скорость охлаждения привела к диспергированию карбидной фазы – размеры областей травления карбидной фазы изменяются в пределах 2,0-3,5 мкм.



а – без эксплуатации, б – прокатка 10 т

Рисунок 1 – Структура ЗО поверхности упрочненного чугуна СПХН

Эксплуатация валка на стане сопровождается формированием строчечной структуры карбидной фазы (рисунок 1б), что существенно отличается от структуры ледебурита исходного плазменноупрочненного валка (рисунок 1а). Происходит дальнейшее уменьшение до ~1,0 мкм размеров областей травления карбидной фазы [4-6].

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведен анализ морфологии и дефектной субструктуры выявленных фаз. Мартенсит ЗТВ по морфологическому признаку относится к пластинчатому. Кристаллы мартенсита располагаются в зерне аустенита упорядоченным образом в виде «зигзагов», параллельных рядов и микродвойников. Подобное многообразие в расположении кристаллов мартенсита вызвано необходимостью аккомодации упругой энергии сдвигового $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения.

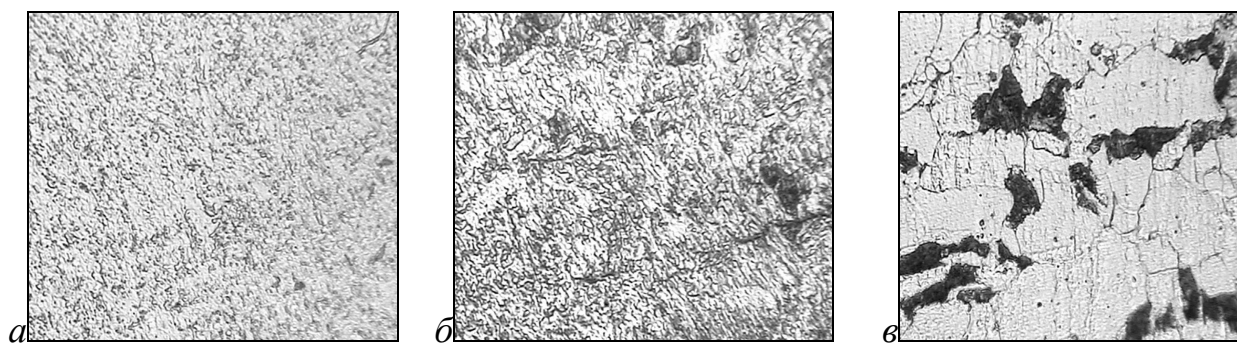
В зернах аустенита выявляется дефектная субструктура в виде дислокационного хаоса и сеток, скалярная плотность дислокаций равна $(2,5-5,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В кристаллах пластинчатого мартенсита наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций достигает значений $(10-15) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Цементит, образуя зерна различной морфологии и размеров, входит в состав колоний пластинчатого и глобулярного перлита. В объеме зерен цементита, как правило, выявляется субструктура дислокационного хаоса, скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах $(0,1-1,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Эксплуатация плазменноупрочненных валков при прокате стальных профилей сопровождается множественными изменениями структуры и фазового состава чугуна, вызванными высокотемпературной деформацией приповерхностного слоя. Наблюдается эффект измельчения карбидной фазы в ледебурите до размеров 5-90 нм. Происходит распад мартенсита с образованием цементита, размеры частиц которого составляют 2,5 нм на дислокациях, 5-8 нм на микродвойниках и 10-15 нм на границах кристаллов мартенсита.

Наблюдается изменение дефектной субструктуры мартенсита, заключающееся в фрагментации, т.е. разбиении на отдельные разориентированные области, его кристаллов и увеличении (в ~3 раза) скалярной плотности дислокаций.

При термомеханическом упрочнении двутавра из стали 09Г2С в сечении ускоренно охлажденного профиля наблюдается структурная неоднородность, которая проявляется в виде двух участков различной травимости: упрочненного поверхностного слоя и основного сечения. В поверхностном слое наблюдается структура продуктов отпуска мартенсита (рисунок 2а). В слоях, прилегающих к поверхности, формируются бейнитные пакеты (рисунок 2б), внутри которых равномерно распределены мелкие выделения избыточной фазы. Присутствует механическая смесь феррита и бейнита с выделениями зерен избыточного феррита. С удалением от поверхности охлаждения наблюдается структура феррита и перлита (рисунок 2в). Выявлены закономерности изменения фазового состава и дефектной субструктуры по сечению ускоренно охлажденной двутавровой балки [7-9].



а – поверхностный слой; *б* – переходный слой; *в* – центр

Рисунок 2 – Микроструктура двутавра $\times 400$

Установлено, что градиентное строение стали проявляется на уровнях структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры. При анализе фазового состояния стали было установлено, что в центральной части формируется структура, представленная зернами структурно-свободного феррита, зернами феррита, содержащими частицы цементита глобулярной морфологии и зернами перлита пластинчатой морфологии. В слоях стали, расположенных на расстоянии 7 и 4 мм от поверхности охлаждения, структурно-фазовое состояние стали на качественном уровне не отличается от состояния центральной части сегмента – присутствуют зерна структурно-свободного феррита,

зерна феррита, содержащие частицы цементита глобулярной морфологии и зерна перлита пластинчатой морфологии. Структура поверхности охлаждения кардинальным образом отличается: отсутствуют зерна перлита. Основной структуры поверхности охлаждения являются зерна феррита. В объеме зерен и по их границам обнаруживаются частицы цементита, размеры которых изменяются в пределах 25-35 нм.

В центральной области исследуемого образца в зернах феррита и ферритной составляющей зерен перлита присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. В отдельных случаях выявляются эффекты упорядочения дислокаций с образованием границ ячеек. На расстоянии ~7 мм от поверхности охлаждения в зернах феррита наблюдается фрагментированная (субзеренная) субструктура. Размеры фрагментов (субзерен) изменяются в пределах от 200 до 800 нм. В объеме фрагментов присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. При уменьшении расстояния до поверхности охлаждения до 4 мм максимальные размеры субзерен снижаются до ~380 нм. В слое, прилегающем к поверхности охлаждения, в объеме зерен феррита наблюдается пластинчатая структура.

Пластины располагаются параллельными рядами, формируя структуру, подобную структуре пакетного мартенсита закаленной стали. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. В объеме пластин присутствует дислокационная субструктура в виде сеток. Отсутствие в поверхностном слое стали зерен перлита, малое количество наноразмерных частиц цементита, пластинчатая морфология внутризеренной структуры позволяют говорить о мартенситном механизме $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения поверхностного слоя заготовки «двутавра» при данном режиме охлаждения [7-9].

Эволюция структурно-фазового состояния стали по мере приближения к поверхности охлаждения сопровождается не только снижением объемной доли пластинчатого перлита, но и увеличением степени дефектности цементита. В центральной части балки наблюдаются зерна перлита, пластины цементита которых практически бездефектны. В слое, расположенном на расстоянии ~7 мм от поверхности охлаждения, пластины цементита, формирующие зерна перлита, раздроблены на фрагменты, средние размеры которых составляют ~45 нм. На микроэлектронограммах, полученных с таких зерен перлита, рефлексы цементита имеют существенное азимутальное уширение ($\Delta\alpha = 7,6$ градуса). На расстоянии ~4 мм от поверхности охлаждения, пластины цементита, формирующие зерна перлита, раздроблены на фрагменты, средние размеры которых составляют ~35 нм. Фрагменты разориентированы, $\Delta\alpha = 8,2$ градуса.

Научное обоснование, разработка и внедрение в условиях ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» технологий термомеханического упрочнения двутавровой балки ДП 155 из стали 09Г2С и плазменного упрочнения валков из чугуна марки СПХН, обеспечили значительный экономический эффект.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № П332) и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» (проект 2.1.2/13482).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура термомеханически упрочненной малоуглеродистой стали / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, В.Б. Костерев и [др.] – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 167 с.
2. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугуновых валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев и [др.] – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 205 с.
3. Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология / О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов и [др.] – Новокузнецк: Изд-во ОАО «Новокузнецкий полиграфический комбинат», 2009. – 223 с.
4. Эволюция структурно-фазовых состояний при эксплуатации упрочненных чугуновых валков / Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов и [др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2010. – № 4. – С. 34-37.
5. Formation and evolution of cast-iron rolls surface after plasma hardening and service / E.G. Belov, O.Yu. Efimov, A.B. Yuriev et [al.] // Rare metals. – 2009. – V. 28. – Spec.Issue. – P. 732-374.
6. Природа формирования и эволюции нанокристаллической структуры в поверхности чугуновых валков при плазменном упрочнении и эксплуатации / О.Ю. Ефимов, Е.Г. Белов, А.Б. Юрьев и [др.] // Изв. вуз. Физика. – 2009. – № 9/2. – С. 68-77.
7. Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механических свойств двутавра / Е.Г. Белов, В.Я. Чинкалов, Л.М. Полторацкий и [др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 62-68.
8. Формирование структуры и механических свойств при ускоренном охлаждении двутавровой балки / Е.Г. Белов, Л.М. Полторацкий, О.Ю. Ефимов и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2010. – № 2. – С. 33-37.
9. Формирование геометрических размеров и механических свойств двутавровой балки для шахтных монорельсовых дорог / Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов, Л.М. Полторацкий и [др.] // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2009. – № 12. – С. 18-21.

В.А. Петрунин, В.Я. Целлермаер

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

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ВАЛКОВ ИЗ ЧУГУНА МАРКИ СПХН

В настоящем исследовании проведено сравнение теоретического и экспериментального значений микротвердости поверхности плазменно упрочненных чугуновых валков.

In this research the comparison of theoretical and experimental values of microhardness of the surface of pig-iron rolls, hardened by plasma, is realized.

При обработке концентрированными потоками энергии поверхности металлических материалов в приповерхностном слое формируется мелкодисперсная структура, микротвердость которой выше, чем в объеме материала [1 – 3]. С этим связано повышение прочности и износостойкости материала. Увеличение микротвердости при этом объясняется не только измельчением структуры, но и ростом предела текучести материала в упрочненном слое [4].

Одним из методов, существенно модифицирующим поверхностные слои материала, является плазменная обработка, эффект действия которой при обработке, например, прокатных валков из чугуна марок СШХНФ и СПХН заключается в увеличении стойкости валков на 10-30 % [4, 5]. Объяснением такого эффекта является эволюция структуры и фазового состава при плазменном воздействии и, соответственно, изменение микротвердости.

В связи с этим целью настоящей работы является количественная оценка влияния плазменной обработки на микротвердость валков из чугуна марки СПХН.

В [4, 5] отмечено, что формирование закалочных структур при обработке плазменной дугой поверхности чугуновых валков ответственно за повышение твердости. Однако, в процессе такой обработки значительно изменяется плотность дислокаций. Учет дислокационный механизм в количественной оценке упрочнения чугуновых валков. Для количественных оценок микротвердости на поверхности плазменноупрочненных валков используем формулу для сопротивления движению дислокаций (предел текучести), обусловленного неподвижными дислокациями в плоскостях скольжения и упругими взаимодействиями с дислокациями из плоскостей параллельных плоскостям скольжения [6]

$$\sigma_y = m \alpha G b \sqrt{\rho} , \quad (1)$$

где b – вектор Бюргера, ρ – скалярная плотность дислокаций, m – ориентационный множитель, G – модуль сдвига, α – безразмерный коэффициент, равный $0,1 \dots 0,51$ [7]. Воспользуемся формулой для микротвердости H_μ , выраженной через предел текучести σ_y [8]. В первом приближении

$$H_\mu / 3 = \sigma_y . \quad (2)$$

Тогда из (1) и (2) следует соотношение

$$H_\mu = 3m\alpha Gb\sqrt{\rho} . \quad (3)$$

Оценим величину микротвердости, описывающую упрочнение поверхностного слоя благодаря ансамблю дислокаций, возникших из-за термических напряжений, вызванных закалкой при плазменном воздействии. Воспользуемся значениями плотностей дислокаций, измеренных в работах [4, 5, 9]. Подставив в (3) следующие значения величин для железа: $G = 69$ ГПа [6], $b = 2,48 \text{ \AA}$ [6], $\alpha = 0,51$, $m \approx 1$, $\rho = 1,5 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ [4], получим значение микротвердости $H_\mu = 1016$ МПа.

В ранее проведенных исследованиях [4] микротвердость изменяется для фазовых составляющих от 5000 МПа до 9000 МПа, что с учетом объемной доли фазовых включений согласуется с теоретическим значением по порядку величины.

Относительное изменение микротвердости ε_H при плазменном упрочнении с учетом формулы (3) примет вид:

$$\varepsilon_H^{th} = \frac{H_\mu^h - H_\mu^0}{H_\mu^0} = \sqrt{\frac{\rho_h}{\rho_0}} - 1 , \quad (4)$$

где H_μ^h – микротвердость плазменноупрочненных чугуновых валков, H_μ^0 – микротвердость неупрочненных (исходных) чугуновых валков, $\rho_h = 1,5 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ – плотность дислокационных сеток в мартенсите, т.е. в плазменноупрочненном материале, $\rho_0 = 0,1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ – плотность дислокационного хаоса в цементе, т.е. на поверхности неупрочненных чугуновых валков [4]. Тогда расчет с помощью (4) дает значение $\varepsilon_H^{th} \approx 13,25 \%$. В условиях эксперимента, аналогичного [4], были реализованы следующие параметры плазменной обработки: скорость движения пятна обработки - $v = 65$ мм/с, погонная энергия – $q/v = 2,109 \cdot 10^3$ Вт·с/см³, толщина упрочненного слоя $Z_m = 420$ мкм. При этом микротвердость принимала следующие значения: на поверхности упрочненного слоя $H_\mu^h = 9000$ МПа, а на расстоянии $Z_m = 420$ мкм от поверхности микротвердость равна $H_\mu^0 = 8000$ МПа. Тогда экспериментальное значение относительного изменения микротвердости при плазменной обработке равно $\varepsilon_H^{exp} = 12,5 \%$. Следовательно, теоретическое значение относительного изменения микротвердости $\varepsilon_H^{th} \approx 13,25 \%$ согласуется с экспериментальным $\varepsilon_H^{exp} = 12,5 \%$.

Таким образом, количественные оценки вклада дислокационного упрочнения поверхностного слоя чугуновых валков плазменной обработкой коррелируют с экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» (проект 2.1.2/13482)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лазерная техника и технология. Основы лазерного термоупрочнения сплавов; под ред. А.Г. Григорьянц. – М.: Высшая школа, 1988. – 159 с.
2. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Козлов Э.В., Куракин И.Б., Шаркеев Ю.П. Структурные изменения глубинных слоев материала после модификации ионными пучками и природа его упрочнения / Диденко А.Н. и [др.] // ДАН СССР. – 1987. – Т. 296. – № 4. – С. 869-871.
3. Веденов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов / А.А. Веденов, Г.Т. Гладуш. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208 с.
4. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненного стального проката и чугуновых валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев, А.Б. Юрьев, В.Я. Чинокалов. – Новокузнецк: «Интер-Кузбасс», 2011. – 204 с.
5. Плазменное упрочнение валков сортопрокатного стана: структурно-масштабные уровни модификации чугуна / А.Б. Юрьев, О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов и [др.] // Физическая мезомеханика. – 2006. – № 2. – С. 97-105.
6. Фридель Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
7. Мак Лин Дж. Механические свойства металлов / Дж. Мак Лин. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
8. Моделирование процессов электростимулированного воздействия на металлы / В.А. Петрунин, О.В. Соснин, С.В. Коновалов, В.Я. Целлермаер, В.Е. Громов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2004. – № 6. – С. 30-34.
9. Формирование и эволюция наноструктуры при плазменном упрочнении чугуновых валков и эксплуатации / О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов, С.В. Коновалов // ПЧМиМ. – 2009. – № 1. – С. 107-108.

УДК 621.791.04 (088.8)

Н.Н. Малушин, О.Е. Козырева*

* В работе принимала участие Л.Б. Крепышева

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

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКОЙ И ПОСЛЕДУЮЩИМ АЗОТИРОВАНИЕМ

В работе рассмотрено комплексное использование процессов плазменной наплавки и азотирования для повышения износостойкости и коррозионной стойкости роликов линии правки.

In work complex use of processes plasma welding up and nitriding for increase of wear resistance and corrosion firmness of rollers of a line of a grass is considered.

Процесс азотирования достаточно широко применяется в различных отраслях промышленности и имеет определенные преимущества перед другими способами упрочнения тонкого поверхностного слоя. Обычно глубина азотированного слоя с микротвердостью 900-1200 HV не превышает величину 0,4-0,6 мм. Для азотирования наиболее широко применяют низколегированные стали (так называемые нитроллои типа стали 38ХМЮА). Основными легирующими элементами, определяющими свойства слоя после азотирования (твердость и глубину), являются вольфрам, молибден, хром, титан, ванадий и алюминий [1]. Изготовление деталей целиком из легированных сталей экономически нецелесообразно, т.к. максимальная глубина азотируемого слоя не превышает 1 мм, и даже при многократном азотировании используется только часть поверхностного слоя (порядка 5-10 мм). В то же время для восстановления размеров и придания специальных свойств рабочему поверхностному слою широко используется плазменная наплавка. Сочетание процессов плазменной наплавки и азотирования открывает широкие возможности для экономии азотируемых сталей.

Плазменная наплавка нетоковедущей порошковой проволокой широко применяется для упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов, что объясняется рядом преимуществ перед другими способами наплавки, такими как: высокая производительность, широкая возможность легирования наплавленного металла, возможность применения различных наплавочных металлов, большой диапазон регулирования ввода теплоты в основной и наплавляемый металлы, возможность нанесения слоев с минимальной глуби-

ной проплавления и сохранения первоначальных физико-механических свойств наплавленного металла [2].

На увеличение твердости наплавленного металла положительно сказывается применение в качестве защитно-легирующей среды в процессе плазменной наплавки азота и введение в шихту порошковой проволоки алюминия в определенных пределах. В процессе наплавки происходит легирование наплавленного металла азотом непосредственно из газовой фазы, что позволяет дополнительно повысить твердость рабочего слоя изделия. Алюминий вводят в состав шихты порошковой проволоки для связывания избыточного азота в нерастворимые в жидком металле соединения, способные дополнительно упрочнить металл за счет образования мелкодисперсных частиц нитридов.

Известны составы порошковых проволок, специально разработанные для плазменной наплавки в среде азотсодержащих газовых смесей, которые обеспечивают высокую твердость и качество наплавленного металла. Использование таких порошковых проволок для плазменной наплавки и последующего азотирования экономически нецелесообразно, т.к. шихта содержит значительное количество хрома, вольфрама и молибдена (хром до 14 %, молибден до 14 % и вольфрам до 21 %), остродефицитных и дорогостоящих компонентов. Плазменная наплавка обеспечивает получение высокой твердости, однако, не позволяет получить при последующем азотировании наплавленного металла достаточную глубину азотированного слоя, твердость и нужную коррозионную стойкость для деталей, работающих в условиях абразивного износа и коррозии.

Наплавка порошковой проволокой такого типа обеспечивает получение твердости наплавленного металла после термообработки 64-65 HRC, что соответствует поверхностной твердости 780-830 HV [2]. Попытки использования данного наплавленного металла для последующего азотирования показали, что на высоколегированных сталях не удается получить глубину слоя более 0,20-0,25 мм с твердостью после азотирования порядка 1100-1240 HV. Низкая поверхностная твердость после азотирования и небольшая глубина слоя приводит к пониженной износостойкости рабочей поверхности и к необходимости частого переазотирования поверхностного слоя. Кроме этого, максимальная твердость поверхностного слоя достигается за значительный промежуток времени. Максимальные твердость и глубина азотированного слоя достигаются при температуре азотирования 530-540 °C за 16 часов. Многие детали металлургического оборудования после азотирования используются в условиях абразивного изнашивания и коррозии. Например, различные ролики линии правки прокатных цехов. Коррозионная стойкость металла, полученного с использованием данной проволоки, низкая и не превышает 500 ч.

Для увеличения глубины и повышения твердости азотированного слоя нами предложено в шихту порошковой проволоки для плазменной наплавки в азотсодержащих газовых смесях и последующего азотирования дополнительно ввести титан при следующем соотношении компонентов, вес. % : углерод

0,3-1,0; хром 2,0 - 6,0; молибден 2,0 - 8,0; ванадий 2,0-6,0; алюмофтористый натрий 2,0 - 12,0; алюминий;8,0-24,0; титан 2,0-8; железо остальное.

Следует отметить, что существенным недостатком процесса азотирования является его длительность. Повышение температуры насыщения интенсифицирует процесс. Метод высокотемпературного азотирования можно применять для сталей, легирующие элементы которых образуют твердые и устойчивые против коагуляции нитриды. Введение в состав шихты порошковой проволоки титана позволяет повысить температуру азотирования до 600 °С, что без снижения твердости диффузионного слоя и прочности основы значительно сокращает длительность процесса.

Азотированный слой титаносодержащих сталей обладает высокой коррозионной стойкостью в воде. Это обстоятельство играет существенную роль в работоспособности многих деталей металлургического оборудования.

Содержание титана в шихте порошковой проволоки выбрано исходя из того, что азотирование сталей с титаном вызывает образование диффузионных слоев, свойства которых зависят от соотношения титана и углерода. Наилучшие свойства имеет наплавленный металл с соотношением титана к углероду от 6,5 до 9,5. Стали с меньшим соотношением титана к углероду не обеспечивают требуемую твердость азотированного слоя, а при большем соотношении титана к углероду получают хрупкие диффузионные слои.

Введение повышенного количества алюминия объясняется необходимостью повышения твердости азотированного слоя и ускорения процесса азотирования, в то время как введение алюминия и алюмофтористого натрия в небольших количествах (алюминий 1,0-4,5 %, Na_2AlF_6 2,0-12,0 %) позволяет лишь устранить поры и улучшить формирование наплавленного металла за счет предотвращения процесса азотного кипения сварочной ванны. При плазменной наплавке в азотсодержащих смесях, а также, главным образом, при последующем азотировании наплавленного металла происходит образование прочных мелкодисперсных нитридов AlN , ковалентные связи в которых обуславливают очень высокую их термическую устойчивость. Самостоятельные выделения нитрида алюминия образуются в азотированном слое только при содержании в сплаве примерно 8-10 % Al . Поэтому минимальное содержание алюминия в шихте порошковой проволоки ограничено 8 %. При меньшем содержании алюминия в шихте AlN нами не обнаружен. Нитрид AlN устойчив до очень высоких температур (> 1800 °С). Термически стойкие нитриды, т.е. не склонные к коагуляции нитриды, позволяют получить наиболее высокую твердость азотированного слоя. Легирование алюминием также способствует ускорению процесса азотирования. Наиболее быстрое образование и рост нитридов при 600 °С протекает в системе Fe-Al, это объясняется различной, диффузионной подвижностью легирующих элементов. Коэффициент диффузии при температуре азотирования у алюминия выше, чем, например, у хрома и молибдена [1].

Кроме того, выплавка стали с высоким содержанием алюминия имеет значительные трудности. Для такой стали свойственны дефекты металлурги-

ческого характера, столбчатый излом, загрязненность неметаллическими включениями, образование мелких трещин и волосовин в прокатке и т.д. При наплавке в азотсодержащих смесях удается ввести в состав наплавленного металла повышенное содержание алюминия и получить хорошее формирование и плотный металл только при содержании алюминия в шихте порошковой проволоки менее 24 %.

Наилучшие результаты азотирование дает при комплексном легировании хромом, молибденом, ванадием, алюминием и титаном. Поэтому введение в состав шихты указанных элементов позволяет получить глубину азотированного слоя порядка 0,6-0,8 мм с микротвердостью $H_{200} = 15000-12000$ МПа.

Изменение содержания алюминия и титана производили с учетом получения качественного наплавленного металла (хорошее формирование, плотный металл, высокая твердость и износостойкость), обеспечения необходимой глубины азотированного слоя и сокращения длительности операции азотирования при рациональном содержании компонентов шихты. Качество выполнения сварки плавлением металлических материалов, в том числе при применении других сварочных процессов, таких как наплавка, обеспечивалось согласно требований, установленных общими положениями ГОСТ Р ИСО 3834-1-2007 «Требования к качеству выполнения сварки плавлением металлических материалов. Часть 1. Критерии выбора соответствующего уровня требований»

Порошковую проволоку для плазменной наплавки и последующего азотирования изготавливали из стальной оболочки холоднокатаной ленты 0,8 кп размером 15 x 0,8 мм. Коэффициент заполнения порошковой проволоки шихтой приведенного выше состава составлял 30-35 %. Порошковая проволока обеспечивала получение наплавленного металла типа 38ХМЮАТ.

Режим плазменной наплавки роликов линии правки: ток основной дуги – 240А; ток дополнительной дуги – 100А; напряжение дуги-60В; скорость наплавки – 16 м/ч; скорость подачи порошковой проволоки – 66м/ч; длина дуги – 20 мм; шаг наплавки – 9 мм; расход плазмообразующего газа азота – 20-25 л/мин; расход защитного газа аргона – 6-8 л/мин.

Наплавка производилась без предварительного подогрева. Трещины при этом отсутствовали. Формирование наплавленного металла хорошее. После наплавки детали имели твердость 25HRC и хорошо обтачивались резцом. Контроль качества формирования наплавленного слоя проводился визуально в течение всего процесса наплавки, а также по темплетам, вырезанным из наплавленного металла. Влияние содержания алюминия и титана в составе шихты порошковой проволоки на свойства азотированного слоя приведено в таблице.

Таблица – Влияние содержания алюминия и титана в составе шихты на твердость, глубину и коррозионную стойкость азотированного слоя

Содержание алюминия и титана в шихте, %		Микротвердость азотированного слоя, HV	Глубина азотированного слоя, мм	Сравнительная коррозионная стойкость
8,0	2,0	1500-1200	0,6	2
16,0	5,0	1500-1200	0,7	2,2
24,0	8,0	1500-1200	0,8	2,4

Азотирование проводилось после токарной обработки при температуре 600 °С в течение 12 часов, исключая промежуточную термообработку в виде закалки и отпуска. Образцы из наплавленного металла подвергались газовому азотированию. После азотирования производилось определение микротвердости и глубины азотированного слоя на приборе ПМТ-3, а также исследовалась коррозионная стойкость азотированного металла. Испытания на коррозионную стойкость производились путем определения изменения массы эталонных образцов из азотированной стали 38ХМЮА и исследуемых образцов наплавленного металла типа 38ХМЮАТ. после пребывания их 1000 ч в морской воде.

После азотирования наплавленного металла, получаемого указанной порошковой проволокой, глубина азотированного слоя составила 0,6-0,8 мм при твердости $H_{200} = 15000-12000$ МПа. Применение порошковой проволоки для плазменной наплавки поверхностного слоя деталей металлургического оборудования с последующим азотированием позволяет полностью исключить применение вольфрама и примерно на 50 % ограничить применение молибдена, уменьшить длительность процесса последующего азотирования с 16 до 12 часов, значительно повысить твердость и глубину азотированного слоя до $H_{200} = 15000-12000$ МПа и 0,6-0,8 мм против $H_{200} = 12400-11000$ МПа и 0,2-0,25 мм у стали 38ХМЮА соответственно, а также повысить износостойкость и коррозионную стойкость поверхностного слоя. Наплавленные и азотированные детали (ролики линии правки) показали высокие износостойкость и коррозионную стойкость, что указывает на эффективность комплексного применения плазменной наплавки с последующим азотированием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лахтин Ю.М. Азотирование стали / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.
2. Зубков Н.С. Повышение износостойкости валков стана холодной прокатки плазменной наплавкой / Н.С.Зубков, Н.Н. Малушин, А.Г. Дониях //Автоматическая сварка. – 1983. – № 7. – С. 70, 71.

УДК 621.791:624.014.45

Н.Е. Крюков*, И.Н. Ковальский*, Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев,
Р.Е. Крюков

*ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций»

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

СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 09Г2С, ВЫПОЛНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СВАРОЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

В условиях ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» разработана и освоена технология сварки полотнищ стенок резервуаров, работающих в условиях низких отрицательных температур с использованием сварочных проволок Св-08ГА, Св-10НМА и флюсов АН-348А, АН-67 и АН-60.

Under conditions of Novokuznetsk Tank Metal Structures Plant open joint stock Company, the new technology for welding of tank shell walls of tanks, working under conditions of low negative temperatures, with the use of electrode wires Св-08ГА, Св-10НМА and fluxes АН-348А, АН-67, and АН-60 Sv was developed and mastered.

В настоящее время изготовление резервуаров методом рулонирования на ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» производится в соответствии с «Правилами устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов» ПБ-03-605-03 и СНиП II – 23-81. На заводе освоена технология изготовления резервуаров для нефтепродуктов в северном исполнении.

Технологический процесс сборки, сварки, контроля и сворачивания в рулоны полотнищ стенок резервуаров производится на специальных установках для рулонирования. Применяется двусторонняя сварка стыковых швов полотнищ стенок автоматическим способом под флюсом на верхнем ярусе и на нижнем ярусе после протягивания полотнища с помощью барабана.

При изготовлении резервуаров для нефтепродуктов в северном исполнении применяются низколегированные стали. Широкое применение нашла кремнемарганцовистая сталь 09Г2С (ГОСТ 19281-89).

Сталь 09Г2С с низким содержанием углерода обладает удовлетворительной свариваемостью, достаточно большим пределом выносливости и малой склонностью к хрупкому разрушению, что обеспечивает надежную работу сварных конструкций в течение длительного времени. При сварке стали необходимо сформировать структуру, обеспечивающую равнопрочность сварного соединения и основного металла, при достаточно хороших механи-

ческих свойствах и ударной вязкости при отрицательных температурах, что достигается путем подбора соответствующего состава металла шва. При разработке технологии сборки и сварки полотнища стенки резервуара необходимо подобрать сварочные материалы (сварочную проволоку и флюс), подобрать режимы сварки, позволяющие получать плотные, качественные сварные соединения без применения специальных технологических приемов. Правильный выбор сварочных материалов позволяет получить сварной шов с высокими механическими свойствами без предварительного подогрева, который в ряде случаев технически невозможен.

В процессе отработки технологии сварки на заводе были опробованы различные композиции проволок с флюсами, в результате чего выбраны оптимальные составы сварочных материалов и режимы сварки, обеспечивающие получение сварного шва с высокими механическими свойствами и ударной вязкостью при отрицательных температурах.

Для сварки конструкций в северном исполнении, позволяющих при высокой производительности сварки обеспечить необходимый уровень механических свойств и ударную вязкость, при работе в температурных условиях ниже $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ обычно используются сварочные проволоки марок Св-08ГА, Св-10НМА и Св-12М (ГОСТ 2246-70) и окислительные флюсы, предназначенные для сварки низколегированных сталей.

При сварке стали 09Г2С под флюсом проволокой Св-08ГА формируется преимущественно ферритно-перлитная структура, проволокой Св-12М – доэвтектоидный феррит, мелкодисперсный перлит и темнотравящиеся участки, состоящие из бейнита, мартенсита и остаточного аустенита с грубой ориентировкой, проволокой Св-10НМА – мелкодисперсные выделения темнотравящейся структурной составляющей без заметной ориентировки [1]. Ориентированные выделения избыточного феррита при сварке проволокой Св-12М отрицательно сказываются на ударной вязкости швов. Для последующего анализа при отработке технологии были взяты сварочные проволоки Св-08ГА и Св-10НМА.

На механические свойства металла шва и ударную вязкость оказывает большое влияние также состав флюса и режим сварки. Для сварки низколегированных сталей широко применяются окислительные флюсы марок АН-348-А, АН-67, АН-60 (ГОСТ-9087-81, ТУ 77-093-3-2000) [2]. Основой флюсов являются окислы кремния и марганца. В состав флюсов входят также окислы других металлов и фтористый кальций.

Сварка стыковых швов полотнищ стенок толщиной от 6 до 20 мм выполняется без разделки кромок. Металл шва получается за счет расплавления и перемешивания основного металла (сталь 09Г2С) и присадочного (проволоки Св-08ГА или Св-10НМА). Флюсы окислительные, способствуют протеканию окислительно-восстановительных процессов в сварочной ванне.

Рекомендуемая для сварки ответственных металлоконструкций из стали 09Г2С, работающих при отрицательных температурах, проволока Св-10НМА в отличие от Св-08ГА содержит больше углерода, а также никель и молибден,

которые значительно повышают механические свойства шва и ударную вязкость при отрицательных температурах. Хорошие результаты при сварке низколегированной стали 09Г2С были получены при использовании проволоки Св-10НМА под смесью флюсов АН-60 и АН-348-А при соотношении 1:1. Флюс АН-348-А чаще других используется для сварки низколегированных сталей, но не рекомендуется для сварки металлоконструкций, работающих при температурах ниже $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, из-за насыщения металла шва кислородом и снижения ударной вязкости. Сварка под смесью флюсов АН-60 и АН-348-А позволила получить глубокое проплавление, хорошее формирование шва, высокие механические свойства металла шва и удовлетворительные санитарно-гигиенические условия труда. Механические свойства металла шва и ударная вязкость превышали допустимые значения при отрицательных температурах.

В результате металлографического анализа сварных соединений, установили: микроструктура зоны полной перекристаллизации у всех образцов преимущественно мелкозернистая ферритно-перлитная. Отмеченные структурные особенности зоны термического влияния (ЗТВ) характерны для всех толщин свариваемых листов и для всех широко применяемых режимов сварки под флюсом. Металл сварных швов имеет мелкозернистую ферритно-перлитную структуру с мелкодисперсными выделениями структуры закалки – нижнего бейнита и мартенсита. Структура шва зависит от режима сварки и толщины свариваемого металла. С увеличением толщины свариваемого металла повышается скорость охлаждения, что приводит к увеличению количества структур закалки в шве.

Как показали эксперименты применение проволоки Св-10НМА для сварки швов на верхнем ярусе нежелательно, так как возможно образование трещин в швах при протягивании полотнища стенки с верхнего яруса на нижний и деформации полотнища на барабане. Это связано с низкой пластичностью металла шва и наличием в шве закалочных структур. Данные сварочные материалы можно применять при сварке без трещинообразования только на нижнем ярусе.

На верхнем ярусе полотнище стенки предложено сваривать проволокой Св-08ГА под смесью флюсов АН-67 и АН-348-А в соотношении 1:1. Металла шва имеет ферритно-перлитную структуру, высокие механические свойства. Применение смеси флюсов позволило повысить ударную вязкость металла шва по сравнению со сваркой данной проволокой под флюсом АН-348-А. Флюс АН-67 имеет меньшее количество окислов кремния, вследствие чего окислительно-восстановительные реакции идут с меньшей скоростью и металл в меньшей степени насыщается кислородом. При деформации полотнища стенки на барабане трещины в швах не образуются.

В результате проведенных работ были выбраны оптимальные сварочные материалы и технология сварки полотнищ стенок резервуаров, работающих в условиях низких отрицательных температур. На верхнем ярусе стыковые швы выполнялись проволокой Св-08ГА на пониженных режимах, обеспечивающих проплавление металла до 0,55 толщины листа. На нижнем

ярус сварка производилась проволокой Св-10НМА на большем токе, позволившем получить проплавление металла до 0,7 толщины листа.

При рассмотренной схеме сварки стыковых швов полотнищ стенок резервуаров, получаемый металл шва состоит в основном из металла, полученного переплавлением основного металла 09Г2С и электродного металла Св-10НМА. Механические свойства сварных соединений и швов (временное сопротивление металла разрыву, предел текучести и относительное удлинение) определяли при температуре 20 °С, ударную вязкость металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) КСЧ определяли при температуре –50 °С. Дополнительные значения ударной вязкости КСЧ для швов, работающих при температурах –40 °С, согласно ПБ-03-605-03 определяли при температуре –20 °С. Механические свойства и ударная вязкость шва и зоны термического влияния сваренных образцов толщиной 16 мм приведены в таблице. Эти значения превышали требуемые в ПБ-03-605-03.

При сварке резервуаров северного исполнения также должна замеряться твердость сварного соединения. Она не должна превышать значений 280 НВ. Изучение распределения твердости по поперечному сечению сварного соединения показало, твердость металла ЗТВ составила 110-130 НВ, твердость металла шва 155-170 НВ. Повышение твердости шва по сравнению с основным металлом связано с наличием в ферритно-перлитной структуре структур закалки.

Таблица – Механические свойства сварного соединения

Объект	Механические свойства			Ударная вязкость, Дж/см ²			Температура испытаний, °С
	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Св. шов, КСЧ	ЗТВ, КСЧ	Св. шов, КСЧ	
Сварное соединение	$\frac{523}{518-528}$	$\frac{375}{370-380}$	$\frac{25}{23-27}$	–	$\frac{90}{87-93}$	–	-50
Сварной шов	$\frac{535}{530-540}$	$\frac{360}{355-365}$	$\frac{25}{23-27}$	$\frac{70}{67-73}$	–	–	-50
				–	–	$\frac{40}{37-43}$	-20
Требования ПБ-03-605-03	≥490	≥350	≥21	≥35	≥35	–	-40
				–	–	≥30	-20

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

Разработанная технология сварки резервуаров для нефтепродуктов, работающих в условиях крайнего севера, позволила получить требуемые механические свойства резервуарных металлоконструкций, исключить дефекты – трещины и обеспечить высокую производительность при изготовлении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Грабин В.Ф. *Металловедение сварки плавлением* / В.Ф. Грабин. – Киев: Наукова думка, 1982. – 416с.
2. *Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т.* – Т. 1. *Защитные газы и сварочные флюсы* / Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и [др.]; под общ. ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.

UDC 621. 791. 052. 08: 620. 179. 16

A.M. Apasov

Yurga Institute of Tehnology Branch of the National Research Tomsk Politehnik University, Town Yurga

THEORETIKAL AND EXPERIMENTAL STADY OF CRACKING STAINLESS STEEL ARISING WELDING

Получено аналитическое выражение, связывающее линейные размеры трещины, образующейся при сварке цилиндрических изделий из однородных металлов, с параметрами кристаллизации металла сварного соединения. На основе математического моделирования процесса кристаллизации металла при сварке и микроструктурного анализа установлено, что зарождение трещины начинается в корне сварного шва. Для экспериментального исследования процесса сварки было использовано явление акустической эмиссии (АЭ), когда на фоне помех при сварке получено амплитудное распределение сигналов АЭ от трещинообразования. Определены условия, не допускающие зарождение трещин.

It is now possible to formulate the relation of the linear size of cracking arising on welding the cylindrical homogeneous-metal. Mathematical simulation of metal crystallization on welding and microstructural analysis give an insight into the fact that there begins crack nucleation in a weld root. Experimentally, by means of acoustic emission (AE), one can study welding and obtain the amplitude distribution of AE signals from cracking against the background of the hindrance accompanying this process. The conditions were found making impossible cracking.

Introduction

It is reasonable to suppose that cracking arising on welding reduces the technological strength of the articles to a large extent. Therefore, with the aim of the more comprehensive and deep studying the conditions of crack nucleation and

propagation and subsequent working out the recommendations to achieve the perfect welding technology, the cracks have been simulated in situ, directly in the physicochemical process of the welded structure formation.

It is well known such a method of casting the defective specimen (Patent of Sweden No. 376084, 1974) [1]. The components of preset geometrical form are dipped into the molten metal, their material having the higher melting temperature.

An alternative method of cracking defects simulating in a joint weld is to add some defect-forming additive (copper, titanium, and so on) into the molten metal. Referring to Ivanov and Belov (1981), this leads to AE level increase, associated with cracking in a joint weld on solidification [2]. The reason is that the atomic diameters of the additives are different from those of the base metal. For example, one can see from Grigorovich (1988), Ti, as an element of IV group of Periodic system, has the greater atomic diameter than Fe, being an element of VIII group [3]. This explanation is true for both the orbital diameters and the metallic one, i.e. metal bond lengths, as shown in Table (Grigorovich, 1988) [3].

As one can see, the atomic diameters of Ti and Fe coincide with the orbital ones to a considerable extent. So, it should be determined generation of atomic bonds by superposition of the outside electron radii.

From the other hand, on crystallization of an alloy, the difference between Ti and Fe atomic diameters results in stresses arising in a crystal lattice and relaxing through microcracking.

Table

Metal	Ti	Fe
Orbital diameter ($d=2 r$), A	2,92	2,45
Metallic diameter (metal bond length) d , A	2,954	2,52

In general terms, these simulating techniques are characterized by cracking based on the considerable differences between the crystallochemical and physical properties associated with the complex limitation of the welded metal – a defect-forming additive interdiffusion. As a result, there develops chemical inhomogeneity and appear the brittle intermediate phases and compound.

Notwithstanding the fact the above mentioned techniques make it possible to simulate cracks at the quite arbitrary segments of the joint weld, it can not be said for them to be an adequate model of the real cracking process on welding those specimens the joint weld of which is formed without any additive only due to the molten metal of the weld-edges, and is therefore homogeneous one.

In this connection there rise the following questions:

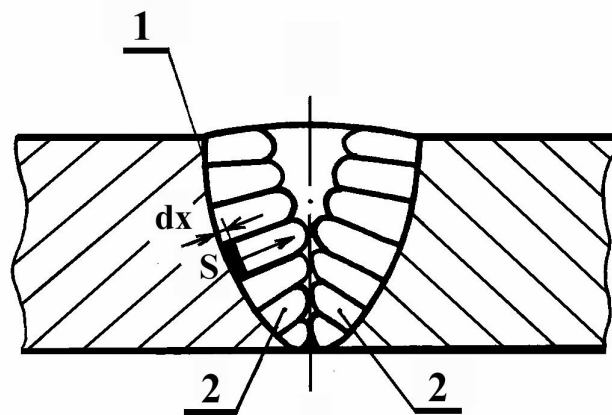
1) What are the place and the manner in which there begins crack nucleation on welding?

- 2) What is dependency of the crack size on the crystallization parameters of the weld metal?
- 3) What are the conditions of cracking prevention?

The model of process

From the practical point of view, as seen from Fig.1, it should be studied wetting and crystallization of the joint weld of a homogeneous-metal specimen with the thickness δ of a wall, taking into account intensive heat removal from a near-weld zone.

At the very beginning there occurs a sharp-temperature jump: from the liquid-nitrogen temperature in a weld-forming zone to the temperature of the edges cooled on heat removal (Apssov, 1988), [4, 5]. There appear the randomly oriented crystallization centers on the liquid – solid boundary 1 which from a compact layer due to intensive cooling of a near-welded zone and begin to grow inside the molten metal. It should be said that the heat conductivity values of monocrystals are not equal in the different directions therefore there grow more quickly the centers, with the higher heat conductivity coinciding in direction with the maximum temperature gradient, i.e. being perpendicular to the liquid-solid boundary. These crystals are growing into the molten metal in a columnar form. A scheme of this process is illustrated in Fig.1. There arises porous incompactness in a contacting zone of the oppositely growing crystals 2. Relaxation of thermoelastic stresses results in confluence of pores, hence in crack nucleation and growth up in a weld root. As seen, a crack propagates gradually along an axe line of the weld cross-section.



1 – the melting zone, 2 – the columnar crystal

Figure 1 – Scheme of metal crystallization of the weld cross-section

Then it may be determined the mathematical dependence of the linear sizes of a crack on the crystallization parameters of the weld metal.

Let us take a face of the crystal with the area s on the liquid-solid boundary, draw the axe x as perpendicular to the face and denote the velocity of the face growth by v . For a little interval of time $d\tau$ there grows up a layer, dx thick, where

$$dx = v d\tau. \tag{1}$$

Let us denote heat of crystallization by Q_1 , density of crystallite by γ . For a time $d\tau$ at the crystallization temperature, there occurs liquid-solid transition of volume $dV = sdx$ or mass $dM = \gamma dV = \gamma sdx$.

As a result, there liberates some heat of melting and solidification being to

$$dQ_1 = \rho dM = \rho \gamma s dx \quad (2)$$

or to

$$dQ_1 = \rho \gamma s v d\tau. \quad (3)$$

On crystallization, there occurs heat removal essentially from the face through the liquid-solid boundary to the base metal. Let λ is heat conductivity factor of crystallite in direction perpendicular to the growing face, $\frac{dT}{dx}$ is the temperature gradient. Then, according to Furie equation, the amount of heat removed due to heat conductivity is equal to

$$dQ_2 = \lambda s \frac{dT}{dx} d\tau. \quad (4)$$

Since the necessary condition of crystallization proceeding with the velocity v should be $dQ_1 = dQ_2$, it follows from (3) and (4)

$$\rho \gamma s v d\tau = \lambda s \frac{dT}{dx} d\tau, \quad (5)$$

where

$$v = \frac{\lambda}{\rho \gamma} \frac{dT}{dx}. \quad (6)$$

Providing the constant crystallization time being $\tau = \tau_{kp}$ one can write (6) as

$$v = \frac{x}{\tau} = \frac{x}{\tau_{kp}} = \frac{\lambda}{\rho \gamma} \frac{dT}{dx} \quad (7)$$

what is shown in Fig.2.

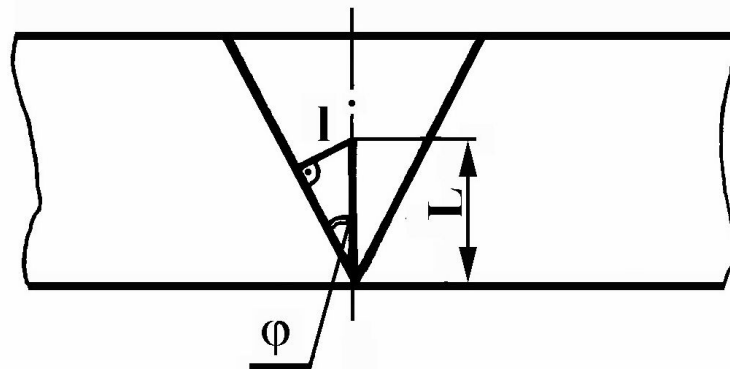


Figure 2 – Geometrical demonstration of the weld cross-section: ϕ is the inclination angle of a liquid-solid line to an axe line of the weld cross-section, degree; l is the length of the crystallite, m ; L is the length of a crack, m

It follows from there

$$x \frac{dx}{\tau_{kp}} = \lambda \frac{dT}{\rho\gamma} \quad (8)$$

or

$$\frac{1}{\tau_{kp}} \int_0^1 x dx = \frac{\lambda}{\rho\gamma} \int_{T_0}^{T_{kp}} dT \quad (9)$$

Were l is the length of crystallite, m; T_0 is the temperature on the boundary with the metal, °C; T_{kp} is the crystallization temperature, °C.

The net result is the following:

$$\frac{l^2}{2\tau_{kp}} = \frac{\lambda(T_{kp} - T_0)}{\rho\gamma},$$

Consequently,

$$l = \sqrt{\frac{2\lambda\tau_{kp}(T_{kp} - T_0)}{\rho\gamma}}. \quad (10)$$

Then, the linear size of a crack may be determined as follows

$$L = \frac{l}{\sin \varphi} = \frac{1}{\sin \varphi} \sqrt{\frac{2\lambda\tau_{kp}(T_{kp} - T_0)}{\rho\gamma}}, \quad (11)$$

where φ is the inclination angle of a liquid-solid boundary to an axe line of the weld cross-section, degree.

It follows from (11) that

1. The greater is length of a crack, the smaller is angle φ , i.e. the smaller are both width of the weld and temperature T_0 of a near-welding zone.

2. The smaller is width of a crack, the greater are both welding zone and temperature T_0 of a near-welding zone. The higher is preheating temperature of the welded edges, the small is length of a crack. There is no cracking at $T_0 = T_{kp}$ at all.

As one can see (11), it is impossible to determine the value of φ beforehand, but only after welding in the following manner. On welding finish, it should be measured the half-width of the reinforced roll, as shown in Figs. 1 and 2. Then, knowing the thickness of the welded specimens- δ -, it may be determined the hypotenuse (or the length of a liquid-solid boundary) according to Pythagorean theorem and, as a result, set up the relation of the half-width to the thickness of the joint weld and find the desired value of $\sin \varphi$.

The length of the columnar crystals is also calculated according to (11), i.e.

$$l = \sqrt{\frac{2\lambda\tau_{kp}(T_{kp} - T_0)}{\rho\gamma}}, \quad (12)$$

where all the parameters are determined by the literature sources and the reference books (for each material taken separately), excluding T which is experimentally preset.

Experimental results and analysis

The experiments have been carried out to simulate cracking on welding homogeneous-metal specimens. The traps were mounted on near-welded zone of the welded pipes, 20×2 mm in size. The pipes were produced from austenite corrosion-proof steel. The traps were cooled by liquid nitrogen. The welded edges were not dressed, the joint weld being formed due to its own metal.

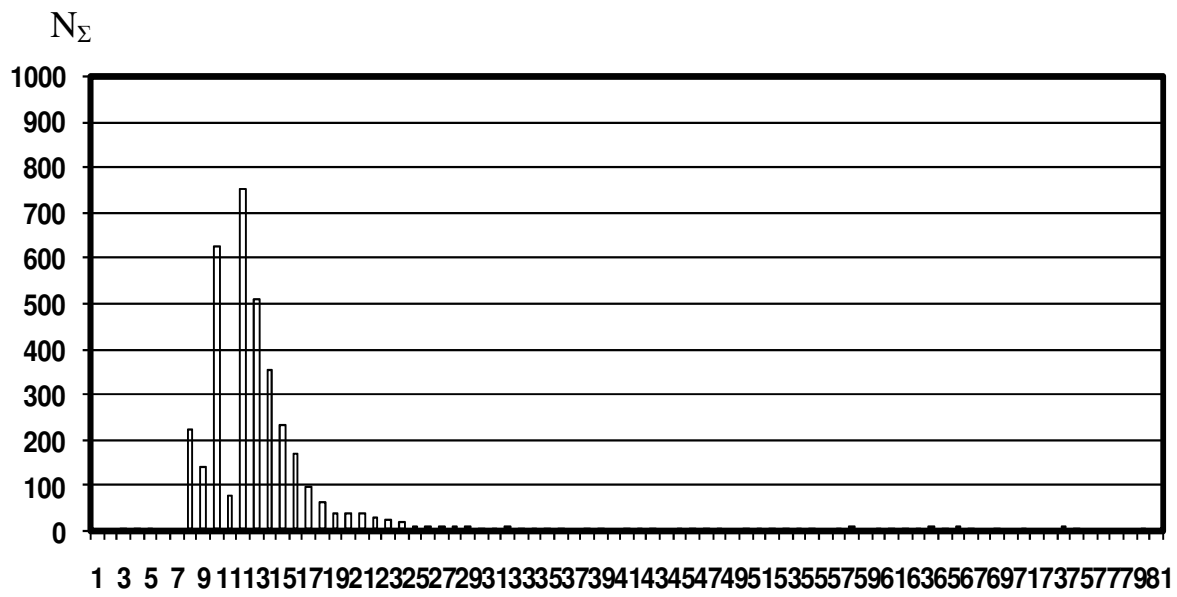
It was carried out argon-arc welding using no-melting tungsten electrode made from the lanthan-doped rod, 2mm in diameter. One could detect AE signal by means of the welded head making it possible the fixed joint welds. The signal then came through the piezoconverter, set on the pipe, and the preamplifier to the sound detector. Here the signals were amplified and processed with the following control in the self-recorder in an analogue form.

At the same time there came a signal from the entry of the sound detector to the synchronous spectrum analyzer. It was possible to carry out the rapid filming by means of the recording photocamera, 9 sequences / sec in velocity. It follows from the analysis of videopulse that the most probable frequency range of AE signals is from 400 to 600 kHz. Besides, the videopulses were investigated on welding pipes made without any additive, 6×1 mm, 6×1,4 mm, 8,5×2 mm, 12×1,4 mm, 22×2 mm, 35×2 mm in their type sizes. It follows from the results of measurements, registration and rapid filming that there always begins crack nucleation in a welded root, the frequency range of AE pulses from cracks being from 400 to 700 kHz.

The multichannel amplitude analyzer was used to measure the energetic parameters of AE spectrum of cracking on welding and obtain the amplitude distributions of AE signals from the different constituents of welding and defect-formation as the industrial noises, electromagnet hindrance, motion of the welded head, ignition and burning of arc, melting and crystallization of the joint weld, cracking. It was found that AE signals obtained on melting, crystallization and defect formation may be separated by the amplitude criterion. From the other hand, separation of AE signals obtained on crack nucleation is performed by AE pulses number, in the range of each channel of the analyzer. In particular, the maximum number of AE signals on melting and metal crystallization has been recorded in 12-th channel of the analyzer, the amplitude being 58,56 mV. It is shown in Fig.3.

At the same time the amplitude of AE signals on cracking recorded in 73-d channel of the analyzer was 356,24 mV (600 pulses), see Fig.4. It indicates the very high energetic of cracking nucleation and propagation as compared to melting and metal crystallization on welding.

The metallographic experiments have been carried out to confirm the cracking process. Figs. 5, 6 and 7 are the photos of the metal microstructure with a crack in a weld root observed with a scanning microscope at the different magnification.



$J = 40\text{A}$ is the value of the welding current, $L = 240\text{ mm}$ is the distance of AE recorder to the weld

Figure 3 – The amplitude distribution of AE signals from melting and metal crystallization at $t = 55,5\text{ sec}$ (It is time of the welding cycle)

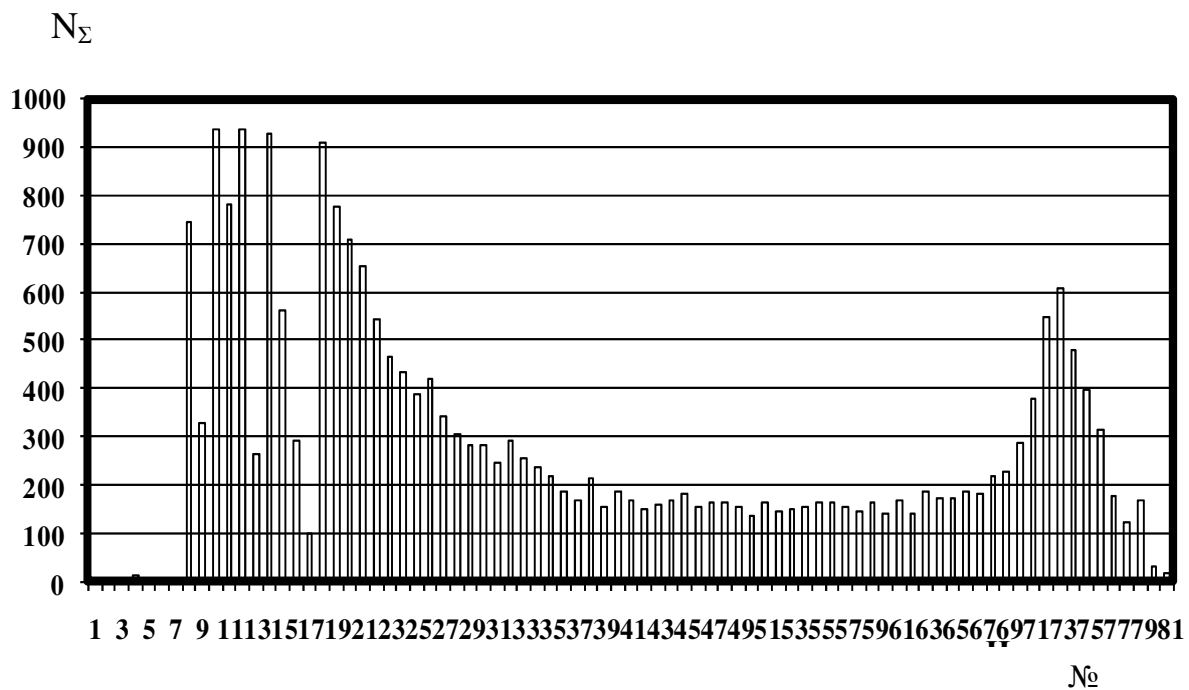


Figure 4 – The amplitude distribution of AE signals from cracking on welding as a result of liquid-nitrogen cooling of near-weld zone ($t = 55,5\text{ sec}$; $J = 40\text{ A}$; $L = 240\text{ mm}$)

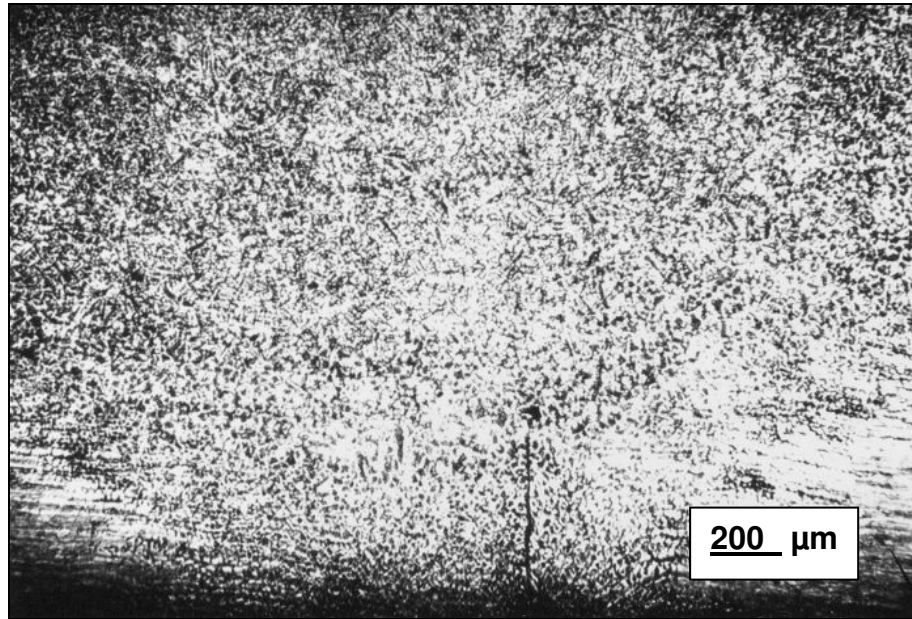


Figure 5 – The metal structure with a crack in a weld root: steel, observed with a optical microscope at $\times 50$ magnification

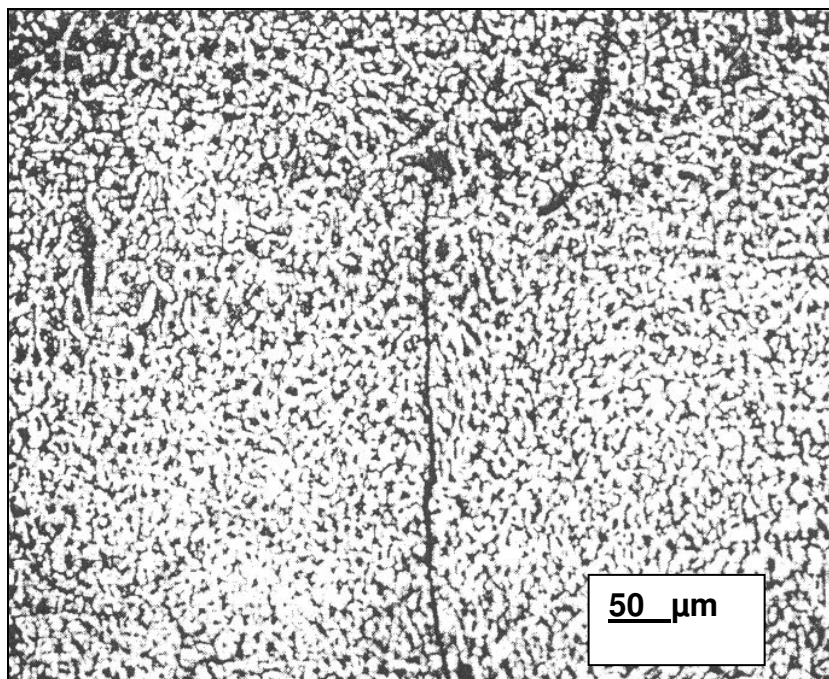


Figure 6 – The metal structure with a crack in a weld root: steel, observed with a optical microscope at $\times 200$ magnification

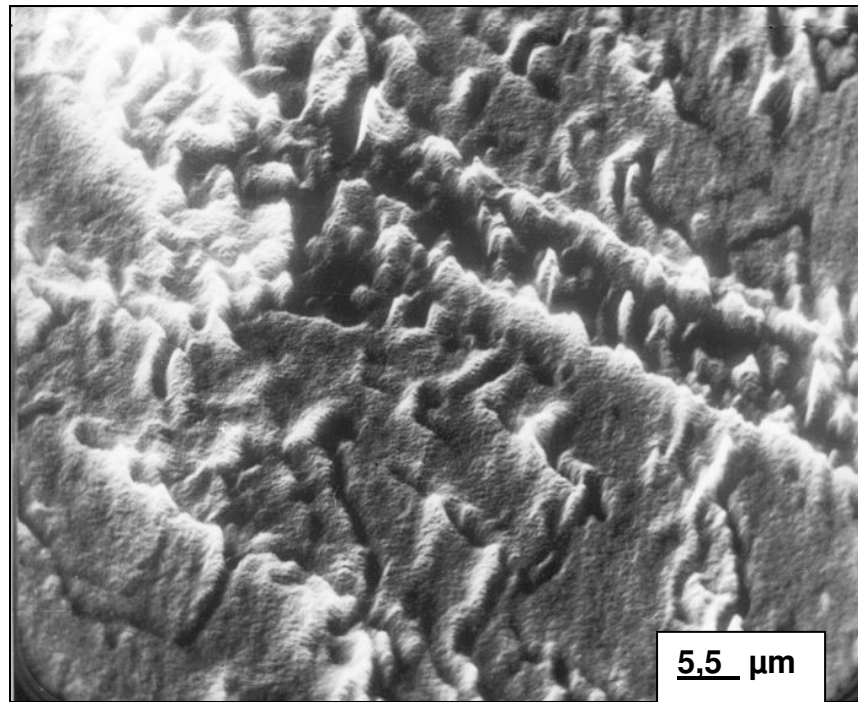


Figure 7 – The metal structure with a crack in a weld root: steel, observed with a scanning electron microscope at $\times 1800$ magnification

Conclusions

There begins crack nucleation in a weld root on welding of homogeneous-metal specimens.

The smaller is length of a crack, the greater are both a weld-formation zone and the temperature T of a near-welding zone. The higher is preheating temperature of the welded edges, the smaller is length of a crack. At $T_0 \rightarrow T_{kp}$ the crack is absent at all.

The frequency range of AE pulse on cracking is from 400 to 700 kHz.

REFERENCES

1. Patent of Sweden No. 376084 (1974), MCP 4G01N29/04. Anordning för bedömning av materialfel vid ultraljud-undersökning / Boström E. Y. ; Motala Verkstad AB [SE]. – Declared 05.10.1972 ; publication 05.05.1975. – 4 p.
2. Ivanov V.I. Acoustic Emission Control of Welding and the Joint Weld / V.I. Ivanov, V.M. Belov.– Moscow, «Mashinostroenie», 1981. – 184 p.
3. Grigorovich V.K. The Metallic Interaction and Structure of Metals / V.K. Grigorovich. – Moscow, «Nauka», 1988 – 296 p.
4. Author certificate No. 13741123 (1986), MCP 4G01N29/04. The method of Apasov A.M. Study of Cracking on Welding of Homogeneous-Metal Specimens / A.M. Apasov. – Declared 06.05.1986; publication 15.02.1988 in Report of Inventions No. 6. – 4 p.
5. Apasov A.M. Active diagnostic of destruction and prevention of the technological catastrophes./ A.M. Apasov. – Tomsk, 2010. – 216 p.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

В.А. Быстров, Т.В. Баскакова, Н.А. Захарова

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

РАЗРАБОТКА СОВРЕМЕННОЙ СИСТЕМЫ ОПЛАТЫ ТРУДА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГРЕЙДОВ – ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА

В статье рассмотрена система грейдов, призванная создать основу для принятия справедливых решений по установлению окладов, социальных пакетов и размера премий-надбавок.

In article the system grades, called to create a basis for acceptance of fair decisions on an establishment of salaries, social packages and the size of awards-extra charges is considered.

В настоящее время традиционные формы оплаты труда считаются малоэффективными, что заставляет российские компании совершенствовать систему оплаты труда, разрабатывая справедливую форму стимулирования сотрудников на выполнение целей организации. Но практика показывает, что не все системы оплаты оправдывают ожидания работников и слабо мотивируют их отдавать больше своих сил на процветание компании.

Для мотивации персонала необходимо сосредоточиться вокруг двух основных задач: стабилизации морально-психологического климата в коллективе и изменения системы материальной мотивации. Работникам становятся понятнее проблемы работодателя по сохранению предприятия, так как в противном случае их ожидают сокращения, т.е. потеря источника их доходов. Это означает, что в условиях выхода из кризиса работнику приходится помнить о необходимости сбалансированности интересов обеих сторон трудового договора и понять, что он больше не может диктовать условия, а наоборот – ему придётся идти на существенные уступки. На этом этапе пришло понимание работником необходимости соблюдения общих интересов трудовых отношений с работодателем. Таким образом, сложился «рынок труда работодателя» [1–2]. В этих условиях работодателю становится легче изменять систему оплаты труда и работнику придётся принимать новые правила игры.

Новая эффективная система оплаты труда должна быть шире и в большей степени привязывать её к финансово-экономическим достижениям компании, а значит к выполнению показателей конкретного работника. Слишком жёсткая система оплаты труда, которой пользуется работодатель, в недалёком будущем может привести к негативным последствиям. В связи с этим к разработке и внедрению более эффективной системы оплаты труда целесообразно

привлекать высококвалифицированных специалистов по специальности «Экономика труда».

В последнее время возрастает интерес к системе грейдов. Грейдинг представляет собой вертикальную структуру позиционных должностей, основанную на определении значимости, сложности труда, ответственности работ [3]. Система грейдов – создание основы для принятия справедливых решений об окладах. Исходя из принадлежности должности к определенному рангу, определяется социальный пакет каждого сотрудника. Также, с учетом грейда определяется размер премиальных выплат. Грейды формируются на основе ценности должностей и их влияния на результат деятельности компании. Ценность той или иной должности определяется в результате проведения экспертной оценки должностей. Существует несколько методов проведения такой оценки: ранжирование, классификация, балльно-факторный метод. Последний метод является наиболее распространенным, оценка проводится по факторам, выраженным в баллах, с учетом весовых значений и уровней должности. Ценность каждой должности определяется количеством установленных при оценке баллов. Таким образом, создав эффективную систему грейдов, работодатель может регулировать три составляющие затрат на персонал: оклады, социальный пакет, премии.

Авторами статьи была разработана система должностных окладов на основе грейдов для ОАО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова» (г. Новокузнецк). Расчеты проводились на примере ЦЗЛ. Данная система предназначена для определения окладов специалистов, руководителей и служащих. Разработка системы грейдов включала следующие этапы:

Анализ содержания работы на данной должности. Описание должности (рабочего места). На основе должностных инструкций было составлено описание должностей, в которых указаны основные требования и фактические обязанности для каждой должности.

Подготовка к оценке, выбор факторов. Методом экспертной оценки были отобраны ключевые факторы и ранжированы по степени важности, значимости для организации (таблица 1).

Таблица 1 – Ключевые факторы и их весовое распределение

Факторы	Вес, %
Уровень ответственности	25
Напряженность и условия работы	20
Вклад в достижение целей организации	20
Знания и навыки	15
Требуемое образование	10
Количество подчиненных	10

Далее было произведено описание факторов по уровням воздействия и скорректированы различия между уровнями внутри каждого фактора. В таблице 2 описан один из факторов, например знания и навыки.

Таблица 2 – Описание фактора по уровню воздействия на грейдинг

Уровень фактора	Описание фактора
Знания и навыки	
1	Профессиональные знания, навыки в целой области. Выполнение простых операций, строго определенных функций. Не требует опыта работы.
2	Специальные знания методик, навыки работы с техникой, оборудованием. Применение основ теоретических знаний и профессиональная подготовка.
3	Практическое применение знаний, полученных в вузе. Опыт работы для выполнения сложных задач, навыки самостоятельного принятия решений.
4	Необходимы глубокие профессиональные знания. Практическое применение знаний и опыта работы на данной должности, специальной подготовки.
5	Нужны выдающиеся профессиональные знания. Мастерское владение концепциями и различными методиками, глубина и широта знаний.
6	Наличие экспертных знаний и опыта в научной и специальной областях, а также владение и применение на экспертном уровне.

Разработка балльно-факторной шкалы. Максимальное значение баллов при оценке составляет 500 баллов. Для того чтобы определить максимальное количество баллов по каждому фактору, 500 баллов умножаются на вес данного фактора и делятся на 100 %. Далее устанавливается интервал по шкале уровней. Все полученные вычисления занесены в балльно-факторную матрицу (таблица 3).

Таблица 3 – Балльно-факторная матрица определения грейдов

Фактор	Вес. коэф, %	Макс. кол-во баллов	Кол-во баллов по уровню факторов					
			1	2	3	4	5	6
Уровень ответственности	25	125	21	42	62	83	94	125
Напряженность и условия работы	20	100	17	33	50	67	83	100
Вклад в достижение целей организации	20	100	17	33	50	67	83	100
Знания и навыки	15	75	13	25	38	50	63	75
Требуемое образование	10	50	8	17	25	33	42	50
Количество подчиненных	10	50	8	17	25	33	42	50

Проведение оценки должностей (рабочих мест). Оценка должностей была проведена совместно с экспертами с использованием заранее подготовленных документов:

- описание организационной структуры с расшифровкой должностей;
- описание балльно-факторной матрицы по уровням.

Баллы, полученные по разным факторам, суммированы, на основе этого получен суммарный результат оценки должности. Результаты оценки некоторых должностей по системе грейдинг представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Результаты оценки должностей по системе грейдинг

Факторы	Начальник ЦЗЛ		Инженер по метрологии		Инженер химик		Инженер лаборант 7 разряда	
	уровень	баллы	уровень	баллы	уровень	баллы	уровень	баллы
Уровень ответственности	5	94	4	83	1	21	5	94
Напряженность работы	5	83	4	67	3	50	4	67
Вклад в достижение целей	2	33	2	33	2	33	2	33
Знания и навыки	6	75	4	50	3	38	5	63
Образование	5	42	4	33	3	25	5	42
Количество подчиненных	5	42	4	33	2	17	5	42
ИТОГО		369		299		184		341

Грейдирование, построение структуры затрат. К одному и тому же грейду относят должности близкие и равные по значимости и ценности вклада в организацию на основании проведенной балльно-факторной оценки. Минимальное количество баллов взято равное 84. Ему присвоен первый грейд, для чего установлены диапазоны и значения в баллах следующих грейдов (использован коэффициент 30 %).

Далее была определена средняя величина по полученным значениям в баллах и рассчитаны минимальное и максимальное значения для каждого грейда и определена соответствующая каждой должности постоянная часть заработной платы (таблица 5).

Таблица 5 – Таблица баллов и окладов в соответствии с должностью

Должности	Баллы	Оклады
Начальник ЦЗЛ	369	6500
Инженер-лаборант 7 разряда	341	4500
Инженер по метрологии	299	4500
Инженер-лаборант 6 разряда	287	4100
Дефектоскопист 6 разряда	259	4130
Дефектоскопист 5 разряда	247	3700
Дефектоскопист 4 разряда	225	3350
Инженер-химик	184	4000

На рисунке представлено графическое отображение сопоставления окладов и «весов» должностей.

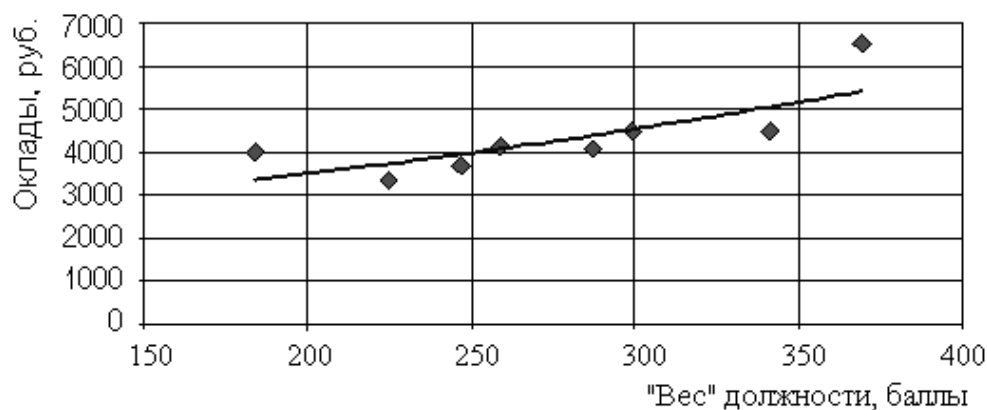


Рисунок – Зависимость постоянной части зарплаты от ценности должности

На графике наглядно видны несоответствия: значительный разброс точек, располагающихся выше или ниже линии тренда. В идеале, если бы постоянная часть заработной платы соответствовала полученной значимости, все точки оказались бы на линии тренда или были бы приближены к ней. Оклады оказались занижены для должностей, точки которых лежат ниже линии тренда (дефектоскопист, инженер лаборант), и завышенными для должностей (инженер-химик, начальник ЦЗЛ).

Разработка структуры заработной платы. В качестве базовой взята вилка окладов, состоящая из 5 категорий. Минимальная категория – базовая, её работник получает при приеме на работу. Средняя зона (2–4 категории) определяет размер окладов большинства работников и позволяет отражать в заработной плате повышение классности, доплату за выслугу лет. На основании системы грейдов и вилки окладов разрабатывается матрица окладов (таблица 6), минимальный оклад приравниваем к минимальному размеру заработной платы. Вилки окладов предыдущего грейда пересекаются с вилками окладов последующего грейда, т. е. оклад специалиста с высоким уровнем профессионализма может быть выше, чем оклад руководителя с небольшим опытом работы на управленческой должности.

Таблица 6 – Матрица окладов, рассчитанная на основе грейдов, руб.

Грейд	– 30 %	– 15 %	Медиана	+15 %	+30 %
1	4330	5258	6186	7114	8042
2	5196	6309	7423	8536	9649
3	6234	7570	8907	10243	11579
4	7483	9086	10690	12293	13897
5	8978	10902	12827	14751	16675
6	10774	13083	15392	17700	20009
7	12930	15700	18471	21241	24012

Такой способ построения системы тарификации – хороший инструмент закрепления специалистов в организации. У работника появляется стимул к развитию в своей профессии, на своей должности. Повышается специализация, знания работников становятся неширокими, но более глубокими.

Увеличение оклада в пределах одного грейда можно связать с профессиональным ростом сотрудника, который будет определяться по результатам годовой или полугодовой оценки сотрудника по компетенциям при условии его результативности. В таком случае разрабатываются компетенции, и устанавливается требуемый уровень их выраженности для разных категорий окладов в пределах одного грейда.

В таблице 7 представлены результаты разнесения должностей ЦЗЛ по грейдам и присвоенные им оклады. Новые оклады варьируются в пределах 2–3 категорий окладов для каждого грейда, точный размер оклада определяется по результатам оценки конкретного сотрудника. Присвоенные оклады значительно превышают существующие оклады, но данное увеличение компенсируется отменой внутриводского коэффициента, следовательно, не приведет к увеличению фонда оплаты труда.

Таблица 7 – Распределение окладов в ЦЗЛ по должностям, руб./мес.

Должность	Грейд	Вилки окладов
Начальник ЦЗЛ	7	15700÷18471
Инженер-лаборант 7 разряд	6	13083÷15392
Инженер по метрологии	6	13083÷15392
Инженер-лаборант 6 разряд	6	13083÷15392
Дефектоскопист 6 разряд	5	10902÷12827
Дефектоскопист 5 разряд	5	10902÷12827
Дефектоскопист 4 разряд	5	10902÷12827
Инженер-химик	4	9086÷10690

Актуальность данного исследования определяется противоречием, возникшим между существующей практикой организации оплаты труда на промышленных предприятиях и требованиями к ее организации в условиях выхода из финансового кризиса.

Грейдинг позволяет значительно повышать мотивацию сотрудников. Он эффективен по причине вариативных подходов к использованию мотиваторов, т.е. один и тот же мотивационный фактор используется по-разному. Грейдинг не только позволяет оптимально оценить должность, установить оклады, но и определяет место данной должности в организационной структуре управления, указывает на ее важность, дает четкое направление дальнейшего продвижения. Наряду с вышеуказанными грейдинг обладает и другими преимуществами:

- позволяет оптимизировать фонд заработной платы, ликвидировать дублирование функций, убрать малозначащие позиции из штатного расписания, скорректировать оклады относительно важности должностей, сокращение фонда оплаты труда до 10 %, без негативных последствий для компании, т.к. происходит более рациональное расходование средств;
- способствует созданию внутренней справедливости в системе оплаты труда, которая достигается путем разработки или корректировки постоянной части заработной платы с учетом ценности должности и ее влияния на результат деятельности компании;
- грейдинг представляет собой удобный инструмент, позволяющий управлять текучестью кадров. Снижение текучести, которое может стать одной из целей грейдинга, дает возможность компании экономить деньги на подборе и обучении новых сотрудников;
- грейдинг выделяет стратегически важные должности, для которых стабильность кадров важна, и малозначительные должности, частая смена работников на которых не отражается на деятельности организации. Таким образом, руководители могут более рационально управлять кадрами.

Главным недостатком грейдинга является достаточно высокая стоимость внедрения данной системы на предприятии, а также сложность определения ожидаемой финансовой отдачи. При этом высоки не только начальные расходы на создание системы грейдов, но и дальнейшие – на ее поддержание. В любом случае внедрение грейдов – это революционное изменение, требующее значительных затрат на её разработку.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ветлужских Е.Н. Мотивация и оплата труда: инструменты, методика, практика / Е.Н. Ветлужских. – М.: Альпина Бизнес Букс, 2007. – 133 с.
2. Иванова С. Мотивация на 100 % / С. Иванова. – М.: Альпина Бизнес Букс, 2006. – 288 с.
3. Костюхин Ю.Ю. Система грейдов: возможности применения в современных условиях / Ю.Ю. Костюхин // Экономика в промышленности. – 2008. – № 1. – С. 53 – 57.

Ю.А. Епифанцев

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

ОСОБЕННОСТИ ВНЕДРЕНИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИМ ОБСЛУЖИВАНИЕМ И РЕМОНТАМИ ОБОРУДОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ОАО «ЗСМК»

Рассмотрены элементы формирования заказов на техническое обслуживание и ремонты оборудования для детального планирования и контроля работ и ресурсов в интегрированной системе управления производством SAP R/3.

Elements of formation of orders for maintenance service and repairs of the equipment for detailed planning and control of works and resources in the integrated control system of manufacture SAP R/3 are considered.

Одним из бизнес-процессов внедряемой в настоящее время в условиях ОАО «ЗСМК» интегрированной системы управления производством SAP R/3 является модуль технического обслуживания и ремонтов оборудования (ТОРО). Эффективность управления ТОРО во многом определяется оперативностью, полнотой и достоверностью используемой информации. Существующая на комбинате система планирования, выполнения и учета ремонтных работ представляет собой структурированный бизнеспроцесс с явно обозначенными функциями и сферами ответственных структурных подразделений. Как показывает практика, недостатки в информационном обеспечении значительно снижают эффективность системы управления ремонтами. Внедрение модуля ТОРО позволит выполнить целый ряд задач:

- обеспечить надежность и бесперебойность работы оборудования;
- снизить затраты на ТОРО при соблюдении требований по промышленной и экологической безопасности;
- скоординировать действия заказчиков и исполнителей ремонтов;
- оптимизировать взаимодействие со смежными службами.

Для реализации этого проекта необходимо привлечение значительных трудовых и материальных ресурсов, оперативно реагировать на любые запросы производственного процесса. Поэтому, для построения полноценной бизнес-структуры системы ТОРО требуется проектный подход, включающий в себя постановку цели и задачи, выбор оптимального решения, обеспечение ресурсами, техническую и информационную поддержку.

Для формирования бюджета на ремонты и техническое обслуживание оборудования требуется провести предварительное планирование программ ремонтов на предстоящий период через открытие заказов ТОРО.

Заказ ТОРО – это основной инструмент для детального планирования и контроля работ и ресурсов в системе SAP R/3, а также для учета затрат на техническое обслуживание и ремонт оборудования. В заказах ТОРО основное внимание уделяется не планированию затрат, а планированию ресурсов : услуги, материалы, сроки. Затраты вычисляются автоматически на основе существующих цен и утвержденных нормативов стоимости трудовых ресурсов.

После проведения этапа предварительного планирования программ ремонтов и, соответственно, формирования и утверждения окончательного бюджета производится его распределение по проектам заказчиков. Служба планирования ремонтов должна скорректировать в заказах ТОРО плановые показатели по объемам работ и товарно-материальным ценностям (ТМЦ) с целью приведения их к бездефицитному состоянию. При этом осуществляется активизация резервирований на товарно-материальные ценности и заявок на внешние услуги.

Далее происходит деблокирование заказов ТОРО. Эта операция включает утверждение заказов, учет выполнения работ, отпуск материалов на заказ, расчет заказов и контроль планового и фактического бюджета освоения. После закрытия заказов ТОРО производятся окончательные проверки и расчеты (коммерческое закрытие), формирование итоговой отчетности и закрытие проектов бюджета.

Обобщенная структура планирования технического обслуживания и ремонтов оборудования в заказах ТОРО представлена на рисунке. Объемы планируемых работ на уровне специализированных ремонтных служб и сервисных цехов определяются на основании регистрации инцидентов (выходов из строя оборудования), технического состояния оборудования по результатам мониторинга и диагностики оборудования. Далее осуществляется выбор технологических карт технического обслуживания или ремонтов (через их списки), выбор операций из этих карт, определение плановых затрат согласно нормативных баз трудоемкости работ. При этом производится выбор исполнителя работ, осуществляется просмотр компонентов (позиций), перенесенных в заказ из технологических карт, бухгалтерская оценка компонентов, определение затрат по заказам (оценка/план).

В заказе указывается вид ремонта (капитальный или текущий), техническое место его проведения (код цеха), общие затраты на заказ. Планирование материалов, необходимых для выполнения работ по соответствующим номерам операций, осуществляется через компоненты заказов (перечень товарно-материальных ценностей со своими номенклатурными номерами) и кодами складов отпуска материалов. Присвоение материала к операции определяет планируемую дату его расхода (списания).

При создании операции в заказе ТОРО может планироваться как отпуск материалов без проведения работ, например, на «хозяйственное содержание», так и работы с применением каталога услуг или только в часах (при техническом обслуживании).

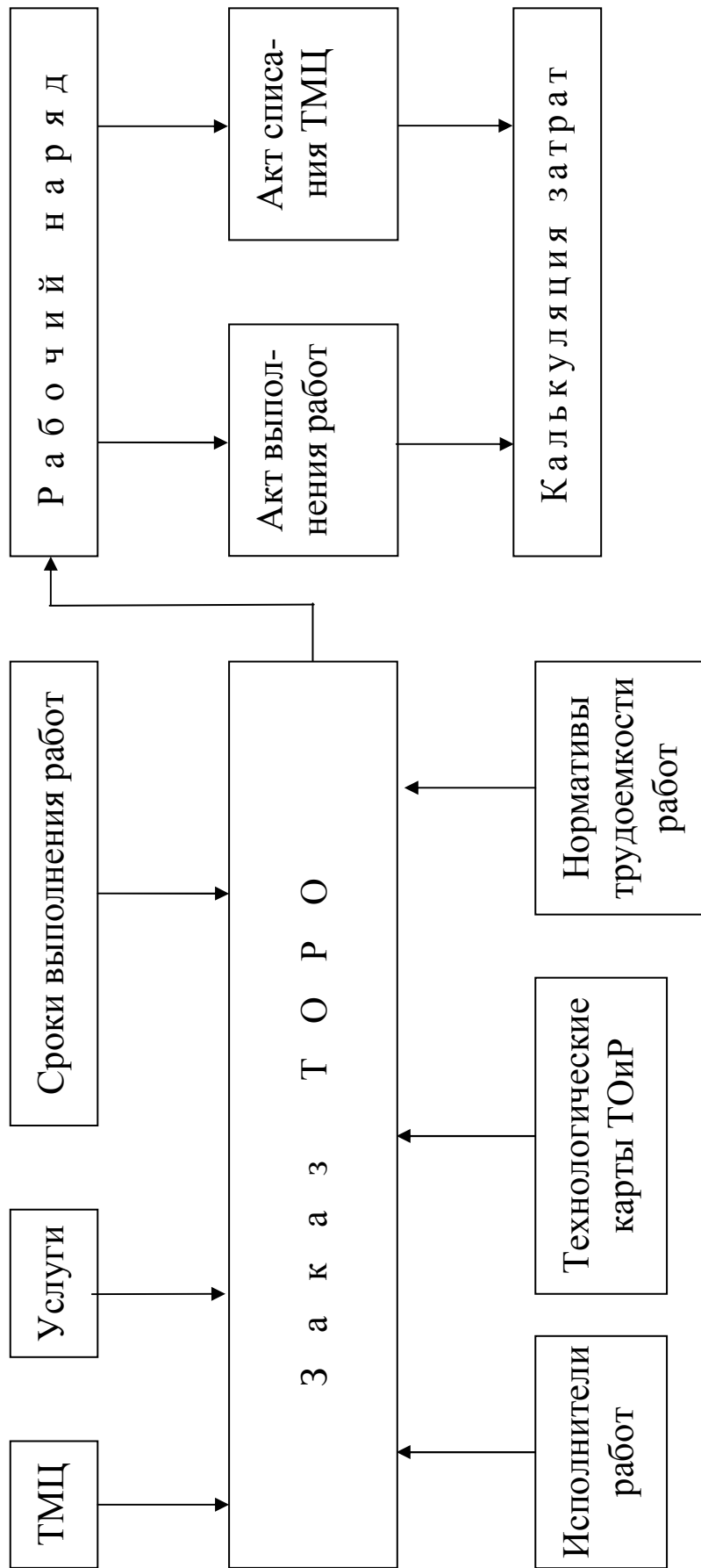


Рисунок – Блок-схема планирования заказа ТОРО

В соответствии с плановыми данными заказа ТОРО в системе SAP R/3 автоматически формируется рабочий наряд, который может быть выполнен на уровне заказа в целом или на уровне его операции. Рабочий наряд определяет трудовые и материальные ресурсы, перечень работ – услуг и т.д.

Он включает номер заказа, наименование объекта, исполнителя работ, краткий текст операций, трудоемкость работ, планируемое начало и окончание работ, фактическое начало и окончание работ, текст работы (номер работы), норматив-план/факт, номер материала, наименование материала, номер склада, планируемое и фактическое количество материала.

После получения рабочего наряда и его выполнения исполнитель на соответствующих полях бланка делает пометки о фактическом начале/окончании работ, фактическом количестве выполненной работы и использованного материала, расписывается и передает бланк наряда должностному лицу, уполномоченному выполнять подтверждение работ в системе SAP R/3. Рабочий наряд при наличии отметок о выполнении ремонтных работ одновременно может представлять собой квитанцию выполнения.

Процесс подтверждения ремонтных работ необходим на стадии выполнения и оформления окончания ремонтных работ и предполагает полный учет выполненных работ, используемых при этом материальных ресурсов и их первичное документирование (формирование актов на выполнение работы и на списание товарно-материальных ценностей), а также учет фактических затрат. Операция подтверждения в системе SAP R/3 допускает статус обработки заказов ТОРО, его операций, подопераций и является инструментом контролинга ремонтного производства. Точное подтверждение сразу после завершения выполнения ремонтной операции актуально для реалистичного планирования ресурсов при техническом обслуживании и ремонте оборудования.

Необходимой предпосылкой для начала процесса подтверждения работ является факт выполнения ремонтной операции, подтвержденный подписанной квитанцией о выполнении планового задания исполнителем. Перед сохранением подтвержденных данных необходимо выполнить отпуск материалов на заказ по каждой подтвержденной операции. При этом обновляются следующие данные заказа:

- фактическая калькуляция затрат обновляется на величину стоимости отпущенного материала;
- остаточная потребность в запланированном материале рассчитывается как разница между его общей запланированной потребностью и количеством отпущенного материала.

При сохранении подтверждения система автоматически выполняет:

- проводку отпуска материала на заказ и его списание с подотчетного лица на основании подтвержденных данных с формированием контроллингового и бухгалтерского документов;
- перерасчет фактических затрат заказа (расчет фактической калькуляции).

Функция формирования и печати первичных документов позволяет пользователю создавать документы первичной отчетности (акты на выполненные работы и акты списания товарно-материальных ценностей) в оперативном режиме и выполнять бухгалтерский контроль над ними. Утверждение актов доступно только работникам бухгалтерии.

Для достижения действительно существенных для предприятия эффектов от внедрения модуля ТОРО в системе SAP R/3 необходимо, чтобы автоматизированная система кроме простой автоматизации оперативных функций реализовывала также прогрессивные методики в области технической эксплуатации оборудования. Одной из таких ключевых методик является разработка интегрированной среды, которая включала бы расширенную вибродиагностику, анализ частиц износа, анализ смазочных материалов, термографию, параметры технологических процессов, экономические расчеты с выходом на компьютерную систему управления техническим обслуживанием и ремонтами.

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ И БИОГРАФИИ

УДК 661.665

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

РЕЦЕНЗИЯ НА МОНОГРАФИЮ «ГЛЕЗЕР А.М., ГРОМОВ В.Е.
НАНОМАТЕРИАЛЫ, СОЗДАННЫЕ ПУТЕМ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ
ВОЗДЕЙСТВИЙ. – НОВОКУЗНЕЦК: ИЗД-ВО «ИНТЕР-КУЗБАСС»,
2010 г. – 171 с.»

Проблема прочности материалов является одной из важнейших в современном физическом материаловедении. Она занимает определяющее положение применительно к разработке и созданию функциональных материалов нового поколения с высоким комплексом физико-механических свойств, которые могут быть достигнуты при наноструктурировании. Наиболее перспективным для достижения этой цели является использование способов обработки металлов давлением, при которых реализуются гигантские степени пластической деформации (равноканальное угловое прессование, винтовая экструзия, объемная штамповка и т.д.). Сюда же, безусловно, можно отнести специальные методы обработки поверхности металлов и сплавов с помощью концентрированных потоков энергии, которые диспергируют поверхность материалов и придают им широкий высокий комплекс физико-механических свойств.

В рецензируемой монографии представлены результаты анализа процессов структурообразования при больших степенях деформации и внешних энергетических воздействиях. Описана природа мегапластических деформаций, обращено внимание на терминологию. Рассмотрены способы создания мегапластических деформаций, проанализировано явление нанокристаллизации в аморфных сплавах, подвергнутых мегапластической деформации. На примере кручения в камере гидростатического давления оценена роль локального повышения температуры, избыточного свободного объема и дилатации, в полосах сдвига.

Выявлены закономерности локализации пластической деформации при сжатии и обработке металлов давлением с наложением токовых импульсов. Проанализировано формирование нанокompозитных слоев и наноразмерных фаз при электровзрывном легировании, электронно-пучковой обработке и плазменном упрочнении металлов и сплавов и их эволюция при эксплуатации.

Монография посвящена актуальным проблемам современного физического материаловедения и ее появление своевременное. Книга написана ясным языком, имеет внутреннюю логическую структуру.

Работа представляет как научный, так и практический интерес для специалистов в области физики конденсированного состояния, физики прочности и пластичности, наноматериаловедения, металловедения и термической обработки металлов и сплавов и может быть полезна аспирантам и студентам старших курсов соответствующих специальностей вузов.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Сборник научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» подготавливается к печати Сибирским государственным индустриальным университетом совместно с отделением металлургии горно-металлургической секции РАЕН.

В сборник могут быть представлены работы по направлениям:

- металлургия черных и цветных металлов и сплавов;
- порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия;
- физика металлов и металловедение;
- экономика, управление и экология на предприятиях;
- проблемы высшего образования;
- отклики, рецензии и биографии.

Рукописи статей, оформленные в соответствии с нижеизложенными требованиями, направляются в Сибирский государственный индустриальный университет.

К рукописи прилагаются:

- разрешение ректора или проректора вуза на опубликование результатов работ;
- рекомендация соответствующей кафедры высшего учебного заведения или научного семинара академических институтов или отраслевых НИИ;
- рецензия, подготовленная специалистом, имеющим ученую степень, заверенная по месту работы рецензента,
- акт экспертизы, подтверждающей возможность опубликования работы в открытой печати;
- сведения об авторах (Ф.И.О. полностью, уч. степень, звание, вуз, служебный и домашний адрес, телефон).

Рукописи направляются в редакцию в одном экземпляре. Текст рукописи должен быть отпечатан на одной стороне стандартного листа белой бумаги формата А4 с полями 25 мм с каждой стороны. Объем статьи (включая аннотацию, иллюстрации, таблицы, библиографический список) не должен превышать 6-8 страниц машинописного текста, напечатанного через 1,5 интервала, размер шрифта 14 пт. Последнюю страницу рекомендуется занимать полностью.

Текст аннотации на русском и английском языке объемом порядка 1/4 страницы печатается через 1 интервал и помещается после заглавия статьи. Текст аннотации должен содержать только краткое описание публикуемого материала.

Иллюстрации представляются в одном экземпляре; они должны быть выполнены тушью на белой бумаге или кальке и скомпонованы на одном или двух стандартных листах формата А4 (с полным их заполнением). Размер иллюстрации (иллюстраций) вместе с наименованием, поясняющей надписью и номером не должен превышать 250×170 мм. Страницы, занятые иллюстрациями, включают в общую нумерацию страниц.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовки и размещаемых в тексте по мере упоминания. Не рекомендуется делить головки таблиц по диагонали и включать графу «№ п/п».

Перечень литературных источников должен быть минимальным. Список литературы оформляется в соответствии с ГОСТ 7.1-84: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, название статьи, полное название журнала, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборника – фамилии и инициалы авторов, название статьи, название сборника, место издания, издательство, год издания, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются. Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипция, библиографическом списке фамилии авторов, название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

В начале статьи указывается индекс УДК (ББК). Название организации приводится полностью и размещается после фамилии авторов. Первая страница рукописи подписывается внизу всеми авторами статьи. Число авторов не должно превышать пяти; количество публикаций одного автора – не более двух в одном выпуске.

Для создания современного облика настоящего сборника, улучшения качества печати предусмотрен компьютерный набор. Поэтому, наряду с вышеуказанными документами и отпечатанными на бумаге статьями, в адрес редколлегии необходимо выслать дискету с текстом статьи, включая таблицы и 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 «Издательская деятельность».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до 30 декабря 2011 г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк, Кемеровской обл., ул. Кирова, 42.

**Вестник горно-металлургической секции РАЕН.
Отделение металлургии**

Сборник научных трудов

Компьютерный набор Темлянцева Е.Н.

Подписано в печать 30.05.2011 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 10,2 Уч.-изд.л. 10,9 Тираж 300 экз. Заказ № 345

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ