# ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 63 Номер 2 2020

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Разработка и моделирование технологического процесса сварки ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ СВАРКЕ И ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

• ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Термодинамический ресурс повышения энергоэффективности ПАРОСИЛОВЫХ УСТАНОВОК

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-метровых рельсов при длительной эксплуатации

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ

Метод определения динамики роста частицы в двухкомпонентном СПЛАВЕ

• НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Напряженное состояние системы бойки – биметалл при ПОЛУЧЕНИИ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

## IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY VOI. 63 NO. 2 2020

Web: fermet.misis.ru

### МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

# ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ № 2, 2020 Кадется с января 1958 г. сжемесячю Том 63

# BBEC1138 ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И. (Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Заместитель ответственного секретаря: БАЩЕНКО Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

#### Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва) АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан) БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) БРОДОВ А.А., редактор раздела «Экономическая эффективность металлургического производства» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва) ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС», г. Москва) ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Металлургические технологии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии VpO PAH, г. Екатеринбирг) ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва) ЖУЧКОВ В.И. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль) ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный иниверситет, г. Тила)

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск. КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва) КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва) КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия) ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет. г. Волгоград) МЕШАЛКИН В.П. (Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева, г. Москва) МУЛЮКОВ Р.Р. (ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа) МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индистриальный иниверситет. г. Новокизнеик) НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) НУРУМГАЛИЕВ А.Х. (Карагандинский государственный индустриальный университет, г. Караганда, Респиблика Казахстан) ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия) ПИЕТРЕЛЛИ ЛОРИС (Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия) ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «Ресирсосбережение в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научноисследовательский институт трубной промышленности,

#### Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

МИСиС

г. Челябинск)

Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати

Сибирским государственным индустриальным университетом

#### Адреса редакции:

119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Тел.: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, Тел.: (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» по решению ВАК входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» индексируется в международной базе данных Scopus.

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «Стали особого назначения» (Академия наук Болгарии, Болгария) РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва) СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Экология и пациональное природопользование» (Национальный

исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлиргии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение» (Национальный исследовательский

технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЧУМАНОВ И.В. (Южно-Уральский государственный

университет, г. Челябинск) ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный

университет, г. Екатеринбург)

ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк) ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

654007, Новокузнецк, 7,

# **VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA** IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Editor-in-Chief: LEONT'EV L.I. (Russian Academy of Sciences, Moscow)

Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Deputy Coordinating Editor: BASHCHENKO L.P. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

#### **Editorial Board:**

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and N.P. ALESHIN (Russian Akademy of Sciences, Moscow) TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel" G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute Materials Science of RAS, Moscow) (Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria) A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg Tsvetmetobrabotka", Moscow) K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow) Polytechnic University, Saint-Petersburg) M.V. ASTAKHOV (National Research Technological YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University, University "MISIS", Moscow) Technical University, Moscow) V.V. KURNOSOV (National Research Technological Ekaterinburg) S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan) University "MISIS", Moscow) Rational Use of Natural Resources" (National Research V.D. BELOV (National Research Technological H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach, University "MISIS", Moscow) Germany) A.A. BRODOV, Editor of the section "Economic effici-V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University, ency of metallurgical production" (IP Bardin Central Volgograd) Moscow) Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow) V.P. MESHALKIN (D.I. Mendeleyev Russian Chemical-I.V. CHUMANOV (South Ural State Research Technological University, Moscow) Ekaterinburg) R.R. MULYUKOV (Institute of Metals Superplasticity A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural Problems of RAS, Ufa) Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk) S.A. NIKULIN (National Research Technological University "MISIS", Moscow) A.KH. NURUMGALIEV (Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan) O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales, Sidney, Australia ) LORIS PIETRELLI (Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy ) G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section "Inovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelvabinsk)

Founders:



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by Siberian State Industrial University

#### **Editorial Addresses:**

119991, Moscow, Leninskii prosp., 4 National Research Technological University "MISIS", Tel.: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region, Kirova str., 42 Siberian State Industrial University, Tel.: +7 (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

The journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is indexed in Scopus.

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications PI number FS77-35456

MISIS National Research Technological University "MISIS"

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow) M.R. FILONOV, Editor of the section "Material science" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

A.M. GLEZER (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

University, Chelyabinsk)

University, Ekaterinburg)

S.M. GORBATYUK (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "Metallurgical Technologies" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

V.E. GROMOV (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

V.M. KOLOKOL'TSEV (Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk)

Technological University "MISIS", Moscow) R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University, Germany) B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company, L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals", S.V. SOLODOV, Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg) TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China)

M.V. TEMLYANTSEV (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

E.P. VOLYNKINA (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk) V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

V.I. ZHUCHKOV (Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal University, Ekaterinburg)

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2

#### СОДЕРЖАНИЕ

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Бащенко Л.П. Разработка и моделирование технологического процесса сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов. Моделирование процессов, протекающих при сварке и локальной термической обработке ....... 93

#### ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

#### ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

| Смирнов К.И., Гамов П.А., Рощин В.Е. Распространение твердо- |     |
|--|-----|
| фазного восстановления железа в слое ильменитового кон-      |     |
| центрата   | 116 |
| Салина В.А., Жучков В.И., Заякин О.В. Термодинамическое мо-  |     |
| делирование силикотермического процесса восстановления       |     |
| хрома  | 122 |
| Дрозин А.Д., Куркина Е.Ю. Применение равновесных диаграмм    |     |
| состояния для расчета кинетики ликвации при охлаждении       |     |
| двухкомпонентного расплава                                   | 129 |
| Япарова Н.М. Метод определения динамики роста частицы в      |     |
| двухкомпонентном сплаве                                      | 135 |

#### НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

#### ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

#### краткие сообщения

- Шкирмонтов А.П., Бишенов С.А. Параметры сравнения выплавки углеродистого феррохрома в печах переменного и посто-
- К 100-летию Выдрина Владимира Николаевича ...... 169

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2020. Vol. 63. No. 2

#### CONTENTS

#### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

#### ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

#### MATERIAL SCIENCE

#### PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

#### SCIENCE APPLICATION

#### INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

#### SHORT REPORTS

To the 100th Anniversary of Vladimir Nikolaevich Vydrin ...... 169

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 93 – 101. © 2020. Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Усольцев А.А., Прудников А.Н., Бащенко Л.П.

УДК 625.143.48

#### РАЗРАБОТКА И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СВАРКИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ СВАРКЕ И ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ<sup>\*</sup>

**Козырев Н.А.,** д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства (kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

Шевченко Р.А., ассистент кафедры материаловедения, литейного и сварочного

*производства* (shefn1200@mail.ru)

Усольцев А.А., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного и сварочного

*производства* (a.us\_@rambler.ru)

Прудников А.Н., д.т.н., профессор кафедры материаловедения, литейного и сварочного

*производства* (a.prudnikov@mail.ru)

*Бащенко Л.П.*, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии (luda.baschenko@gmail.com)

Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проблема образования локальных закаленных участков в металле сварного стыка в процессе сварки рельсов при изготовлении бесстыкового пути решается путем использования локальной термической обработки сварного стыка. В результате исключается образование закалочных структур, однако возможно появление новых зон термического влияния с пониженной твердостью. При эксплуатации такие рельсы характеризуются повышенным износом поверхности катания на данных участках и смятием головки на месте сварного стыка, что и является основной причиной изъятия рельсов из пути ранее гарантированного срока. Предложено использование новой технологии, основанной на знании зависимостей степени дисперсности структурных составляющих (в первую очередь перлита и карбидных частиц, образующихся в процессе получения сварных стыковых соединений рельсов) от состава стали и условий охлаждения. Скорость охлаждения оказывает определяющее влияние на степень дисперсности феррито-цементитной структуры, образующейся при распаде аустенита. При сварке рельсов в стыковом шве образование зернистого перлита возможно в участках с температурой, лежащей в интервале между точками  $Ac_1$  и  $Ac_m$ . Для определения этих критических температур проведены термодинамические расчеты с использованием программного обеспечения Thermo-Calc® (база данных TCFE) с учетом полученного спектрометрией химического состава образцов. Смоделированы диаграммы состояния железо – углерод для рельсовой стали 76ХСФ с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов по ГОСТ Р 51685 – 2013. Для получения минимального объема участков с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, а для исключения образования дефектных участков с закалочной структурой возможно управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева. Измерение распределения температур при сварке по заданным режимам и управляемого охлаждения подтверждает теоретические выводы.

Ключевые слова: рельсы, контактная сварка, термическая обработка, ток, импульс, режим сварки, твердость, зона термического влияния.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-93-101

#### Введение

Железнодорожная отрасль РФ имеет стратегическое значение. Это связующее звено единой экономической системы, обеспечивающее стабильную деятельность промышленных предприятий и своевременную доставку жизненно важных грузов в самые отдаленные районы страны, самый доступный транспорт для миллионов граждан. По данным ОАО «РЖД» на 2019 год развернутая длина главных путей является одной из самых протяженных в мире и составляет свыше 124 тыс. км. Одним из основных элементов строения железных дорог являются рельсы. В настоящее время на железных дорогах Российской Федерации и за рубежом происходит отказ от звеньевой конструкции пути (болтового соединения рельсов). Одним из основных недостатков звеньевого пути является наличие стыка, способствующего образованию дефектов и преждевременному выходу рельсов из эксплуатации. Возможность получения бесстыкового железнодорожного пути является актуальным направлением в разработке новых техноло-

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Кемеровской области в рамках научного проекта № 20-48-420003 р\_а «Развитие физико-химических и технологических основ создания принципиально нового способа сварки дифференцированно термоупрочненных железнодорожных рельсов».

гий. Следует принимать во внимание, что эксплуатация железнодорожного пути в стране происходит в сложных климатических и эксплуатационных условиях (в стране используются пути совмещенного типа, а не как в Европейских странах раздельно для промышленного и пассажирского потоков).

Сварные соединения являются слабыми участками бесстыкового пути для всех случаев движения (скоростного и высокоскоростного движения, тяжеловесного движения). За 2018 год 56 % изломов рельсов произошло по причине излома по сварному стыку, выявлено 15 % остродефектных рельсов в зоне сварных стыков. Причины этого заключаются в изменении однородности микроструктуры в зонах сварного шва и термического влияния; создании неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений; создании при сварке условий для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участок рельса со сварным швом; короблении рельса в зоне сварного шва с последующим образованием «седловин» при эксплуатации. Решение задачи по созданию рельсов с ресурсом более 1500 – 2000 млн. т возможно только при комплексной оптимизации металлургического качества (структуры металлической матрицы, эпюры остаточных напряжений и прямолинейности) и разработке новых технологий сварки.

В настоящее время сварные соединения рельсов являются слабым местом бесстыкового пути, их гарантийный ресурс в три раза меньше ресурса рельсов, причем наблюдается стойкая тенденция увеличения изъятия рельсов из пути по причине дефектов сварки и послесварочной термической обработки рельсов. Для повышения эксплуатационных показателей в РФ сварные стыки рельсовых плетей после сварки обязательно подвергаются термической обработке на индукционных установках с целью исключения образования структур закалки (мартенсита и бейнита), вызывающих дополнительные напряжения и трещины, которые приводят к разрушению рельсов. Однако локальная термическая обработка сварного стыка приводит к расширению и появлению новых зон термического влияния (ЗТВ) по сравнению с зонами, сформированными при сварке рельсов контактным способом без термической обработки.

Для изготовления бесстыкового железнодорожного пути в настоящее время в мире используется электродуговая, термитная, газопрессовая и электроконтактная сварка. Электродуговая сварка рельсов используется в основном на промышленных и малоответственных путях, так как она малопроизводительна, качество получаемых соединений не соответствует современным требованиям [1, 2]. Широко распространенная за рубежом термитная сварка имеет относительно малую надежность сварных стыков рельсов и, соответственно, низкие технико-экономические показатели жизненного цикла, в связи с чем получила малое распространение в нашей стране [3]. Газопрессовая сварка позволяет получить высокие механические свойства сварного соединения, однако этот вид сварки характеризуется низкой производительностью и высокими экономическими затратами [4]. Самое широкое распространение в России получила электроконтактная сварка рельсов благодаря надежности получаемых соединений, производительности и экономической эффективности [5]. При этом разработанные в настоящее время способы сварки рельсов, особенно эксплуатируемых на высокоскоростных магистралях, не в полной мере удовлетворяют требованиям, предъявляемым к качеству сварных соединений.

Переход от объемно термоупрочненных рельсов к дифференцированно термоупрочненным с прокатного нагрева привел (для повышения закаливаемости) к увеличению содержания хрома в рельсовой стали [6]. При электроконтактной сварке интенсивный нагрев, реализуемый пульсирующим методом оплавления с последующим быстрым охлаждением, способствует образованию закалочных структур на месте микрообъемов с повышенным содержанием хрома. Участки мартенсита являются концентраторами напряжений и приводят к развитию усталостных трещин и хрупкому излому.

Проблема образования локальных закаленных участков в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается путем использования обязательной локальной термической обработки сварного стыка, в результате которой исключается образование закалочных структур. Однако при этом возможно появление новых зон термического влияния с пониженной твердостью по сравнению с зонами при сварке рельсов электроконтактным способом без термической обработки. При эксплуатации сваренные таким образом рельсы характеризуются повышенным износом поверхности катания на данных участках и смятием головки на месте сварного стыка, что и является основной причиной изъятия рельсов из пути ранее гарантированного срока.

Известно, что в рельсах из перлитной стали снижение твердости в зоне термического влияния связано с образованием зернистого перлита [7, 8], но механизм образования этой структуры обычно не обсуждается. Это часто рассматривается как очевидное следствие подводимого тепла при сварке. Исследование этого процесса позволит дать обоснованные рекомендации по минимизации негативных последствий термического цикла сварки.

Процесс образования участков с пониженной твердостью схож с процессом сфероидизирующего отжига, применяемого на производстве для понижения твердости и улучшения обрабатываемости сталей резанием [9]. Для получения зернистого перлита (цементита в виде округлых зерен) проводят сфероидизирующий отжиг, который состоит из нагрева стали до температуры несколько выше линии *PSK* (точка *Ac*<sub>1</sub>), выдержки и последующего охлаждения. При нагреве стали несколько выше критической точки Ас, первоначальные зародыши аустенита в ее структуре образуются сдвиговым путем при сохранении когерентных границ. Зародыш аустенита возникает на межфазной границе раздела феррита и цементита (рис. 1, *a*). В результате этого превращения образуется низкоуглеродистый аустенит (рис. 1, б). В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется цементит, содержание углерода в аустените приближается к равновесному. Рост участков аустенита в результате полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения протекает быстрее, чем растворение цементита. Избыточные структурные составляющие не переходят полностью в раствор и при последующем охлаждении являются центрами сфероидизации цементита (рис. 1, в).

Введение в сталь хрома, ванадия, молибдена, вольфрама и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенитизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените [10 – 16].

При последующем охлаждении происходит коагуляция цементита на участках оставшегося нерастворенного карбида и укрупнение зерен цементита – сфероидизация. На рис. 2 схематически показаны два типа эвтектоидных превращений: образование пластинчатого и зернистого перлита.

Дисперсность перлита зависит от состава стали и условий охлаждения, а замедленное охлаждение способствует укрупнению карбидов и наоборот. Скорость охлаждения, воздействуя на диффузионные превращения, оказывает значительное влияние на структуру и свойства феррито-цементитной смеси, которая образуется при распаде аустенита. При сварке рельсов образование зернистого перлита происходит на участках, температура которых достигает значений, входящих в интервал между критическими точками  $Ac_1$  и  $Ac_m$ .



Рис. 1. Процесс образования центров сфероидизации цементита в 3TB при нагреве от тепла сварки:

а – исходная структура металла рельсов; б – рост участков аустенита;
 в – нерастворенный цементит, в дальнейшем являющийся центром сфероидизации цементита

- Fig. 1. Process of formation of centers of cementite spheroidization in heat-affected zone (HAZ) during heating from welding: *a* – initial structure of rails metal; *δ* – growth of austenite sites;
- *e* undissolved cementite, which later becomes the center of cementite spheroidization

#### Результаты исследования

Для определения критических температур  $Ac_1 u Ac_m$ исследуемой рельсовой стали были проведены термодинамические расчеты с использованием программного обеспечения Thermo-Calc<sup>®</sup> (база данных TCFE) с учетом полученного спектрометрией химического состава образцов (табл. 1).

Используя полученные результаты определения химического состава в качестве входных данных для термодинамических расчетов, были смоделированы положения критических точек и области фазового равновесия для рельсовой стали (рис. 3). Для стали с содержанием углерода 0,77 % расчеты показывают, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 720 °C и между температурами 720 и 730 °C будет существовать три фазы. Выше 730 °C (примерно до 770 °C) находится межкритическая область (аустенит и цементит).

В ходе работы смоделированы изменение положения критических точек и области фазового равновесия для рельсовой стали  $76 \times C\Phi$  с минимальным (рис. 4, *a*) и максимальным (рис. 4, *б*) содержанием легирующих элементов по ГОСТ Р 51685 – 2013.

Для сталей с содержанием углерода 0,71 и 0,82 % в результате расчета определено, что полное превращение в феррит и цементит будет происходить при температуре около 725 °C для двух сплавов и до температур 740 и 745 °C будет существовать три фазы. Выше 745 °C сплав имеет межкритическую область (аустенит и цементит) до 775 и 840 °C для стали 76ХСФ с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов соответственно (рис. 4, *a*,  $\delta$ ).

В результате термодинамического анализа определено (рис. 3, 4), что сталь 76ХСФ является заэвтектоидной. Образование зон с пониженной твердостью в сварном соединении неизбежно в результате градиента температуры, создаваемого процессом сварки. При увеличении содержания легирующих элементов в стали температурная область между критическими точками  $Ac_1$  и  $Ac_m$  увеличивается, что приводит к увеличе-



Рис. 2. Схематичное изображение образования пластинчатого (*a*) и зернистого (*б*) перлита (аустенит (γ), образующий феррит (α), цементит Fe<sub>3</sub>C)

Fig. 2. Schematic representation of generation of lamellar (*a*) and granular ( $\delta$ ) perlite (austenite ( $\gamma$ ), forming ferrite ( $\alpha$ ), cementite Fe<sub>3</sub>C)

Таблица 1

#### Химический состав исследуемых образцов

|         | Содержание химических элементов, % |      |      |      |      |       |       |      |       |      |       |       |       |       |        |           |
|---------|------------------------------------|------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|-------|-------|-------|-------|--------|-----------|
| Образец | С                                  | Mn   | Si   | Cr   | V    | Р     | S     | Ni   | Al    | Cu   | Ti    | Мо    | Nb    | Sn    | 0      | H,<br>ppm |
| 1       | 0,76                               | 0,77 | 0,53 | 0,37 | 0,04 | 0,010 | 0,010 | 0,08 | 0,003 | 0,12 | 0,002 | 0,006 | 0,002 | 0,005 | 0,0010 | 0,90      |
| 2       | 0,77                               | 0,77 | 0,53 | 0,37 | 0,04 | 0,012 | 0,009 | 0,08 | 0,003 | 0,10 | 0,003 | 0,007 | 0,002 | 0,005 | 0,0009 | 0,08      |
| 3       | 0,76                               | 0,77 | 0,53 | 0,37 | 0,04 | 0,010 | 0,010 | 0,08 | 0,003 | 0,12 | 0,002 | 0,006 | 0,002 | 0,005 | 0,0010 | 0,90      |
| 4       | 0,77                               | 0,77 | 0,53 | 0,37 | 0,04 | 0,012 | 0,009 | 0,08 | 0,003 | 0,10 | 0,003 | 0,007 | 0,002 | 0,005 | 0,0009 | 0,08      |
| 5       | 0,77                               | 0,80 | 0,56 | 0,38 | 0,04 | 0,008 | 0,006 | 0,06 | 0,002 | 0,10 | 0,002 | 0,006 | 0,002 | 0,005 | 0,0013 | 1,10      |
| 6       | 0,76                               | 0,78 | 0,55 | 0,38 | 0,04 | 0,010 | 0,006 | 0,07 | 0,003 | 0,10 | 0,002 | 0,005 | 0,002 | 0,004 | 0,0012 | 0,90      |
| 7       | 0,76                               | 0,77 | 0,53 | 0,37 | 0,04 | 0,009 | 0,005 | 0,07 | 0,003 | 0,11 | 0,002 | 0,005 | 0,001 | 0,005 | 0,0009 | 1,00      |
| 8       | 0,76                               | 0,78 | 0,55 | 0,38 | 0,04 | 0,010 | 0,006 | 0,07 | 0,003 | 0,10 | 0,002 | 0,005 | 0,002 | 0,004 | 0,0012 | 0,90      |
| 9       | 0,77                               | 0,80 | 0,56 | 0,38 | 0,04 | 0,008 | 0,006 | 0,06 | 0,002 | 0,10 | 0,002 | 0,006 | 0,002 | 0,005 | 0,0013 | 1,10      |

#### Table 1. Chemical composition of the samples

нию протяженности зоны с пониженной твердостью в сварном соединении.

Существует возможность минимизации данных участков – сварка на жестких режимах. Очевидно, что электроконтактная сварка непрерывным оплавлением будет иметь большую протяженность зоны с пониженной твердостью по сравнению с пульсирующим методом оплавления. Однако при быстром нагреве сварного стыка, который обеспечивается методом пульсирующего оплавления и последующим интенсивным охлаждением ЗТВ, на месте микрообъемов с повышенным содержанием хрома, никеля и углерода формируется высокопрочный слой со структурой мартенсита. Данная





Fig. 3. Fe-C state diagram obtained by thermodynamic calculations showing predicted equilibrium between phases of ferrite ( $\alpha$ ), austenite ( $\gamma$ ), and cementite (Fe<sub>3</sub>C)



Рис. 4. Полученные с помощью термодинамических расчетов диаграммы состояния железо – углерод, показывающие предсказанное равновесие между фазами феррита (α), аустенита (γ) и цементита (Fe,C):

| a - C = 0.71 %; Mn = 0.75 %; Si = 0.25 %; Cr = 0.50 %; V = 0.08        | %; |
|--|----|
| $\delta - C = 0.82$ %; Mn = 1.25 %; Si = 0.60 %; Cr = 1.25 %; V = 0.15 | 5% |

Fig. 4. Fe – C state diagrams obtained using thermodynamic calculations showing predicted equilibrium between the phases of ferrite ( $\alpha$ ), austenite ( $\gamma$ ), and cementite (Fe,C):

a - C = 0.71 %; Mn = 0.75 %; Si = 0.25 %; Cr = 0.50 %; V = 0.08 %;  $\delta - C = 0.82$  %; Mn = 1.25 %; Si = 0.60 %; Cr = 1.25 %; V = 0.15 % проблема в процессе изготовления бесстыкового пути при сварке рельсов решается обязательной локальной термической обработкой сварного стыка. Локальную термообработку проводят с помощью индукционных установок, в результате образуются новые зоны термического влияния, имеющие участки с пониженной твердостью еще большей протяженности по сравнению с электроконтактной сваркой.

Для получения минимальной протяженности участка с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, а для исключения образования дефектов в виде закалочных структур возможно управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева. В качестве источника питания для контактного нагрева предлагается использовать трансформатор рельсосварочной машины, на которой непосредственно проводится сварка.

В основу экспериментальных исследований положен метод планируемого эксперимента [17]. В качестве модели выбран полином первой степени вида:

$$\tilde{y} = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i x_i + \sum_{i \prec j}^n b_{ij} x_i x_j$$

где  $\tilde{y}$  – параметр оптимизации;  $b_0$ ,  $b_i$ ,  $b_{ij}$  – коэффициенты;  $x_i$  – переменные факторы;  $x_i x_j$  – двойные взаимодействия факторов.

В процессе охлаждения стали превращение аустенита происходит только после его переохлаждения ниже температуры  $Ar_1$ , что объясняется изменением свободной энергии фаз и структур сплавов при нагреве и охлаждении. При переохлаждении стали аустенит превращается в пластинчатый перлит. При малой степени переохлаждения аустенита в интервале температур образуется перлит. При большей степени переохлаждения в интервале температур после превращения аусте-



Рис. 5. Диаграмма изотермического распада аустенита с режимом управляемого охлаждения заготовки после сварки

Fig. 5. Diagram of isothermal decomposition of austenite with controlled cooling of the billet after welding

нита образуется сорбит. При еще больших степенях переохлаждения получают троостит [18].

Управление охлаждением металла после сварки предлагается осуществлять путем пропускания переменного электрического тока по заданным режимам. Исследуемыми параметрами управляемого охлаждения являются:  $X_1$  – время охлаждения после осадки (характеризуется скоростью охлаждения (степень переохлаждения аустенита) и температурой  $T_1$ , до которой происходит охлаждение);  $X_2$  – время подогрева (характеризуется температурой  $T_2$ , до которой происходит нагрев);  $X_3$  – время охлаждения после подогрева (характеризуется температурой  $T_1$ , до которой происходит охлаждение);  $X_4$  – количество импульсов подогрева (характеризуется инкубационным периодом превращения аустенита в перлит). На рис. 5 схематически представлен график управляемого охлаждения.

Длительность выдержки (Х1) подбирали таким образом, чтобы сварной стык остывал до значений температуры, при которой образуется необходимая структура металла шва. Импульсы пропускания тока задавали с определенным интервалом. Длительность импульса  $(X_2)$  определяется температурой сварного стыка, которая не должна подниматься выше значений температур, требуемых для образования необходимой структуры. Длительность интервала (Х<sub>2</sub>) подбирается таким образом, чтобы температура сварного стыка не опускалась ниже значений температур, при которых образуется необходимая структура металла шва. Количеством импульсов  $(X_{A})$  задается время, в течение которого поддерживается средняя температура сварного стыка, необходимая для формирования требуемой структуры при сварке.

В качестве целевой функции выбраны протяженность зоны термического влияния и снижение твердости в зоне термического влияния, полученные после сварки.

Для выбора нулевого уровня факторов и интервала варьирования проведен расчет распределения температуры при сварке и управляемом охлаждении по методике, описанной в работе [19]. В табл. 2 пред-

Таблица 2

Значения параметров управляемого охлаждения для расчета распределения температур

| Table 2. | Values   | of contr | olled coo | oling | parameters | for |
|----------|----------|----------|-----------|-------|------------|-----|
|          | calculat | ing tem  | perature  | dist  | ribution   |     |

|       | Значения факторов         |                    |                    |                                   |  |  |  |  |  |
|-------|---------------------------|--------------------|--------------------|-----------------------------------|--|--|--|--|--|
| Режим | <i>X</i> <sub>1</sub> , c | X <sub>2</sub> , c | X <sub>3</sub> , c | $X_4,$<br>количество<br>импульсов |  |  |  |  |  |
| 1     | 20,0                      | 0,6                | 10                 | 4                                 |  |  |  |  |  |
| 2     | 22,5                      | 0,4                | 15                 | 3                                 |  |  |  |  |  |
| 3     | 25,0                      | 0,2                | 20                 | 2                                 |  |  |  |  |  |

ставлены исходные данные для расчета распределения температур в металле сварного шва и зонах термического влияния. Для расчета использовали следующие исходные данные: v = 1 мм/с – скорость оплавления; t = 10 с – время сварки;  $\lambda = 0,2$  Вт/(мм·°С) – теплопроводность стали; I = 11 700 А – ток, проходящий через заготовку;  $R = 8,6 \cdot 10^{-7}$  Ом – сопротивление образцов;  $\Delta \tau$  – время прохождения электрического тока ( $X_2$ ), с; A = 0,0172 м<sup>2</sup> – площадь поверхности тела, через которую передается тепло;  $T_0 = 20$  °С – температура окружающей среды; m = 0,315 кг – масса нагреваемого объема металла; c = 0,25 кДж/(кг·°С) – удельная теплоемкость металла.

На рис. 6 представлены результаты расчетов распределения температур от центра сварного шва на момент окончания подогрева сварного соединения переменным электрическим током. Уровни варьирования факторов приведены в табл. 3.

В качестве нулевого уровня факторов выбран режим 2.

Для поиска оптимальных режимов изотермической выдержки проведен полный факторный эксперимент  $N = 2 \cdot 3^k$  (табл. 4). Для исключения систематической ошибки в определении параметров оптимизации была проведена рандомизация с использованием таблиц случайных чисел. Порядок проведения опытов следующий: 8, 9, 2, 6, 5, 3, 7, 4, 1.

Используя методику, описанную в работе [20], проведено измерение распределения температур при сварке. Режим сварки лабораторных образцов: ступень трансформатора 10;  $K_{\rm rp} = 65$ ;  $U_2 = 5,76$  B;  $I_2 = 11700$  A;  $\Delta_{\rm onn} = 10$  мм;  $\Delta_{\rm oc} = 4$  мм;  $v_{\rm onn} = 1$  мм/с. Эксперименты



Рис. 6. Расчетное распределение температуры при различных режимах сварки и управляемого охлаждения: 1-3-режимы управляемого охлаждения (табл. 2)



проведены по приведенному режиму сварки и управляемого охлаждения (табл. 4).

На рис. 7 показан термический цикл при сварке оплавлением с последующим управляемым охлаждением и мгновенное распределение температурных полей в зоне термического влияния после окончания цикла управляемого охлаждения для образца *l* (такие же данные определены и для остальных образцов).

В соответствии с режимами сварки и управляемого охлаждения процесс нагрева и последующего импульсного подогрева составляет 30,4-90,8 с в зависимости от используемого режима. На графиках термических циклов свариваемых образцов 1, 5-9 можно наблюдать нагрев до 1020 - 1320 °С и последующее резкое охлаждение металла сварного соединения. Такой характер изменения температуры сварного шва приводит к образованию в нем закалочных структур.

Анализ мгновенного распределения температурных полей в зоне термического влияния образцов показы-

Таблица З

#### Уровни варьирования факторов

*Table 3.* Factors variation levels

|  | 1                         |           |                           |            |  |  |  |  |
|--|---------------------------|-----------|---------------------------|------------|--|--|--|--|
|  | Значения факторов         |           |                           |            |  |  |  |  |
| Показатель                                 |                           |           |                           | $X_{4},$   |  |  |  |  |
|  | <i>X</i> <sub>1</sub> , c | $X_2$ , c | <i>X</i> <sub>3</sub> , c | количество |  |  |  |  |
|  |                           | _         |                           | импульсов  |  |  |  |  |
| Нулевой уровень <i>х</i> <sub>0</sub>      | 22,5                      | 0,4       | 15                        | 3          |  |  |  |  |
| Интервал варьирования <i>h<sub>j</sub></i> | 2,5                       | 0,2       | 5                         | 1          |  |  |  |  |
| Верхний уровень (+1)                       | 25                        | 0,6       | 20                        | 4          |  |  |  |  |
| Нижний уровень (–1)                        | 20                        | 0,2       | 10                        | 2          |  |  |  |  |
|  |                           |           |                           |            |  |  |  |  |

Таблица 4

#### Матрица планирования экспериментов $N = 2 \cdot 3^k$

| Tal | bl | le 4. | Experi | iment | plan | ining | matr | 'ix I | N = | = 2 | •3 | ; <i>k</i> |
|-----|----|-------|--------|-------|------|-------|------|-------|-----|-----|----|------------|
|-----|----|-------|--------|-------|------|-------|------|-------|-----|-----|----|------------|

|         | Значения факторов         |                           |                           |  |  |  |  |  |  |  |
|---------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|--|--|--|--|--|--|--|
| Образец | <i>X</i> <sub>1</sub> , c | <i>X</i> <sub>2</sub> , c | <i>X</i> <sub>3</sub> , c | <i>X</i> <sub>4</sub> ,<br>количество<br>импульсов |  |  |  |  |  |  |
| 1       | 25 (+)                    | 0,4 (0)                   | 20 (+)                    | 2 (-)  |  |  |  |  |  |  |
| 2       | 25 (+)                    | 0,2 (-)                   | 15 (0)                    | 3 (0)  |  |  |  |  |  |  |
| 3       | 20 (-)                    | 0,2 (-)                   | 10 (-)                    | 2 (-)  |  |  |  |  |  |  |
| 4       | 20 (-)                    | 0,2 (-)                   | 20 (+)                    | 4 (+)  |  |  |  |  |  |  |
| 5       | 20 (-)                    | 0,4 (0)                   | 15 (0)                    | 4 (+)  |  |  |  |  |  |  |
| 6       | 20 (-)                    | 0,4 (0)                   | 10 (-)                    | 3 (0)  |  |  |  |  |  |  |
| 7       | 20 (-)                    | 0,6 (+)                   | 20 (+)                    | 3 (0)  |  |  |  |  |  |  |
| 8       | 25 (+)                    | 0,6 (+)                   | 10 (-)                    | 4 (+)  |  |  |  |  |  |  |
| 9       | 20 (-)                    | 0,6 (+)                   | 15 (0)                    | 2 (-)  |  |  |  |  |  |  |



Рис. 7. Распределение температуры при сварке образца 1

Fig. 7. Temperature distribution during welding of the sample 1

вает, что в образцах *1*, *5* – *9* распространение тепла от источника кратковременного нагрева происходит на большее расстояние относительно распространения тепла сварки.

В образцах 1, 5, 6, 9 температурам между критическими точками  $Ac_m$  (770 °C) и  $Ac_1$  (720 °C) соответствуют максимальные линейные размеры данной области (от 5 до 8,5 мм). В образцах 2 – 4, 7, 8 температурам между критическими точками  $Ac_m$  и  $Ac_1$  соответствуют минимальные (от 2,5 до 3,2 мм) линейные размеры.

#### Выводы

Использование локальной термической обработки сварного стыка рельсов, сваренных электроконтактным способом, исключает образование участков, содержащих закалочные структуры. Локальная термическая обработка приводит к увеличению ЗТВ.

Установлено, что при сварке рельсов исследуемого состава образование зернистого перлита происходит в участках с температурой, соответствующей интервалу между точками  $Ac_1 u Ac_m$ . С помощью термодинамических расчетов на основе программного обеспечения Thermo-Calc<sup>®</sup> определены температуры критических точек  $Ac_1 u Ac_m$  и области фазового равновесия для различных составов исследуемой рельсовой стали 76ХСФ.

Показано, что для получения минимальной протяженности участка с пониженной твердостью возможно проведение сварки рельсов на жестких режимах электроконтактным способом пульсирующим методом оплавления, а для исключения образования дефектов в виде закалочных структур возможно управление охлаждением сварного соединения с помощью контактного нагрева. В качестве источника питания для контактного нагрева предлагается использовать трансформатор рельсосварочной машины, на которой непосредственно проводится сварка.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Позняков В.Д., Кирьяков В.М., Гайворонский А.А., Клапатюк А.В., Шишикевич О.С. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке // Автоматическая сварка. 2010. № 8 (688). С. 19 – 24.
- Dahl B., Mogard B., Gretoft B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding // Svetsaren. 1995. Vol. 50. No. 2. P. 10 – 14.
- 3. Рукавчук Ю.П., Рождественский С.А., Этинген И.З. Дефектность стыков алюминотермитной сварки рельсов // Путь и путевое хозяйство. 2011. № 4. С. 26 27.
- Гудков А.В., Лозинский В.Н. Новые технологические и технические решения в области сварки на железнодорожном транспорте: проблемы и суждения // Вестник ВНИИЖТ. 2008. № 6. С. 3 – 9.
- Калашников Е.А., Королёв Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // Путь и путевое хозяйство. 2015. № 8. С. 2 – 6.
- Girsch G., Keichel J., Gehrmann R., Zlatnik A., Frank N. Advanced rail steels for heavy haul applications–track performance and weldability. – In book: Heavy haul and innovation development proceedings; 9th International Heavy Haul Conference, Shanghai, June 22 – 25, 2009. – Shanghai. 2009.
- Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds // Wear. 2016. Vol. 366. P. 368 – 377.
- Лейкин А.Е., Родин Б.И. Материаловедение. Учебник для машиностроит. специальностей вузов. – М.: Высшая школа, 1971. – 416 с.
- Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. Учебник для высших технических учебных заведений. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
- Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of finegrained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels // Scr. Metall. 1984. Vol. 18. No. 8. P. 799 – 804.
- Nakano T., Kawatani H., Kinoshita S. Effects of Cr, Mo and V on spheroidization of carbides in 0.8 % carbon steel // Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 1977. Vol. 17. No. 2. P. 110 – 115.
- 12. Zhang G.H., Chae J.Y., Kim K.H., Suh D.W. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe – 1 mass % C alloy // Mater. Charact. 2013. Vol. 81. P. 56 – 67.
- Molinder G. A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27 % carbon steel // Acta Metall. 1956. Vol. 4. No. 6. P. 565 – 571.

- Hillert M., Nilsson K., Törndahl L.-E. Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite // J. Iron Steel Inst. 1971. Vol. 209. No. 1. P. 49 – 66.
- Gouné M., Maugis P., Drillet J. A criterion for the change from fast to slow regime of cementite dissolution in Fe-C-Mn steels // J. Mater. Sci. Technol. 2012. Vol. 28. No. 8. P. 728 – 736.
- Luzginova N.V., Zhao L., Sietsma J. The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents // Metall. Mater. Trans. A. 2008. Vol. 39. P. 513 – 521.
- **17.** Костин В.Н., Тишина Н.А. Статистические методы и модели. Учеб. пособие. Оренбург: Изд-во ОГУ, 2004. 138 с.
- Скугорова Л.П. Материалы для сооружения газонефтепроводов и хранилищ. Уч. пособие. – М.: Недра, 1989. – 344 с.
- 19. Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Шишкин П.Е., Крюков Р.Е., Усольцев А.А. Расчет оптимальных режимов электроконтактной сварки железнодорожных рельсов. – В кн.: Вестник горнометаллургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2016. № 37. С. 175 – 180.
- 20. Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А., Куценко А.А. Методика исследования влияния режимов изотермического отжига при сварке рельсовой стали // Вестник СибГИУ. 2018. № 4 (26). С. 8 – 11.

Поступила в редакцию 24 декабря 2019 г. После доработки 24 января 2020 г. Принята к публикации 31 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 93-101.

#### WELDING OF DIFFERENTIALLY HEAT-STRENGTHENED RAILS. MODELING OF PROCESSES DURING WELDING AND LOCAL THERMAL PROCESSING

N.A. Kozyrev, R.A. Shevchenko, A.A. Usol'tsev, A.N. Prudnikov, L.P. Bashchenko

#### Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

- Abstract. Problem of generation of local hardened areas in weld metal during rails welding in production of continuous welded rails is solved by using local heat treatment of weld joint. As a result, appearance of quenching structures is excluded. However, new zones of thermal influence with reduced hardness may appear. During operation, such rails are characterized by increased wear of the rolling surface in these areas and collapse of the head at welded joint. It is the main reason for removing rails from the track earlier than time guaranteed. Application of new technology based on dependences of dispersion degree of the structural components (primarily perlite and carbide particles formed during obtaining welded butt joints of rails) on steel composition and rails cooling conditions is proposed. Cooling rate has a decisive influence on the degree of dispersion of ferritic-cementite structure formed during decomposition of austenite. When welding rails in a butt weld, generation of granular perlite is possible in the areas with temperature between  $Ac_1$  and  $Ac_m$  points. To determine these critical temperatures, thermodynamic calculations were performed using Thermo-Calc® software (TCFE database) taking into account chemical composition of the samples obtained by spectrometry. Fe-C state diagrams for 76KhSF rail steel were modeled with the minimum and maximum content of alloying elements according to the state standard GOST R 51685 - 2013. To obtain minimal volume of sections with reduced hardness, it is possible to conduct rails welding in hard conditions by electrocontact method using pulsating reflowing. To prevent formation of defective sections with quenching structure, it is possible to control cooling of welded joint using contact heating. Measurement of the temperature distribution during welding according to the given modes and controlled cooling confirms theoretical conclusions.
- *Keywords*: rails, contact welding, heat treatment, current, impulse, welding mode, hardness, heat affected zone.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-93-101

#### REFERENCES

- Poznyakov V.D., Kir'yakov V.M., Gaivoronskii A.A., Klapatyuk A.V., Shishikevich O.S. Properties of welded joints of rail steel at electric arc welding. *Avtomaticheskaya svarka*. 2010, no. 8 (688), pp. 19–24. (In Russ.).
- 2. Dahl B., Mogard B., Gretoft B., Ulander B. Repair of rails on-site by welding. *Svetsaren*. 1995, vol. 50, no. 2, pp. 10–14.

- Rukavchuk Yu.P., Rozhdestvenskii S.A., Etingen I.Z. Defectiveness of joints at aluminothermic rail welding. *Put'i putevoe khozyaistvo*. 2011, no. 4, pp. 26–27. (In Russ.).
- Gudkov A.V., Lozinskii V.N. New technological and technical solutions in welding for railway transport: problems and judgments. *Vestnik VNIIZhT*. 2008, no. 6, pp. 3–9. (In Russ.).
- Kalashnikov E.A., Korolev Yu.A. Rail welding technology: trends in Russia and abroad. *Put' i putevoe khozyaistvo*. 2015, no. 8, pp. 2–6. (In Russ.).
- Girsch G., Keichel J., Gehrmann R., Zlatnik A., Frank N. Advanced rail steels for heavy haul applications-track performance and weldability. In: *Heavy haul and innovation development proceedings; 9<sup>th</sup> Int. Heavy Haul Conf., Shanghai, June 22 – 25, 2009.* Shanghai, 2009.
- Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds. *Wear*. 2016, vol. 366, pp. 368–377.
- Leikin A.E., Rodin B.I. Materialovedenie. Uchebnik dlya mashinostroit. spetsial'nostei vuzov [Materials Science. Textbook for technical universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1971, 416 p. (In Russ.).
- Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. Materialovedenie. Uchebnik dlya vysshikh tekhnicheskikh uchebnykh zavedenii [Materials Science: Textbook for technical universities]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 528 p. (In Russ.).
- Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of finegrained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels. *Scr. Metall.* 1984, vol. 18, no. 8, pp. 799–804.
- Nakano T., Kawatani H., Kinoshita S. Effects of Cr, Mo and V on spheroidization of carbides in 0.8 % carbon steel. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 1977, vol. 17, no. 2, pp. 110–115.
- Zhang G.H., Chae J.Y., Kim K.H., Suh D.W. Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe – 1 mass % C alloy. *Mater: Charact.* 2013, vol. 81, pp. 56–67.
- **13.** Molinder G. A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27 % carbon steel. *Acta Metall*. 1956, vol. 4, no. 6, pp. 565–571.
- Hillert M., Nilsson K., Törndahl L.-E. Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite. *J. Iron Steel Inst.* 1971, vol. 209, no. 1, pp. 49–66.
- Gouné M., Maugis P., Drillet J. A criterion for the change from fast to slow regime of cementite dissolution in Fe–C–Mn steels. J. Mater. Sci. Technol. 2012, vol. 28, no. 8, pp. 728–736.
- Luzginova N.V., Zhao L., Sietsma J. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. *Metall. Mater. Trans. A.* 2008, vol. 39, pp. 513–521.

- Kostin V.N., Tishina N.A. *Statisticheskie metody i modeli: ucheb.* posobie [Statistical methods and models: Manual]. Orenburg: OGU, 2004, 138 p. (In Russ.).
- **18.** Skugorova L.P. *Materialy dlya sooruzheniya gazonefteprovodov i khranilishch: uch. posobie* [Materials for construction of oil and gas pipelines and storage: Manual]. Moscow: Nedra, 1989, 344 p. (In Russ.).
- Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Shishkin P.E., Kryukov R.E., Usol'tsev A.A. Calculation of optimal modes of rails electrical contact welding. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii Rossiiskoi* akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii. 2016, no. 37, pp. 175–180. (In Russ.).
- 20. Shevchenko R.A., Kozyrev N.A., Kutsenko A.I., Usol'tsev A.A., Kutsenko A.A. Methodology of the study of isothermal annealing modes impact during rail steel welding. *Vestnik SibGIU*. 2018, no. 4 (26), pp. 8–11. (In Russ.).
- Funding. The work was financially supported by the RFBR and the Kemerovo Region in the framework of scientific project No. 20-48-420003 p\_a "Development of physicochemical and technological fundamentals of

development of essentially new method of welding of differentially heat-strengthened rails".

#### Information about the authors:

**N.A. Kozyrev,** Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"

(kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

**R.A. Shevchenko**, Assistant of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (shefn1200@mail.ru)

A.A. Usol'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (a.us\_@rambler.ru) A.N. Prudnikov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Materials,

Foundry and Welding Production" (a.prudnikov@mail.ru)

**L.P. Bashchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology" (luda.baschenko@gmail.com)

Received December 24, 2019 Revised January 24, 2020 Accepted January 31, 2020 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 102 – 107. © 2020. Стерлигов В.В., Пуликов П.С.

УДК 621.31.23:621.577

#### ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ РЕСУРС ПОВЫШЕНИЯ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ ПАРОСИЛОВЫХ УСТАНОВОК

Стерлигов В.В.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Теплоэнергетика и экология» (p.s.1976@bk.ru) Пуликов П.С.<sup>2</sup>, машинист турбогенератора (pulikov\_pavel@mail.ru)

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

<sup>2</sup> Западно-Сибирская ТЭЦ – филиал АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

(654038, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, Северное шоссе, 23)

Аннотация. Рассмотрены возможности повышения энергоэффективности работы паросиловых установок (ПСУ). Последние используют для генерации электроэнергии на основе теоретических положений технической термодинамики с использованием системного анализа. Реализуется системный подход для комплекса энергетических, экологических и экономических проблем, стоящих перед теплоэнергетикой. На основе мировых тенденций экологии и энергопотребления рассмотрена основная задача теплоэнергетики России по снижению удельного расхода условного топлива на единицу произведенной электроэнергии. Сформулирована математическая модель поставленной задачи. Основное внимание уделено поддержанию проектных параметров цикла ПСУ в конденсаторе. При невозможности обеспечить в нем требуемые температуру и давление за счет использования природного источника охлаждения воды предлагается применять тепловые насосы. В отличие от известных способов установки тепловых насосов для использования отходящей охлаждающей воды предлагается отбирать тепло на подводящей линии воды, доводя температуру до проектной. Тепло, полученное из воды, подаваемой на охлажление конденсата, предлагается не отводить, а направлять в цикл ПСУ. Показано, что за счет этого тепла можно отказаться от устройства подогревателей низкого давления (ПНД), что намного упростит устройство ПСУ и позволит пар промежуточного отбора для ПНД использовать на выработку электроэнергии. Рассчитана возможность подогрева воды в тепловом насосе до температуры 140 °С, что соответствует уровню подогрева в ПНД. Указаны еще несколько способов использования законов термодинамики в работе паросиловой установки, которые до сих пор не используются: применение воздуха с отрицательной температурой для охлаждения циклонного конденсатора вместо использования традиционного трубчатого, использование фазового перехода (кипения) охлаждающей жидкости для конденсатора.

*Ключевые слова*: теплоэнергетика, энергоэффективность, удельный расход топлива, тепловой насос, циклонный теплообменник, трубчатый теплообменник, внешнее воздушное охлаждение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-102-107

#### Введение

Одним из наиболее распространенных мифов в современной научно-технической среде является невозможность развития производства на основе углеводородного топлива. Об этом говорит документ («Парижское соглашение»), который был выработан в современной геополитике и утвержден в декабре 2015 г. на Всемирном саммите в Париже [1].

Оно было принято мировым сообществом в развитие подходов, реализуемых «Киотским протоколом» [2], как выражение озабоченности глобальной угрозой потепления климата Земли («парникового эффекта»). Не вдаваясь в обоснованность этой гипотезы, отметим один важный момент Киотского протокола: в статье 2 (п. 5) этого международного документа, принесшего реальную пользу всему человечеству, заявлено, что важнейшим ответом на предполагаемую угрозу должно быть энергосбережение.

Основанием для процесса энергосбережения как способа хозяйствования служат три аспекта [3]:

- экономический (энергия обладает стоимостью);

– ресурсный (запасы реально используемых источников, прежде всего минерально-топливных, ограничены);

 – экологический (использование топлива приводит к изменению природных условий).

Наиболее очевидным является ресурсный аспект. В настоящее время производство электроэнергии в мире обеспечивается, в основном, за счет сжигания топлива в теплоэнергетических установках (для Европы около 70 %) [4]. При сжигании 1 кг углеводородного топлива (газа, угля или нефти) образуется около 3 кг оксида углерода CO<sub>2</sub>, являющегося одним из наиболее активных «парниковых» газов [5, 6].

Очевидная важность обладания энергоресурсами проявилась во время энергетического мирового кризиса 1973 г. Глубокий анализ ситуации с прогнозированием сценариев развития человечества был представлен в работе американских экономистов под руководством Д. Медоуза [7]. Изучение проблемы с 1900 по 1970 гг. позволило выявить многие черты и характеристики процесса потребления природных топливно-энергетических материалов, сделать прогноз по некоторым показателям развития всего человеческого общества, которые сейчас выполняются с пугающей точностью.

#### Исследовательская часть

Теплоэнергетика является одним из самых важных и весомых секторов экономики любой страны. В работе [8] министра энергетики РФ А.В. Новака заявлена декларация по основным целевым показателям, в том числе целевой уровень удельного расхода условного топлива на единицу произведенной электроэнергии B', кг у.т./(кВт·ч).

В теплоэнергетике [9] производство электроэнергии осуществляется в паросиловых установках (ПСУ), в которых реализуется термодинамический цикл с водой. В основу циклов практически всех тепловых двигателей положен цикл Карно [10], но реальные изменения, внесенные в теорию работы теплового двигателя, видоизменили его.

В паросиловых установка, работающих на воде, реализуются [11, 12] следующие процессы с характерным КПД η:

 - химическая энергия топлива переводится в тепловую энергию η, пара (в котле);

тепловая энергия превращается в кинетическую энергию η<sub>к</sub> струи пара, а затем переходит в механическую энергию η<sub>ν</sub> ротора (в турбине);

– механическая энергия переходит в электрическую энергию  $\eta_3$ , что и является конечным продуктом (в электрогенераторе).

Общий коэффициент полезного действия ПСУ определяется по следующему выражению [11]:

$$\eta = \eta_{\rm T} \eta_{\rm K} \eta_{\rm M} \eta_{\rm S}$$

Из общего определения КПД как отношение полезного использованного к общезатраченному можно записать:

$$\eta = \frac{E}{Q},$$

где E – количество генерированной энергии, кВт·ч;  $Q = BQ_{\rm H}^{\rm p}$  – количество затраченного тепла; B – расход топлива, кг/с;  $Q_{\rm H}^{\rm p}$  – низшая теплота сгорания, Дж/кг.

Тогда

$$\eta_{\rm T}\eta_{\rm K}\eta_{\rm M}\eta_{\rm P}=\frac{E}{BQ_{\rm H}^{\rm p}}.$$

Было принято E = 1 кВт·ч = 3,6 МДж, а для условного топлива  $Q_{\rm H}^{\rm p} = 29,3$  МДж/кг [3]. При подстановке получим выражение для нормативного показателя B':

$$B' = \frac{B}{E} = \frac{3,6\cdot10^{6}}{29,3\cdot10^{6}} \frac{1}{\eta_{\rm T}\eta_{\rm K}\eta_{\rm M}\eta_{\rm 9}} = \frac{0,1228}{\eta_{\rm T}\eta_{\rm K}\eta_{\rm M}\eta_{\rm 9}}, \, \text{KeV}(\text{KBT}\cdot\text{Y}).$$
(1)

С другой стороны, зависимость КПД от термодинамических параметров водяного пара в соответствии с работой [11] выражается как

$$\eta_{\rm K} = \frac{i_1 - i_2}{i_1 - i_{\rm H}},\tag{2}$$

где  $i_1$  и  $i_2$  – энтальпия пара в начальном и в конечном состояниях;  $i_{\rm H}$  – энтальпия поступающей в котел воды в начальном состоянии.

Подставим значение  $\eta_{\nu}$  в выражение (1):

$$B' = \frac{0,1228}{\eta_{\rm T} \eta_{\rm M} \eta_{\rm g} \left(\frac{i_1 - i_2}{i_1 - i_{\rm H}}\right)}.$$
 (3)

В представленном подходе это выражение показывает конечный практический результат – уменьшение удельного расхода топлива на единицу производимой продукции. В этом отличие от традиционно рассматриваемых в работах [13, 14] оценок способов повышения энергоэффективности работы ПСУ.

К начальным параметрам (давление  $P_1$  и температура  $t_1$ ) пара нет никаких принципиальных ограничений со стороны термодинамики, все определяется наличием металла для труб, способных работать при таких условиях. Конечное состояние пара связано с необходимостью создать условия отвода тепла от пара при конденсации, что жестко определяется термодинамикой процесса конденсации.

Конечное давление пара, увеличивая потенциальное теплопадение в турбине современных паросиловых установок, достаточно низкое  $P_2 = 0,003 - 0,004$  МПа (0,03 - 0,04 ата) [15, 16]. При этом температура конденсации (насыщения) воды для водяного пара составляет 24,95 – 24,30 °C [15], то есть однозначно связана с давлением в соответствии с термодинамикой процесса.

В качестве среды для отвода тепла при конденсации пара используется та же вода, температура которой с учетом времени года колеблется в пределах 2-35 °C [16]. Поскольку в соответствии со вторым законом термодинамики для теплообмена необходим перепад температур  $\Delta t$  («температурный напор»), то температура охлаждающей воды должна быть меньше температуры конденсации, и это создает ограничения при выборе конечных параметров пара в турбине ПСУ. Причем, как показывает практика [13, 14], температурный напор должен быть не менее 6-8 °C.

Температура охлаждающей воды непосредственно влияет на термический КПД цикла ПСУ. В таблице приведены рассчитанные по уравнению (2) значения  $\eta_{\kappa}$  при разных температурах  $t_{\text{охл}}$  охлаждающей воды и условиях работы конденсатора: температуре  $t_{\mu}$  конденсации (насыщения) и соответствующего ей давления  $P_2$ . Эффективность работы паросиловой установки в зависимости от температуры охлаждающей воды

| Dependenc | e of the | efficiency | of stean  | n power | plant |
|-----------|----------|------------|-----------|---------|-------|
| on t      | he temp  | oerature o | f cooling | water   |       |

| Мо  | + °C                        | + °C            | Р кПа             | Энтальпи       |                |                |  |
|-----|-----------------------------|-----------------|-------------------|----------------|----------------|----------------|--|
| JNG | <i>l</i> <sub>охл</sub> , С | $l_{\rm H}$ , C | $\Gamma_2$ , KIIa | i <sub>1</sub> | i <sub>H</sub> | Ч <sub>к</sub> |  |
| 1   | 23,7                        | 28,7            | 4,0               | 1945           | 137            | 0,455          |  |
| 2   | 24,7                        | 29,7            | 4,2               | 1955           | 140            | 0,449          |  |
| 3   | 27,9                        | 32,9            | 5,0               | 1968           | 153            | 0,456          |  |
| 4   | 29,1                        | 34,1            | 6,4               | 1989           | 180            | 0,449          |  |
| 5   | 39,8                        | 44,8            | 9,5               | 2026           | 209            | 0,437          |  |
| 6   | 49,0                        | 54,0            | 12,0              | 2590           | 226            | 0,420          |  |

Снижение температуры охлаждающей воды дает возможность для повышения энергоэффективности ПСУ. В действующих установках для снижения температуры охлаждающей воды используются различные устройства: градирни, фонтанирующие установки, пруды-охладители [9]. Они «вписываются» в контур оборотного цикла воды, требуют больших капитальных и эксплуатационных затрат. Но самое главное – они мало управляемы по основному показателю - «температура охлаждающей воды», что плохо сочетается с процессами в паросиловой установке, которые отличаются высочайшей степенью регламентирования и стабилизации показателей работы. Для точного регулирования процессов в ПСУ на этом этапе предлагается использование тепловых насосов (TH), которые уже достаточно широко применяются в теплоэнергетике [17-20]. В большинстве случаев речь идет об использовании для нужд теплоснабжения «бросового» тепла, отводимого в конденсаторе от пара.

Анализ условий термодинамики позволил принять решение, защищенное патентом на изобретение [21]. Оно нацелено на стабилизацию тепловой работы конденсатора, а через него и всей ПСУ, при отборе тепла от охлаждающей воды на подводе к конденсатору с целью достижения максимально выгодного и стабильного уровня давления в конденсаторе для увеличения теплопадения и повышения энергоэффективности работы ПСУ.

Основная идея лорда Кельвина по созданию теплового насоса [22] (использование обратного цикла Карно за счет совершения механической работы) позволяет достичь более высокой температуры, чем температура источника. И эта температура может быть сопоставима с той, которая достигается в подогревателях низкого давления (ПНД) промышленных установок, работающих с регенеративным подогревом. Это составляет вторую часть рассматриваемого патента [21].

В условиях работы Западно-Сибирской ТЭЦ (филиал АО «ЕВРАЗ ЗСМК») на турбогенераторе температура воды (конденсата) после ПНД составляет 140 °С, что достижимо для ТН. Это подтверждается расчетом.

В соответствии с теорией работы тепловых насосов [11] основным показателем его работы является коэффициент преобразования энергии  $\varphi$ , который связывает температуру на входе в TH  $t_1$  и на выходе  $t_2$  по уравнению:

$$t_1 = \frac{\varphi}{\varphi - 1} t_2, \tag{4}$$

где  $\varphi = \frac{q_1}{l}$ ;  $l = q_1 - q_2$  – работа, совершаемая в тепловом насосе одним килограммом хладагента, кДж/кг;  $q_1$  и  $q_2$  – теплота, подводимая к высокопотенциальному источнику с температурой *t* и забираемая TH у низкопотенциального источника с температурой  $t_2$ , кДж/кг.

По практическим данным в летнее время в конденсаторе паровой турбины устанавливается давление  $P_2 = 12$  кПа (см. таблицу) и температура охлаждающей воды на входе в конденсатор, которая рассматривается для условий анализа как низкопотенциальный источник, составляет 49 °C.

Для теплового насоса TH – 400 коэффициент преобразования теплоты  $\varphi = 1,2 \div 2,5$ . Если взять среднее значение  $\varphi = 1,8$ , то после подстановки всех численных значений в уравнение (4) получим:

$$t_1 = \frac{1,8}{1,8-1} \cdot 49 = 112 \ ^{\circ}\text{C}.$$

В соответствии с заводскими данными температура  $t_{\rm k}$  воды после второй ступени ПНД составляет 115 °C, а после всей системы ПНД – 140 °C. Подбор теплового насоса позволит получить температуру подогрева конденсатора до 150 °C.

Использование теплового насоса для стабилизации работы конденсатора позволит использовать тепло, отбираемое от охлаждающей воды, для подогрева конденсата при устранении ПНД. При этом исключается промежуточный отбор пара из цилиндра низкого давления (ЦНД) паровой турбины в количестве 9 % от общей производительности котла, что позволит увеличить выработку электроэнергии.

Оценка результатов внедрения предложения может быть произведена следующим образом. Стабилизация условия работы конденсатора и перевод его работы на проектные условия дает повышение термического КПД цикла:

$$K_t = \frac{\eta_1}{\eta_6} = \frac{0,455}{0,420} = 1,08$$

Это означает, что термический КПД вырастет, и каждая единица затраченной энергии будет давать больший выход продукции, то есть электроэнергии.

Кроме того, отказ от промежуточных отборов пара на подогрев конденсата в ПНД увеличит расход пара,

что при его расходе для этой цели в 9 % от производительности котла может быть оценено введением поправочного коэффициента  $K_G = 1,09$ , так как расход пара возрастет.

Полная общая оценка определяется так:

$$K = K_t K_G = 1,08 \cdot 1,09 = 1,177.$$

Еще одним возможным вариантом улучшения работы ПСУ является дальнейшее снижение вакуума в конденсаторе, вплоть до «космического». Это потребует очень низких температур насыщения в конденсаторе, ниже чем температура естественного охладителя (воды), которая была предложена с самого начала реализации циклов ПСУ, то есть с XIX века, так как в ту пору других охладителей не было. В настоящее время с развитием холодильной техники и создания широкого ряда хладагентов можно использовать их для проведения фазового превращения пара в воду в конденсаторе, при этом сам охладитель может испаряться.

Еще один способ, основанный на термодинамике, – использование охладителя, имеющего отрицательную температуру. При отказе от использования жидкого азота после разделения воздуха (ввиду дороговизны этого агента) в настоящее время можно предложить для небольших ПСУ, работающих в специфических условиях (например, автономная ПСУ в Антарктиде или Заполярье), использовать атмосферный воздух как охлаждающее вещество в конденсаторах.

При этом можно было бы отказаться от традиционной конструкции охладителся в виде трубчатого пучка, перейдя к циклонной конструкции, где теплообмен значительно интенсивнее, чем для труб при турбулентном движении сред [23]. В этой работе показано, что уравнение подобия для теплообмена имеет вид:  $Nu = cRe^{1,0}$ , при турбулентном течении в трубах –  $Nu = cRe^{0.8}$ .

Комбинация циклонного движения пара внутри цилиндра при омывании его снаружи атмосферным воздухом с отрицательной температурой (-20 °C ÷ 40 °C) порождает новые возможности для интенсификации работы конденсатора.

Значение коэффициента теплопередачи в конденсаторе  $k = 3,7 \div 4,0$  кВт/(м<sup>2</sup>·К) [13] обусловлено фазовым переходом (пар – вода) на стороне пара. Если же рассматривать интенсивность теплоотбора на водяной стороне, то здесь интенсивная работа конденсатора дает повышение температуры охлаждающей воды на 7 – 9 °С, что ведет к необходимости прокачки колоссального количества воды – кратность циркуляции 50 – 100, то есть на 1 кг пара нужно прокачивать 50 – 100 кг воды. Это ведет к большим капитальным (мощная сеть трубопроводов) и эксплуатационным затратам, так как прокачивать нужно большое количество воды, расходуя электроэнергию для привода насосов. По условиям Западно-Сибирской ТЭЦ расход воды на охлаждение отработавшего пара одного турбогенератора составляет 8000 м<sup>3</sup>/ч.

Термодинамика дает еще один выход из этой затратной ситуации: изменение фазового состояния должно осуществляться не только на стороне пара, но и на стороне охлаждения. Это означает использование охлаждающей жидкости, которая бы испарялась в конденсаторе. Из термодинамических свойств воды и пара [15] скрытая теплота парообразования r, которая выделяется при конденсации, свыше 500 ккал/кг, в то же время теплоемкость воды c = 1 ккал/(кг·°С), откуда и следует огромная кратность циркуляция 50-70 при нагреве воды 6-12 °C; для испарительного охлаждения 1 кг вещества будет забирать тепла  $\Delta Q = C\Delta t + r$  (старая система единиц использована для возможности просчитать численный пример). Поскольку скрытая теплота парообразования для всех веществ в десятки и сотни раз выше теплоемкости жидкости, то эффект будет значительным, прежде всего за счет значительного упрощения всей системы водоснабжения ПСУ.

#### Выводы

Приведенный термодинамический анализ работы ПСУ показывает некоторые новые принципиальные способы повышения энергоэффективности их работы на основе уже существующего патента, содержащего конкретные предложения по использованию тепловых насосов, реализующих малоприменяемый в отечественной теплоэнергетике принцип термодинамики. Подтверждение реальности этих выводов требует конкретных исследований для определения условий их внедрения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Paris Agreement on Climate Change. The Intergovernmental Panel on Climate Change, 2015. URL: http://www.ipcc.ch (Accessed: 15.03.2017).
- Carbon market solutions Website for practical research consultants on the Kyoto Protocol mechanisms. URL: http://www.carbonmarketsolutios.com (Accessed: 15.03.2017).
- Лисиенко В.Г., Щелоков Я.М., Ладыгичев М.Г. Хрестоматия энергосбережения: Справочное издание в 2-х книгах. Книга 1 / Под ред. В.Г. Лисиенко. – М.: Теплоэнергетик, 2002. – 688 с.
- Welfems P.J.J., Meyer B., Pfaffenberg W., Jusinski P., Jungmittag A. Energy Policies in the European Union Germany's Ecological Tax Reform. – Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2001.
- Kutateladze S.S. Fundamentals of heat transfer. United States: N. p., 1964. Web. – 660 p.
- Hotel H.C., Zarofun A.F. Radiative Transfer. New York: McGraw Hill, 1967. – 520 p.
- Meadows D., Randers J., William W. Behrens III. The Limits to growth. – Universe Book, New-York: 1991. – 210 p.
- 8. Новак А.В. Электроэнергетика Россия состояние и перспективы развития // Энергосбережение. 2014. № 1. С. 4 – 8.
- 9. Теплотехника. Учебник для вузов / В.А. Гуляев, Б.А. Вороненко, Л.М. Корнюшко и др. – СПб.: Изд-во «РАПП», 2009. – 352 с.
- Carnot S. Réflexions sur la puissance motrice du feu et sur les machines propres à développer cette puissance // Annales scientifiques de l'É.N.S. 2e série, 1824. – 457 p.
- Кириллин В.А., Сычев В.В., Шейндлин А.Е. Техническая термодинамика. Учебник для вузов. – М.: «Энергия», 1974. – 448 с.

- Теплогенерирующие установки / Делягин Г.Н. и др. М.: БАСТЕТ, 2010. – 624 с.
- Лосев С.М. Паровые турбины и конденсационные устройства. – М.: Энергия, 1964. – 376 с.
- Searle M., Furby J. Design and exploration of condensing boilers. 52<sup>nd</sup> Autumn Meeting, Westminster, SWIP3EE, November 1986. P. 22 – 24.
- 15. Ривкин С.Л., Александров А.А. Термодинамические свойства воды и пара. М.: Энергия, 1975. 80 с.
- СП 131.13330.2018 Строительная климатология (СНиП 23-01-99\*).
   М.: Минрегион России, 2018. 107 с.
- 17. Ito O., Koboyashi H. Development of gas Engine-Driven Heat Pumps and Vulleumier Cycle Heat Pumps for Residential Use. Reprint of the 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France. 6-9<sup>th</sup> November. Vol. 5. Industrial Utilisation. P. 1 – 10.
- Ivano H., Yamada T. Development of Absorption Type Air Conditioners for Residential Use. Reprint of the 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France. 6-9<sup>th</sup> November. Vol. 5. Industrial Utilisation. P. 11 – 22.
- Branson T., Lorton R., Winnington T.L., Gorritxategi X., Green R.J., Sanz Saiz J.I., Uselton R.B. Interotex – the Development of Hight

Lift Hight Perfomance Heat Pumps. Reprint of the 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France.  $6-9^{th}$  November. Vol. 5. Industrial Utilisation. P. 23 - 32.

- 20. Кобылкин М.В., Батухтин С.Г., Кубряков К.А. Перспективное направление внедрения тепловых насосов // Международный научно-исследовательский журнал. 2014. № 5-1 (24). С. 74, 75.
- 21. Пат. 2689233 РФ. Способ повышения энергоэффективности паросиловой установки и устройство для его осуществления / Стерлигов В.В., Пуликов П.С., Стерлигов М.В.; заявл. 21.06.2018; опубл. 24.05.2019. Бюл. № 15.
- William Thomson, 1<sup>st</sup> Baron Kelvin Wikipedia, 2015. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/William\_Thomson,\_1st\_Baron\_ Kelvin/ (Accessed: 25.03.2018).
- Стерлигов В.В., Евтушенко В.Ф., Зайцев В.П. Применение планирования эксперимента при исследовании конвективного теплообмена. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 1974. № 2. С. 165 169.

Поступила в редакцию 11 сентября 2019 г. После доработки 5 ноября 2019 г. Принята к публикации 15 ноября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 102–107.

#### THERMODYNAMIC RESOURCE OF INCREASING ENERGY EFFICIENCY OF STEAM POWER PLANTS

#### V.V. Sterligov<sup>1</sup>, P.S. Pulikov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

<sup>2</sup> West Siberian Thermal Power Plant, branch of JSC "EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

- Abstract. Possibilities of increasing energy efficiency of steam power plants (SPP) are considered. They are used to generate electricity based on theoretical principles of technical thermodynamics with the use of system analysis. Systematic approach is implemented for the set of energy, environmental and economic problems facing power production. Based on global environmental and energy consumption trends, the article considers the main task of Russian power system - reduction of specific consumption of equivalent fuel per unit of generated electricity. Mathematical model of the task is provided. The main attention was paid to maintaining design parameters of SPP cycle in the capacitor. If it is not possible to provide required temperature and pressure using water cooling source, it is proposed to use heat pumps. In contrast to known methods of installing heat pumps for water cooling waste, it is suggested to collect heat on water supply line, bringing temperature to the designed parameters. We propose not to remove heat obtained from water supplied for condensate cooling, but to send it to the SPP cycle. It is shown that this heat makes possible to abandon device of low pressure heaters (DLPH), which will greatly simplify the design of SPP and allows using of intermediate steam of DLPH to generate electricity. Possibility of heating water in a heat pump to a temperature of 140 °C, which corresponds to the level of heating in DLPH, was calculated. Several ways of applying thermodynamics laws to operation of a steam-powered installation, which are still not used, were indicated: the use of air with negative temperature for cooling cyclone condenser instead of using traditional tubular condenser, and the use of phase transition (boiling) of cooling liquid for a condenser.
- *Keywords*: heat power station, thermal efficiency, specific fuel consumption, heat pump, cyclone heat exchanger, tube heat exchanger, outer air cooling.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2020-2-102-107

#### REFERENCES

- 1. Paris Agreement on Climate Change. The Intergovernmental Panel on Climate Change, 2015. Available at URL: http://www.ipcc.ch (Accessed: 15.03.2017).
- Carbon market solutions Website for practical research consultants on the Kyoto Protocol mechanisms. Available at URL: http:// www.carbonmarketsolutios.com (Accessed: 15.03.2017).
- Lisienko V.G., Shchelokov Ya.M., Ladygichev M.G. Khrestomatiya energosberezheniya: Spravochnoe izdanie v 2-kh knigakh. Kniga 1 [Anthology of energy conservation: Reference in 2 books. Book 1]. Lisienko V.G. ed. Moscow: Teploenergetik, 2002, 688 p. (In Russ.).
- 4. Welfems P.J.J., Meyer B., Pfaffenberg W., Jusinski P., Jungmittag A. Energy Policies in the European Union Germany's Ecological Tax Reform. Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2001.
- 5. Kutateladze S.S. *Fundamentals of heat transfer*. United States: N. p., 1964, Web, 660 p.
- 6. Hotel H.C., Zarofun A.F. *Radiative Transfer*. New York: McGraw Hill, 1967, 520 p.
- 7. Meadows D., Randers J., William W. *Behrens III. The Limits to growth.* Universe Book, New-York: 1991, 210 p.
- 8. Novak A.V. Power industry in Russia state and development prospects. *Energosberezhenie*. 2014, no. 1, pp. 6–11. (In Russ.).
- Gulyaev V.A., Voronenko B.A., Kornyushko L.M. etc. *Teplotekhnika. Uchebnik dlya vuzov* [Heat engineering. Textbook for universities]. St. Petersburg: RAPP, 2009, 352 p. (In Russ.).
- Carnot S. Réflexions sur la puissance motrice du feu et sur les machines propres à développer cette puissance. Annales scientifiques de l'É.N.S. 2e série, 1824, 457 p. (In Fr.).
- Kirillin V.A., Sychev V.V., Sheindlin A.E. *Tekhnicheskaya termodinamika*. Uchebnik dlya vuzov [Technical thermodynamics. Textbook for universities]. Moscow: Energiya, 1974, 448 p. (In Russ.).
- **12.** Delyagin G.N. etc. *Teplogeneriruyushchie ustanovki* [Heat generating plants]. Moscow: BASTET, 2010, 624 p. (In Russ.).
- **13.** Losev S.M. *Parovye turbiny i kondensatsionnye ustroistva* [Steam turbines and condensing devices]. Moscow: Energiya, 1964, 376 p. (In Russ.).
- Searle M., Furby J. Design and exploration of condensing boilers. 52<sup>nd</sup> Autumn Meeting, Westminster, SWIP3EE, November 1986, pp. 22–24.

- **15.** Rivkin S.L., Aleksandrov A.A. *Termodinamicheskie svoistva vody i para* [Thermodynamic properties of water and steam]. Moscow: Energiya, 1975, 80 p. (In Russ.).
- SP 131.13330.2018 Stroitel'naya klimatologiya (SNiP 23-01-99\*) [SP 131.13330.2018 Construction climatology (SNiP 23-01-99\*)]. Moscow: Minregion Rossii, 2018, 107 p. (In Russ.).
- Ito O., Koboyashi H. Development of gas engine-driven heat pumps and vulleumier cycle heat pumps for residential use. *Reprint of the* 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France. 6-9th November. Vol. 5. Industrial Utilisation, pp. 1–10.
- Ivano H., Yamada T. Development of absorption type air conditioners for residential use. *Reprint of the 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France. 6-9<sup>th</sup> November.* Vol. 5. Industrial Utilisation, pp. 11–22.
- Branson T., Lorton R., Winnington T.L., Gorritxategi X., Green R.J., Sanz Saiz J.I., Uselton R.B. Interotex – the development of hight lift hight perfomance heat pumps. *Reprint of the 1995 Int. Gas Research Conf., Cannes, France. 6-9<sup>th</sup> November*. Vol. 5. Industrial Utilisation, pp. 23–32.
- Kobylkin M.V., Batukhtin S.G., Kubryakov K.A. Promising direction of heat pumps introduction. *Mezhdunarodnyi nauchnoissledovatel skii zhurnal*. 2014, no. 5-1 (24), pp. 74, 75. (In Russ.).

- Sterligov V.V., Pulikov P.S., Sterligov M.V. Sposob povysheniya energoeffektivnosti parosilovoi ustanovki i ustroistvo dlya ego osushchestvleniya [Method and device of increasing energy efficiency of steam power installation]. Patent RF no. 2689233. Bulleten'izobretenii. 2019, no. 15. (In Russ.).
- William Thomson, 1<sup>st</sup> Baron Kelvin Wikipedia, 2015. Available at URL: https://en.wikipedia.org/wiki/William\_Thomson,\_1st\_Baron Kelvin/ (Accessed: 25.03.2018).
- 23. Sterligov V.V., Evtushenko V.F., Zaitsev V.P. Application of experimental design in the study of convective heat transfer. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1974, no. 2, pp. 165–169.

#### Information about the authors:

V.V. Sterligov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology" (p.s.1976@bk.ru)
P.S. Pulikov, Operator of Turbine Generator (pulikov\_pavel@mail.ru)

> Received September 11, 2019 Revised November 5, 2019 Accepted November 15, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 108 – 115. © 2020. Кормышев В.Е., Полевой Е.В., Юрьев А.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.

УДК 669.539.382:669.17

#### ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-МЕТРОВЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ\*

Кормышев В.Е.<sup>1</sup>, к.т.н., инженер кафедры естественнонаучных дисциплин

*им. В.М. Финкеля* (89239230000@mail.ru)

Полевой Е.В.<sup>2</sup>, начальник бюро металловедения и термической обработки технического отдела

*рельсовой площадки* (Egor.Polevoj@evraz.com)

*Юрьев А.А.*<sup>2</sup>, к.т.н., менеджер по управлению продуктами и ресурсами (ant-yurev@yandex.ru)

Громов B.E.<sup>1</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин

им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Иванов Ю.Ф.<sup>3</sup>**, *д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник* (уиfi55@mail.ru)

 <sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
 <sup>2</sup> АО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ш. Космическое, 16)
 <sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН (634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнен анализ структурно-фазовых состояний и механических свойств поверхности катания на расстоянии от 0 до 22 мм по центральной оси и по выкружке дифференцировано закаленных 100-м рельсов категории ДТ 350 производства АО «EBPA3 – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1411 млн. т брутто) на экспериментальном испытательном кольце. По химическому составу металл рельсов удовлетворяет требованиям ТУ 0921-276-01124323 – 2012 для стали марки Э76ХФ. Ударная вязкость и твердость на поверхности катания головки и по сечению соответствуют требованиям ТУ. Микроструктура металла рельсов представлена мелкодисперсным пластинчатым перлитом 1,5 балла с включениями избыточного феррита по границам зерен (1,5 балла шкалы № 7 ГОСТ 8233). Межпластинчатое расстояние в головке рельса изменяется в пределах 0,10 – 0,15 мкм. Длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиентной структуры, выражающейся в закономерном изменении твердости, микротвердости, ударной вязкости по сечению головки рельсов. Микротвердость на глубине 2 мм от поверхности катания составляет 1481 – 1486 МПа. На глубине до 10 мм микротвердость снижается до 1210 – 1385 МПа, что обусловлено увеличением межпластинчатого расстояния и снижением уровня деформационного упрочнения металла при длительной эксплуатации рельсов. Высказано предположение, что это может быть обусловлено увеличением межпластинчатого расстояния и снижением уровня деформационного упрочнения при длительной эксплуатации.

Ключевые слова: структура, твердость, микротвердость, дифференцировано закаленные рельсы, длительная эксплуатация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-108-115

#### Введение

В настоящее время при производстве длинномерных рельсов наибольшее распространение получили методы дифференцированной закалки. Эти современные методы лишены недостатков объемной закалки [1]. Проблема эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Одним из наиболее важных направлений развития представлений о природе структурно-фазовых превращений является установление соответствующих количественных закономерностей по сечению рельсов.

В современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, которые приводят к повреждениям. Это может явиться причиной изъятия рельсов [2]. Анализ работ [3 – 8] показывает, что уже при сравнительно небольшой (100 – 500 млн. т брутто) наработке в поверхностных слоях рельсов формируются структурно-фазовые состояния с аномально высокой микротвердостью, малым (в интервале от 20 до 500 нм) размером зерна. Пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, происходит

<sup>\*</sup> Авторы выражают благодарность А.М. Юнусову за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001).

растворение цементита и образование аустенита за счет обратного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), которые приводят к эволюции структурно-фазовых состояний и сопровождаются изменением (деградацией) механических свойств.

В последние годы традиционно подробно освещаются вопросы, связанные с износом рельсов при эксплуатации [9-17]. Между дефектами износа и контактной усталости много общего: и те, и другие первоначально формируются в поверхностных слоях [18]. В работе [18] отмечается, что для рельсового металла с повышенной твердостью износ меньше, меньше и толщина пластически деформированного слоя. Высокие скорости износа снижают контактную усталость за счет удаления поверхностных трещин. Отмечено, что начало постоянного износа совпадает с накоплением определенного уровня пластической деформации [19]. Естественно, что подобные заключения должны учитывать соотношение твердости в системе колесо – рельс [20] и их структурно-фазовые состояния и химический состав.

Целью настоящей работы является анализ структуры и свойств дифференцировано закаленных 100-м рельсов при длительной эксплуатации.

#### Материал и методы исследования

В качестве материала исследования были использованы образцы 100-м дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из вакуумированной стали марки Э76ХФ, изъятых из пути на экспериментальном полигоне, г. Щербинка после пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто. Химический состав исследуемого фрагмента рельса приведен в табл. 1. По химическому составу металл рельсовой пробы удовлетворяет требованиям ТУ 0921-276-01124323 – 2012 для рельсов категории ДТ350.

Макроструктуру металла выявляли методом глубокого травления в 50 %-ном горячем водном растворе соляной кислоты на неполном поперечном темплете (головка, шейка). Оценку макроструктуры проводили в соответствии с РД 14-2P-5 – 2004 «Классификатор дефектов макроструктуры рельсов, прокатанных из непрерывнолитых заготовок электростали» [21]. Микроструктуру металла изучали на шлифах, вырезанных из верхней части головки (выкружки и поверхности катания) до и после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования структуры стали проводили методами оптический микроскопии (прибор Olimpus GX 51) и сканирующей электронной микроскопии (прибор MIRA 3 Tescan).

Ударную вязкость стали определяли при температуре испытания +20 °C на двух образцах первого типа по ГОСТ 9454, вырезанных из головки рельса. Измерение твердости проводили методом Бринелля и Роквелла на поверхности катания и по сечению головки в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124323 - 2012. Дополнительно провели измерение твердости в верхней части шейки (примерно на 30 мм выше точки 6 требований п. 1.8.1 ТУ 0921-276-01124323 – 2012), а также по сечению головки в поперечном направлении на расстоянии 2, 10 и 22 мм от поверхности катания головки по вертикальной оси симметрии и от выкружек. Микротвердость определяли прибором ПМТ-3 методом Виккерса при нагрузке на индентор 300 мН на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки пробы по результатам четырех измерений в каждой зоне.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Визуально поверхность катания головки рельсовой пробы имеет сглаженный и блестящий вид, с некоторым смещением износа на одну из выкружек. В зоне рабочей выкружки наблюдаются трещины контактной усталости, расположенные почти под прямым углом к оси прокатки, и небольшие выкрашивания.

Макроструктура металла исследуемого фрагмента по осевой ликвации, точечной неоднородности, ликвационным полоскам и трещинам оценивается удовлетворительно. Каких-либо внутренних дефектов, а также нарушений сплошности на темплетах не выявлено.

Таблица 1

Химический состав рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ

Table 1. Chemical composition of rails of DT350 category made of E76KhF steel

| Материал                   |           | Содержание химических элементов, % |             |          |       |           |            |             |               |       |       |  |
|----------------------------|-----------|------------------------------------|-------------|----------|-------|-----------|------------|-------------|---------------|-------|-------|--|
|                            | С         | Mn                                 | Si          | P        | S     | Cr        | Ni         | Cu          | V             | Al    | Ti    |  |
| проверочный                | 0,72      | 0,77                               | 0,61        | 0,010    | 0,009 | 0,42      | 0,07       | 0,14        | 0,038         | 0,003 | 0,003 |  |
| Требования<br>ТУ 0921-276- | 0,71-0,82 | 0,75 – 1,25                        | 0,25 - 0,60 | не более |       | 0,20-0,80 | Σ не<br>0, | более<br>27 | 0,030 - 0,150 | не б  | олее  |  |
| 01124323 - 2012            |           |                                    |             | 0,020    | 0,020 |           | 0,20       | 0,20        |               | 0,004 | 0,025 |  |

С поверхности катания наблюдается более темнотравящаяся область, образование которой связано с деформационными процессами металла, имеющими место при длительной эксплуатации.

При просмотре на оптическом микроскопе нетравленых шлифов, вырезанных из головки пробы, с поверхности рабочей выкружки по месту поверхностных трещин контактной усталости выявлены разветвленные нарушения сплошности, проходящие под острым углом к поверхности на глубину до 1,09 мм (рис. 1). Травление металла рельса в зоне несплошностей позволило выявить структуру с высоким уровнем деформационного наклепа (рис. 2).

На шлифах, вырезанных с поверхности катания головки, встречаются единичные мелкие нарушения сплошности глубиной до 0,03 мм (рис. 3, a). Глубина деформации с поверхности катания незначительна и составляет 0,035 мм (рис. 3,  $\delta$ ).

Микроструктура в головке пробы представляет мелкодисперсный пластинчатый перлит с мелкими включениями избыточного феррита (1,5 балл шкалы № 7 ГОСТ 8233) (рис. 4, *a*, *б*). Бейнит в микроструктуре металла пробы отсутствует. Микроструктура металла представлена высокодисперсным перлитом с встречающимися небольшими участками структурно-свободного феррита (рис. 4, *в*). В перлитной структуре кроме регулярных колоний (с регулярно расположенными пластинами цементита) достаточно много колоний с разрушенными пластинами цементита (рис. 4, *г*). Присутствуют участки вырожденного перлита.

Результаты количественной оценки микроструктуры приведены в табл. 2. Анализируя результаты, можно отметить более дисперсную структуру перлита поверхности катания относительно структуры перлита выкружки.

Механические свойства стали характеризовали ударной вязкостью, твердостью и микротвердостью. Результаты испытаний приведены в табл. 3. По ударной вязкости и твердости на поверхности катания головки и по ее сечению металл исследуемой пробы удовлетворяет требованиям ТУ 0921-276-01124323 – 2012 для рельсов категории ДТ350. Твердость, измеренная в шейке, несколько повышена относительно требований технических условий.

Дополнительно проведены измерения твердости металла пробы по сечению головки в поперечном направлении методом Роквелла на расстоянии 2, 10 и 22 мм



Рис. 1. Разветвленные нарушения сплошности, выявленные в головке рельса с поверхности рабочей выкружки по месту поверхностных трещин контактной усталости (оптическая микроскопия нетравленых шлифов)

Fig. 1. Furcated discontinuities detected in rail head at the surface of working fillet along the place of contact fatigue surface cracks (optical microscopy of unetched sections)



Рис. 2. Структура металла рельса в зоне разветвленного нарушения сплошности, обнаруженного в головке фрагмента рельса с поверхности рабочей выкружки по месту поверхностных трещин контактной усталости (оптическая микроскопия травленых шлифов)

Fig. 2. Structure of rail metal in zone of furcated discontinuity detected in rail head fragment at the surface of working fillet at place of contact fatigue surface cracks (optical microscopy of etched sections)



Рис. З Структура металла поверхности катания головки рельса. Оптическая микроскопия нетравленого (а) и травленого (б) шлифов

Fig. 3. Metal structure of rolling surface of the rail head. Optical microscopy of un-etched (a) and etched ( $\delta$ ) thin sections

от поверхности катания головки по вертикальной оси симметрии и от выкружек (табл. 4.).

Анализ результатов, представленных в табл. 4, показывает, что твердость на глубине 2 мм в центральной зоне и рабочей выкружки выше (38,5 – 37,1 HRC) по сравнению с твердостью нерабочей выкружки (35,3 HRC), что обусловлено наличием в указанной зоне глубокой деформации, сопровождающейся наклепом материала. На глубине 10 и 22 мм от поверхности катания твердость металла ниже на 2 – 3 HRC по сравнению с твердостью на глубине 2 мм и имеет сопоставимые значения (34,8 – 35,8 HRC).

Усредненные (по результатам четырех измерений в каждой зоне) значения микротвердости, определенные на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки, приведены в табл. 5. Микротвердость на глубине 2 мм имеет близкие значения: 1481 – 1475 МПа. При удалении на глубину 10 мм микротвердость снижается до 1210 – 1385 МПа, что, очевидно, является следствием увеличения межпластиночного расстояния (снижение дисперсности) и снижения уровня деформационного упрочнения металла, имеющего место при длительной эксплуатации рельсов.

#### Выводы

Методами современного физического материаловедения установлено, что ударная вязкость и твердость на поверхности катания головки и по ее сечению удовлетворяют требованиям ТУ 0921-276-01124323 – 2012 для рельсов категории ДТ350. Твердость, измеренная методом Роквелла на глубине 2 мм от поверхности, составила 38,5 – 37,1 HRC, на глубине 10 и 22 мм – 35,5 – 35,8 HRC и 34,8 – 35,6 HRC соответственно. Микроструктура металла рельсов представлена мел-



Рис. 4. Структура металла головки рельса, выявленная методами оптической микроскопии (*a*, *б*) и сканирующей электронной микроскопии (*b*, *c*) травленого шлифа на глубине 0,5 – 1,0 мм

Fig. 4. Metal structure of the rail head, detected by optical microscopy  $(a, \delta)$  and scanning electron microscopy (a, c) of etched thin sections at 0.5 - 1.0 mm depth

Таблица 2

### Количественные характеристики структуры металла головки рельса, выявленные методами оптической и сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа

| Table 2. Quantitative properties of structure of metal of the rail head detected by of | optical and | scanning |
|--|-------------|----------|
| electron microscopy of etched thin section   |             |          |

| Место взятия пробы  | Межпластинчатое<br>расстояние, мкм |       |       | Величина перлитных колоний, мкм |        |       | Диаметр зерна, мкм<br>(номер зерна) |        |        |
|---------------------|------------------------------------|-------|-------|---------------------------------|--------|-------|-------------------------------------|--------|--------|
|                     | МИН                                | макс  | сред. | МИН                             | макс   | сред. | МИН                                 | макс   | сред.  |
| выкружка            | 0,073                              | 0,256 | 0,132 | 2,711                           | 12,157 | 6,170 | 15,042                              | 51,169 | 29,800 |
| поверхность катания | 0,073                              | 0,225 | 0,125 | 2,634                           | 10,731 | 5,600 | —                                   | _      | _      |

кодисперсным пластинчатым перлитом 1,5 балла с включениями избыточного феррита по границам зерен (1,5 балл шкалы № 7 ГОСТ 8233). Бейнит в микроструктуре металла рельса не выявлен. Величина межпластинчатого расстояния в головке рельса изменяется в пределах 0,10 – 0,15 мкм. Средняя величина перлитных колоний в зоне выкружки составляет 6,2 мкм, на поверхности катания – 5,6 мкм. Основной массив значений размеров действительного зерна, оцененного только в зоне нерабочей выкружки, составил 7 – 8 номер по ГОСТ 5639 – 82. Микротвердость на глубине 2 мм от поверхности катания составляет 1481 – 1486 МПа.

Таблица 5

#### Ударная вязкость и твердость стали на поверхности катания головки (ПКГ) и по ее сечению, а также в верхней части шейки

### Table 3. Impact strength and hardness of steel on the head roll surface (HRS) and its cross-section, as well as in the upper part of the neck

| Материал  |             | CU               | Твердость НВ на расстоянии, мм |              |          |      |                 |       |
|---|-------------|------------------|--------------------------------|--------------|----------|------|-----------------|-------|
|   |             | °C,              | ПКГ                            | 10           | выкружка |      | 22              | maŭro |
|   |             | /см <sup>2</sup> |                                |              | Nº 1     | Nº 2 | 22              | шеика |
| Проба рельса  | 30          | 27               | 388<br>399                     | 381          | 364      | 362  | 373             | 345   |
| Требования ТУ 0921-276-01124323 – 2012<br>для рельсов категории ДТ350 | не менее 15 |                  | 363 - 401                      | не менее 341 |          |      | не более<br>341 |       |

#### Таблица 4

### Твердость металла по сечению головки рельса в поперечном направлении

### Table 4. Hardness of metal in cross section of the rail head in transverse direction

| Место измерения    | Твердость HRC на расстоянии от поверхности, мм |      |      |  |  |  |  |
|--------------------|--|------|------|--|--|--|--|
|                    | 2  | 10   | 22   |  |  |  |  |
| Рабочая выкружка   | 38,5   | 35,5 | 34,8 |  |  |  |  |
| Центральная зона   | 37,1   | 35,8 | 35,6 |  |  |  |  |
| Нерабочая выкружка | 35,3   | 35,5 | 35,2 |  |  |  |  |

На глубине до 10 мм микротвердость снижается до 1210 – 1385 МПа, что обусловлено увеличением межпластиночного расстояния и снижением уровня деформационного упрочнения металла при длительной эксплуатации рельсов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. Microstructure of quenched rails. – Carbide: CISP Ltd, 2016. – 153 p.
- 2. Шур Е.А. Повреждения рельсов. М.: Интекст, 2012. 192 с.
- Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // Steel Tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
- Ivanisenko Yu., MacLaren I., Souvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced α → γ transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1659 – 1669.
- Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. and Eng.: A. 2013. Vol. 581. P. 8 – 15.
- Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng.: A. 2003. Vol. 345. No. 1-2. P. 81 – 89.
- Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. Vol. 59. No. 10. P. 3965 – 3977.

#### Микротвердость рельсов на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания

# Table 4. Microhardness of rails at a distance of 2 and 10 mm from the surface in place of both fillets and central zone of the rolling surface

| Зона измерения      | Микротвердость, МПа,<br>на расстоянии от поверхности, мм |      |  |  |  |  |
|---------------------|--|------|--|--|--|--|
|                     | 2  | 10   |  |  |  |  |
| Выкружка рабочая    | 1475   | 1385 |  |  |  |  |
| Выкружка нерабочая  | 1486   | 1274 |  |  |  |  |
| Поверхность катания | 1481   | 1210 |  |  |  |  |

- Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. No. 12. P. 1469 – 1472.
- 9. Шейнман Е. Износ рельсов // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 4. С. 413 422.
- Анисимов П.С. Влияние конструкции и параметров тележек на износ колес и рельсов // Железнодорожный транспорт. 1999. № 6. С. 38 – 42.
- Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F. et al. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation // Materials Letters. 2017. Vol. 209. P. 224 – 227.
- Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregudov O.A. et al. Physical nature of structure and properties degradation of rail surface after long term operation // AIP Conference Proceedings. 2017. Vol. 1909. P. 020066.
- **13.** Влияние износа рельсов и лубрикации на взаимодействие экипажа пути // Железные дороги мира. 2003. № 9. С. 66 70.
- Ермаков В.М. Анализ эффективности работы дорог по снижению износов «колесо-рельс» // Железнодорожный транспорт. 2005. № 7. С. 58 – 64.
- 15. Лысюк В.С. О причинах схода вагонов и износа рельсов в кривых // Железнодорожный транспорт. 2004. № 11. С. 50 – 52.
- 16. Шаповалов В.В., Щербак П.Н., Майба И.А., Костыгов В.Т. Методы устранения износа колес и рельсов // Железнодорожный транспорт. 2004. № 3. С. 111 115.
- 17. Grebe М. Пути снижения износа колес и рельсов // Железные дороги мира. 2002. № 4. С. 65 72.
- 18. Zhong W., Hu J.J., Shen P. Wang C.Y., Lius Q.Y. Experimental investigation between rolling contact fatigue and wear of high-speed

and heavy-haul railway and selection of rail material // Wear. 2011. Vol. 271. No. 9-10. P. 2485 – 2493.

- Tyfour W.R., Beynon J.H., Kapoor A. The steady state wear behavior of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions // Wear. 1995. Vol. 180. No. 1-2. P. 79 – 89.
- 20. Singh U.P., Singh R. Wear investigation of wheel and rail steels under conditions of sliding and rolling-sliding contact with particular regard to microstructural parameters // Wear. 1993. Vol. 170. No. 1. P. 93 – 99.
- Распоряжение ОАО «РЖД» № 2499р от 23.10.2014. Об утвержд. и введении в действие Инструкции «Дефекты рельсов. Классификация, каталог и параметры дефектных и остродефектных рельсов». ОАО Российские железные дороги. – М., 2014.

Поступила в редакцию 12 сентября 2019 г. После доработки 23 октября 2019 г. Принята к публикации 15 ноября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 108-115.

#### DEVELOPMENT OF THE STRUCTURE OF DIFFERENTIALLY HARDENED 100 M RAILS DURING THEIR LONG OPERATION

V.E. Kormyshev<sup>1</sup>, E.V. Polevoi<sup>2</sup>, A.A. Yur'ev<sup>2</sup>, V.E. Gromov<sup>1</sup>, Yu.F. Ivanov<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

<sup>2</sup> JSC "EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

<sup>3</sup>Institute of High Current Electronics, SB RAS, Tomsk, Russia

- Abstract. Using methods of modern physical materials science, structuralphase states and mechanical properties of the rolling surface have been analyzed at distance of 0 to 22 mm along the central axis and along the fillet of differentially hardened 100 m rails of DT 350 category manufactured by JSC "EVRAZ - United West Siberian Metallurgical Plant" after their long-term operation (passed gross tonnage of 1.411 million tons) on experimental test ring. In terms of chemical composition, metal of the rails meets TU 0921-276-01124323 - 2012 requirements for E76KhF steel. Impact strength and hardness on head surface and along cross-section meet TU specifications. Microstructure of rails metal is represented by finely dispersed plate perlite of 1.5 points with inclusions of excessive ferrite along the grain boundaries (1.5 points by GOST 8233 scale No. 7). Interlamellar distance in the rail head varies between 0.10 and 0.15 microns. Long-term operation of rails is accompanied by development of gradient structure, manifested in regular change in hardness, microhardness, impact strength along crosssection of the rail head. Microhardness at 2 mm depth from the rolling surface is 1481 - 1486 MPa. At 10 mm depth microhardness decreases to 1210-1385 MPa, which is caused by an increase in interlamellar distance and decrease in the level of strain hardening of metal during long-term operation of rails. It has been suggested that this may be due to an increase in interlamellar distance and a decrease in level of strain hardening during long-term operation.
- *Keywords*: structure, hardness, microhardness, differentially hardened rails, long-term operation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-108-115

#### REFERENCES

- 1. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of Quenched Rails*. Carbide: CISP Ltd, 2016, 153 p.
- Shur E.A. Povrezhdeniya rel'sov [Rail damage]. Moscow: Intekst, 2012, 192 p. (In Russ.).
- Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel Tech.* 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
- Ivanisenko Yu., MacLaren I., Souvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced α→γ transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Mater.* 2006, vol. 54, pp. 1659–1669.
- Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron

processed by warm high pressure torsion. *Mater. Sci. and Eng.: A.* 2013, vol. 581, pp. 8–15.

- Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. and Eng.: A.* 2003, vol. 345, no. 1-2, pp. 81–89.
- Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Mater.* 2011, vol. 59, no. 10, pp. 3965–3977.
- **8.** Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater*. 2001, vol. 45, no. 12, pp. 1469–1472.
- 9. Sheinman E. Rail wear. *Trenie i iznos.* 2012, vol. 33, no. 4, pp. 413–422. (In Russ.).
- Anisimov P.S. Influence of design and parameters of trolleys on wear of wheels and rails. *Zheleznodorozhnyi transport*. 1999, no. 6, pp. 38–42. (In Russ.).
- 11. Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F. et al. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation. *Materials Letters*. 2017, vol. 209, pp. 224–227.
- **12.** Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregudov O.A. et al. Physical nature of structure and properties degradation of rail surface after long term operation. *AIP Conference Proceedings*. 2017, vol. 1909, pp. 020066.
- **13.** Influence of rail wear and lubrication on interaction of vehicle-rail. *Zheleznye dorogi mira*. 2003, no. 9, pp. 66–70. (In Russ.).
- Ermakov V.M. Analysis of road performance in order to reduce "wheel-rail wear". *Zheleznodorozhnyi transport*. 2005, no. 7, pp. 58–64. (In Russ.).
- **15.** Lysyuk V.S. On causes of cars coming-off and rail wear in curves. *Zheleznodorozhnyi transport.* 2004, no. 11, pp. 50–52. (In Russ.).
- Shapovalov V.V., Shcherbak P.N., Maiba I.A., Kostygov V.T. Methods of elimination of wheels and rails wear. *Zheleznodorozhnyi* transport. 2004, no. 3, pp. 111–115. (In Russ.).
- Grebe M. Ways to reduce wheel and rail wear. *Zheleznye dorogi* mira. 2002, no. 4, pp. 65–72. (In Russ.).
- Zhong W., Hu J.J., Shen P. Wang C.Y., Lius Q.Y. Experimental investigation between rolling contact fatigue and wear of high-speed and heavy-haul railway and selection of rail material. *Wear*. 2011, vol. 271, no. 9-10, pp. 2485–2493.
- Tyfour W.R., Beynon J.H., Kapoor A. The steady state wear behavior of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions. *Wear.* 1995, vol. 180, no. 1-2, pp. 79–89.
- Singh U.P., Singh R. Wear investigation of wheel and rail steels under conditions of sliding and rolling-sliding contact with particular regard to microstructural parameters. *Wear*. 1993, vol. 170, no. 1, pp. 93–99.
- **21.** Defekty rel'sov. Klassifikatsiya, katalog i parametry defektnykh i ostrodefektnykh rel'sov. OAO Rossiiskie zheleznye dorogi [Rail defects. Classification, catalog and parameters of cropped and defective rails. Russian Railway OJSC]. Moscow, 2014. (In Russ.).
- Acknowledgements. The authors are grateful to A.M. Yunusov for help in experiments and results discussing.

*Funding*. The work was financially supported by RFBR grant (project No. 19-32-60001).

#### Information about the authors:

*V.E. Kormyshev*, *Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (89239230000@mail.ru) *E.V. Polevoi*, *Head of the Bureau of Metal Science and Thermal Treatment of the Technical Department of Rail Area* (Egor.Polevoj@evraz.com) A.A. Yur'ev, Cand. Sci. (Eng.), Manager of Product and Resource Management (ant-yurev@yandex.ru) V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru) Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yufi55@mail.ru)

> Received September 12, 2019 Revised October 23, 2019 Accepted November 15, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 116 – 121. © 2020. Смирнов К.И., Гамов П.А., Рощин В.Е.

УДК 669.11:669.292.34

#### РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА В СЛОЕ ИЛЬМЕНИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Смирнов К.И., аспирант кафедры «Пирометаллургические процессы» (smirnovk@susu.ru) Гамов П.А., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Пирометаллургические

*процессы»*(gamovpa@susu.ru)

Рощин В.Е., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры «Пирометаллургические

*процессы»* (roshchinve@susu.ru)

#### Южно-Уральский государственный университет

(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Переработка титансодержащих руд с извлечением всех основных полезных элементов является актуальной задачей с точки зрения рационального использования полезных ископаемых. Показано, что ни одна из существующих схем переработки не позволяет извлекать из титансодержащих железных руд одновременно все основные полезные элементы – железо, титан и ванадий. Эту задачу можно решить с использованием селективного извлечения этих элементов на основе новых представлений об электронном механизме восстановления. Экспериментально исследовано распространение процесса твердофазного селективного восстановления железа в глубь слоя зерен ильменитового концентрата от поверхности его контакта с порошком углеродсодержащего материала. Представлены результаты определения количества выделившейся металлической фазы по мере отдаления от границы контакта концентрат – восстановитель. На основе представленных результатов о количестве выделившейся металлической фазы сделан вывод о диффузионных процессах в слое контактирующих только между собой зерен концентрата, лимитирующих процесс восстановления железа. Вблизи плоскости контакта твердого восстановителя со слоем зерен концентрата скорость процессов восстановления железа преобладает над скоростью выделения из ильменита фаз с повышенным содержанием железа. В глубине слоя ильменитового концентрата процессу восстановления железа предшествует выделение из зерен концентрата железосодержащей силикатной фазы, в которой железо восстанавливается раньше, чем в зернах ильменита. Выделение железосодержащей силикатной фазы способствует спеканию зерен ильменита. Сделано заключение, что в слое концентрата, контактирующем со слоем твердого восстановителя, при отсутствии контакта каждого зерна ильменита с твердым восстановителем точечный контакт зерен и наличие в слое пустот между зернами не препятствуют распространению процесса восстановления в слое контактирующих только межлу собой зерен.

Ключевые слова: ильменит, титаномагнетит, предварительное восстановление, карботермическое восстановление, распространение процесса восстановления, металлическая фаза, комплексный оксид.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-116-121

#### Введение

В последние годы все больше проявляется интерес к исследованию твердофазного восстановления металлов из железных [1, 2], хромовых [3 – 5], марганцевых [6, 7], а также титаномагнетитовых и ильменитовых руд [8 – 11]. Титаномагнетитовые и ильменитовые руды являются перспективным сырьем для производства железа, титана и ванадия. В Российской федерации на их долю приходится 13 % запасов железных руд, 48 % запасов титана в виде  $\text{TiO}_2$  и 92 % запасов ванадия в виде  $V_2O_5$ .

Переработку титаномагнетитовых и ильменитовых руд ведут гидрометаллургическим или пирометаллургический метод, основанный на операции хлорирования, пригоден только для руд и концентратов с высоким содержанием оксидов титана, при этом получают концентрат оксида титана TiO<sub>2</sub> и малоиспользуемые соли железа и ванадия [12, 13]. Гидрометаллургический метод ис-

пользуют также для очистки высокотитанистого шлака после переработки пирометаллургическим методом с выделением концентрата оксида титана TiO<sub>2</sub>. Пирометаллургические методы нацелены в основном на извлечение железа. Переработка по классической схеме в доменной печи ограничивается максимальным содержанием оксидов титана 20 – 25 %; при более высоком содержании оксидов титана возникают сложности в работе печи [14, 17]. Переработка низкотитанистых титаномагнетитовых руд освоена в доменных печах на Нижнетагильском металлургическом комбинате. Одностадийная плавка в рудотермических печах позволяет получать чугун и концентрат оксидов титана, при этом в шлаке оставляют около 10 % оксидов железа для предотвращения восстановления титана и последующего образования его карбидов. Другие методы пирометаллургической переработки (например, по схеме Iron making technology mark three - ITmk 3) требуют разбавления шлака до состава, соответствующего доменным шлакам [15]. При этом образование большего количества шлака приводит к увеличению энергетических затрат, связанных с плавлением, а также потерей титана и ванадия вместе со шлаком. Двухстадийная переработка предполагает селективное извлечение железа из титаномагнетитового или ильменитового концентрата: предвосстановление в трубчатой вращающейся печи и последующее разделение на первородное железо и концентрат оксидов титана и ванадия в дуговой сталеплавильной печи [18, 19]. Но этот метод имеет ограничения по температуре плавления используемого материала вследствие определенных условий работы печи.

Использование неподготовленной титаномагнетитовой руды по существующим пирометаллургическим схемам требует предварительного выделения основного минерала руды. Технологическая схема подготовки ильменитовых руд с получением из них концентратов предполагает много стадий обогащения: дробление; измельчение до размеров частиц, достаточных для разделения рудных и нерудных минералов с последующей многостадийной магнитной сепарацией [17]. Полученный концентрат в дальнейшем подвергают окомкованию дисперсных рудных минералов. Окомкование ильменитовых концентратов совместно с восстановителем нежелательно, так как при последующем разделении на металл и высокотитанистый шлак непрореагировавший углерод восстанавливает титан с образованием карбидов, а зола восстановителя растворяется в шлаке, снижая концентрацию оксида титана TiO<sub>2</sub>.

Таким образом, при переработке титансодержащих руд желательно использовать твердый восстановитель без включения его в окомкованный концентрат. Согласно электронной теории восстановления металлов [20-22] можно ожидать, что твердофазное восстановление в окомкованном концентрате может происходить и без контакта каждой частицы концентрата с твердым восстановителем. При этом, как было показано в работах [21, 22], ни границы оксидных кристаллов, ни трещины и даже пустоты в оксидах не должны быть непреодолимыми препятствиями для движения вакансий и электронов по общей для всех катионов анионной подрешетке.

Целью настоящей работы является исследование распространения восстановительного процесса в слое зерен ильменитового концентрата по мере удаления от границы контакта со слоем твердого восстановителя.

#### Методика проведения экспериментов

В качестве материала для проведения экспериментов использовали ильменитовый концентрат следующего состава, % (по массе):  $46,20 \text{ TiO}_2$ ,  $16,45 \text{ Fe}_2\text{O}_3$ , 34,20 FeO,  $0,42 \text{ Al}_2\text{O}_3$ ,  $0,89 \text{ SiO}_2$ ,  $0,015 \text{ P}_2\text{O}_5$ ,  $0,24 \text{ V}_2\text{O}_5$ .

В кварцевую запаянную с одной стороны трубку (пробирку) внутренним диам. 6 мм насыпали ильменитовый концентрат на высоту 35 мм. Сверху на концентрат засыпали порошок размолотого графита от графитированных электродов дуговых сталеплавильных печей (рис. 1). Для определения влияния на процесс восстановления железа газового восстановителя в виде образующегося в условиях эксперимента оксида углерода СО в одном из образцов на участке 5 - 7 мм от плоскости контакта твердого восстановителя и ильменита часть ильменита заменяли прослойкой шириной 2 мм из порошка кварцевого стекла. Пробирку с шихтой помещали в рабочее пространство муфельной печи, нагревали до температуры 1250 °C и выдерживали при этой температуре в течение 60, 120, 180, 240 и 480 мин.

После выдержки печь отключали, образцы охлаждали вместе с печью до комнатной температуры. Образец вынимали из кварцевой трубки, готовили шлиф и исследовали его на оптическом и электронном сканирующем микроскопах. Состав фаз определяли микрорентгеноспектральным методом на микроскопе JSM-6460LV фирмы JEOL.

Для определения количества восстановленного металла выделили одиннадцать областей по мере удаления их от границы контакта ильменитового концентрата и графита. Высота каждой области составляла 1 мм. Первые десять областей предоставляли информацию



Рис. 1. Схема и результаты эксперимента: *I* – графит; *2* – ильменит; *3* – кварцевая пробирка; *4* – кварцевое стекло

Fig. 1. Scheme and results of the experiment: l – graphite; 2 – ilmenite; 3 – quartz test tube; 4 – quartz glass о восстановлении металла на расстоянии до 10 мм от границы контакта концентрата и восстановителя, а одиннадцатая область – на расстоянии 30 мм. Подсчет количества металлической фазы проводили с использованием программного комплекса «Analysis»: для этого на поверхности продольного шлифа выделяли металлическую и оксидную фазы. Подсчитывали отношение площади, занимаемой металлической фазой, к общей площади, занимаемой металлической и оксидной фазами. Таким приемом исключали площадь шлифа, занимаемую пустотами между зернами концентрата.

#### Результаты исследования

В результате восстановления в зернах ильменита по всей высоте образца произошло выделение металлической фазы. При этом, как и следовало ожидать, максимальное количество металла образовалось вблизи плоскости контакта восстановителя и ильменита. Площадь, занимаемая металлом, постепенно уменьшалась по мере удаления от плоскости контакта.

В образце с прослойкой из кварцевого стекла вблизи контакта ильменита и восстановителя до слоя стекла количество и распределение металлической фазы аналогичны этим параметрам в образце без прослойки. Ниже прослойки количество и размер частиц металлической фазы резко уменьшаются, а ее распределение становится равномерным по высоте и сечению образца.

В обоих образцах в областях, примыкающих к плоскости контакта ильменита и графита, присутствуют только две фазы: металлическая, образованная железом, и оксидная, представленная ильменитом (рис. 2, *a*). При этом выделение железа происходило как на поверхности, так и внутри зерен ильменита. Состав фаз в точках анализа приведен ниже:

| Точка | Содержание элемента, % (ат.) |     |     |      |     |      |     |      |  |
|-------|------------------------------|-----|-----|------|-----|------|-----|------|--|
|       | 0                            | Mg  | Al  | Si   | Са  | Ti   | Mn  | Fe   |  |
| 1     | _                            | _   | _   | _    | _   | 1,3  | _   | 98,7 |  |
| 2     | 69,4                         | 0,8 | 0,3 | _    | _   | 23,0 | 0,4 | 6,1  |  |
| 3     | _                            | _   | _   | _    | _   | 0,8  | _   | 99,2 |  |
| 4     | 68,6                         | 0,5 | 0,2 | _    | _   | 17,1 | 0,3 | 13,2 |  |
| 5     | 67,9                         | 1,1 | 3,8 | 16,4 | 1,5 | 0,5  | 0,3 | 8,5  |  |
| 6     | 68,3                         | 0,4 | _   | _    | _   | 16,6 | 0,2 | 14,5 |  |
| 7     | 66,3                         | 0,4 | 0,3 | _    | _   | 11,5 | 0,2 | 21,2 |  |
| 8     | 63,7                         | 1,4 | 1,3 | 16,9 | 1,2 | 0,7  | 0,4 | 14,5 |  |

На небольшом (5 – 10 мм) расстоянии от плоскости контакта концентрата и восстановителя обнаруживаются три фазы: металлическая и две оксидные. Основная оксидная фаза представлена ильменитом, в которой имеются тонкие выделения железосодержащей силикатной фазы. В этом случае частицы восстановленного



Рис. 2. Металлическая и оксидные фазы после восстановительного обжига концентрата при температуре 1250 °С и выдержке в течение 240 мин:

а – вблизи границы контакта концентрата и восстановителя;
 б – на расстоянии 5 – 10 мм от границы;
 в – на расстоянии более 10 мм от границы

| е |
|---|
|   |
|   |
|   |
|   |
|   |

железа наблюдаются как внутри зерен, так и на их поверхности, примыкая к выделениям силикатной фазы. При этом в областях, где произошло выделение силикатной фазы, происходит спекание частиц концентрата (рис. 2,  $\delta$ ).

На значительном (более 10 мм) удалении от границы контакта в обоих образцах обнаруживаются металлическая и три оксидных фазы. Частицы металлической фазы всегда примыкают к силикатной фазе. Оксидные фазы представлены силикатами железа, ильменитовой фазой, имеющей приблизительно стехиометрическое соотношение содержаний титана и железа, и фазой с повышенным содержанием железа, но обедненную оксидами титана (рис. 2, *в*). В этом случае также происходит спекание оксидных частиц в местах выделения силикатной фазы.

#### Обсуждение результатов

В результате восстановительного обжига при температуре 1250 °C в слое ильменитового концентрата, контактирующем со слоем твердого углерода, происходит селективное восстановление железа. При этом железо восстанавливается не только в частицах, непосредственно контактирующих с углеродом, но и в частицах ильменита, контактирующих только между собой. В результате этого фронт восстановления продвигается в образцах вниз от плоскости контакта твердого углерода с ильменитом ко дну пробирки. Появление на пути распространения восстановительного процесса препятствия в виде прослойки порошка кварца коренным образом меняет характер этого процесса. Продвижение фронта восстановления резко прекращается. Ниже обнаруживаются только отдельные мелкие частицы металла, распределение которых приобретает случайный характер.

Распространение восстановительного процесса в слое ильменита от одной частицы к другой подтверждает развиваемые авторами представления об электронном механизме восстановления. Восстановительный процесс распространяется путем рассеивания в кристаллической решетке оксидов анионных вакансий, содержащих свободные электроны, которые освободились от связи с анионами при взаимодействии оксидов с восстановителем на поверхности оксидного слоя [19 – 22]. Как было показано ранее [21, 22], для перехода анионных вакансий и электронов из одного оксида в другой не требуется даже плотного контакта между ними. Результаты экспериментов настоящей работы подтверждают это положение теории.

Поскольку использованный в экспериментах ильменитовый концентрат является природным комплексным оксидом, то при высокой температуре в зернах ильменитового концентрата происходит распад раствора с выделением силикатной фазы. Распад оксидного раствора происходит, главным образом, под воздействием нагрева, поэтому выделение железосодержащей силикатной фазы происходит одновременно по всей высоте образцов. Из силикатной фазы железо восстанавливается не только твердым углеродом, но и более слабым восстановителем – газообразным оксидом углерода. В нижней части образцов и при наличии препятствия в виде прослойки из порошка кварцевого стекла, и при его отсутствии возможно восстановление железа по другому механизму – через газовую фазу. Но разные размеры металлических частиц, различие в плотности их распределения по высоте при наличии или отсутствии препятствующей прослойки подтверждают несомненное преобладание восстановительного процесса за счет диффузионного потока заряженных анионных вакансий от плоскости контакта ильменита с твердым углеродом.

Диффузионный характер распространения восстановительного процесса в слое концентрата подтверждается и результатами определения количества выделившегося металла по площади, занимаемой металлической фазой на разных уровнях образца (рис. 3).

#### Выводы

Распространение восстановительного процесса в слое сыпучего оксидного материала осуществляется преимущественно путем диффузии заряженных анионных вакансий, образующихся на поверхности контакта слоев твердого восстановителя и твердого рудного материала.



Расстояние от границы контакта восстановителя и ильменита, мм

Рис. 3. Выделение металлической фазы в объеме образца в зависимости от удаления от границы контакта концентрата и восстановителя при T = 1250 °C

Fig. 3. Selection of metal phase in sample volume depending on distance from the contact boundary of concentrate and reducing agent at T = 1250 °C

Распад оксидного раствора в ильмените с выделением железосиликатной фазы способствует восстановлению железа не только твердым углеродом, но и газообразным оксидом углерода СО.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Li K.Q., Ni W., Zhu M., Zheng M.J., Li Y. Iron extraction from oolitic iron ore by a deep reduction process // Journal of Iron and Steel Research International. 2011. Vol. 18. No. 8. P. 9 – 13.
- Kapelyushin Y., Xing X., Zhang J., Jeong S., Sasaki Y., Ostrovski O. Effect of alumina on the gaseous reduction of magnetite in CO/CO<sub>2</sub> gas mixtures // Metallurgical and Materials Transactions B. 2015. Vol. 46. No. 3. P. 1175 – 1185.
- Anacleto N.M., Solheim I., Sorensen B., Ringdalen E., Ostrovski O. Reduction of chromium oxide and ore by methane-containing gas mixtures. – In book: INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Congress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town. 2018. – Cape Town. 2018. P. 71 – 78.
- Leikola M., Taskinen P., Eric R.H. Reduction of Kemi chromite with methane // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. 2018. Vol. 118. No. 6. P. 575 – 580.
- Jung W.G., Hossain S.T., Johra F.T., Kim J.H., Chang, Y.C. Reduction of chromium ore by recycled silicon cutting sludge waste with carbon addition // Journal of Iron and Steel Research International. 2019. Vol. 26. No. 8. P. 806 817.
- Bhalla A., Eric R.H. Mechanism and kinetic modelling of methanebased reduction of Mamatwan manganese ore. – In book: INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Congress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town. 2018. – Cape Town, 2018. P. 143 – 156.
- Cheraghi A., Yoozbashizadeh H., Safarian J. Chemical, microstructural, and phase changes of manganese ores in calcination and pre-reduction by natural gas. – In book: INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Congress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town. 2018. – Cape Town, 2018. P. 157 – 167.
- Huang R., Lv X.W., Bai C.G., Deng Q.Y., Ma S.W. Solid state and smelting reduction of Panzhihua ilmenite concentrate with coke // Canadian Metallurgical Quarterly. 2012. Vol. 51. No. 4. P. 434 – 439.
- Gou H.P., Zhang G.H., Hu X.J., Chou K.C. Kinetic study on carbothermic reduction of ilmenite with activated carbon // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017. Vol. 27. No. 8. P. 1856 – 1861.

- 10. Sarkar B.K., Dastidar M.G., Dey R., Das G.C., Chowdhury S., Mahata D.K. Optimization of reduction parameters of quenched titaniferous magnetite ore by boiler grade coal using box-behnken design // Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. 2019. P. 1 – 8.
- Wang S., Chen M., Guo Y., Jiang T., Zhao B. Reduction and smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets // JOM. 2018. Vol. 71. No. 3. P. 1144 – 1149.
- 12. Гудима Н.В., Шейн Я.П. Краткий справочник по металлургии цветных металлов. М.: Металлургия, 1975. 536 с.
- Уткин Н.И. Производство цветных металлов. М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 442 с.
- Fu W., Wen Y., Xie H. Development of intensified technologies of vanadium-bearing titanomagnetite smelting // Journal of Iron and Steel Research, International. 2011. Vol. 18. No. 4. P. 7 – 18.
- Панишев Н.В., Бигеев В.А. Переработка комплексных руд Южного Урала глубокой металлизацией // Теория и технология металлургического производства. 2016. №. 2 (19). С. 68 70.
- 16. Wang S., Guo Y., Jiang T., Chen F., Zheng F., Yang L., Tang M. Behavior of titanium during the smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets in an electric furnace // JOM. 2019. Vol. 71. No. 1. P. 323 328.
- Леонтьев Л.И., Ватолин Н.А., Шаврин С.В., Шумаков Н.С. Пирометаллургическая переработка комплексных руд. – М.: Металлургия, 1997. – 432 с.
- Рощин В.Е., Асанов А.В., Рощин А.В. Возможности двухстадийной переработки концентратов титаномагнетитовых руд // Электрометаллургия. 2010. № 6. С. 15 – 25.
- 19. Рощин В.Е., Гамов П.А., Рощин А.В., Салихов С.П. Электронная теория восстановления: следствия для теории и практики извлечения металлов из руд // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 5. С. 407 – 417.
- Roshchin V.E., Roshchin A.V. Electron mechanism of reduction processes in blast and ferroalloy furnaces // CIS Iron and Steel Review. 2019. Vol. 17. P. 14 – 24.
- Рощин В.Е., Рощин А.В., Гамов П.А., Бильгенов А.С. Электрои массообмен при восстановлении металлов твердым углеродом в твердых комплексных оксидах // Металлы. 2020. № 1. С. 59 – 71.
- 22. Рощин В.Е., Рощин А.В. Электронные процессы при восстановлении и извлечении металлов из руд // Электрометаллургия. 2020. № 1. С. 14 – 24.

Поступила в редакцию 9 декабря 2019 г. После доработки 20 января 2020 г. Принята к публикации 24 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 116-121.

#### DISTRIBUTION OF SOLID-PHASE REDUCTION OF IRON IN A LAYER OF ILMENITE CONCENTRATE

#### K.I. Smirnov, P.A. Gamov, V.E. Roshchin

#### South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

*Abstract.* Processing of titanium-containing ores with extraction of all the major elements is an urgent task of minerals rational use. It is shown that none of the existing processing schemes allows extracting of all the major useful elements at the same time from titanium-containing iron ores, i.e. – iron, titanium and vanadium. This problem can be solved using selective extraction of these elements based on new ideas about electronic reduction mechanism. Propagation of the process of solid-phase selective reduction of iron with the powder of carbon-containing material deep into the layer of grains of ilmenite concentrate from the surface of its contact was experimentally studied. The results of determining the amount of metal phase released as it moves away

from the concentrate – reducing agent contact boundary are presented. Based on the results concerning amount of precipitated metal phase, a conclusion was made about diffusion processes in a layer of concentrate grains contacting only between themselves, limiting process of iron reduction. It is shown that near the plane of contact of solid reducing agent with the layer of concentrate grains, the rate of iron reduction is higher than the rate of high iron content phase precipitation from ilmenite. In depth of ilmenite concentrate layer, process of iron reduction is preceded by formation of iron-containing silicate phase from concentrate grains, where iron is reduced earlier than in ilmenite grains. Formation of iron-containing silicate phase contributes ilmenite grains sintering. It was concluded that in the concentrate layer in contact with solid reducing agent layer in absence of contact of each ilmenite grain with solid reducing agent, the point contact of grains and presence of voids between them in the layer do not prevent propagation of reduction process in the layer of grains contacting with each other only.

*Keywords*: ilmenite, titanomagnetite, preliminary reduction, carbothermal reduction, distribution of reduction process, metal phase, complex oxide.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-116-121

#### REFERENCES

- 1. Li K.Q., Ni W., Zhu M., Zheng M.J., Li Y. Iron extraction from oolitic iron ore by a deep reduction process. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2011, vol. 18, no. 8, pp. 9–13.
- Kapelyushin Y., Xing X., Zhang J., Jeong S., Sasaki Y., Ostrovski O. Effect of alumina on the gaseous reduction of magnetite in CO/CO<sub>2</sub> gas mixtures. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2015, vol. 46, no. 3, pp. 1175–1185.
- Anacleto N.M., Solheim I., Sorensen B., Ringdalen E., Ostrovski O. Reduction of chromium oxide and ore by methane-containing gas mixtures. In: *INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Congress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town, 2018*, Cape Town. 2018, pp. 71–78.
- 4. Leikola M., Taskinen P., Eric R.H. Reduction of Kemi chromite with methane. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2018, vol. 118, no. 6, pp. 575–580.
- Jung W.G., Hossain S.T., Johra F.T., Kim J.H., Chang, Y.C. Reduction of chromium ore by recycled silicon cutting sludge waste with carbon addition. *Journal of Iron and Steel Research Int.* 2019, vol. 26, no. 8, pp. 806–817.
- Bhalla A., Eric R.H. Mechanism and kinetic modelling of methanebased reduction of Mamatwan manganese ore. In: *INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Congress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town, 2018.* Cape Town, 2018, pp. 143–156.
- Cheraghi A., Yoozbashizadeh H., Safarian J. Chemical, microstructural, and phase changes of manganese ores in calcination and prereduction by natural gas. In: *INFACON XV: Int. Ferro-Alloys Con*gress, Southern African Institute of Mining and Metallurgy, Cape Town, 2018. Cape Town, 2018, pp. 157–167.
- Huang R., Lv X.W., Bai C.G., Deng Q.Y., Ma S.W. Solid state and smelting reduction of Panzhihua ilmenite concentrate with coke. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2012, vol. 51, no. 4, pp. 434–439.
- Gou H.P., Zhang G.H., Hu X.J., Chou K.C. Kinetic study on carbothermic reduction of ilmenite with activated carbon. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2017, vol. 27, no. 8, pp. 1856–1861.
- **10.** Sarkar B.K., Dastidar M.G., Dey R., Das G.C., Chowdhury S., Mahata D.K. Optimization of reduction parameters of quenched titaniferous magnetite ore by boiler grade coal using box–behnken design. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D.* 2019, pp. 1–8.

- Wang S., Chen M., Guo Y., Jiang T., Zhao B. Reduction and smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets. *JOM*. 2018, vol. 71, no. 3, pp. 1144–1149.
- Gudima N.V., Shein Ya.P. Kratkii spravochnik po metallurgii tsvetnykh metallov [Outline of non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 536 p. (In Russ.).
- Utkin N.I. Proizvodstvo tsvetnykh metallov [Non-ferrous metals production]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2004, 442 p. (In Russ.).
- 14. Fu W., Wen Y., Xie H. Development of intensified technologies of vanadium-bearing titanomagnetite smelting. *Journal of Iron and Steel Research, International.* 2011, vol. 18, no. 4, pp. 7–18.
- Panishev N.V., Bigeev V.A. Processing of complex ores of the Southern Urals by deep metallization. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016, no. 2 (19), pp. 68–70. (In Russ.).
- Wang S., Guo Y., Jiang T., Chen F., Zheng F., Yang L., Tang M. Behavior of titanium during the smelting of vanadium titanomagnetite metallized pellets in an electric furnace. *JOM*. 2019, vol. 71, no. 1, pp. 323–328.
- Leont'ev L.I., Vatolin N.A., Shavrin S.V., Shumakov N.S. *Pirometallurgicheskaya pererabotka kompleksnykh rud* [Pyrometallurgical processing of complex ores]. Moscow: Metallurgiya, 1997, 432 p. (In Russ.).
- Roshchin V.E., Asanov A.V., Roshchin A.V. Possibilities of twostage processing of concentrates of titanomagnetite ores. *Elektrometallurgiya*. 2010, no. 6, pp. 15–25. (In Russ.).
- Roshchin V.E., Gamov P.A., Roshchin A.V., Salikhov S.P. Electron theory of metals reduction: theory and methods of metals extraction from various types of ore. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 5, pp. 407–417. (In Russ.).
- Roshchin V.E., Roshchin A.V. Electron mechanism of reduction processes in blast and ferroalloy furnaces. *CIS Iron and Steel Review*. 2019, vol. 17, pp. 14–24.
- Roshchin V.E., Roshchin A.V., Gamov P.A., Bil'genov A.S. Electric and mass transfer at metals reduction by solid carbon in solid complex oxides. *Metally*. 2020, no. 1, pp. 59–71. (In Russ.).
- Roshchin V.E., Roshchin A.V. Electronic processes at reduction and extraction of metals from ores. *Elektrometallurgiya*. 2020, no. 1, pp. 14–24. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**K.I. Smirnov**, Postgraduate of the Chair "Pyrometallurgical Processes" (smirnovk@susu.ru)

- **P.A. Gamov,** Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Pyrometallurgical Processes" (gamovpa@susu.ru)
- *V.E. Roshchin,* Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair "Pyrometallurgical Processes" (roshchinve@susu.ru)

Received December 9, 2019 Revised January 20, 2020 Accepted January 24, 2020 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 122 – 128. © 2020. Салина В.А., Жучков В.И., Заякин О.В.

УДК 669.18.536

#### ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СИЛИКОТЕРМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ХРОМА\*

**Салина В.А.,** к.т.н., старший научный сотрудник (valentina\_salina@mail.ru) Жучков В.И., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (ntm2000@mail.ru) Заякин О.В., д.т.н., заведующий лабораторией стали и ферросплавов (zferro@mail.ru)

#### Институт металлургии УрО РАН

(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

*Аннотация*. Проведено термодинамическое моделирование процесса восстановления хрома из оксидной системы состава, % (по массе): 25,0 - 37,5 CaO, 25,0 - 12,5 SiO<sub>2</sub>, 25 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5 FeO, 14 MgO, 3 MnO, 3 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В качестве восстановителя использовали кремний ферросилиция марок  $\Phi$ C20,  $\Phi$ C45,  $\Phi$ C65, количество которого составило 110 % от стехиометрически необходимого для восстановления железа, марганца и хрома. Для моделирования использовали программный комплекс HSC Chemistry 6.12, разработанный Outokumpu ( $\Phi$ инляндия). Расчеты выполнены с применением модуля «Equilibrium Compositions» в исходной среде азота при общем давлении 0,1 МПа в интервале температур 1500 – 1700 °C с шагом 50 °C. В базу данных программного комплекса введены термодинамические характеристики химического соединения CrO (II). Скорректированы существующие в базе данных термодинамические константы соединения CaCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. Результаты расчетов представлены в виде графических зависимостей изменения степени восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  от температуры *t*, основности шлака (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) и концентрации кремния в ферросилиции [Si]<sub>4</sub>C. Показано, что повышение температуры процесса от 1500 до 1700 °C при (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) от 1 до 3 при *t* = 1600 °C приводит к повышению  $\eta_{Cr}$  на 17,3, 14,2 и 12,5 % при использовании  $\Phi$ C20,  $\Phi$ C45 и  $\Phi$ C65 соответственно. Повышение концентрации кремния от 20 до 65 % в ферросилиции [Si]<sub>4</sub>C способствует увеличению  $\eta_{Cr}$  на 9,5, 5,9 и 4,2 % при основности шлака, равной 1, 2 и 3 соответственно и температуре 1600 °C. Определен химический состав металла. Результаты термодинамического моделирования давной 1, 2 и 3 соответственно и температуре 1600 °C. Определен химический состав металла. Результаты термодинамического моделирования могут быть использованы для расчета степени восстановления хрома из шлаков восстановительного периода процесса аргоно-кислородного рафинирования при получении нержавеющей стали.

*Ключевые слова*: термодинамическое моделирование, оксидная система, восстановление, температура, основность шлака, ферросилиций, состав металла.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-122-128

#### Введение

Нержавеющая сталь является одним из важнейших и востребованных продуктов черной металлургии. Согласно данным Международного форума по нержавеющей стали (International Stainless Steel Forum) мировой объем производства нержавеющей стали в 2017 г. составил 48,08 млн. т, что на 5,8 % больше, чем в 2016 г. [1], а в 2018 г. увеличился на 5,5 % по сравнению с 2017 г. и составил 50,73 млн. т [2]. Основным прогрессивным способом получения нержавеющей стали является процесс аргоно-кислородного рафинирования (АКР). Важным этапом этого процесса является восстановительный период, во время которого окислившийся в процессе продувки хром, находящийся в шлаке (примерно 25 %  $Cr_2O_3$ ), восстанавливается кремнием ферросилиция [3 – 5].

В литературе приведены данные об изучении термодинамической активности CrO и CrO<sub>1,5</sub> в шлаках систем CaO-SiO<sub>2</sub>-CrO<sub>x</sub> [5-7] и MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-CaO [8], их сульфидной емкости [9] и вязкости [10], а также о металлотермическом процессе получения феррохрома [11 – 16].

В работах [6, 7] получены новые данные об активности и окислительно-восстановительном равновесии оксидов хрома, измеренные при давлении P<sub>O2</sub> =  $= 0,695 \cdot 10^{-11}$  МПа и температуре 1600 °C. Установлено, что для системы CaO-SiO<sub>2</sub>-CrO<sub>r</sub> с увеличением основности коэффициент активности оксида хрома повышается и оптимальный состав шлака для рафинирования нержавеющей стали насыщен соединениями CaCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Определено, что повышение содержания оксида магния в шлаке снижает отношение  $Cr^{3+}/Cr^{2+}$  и коэффициент  $\gamma_{CrO_{-}}$  активности оксида хрома, а повышение концентрации Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в шлаке повышает отношение Cr<sup>3+</sup>/Cr<sup>2+</sup> и незначительно снижает величину ү<sub>сго.</sub>. Для уменьшения потерь хрома при получении нержавеющей стали при температуре 1600 °С рекомендуется поддерживать следующий состав шлака, % (по массе): 44 CaO, 39 SiO<sub>2</sub>, 11 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6 MgO.

Ранее авторами работы [8] изучена активность оксида хрома в шлаках системы MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-CaO при температуре 1600 °C в восстановительных усло-

<sup>\*</sup> Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН и по проекту № 18-5-2345-56 Комплексной программы Уральского отделения РАН.

виях и растворимость MgO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для расплава MgO–SiO<sub>2</sub>, который насыщен 2MgO·SiO<sub>2</sub>, растворимость MgO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> увеличивается с уменьшением парциального давления кислорода и коэффициента активности оксида хрома  $\gamma_{Cr_2O_3}$ . Добавление оксида кальция CaO в указанный расплав способствует снижению содержания растворимого общего хрома и повышению величин  $\gamma_{Cr_2O_3}$  и  $\gamma_{CrO}$ . Присутствие соединения Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в оксидных шлаках приводит к увеличению степени окисления хрома.

В работе [9] представлены результаты изучения сульфидной емкости псевдо-тройных шлаков системы  $CaO-SiO_2-CrO_x$ . Применение уравнения, связывающего  $Cr^{2+}/Cr^{3+}$  с основностью, парциальным давлением кислорода и температурой, позволило оценить влияние оксида хрома на сульфидную емкость. Показано, что сульфидная емкость уменьшается с увеличением  $X_{CrO}/X_{Cr_2O_3}$  при постоянной основности. Такая зависимость получена при основности шлака 1,0, 0,7 и 0,6.

Оценка вязкости шлаков при получении феррохрома приведена в работе [10], которая показала, что оксиды хрома (5 – 10 %) в промышленном шлаке феррохрома понижают его вязкость и их влияние на снижение вязкости больше, чем влияние  $Cr_2O_3$ .

В работе [12] исследована степень окисления хрома в оксидно-фторидных шлаках, применяемых при электрошлаковом переплаве. Определено, что с ростом температуры, понижением парциального давления кислорода и оптической основности шлака увеличивается доля хрома со степенью окисления +2, что характерно и для оксидных шлаков [7, 8].

В работе [13] методом термодинамического моделирования (ТМ) изучен процесс восстановления хрома из руды при температуре 1750 °С. В качестве восстановителей использовали ферросиликохром и алюминий. Предлагается для восстановления хрома, железа и кремния из руды увеличить на 20 % расход алюминия от стехиометрически необходимого для полного восстановления хрома, а расход ферросиликохрома иметь несколько меньше стехиометрически необходимого с учетом повышенного содержания кремния в металле после первого этапа.

Термодинамический анализ возможности получения низкоуглеродистого феррохрома из руд различных месторождений проведен в работе [14]. Установлено, что отношение  $Cr_2O_3$ /FeO в руде должно быть не менее 3,0 для получения товарного низкоуглеродистого феррохрома с содержанием хрома большим или равным 65 %. Из большинства руд Уральских месторождений возможно получение низкоуглеродистого феррохрома с пониженным (50 – 60 %) содержанием хрома.

В работе [15] изучено влияние основности шлака, количества и качества восстановителей на процесс восстановления хрома из шлака в контакте с расплавленной сталью при температуре 1600 °С. Установлено, что степень восстановления хрома при использовании сплава, содержащего 44 % Si, 9 % Mg, остальное железо, составляет около 81 %, а при применении ферросилиция (75 % Si) – 88 %. Эффективность восстановителей хрома повышалась в следующем порядке: кремний, алюминий, кальций, магний. Выявлено, что восстановительная способность магния примерно в три раза выше, чем кремния.

Равновесное распределение марганца и хрома между шлаком CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO<sub>насыш</sub>-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MnO и нержавеющей сталью Fe-Cr-Mn в температурном интервале от 1550 до 1600 °С в атмосфере аргона исследовано в работе [16]. Выявлено, что с повышением основности шлака с 0,8 до 2,5 коэффициент распределения хрома  $L_{\rm Cr}$  между шлаком системы CaO $-{
m SiO}_2-{
m MgO}_{
m Hacbuil}$ -Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MnO и сплавом состава 4,2-10,6 % Mn, 18,6-20,2 % Cr, остальное - Fe, увеличивается. Коэффициент распределения марганца L<sub>Mn</sub> с повышением основности шлака с 0,5 до 3,0 уменьшается при температуре 1600 °C. Повышение основности шлака приводит к возрастанию коэффициента активности оксида марганца, но к уменьшению коэффициента активности  $Cr_{2}O_{2}$  при температуре 1600 °C, что не согласуется с ранее полученными данными [8]. Показано, что для увеличения степени восстановления марганца при производстве нержавеющей стали необходимо использовать основной шлак с высоким коэффициентом активности оксида марганца и низкую температуру процесса.

В работе [17] проведено термодинамическое моделирование процесса восстановления хрома из системы, содержащей, %: 40  $Cr_2O_3$ , 21 FeO, 5 SiO<sub>2</sub>, 16 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 16 MgO, 2 CaO, 0,006 P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, при увеличении содержания оксида кальция до основности 3,15. В качестве восстановителя использовали ферросиликоникель состава 65 % Si, 28 % Fe, 7 % Ni. Установлено, что рациональная основность шлака составляет 1,86 – 1,90, а расход восстановителя – 1,05 $m_{восст}$ , что позволяет получить степень восстановления хрома 95,1 % при температуре 1700 °C. В работе [18] изучено влияние температуры на степень восстановления железа, хрома, алюминия и магния при расходе ферросиликоникеля 1,05 $m_{восст}$ . Химический состав комплексного ферросплава Fe–Si–Cr–Ni следующий, %: 50,40 Cr, 3,30 Ni, 1,97 Si, остальное железо.

Проведенный обзор показал, что металлотермические процессы восстановления элементов многокомпонентных хромсодержащих оксидных систем, в том числе кремнием ферросилиция, слабо изучены. Нет данных о влиянии концентрации кремния ферросилиция на процесс восстановления хрома многокомпонентной системы CaO-SiO<sub>2</sub>-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-FeO-MgO--MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

#### Методика термодинамического моделирования

Целью настоящей работы является изучение влияния температуры (1500 – 1700 °C) процесса, основнос-
ти шлака (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) и концентрации кремния  $[Si]_{\Phi C}$  в восстановителе на степень восстановления хрома методом TM.

Термодинамическое моделирование процесса силикотермического восстановления хрома из оксидной системы CaO-SiO<sub>2</sub>-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-FeO-MgO-MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводили по следующим вариантам:

1 – изучение влияния температуры t (1500 – 1700 °C) процесса на степень восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  при основности шлака, равной 2;

2-определение влияния основности шлака от 1 до 3 на степень восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  при температуре 1600 °C;

3 – изучение влияния концентрации кремния в ферросилиции [Si]<sub>ФС</sub> на степень восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  при основности шлака, равной 1, 2, 3, и температуре 1600 °С.

В качестве исходной оксидной термодинамической системы использовали следующий состав, %: 25,0-37,5 CaO, 25,0-12,5 SiO<sub>2</sub>, 25,0 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5,0 FeO, 14,0 MgO, 3,0 MnO, 3,0 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В качестве восстановителя применяли кремний ферросилиция марок  $\Phi$ C20 (20 % Si),  $\Phi$ C45 (45 % Si) и  $\Phi$ C65 (65 % Si) в количестве 110 % от стехиометрически необходимого для полного восстановления железа, марганца и хрома.

Для проведения ТМ использовали программный комплекс (ПК) HSC Chemistry 6.12, разработанный Outokumpu и основанный на минимизации свободной энергии Гиббса и вариационных принципах термодинамики [19]. Программный комплекс позволяет определить термодинамические константы ( $\Delta_{\mu}H^{\circ}(T)$ ,  $\Delta_r S^{\circ}(T), \Delta_r G^{\circ}(T), K(T))$  химических реакций при изобарических и изотермических условиях процесса. Равновесный состав многокомпонентной оксидной и металлической систем определяли с применением подпрограммы «Equilibrium Compositions» (равновесные составы) в исходной среде азота в количестве 2,24 м<sup>3</sup> при общем давлении 0,1 МПа, в интервале температур 1500 – 1700 °С с шагом 50 °С. В базу данных ПК НЅС Chemistry 6.12 введено химическое соединение CrO (II) с соответствующими термодинамическими характеристиками и скорректированы существующие в базе данных термодинамические константы соединения хромита кальция CaCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> [20].

#### Результаты термодинамического моделирования и анализ

Результаты ТМ процесса восстановления элементов из оксидной системы CaO-SiO<sub>2</sub>-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-FeO-MgO--MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> кремнием ферросилиция разных марок (ФС20, ФС45 и ФС65) представлены в виде следующих графических зависимостей:

1 – изменение степени восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  от температуры (1500 – 1700 °C) при основности шлака, равной 2 (см. рисунок, поз. *a*);



Зависимость степени восстановления хрома ( $\eta_{Cr}$ ) от температуры (t) при CaO/SiO<sub>2</sub> = 2 и ФС20 (I), ФС45 (2) и ФС65 (3) (a), от основности шлака, равной 1, 2, 3, при температуре 1600 °С и ФС20 (I), ФС45 (2) и ФС65 (3) ( $\delta$ ), от концентрации [Si]<sub>ФС</sub> кремния в ферросилиции при CaO/SiO<sub>2</sub> = 1 (4), 2 (5), 3 ( $\delta$ ) и при температуре 1600 °С (s)

Dependence of the chromium reduction degree ( $\eta_{Cr}$ ) on temperature (*t*) at slag basicity of 2 and FeSi20 (1), FeSi45 (2) and FeSi65(3) (*a*), on slag basicity of 1, 2, 3 at temperature of 1600 °C and FeSi20 (1), FeSi45 (2) and FeSi65(3) ( $\delta$ ), on concentration [Si]<sub>FeSi</sub> of silicon in ferrosilicon on slag basicity of 1 (4), 2 (5), 3 (6) and at temperature of 1600 °C ( $\sigma$ )

2 – изменение степени восстановления хрома  $\eta_{Cr}$ в зависимости от основности шлака при температуре 1600 °C (см. рисунок, поз.  $\delta$ );

3 – изменение степени восстановления хрома  $\eta_{\rm Cr}$  от концентрации кремния  $[Si]_{\Phi C}$  в ферросилиции при основности шлака, равной 1, 2, 3, и температуре 1600 °C (см. рисунок, поз. *в*).

На рисунке, поз. а показано изменение степени восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  от температуры при основности шлака, равной 2, и использовании в качестве восстановителя кремния ферросилиция марок ФС20, ФС45 и ФС65. Установлено, что повышение температуры процесса снижает степень восстановления хрома при использовании ферросилиция разного состава. Такую зависимость можно объяснить тем, что реакция восстановления хрома кремнием экзотермическая и протекает с выделением тепла [21]. При увеличении температуры с 1500 до 1700 °С степень восстановления хрома уменьшилась на 1,87 % (с 80,1 до 78,6 %) при применении восстановителя ФС20, на 6,04 % (с 84,5 до 79,4 %) при применении ФС45 и на 7,38 % - при применении ФС65. Степень восстановления хрома увеличивается при повышении содержания кремния в ферросилиции во всем диапазоне температур. Снижение степени восстановления хрома усиливается при t > 1650 °C.

На рисунке, поз. б представлено изменение степени восстановления  $\eta_{\rm Cr}$  хрома от основности шлака при температуре 1600 °С и использовании в качестве восстановителя ферросилиция марок ФС20, ФС45, ФС65. Расчет показал, что повышение основности шлака с 1 до 3 способствует увеличению степени восстановления хрома. Так, степень восстановления хрома при повышении основности шлака с 1 до 3 и при использовании в качестве восстановителя ФС20 увеличилась на 17,3 % (с 69,6 до 84,2 %), при применении ФС45 – на 14,2 % (с 74,4 до 86,7 %) и при применении ФС65 – на 12,5 % (с 76,9 до 87,9 %). При восстановлении хрома из его оксидов (Cr<sub>2</sub>O<sub>2</sub> и CrO) повышение концентрации CaO способствует увеличению содержания хрома в металле. Необходимо отметить, что реакции восстановления оксида хрома кремнием имеют вид [21]:

$$\frac{2}{3}Cr_{2}O_{3} + Si + 2CaO = \frac{4}{3}Cr + 2CaO \cdot SiO_{2}; \qquad (1)$$

$$2Cr_2O_3 + 3Si = 4Cr + 3SiO_2.$$
 (2)

Введение оксида кальция в шихту обеспечивает смещение реакции восстановления (1) в сторону образования хрома, то есть снижение активности  $a_{SiO_2}$  образующегося  $SiO_2$  и повышение активности  $a_{Cr_2O_3}Cr_2O_3$ , что согласуется с данными работ [6 – 8]. Присутствие оксида кальция в процессе восстановления хрома кремнием способствует связыванию образующегося оксида SiO<sub>2</sub> в силикат кальция.

В шлаке содержится хром не только в виде соединения  $Cr_2O_3$ , но и в виде CrO (II) [21], поэтому имеет

место реакция, которая в значительной степени определяет равновесное содержание кремния в металле. Оксид хрома CrO (II), присутствующий в шлаке, растворим в жидком сплаве, окисление кремния происходит по реакции

$$2CrO + Si = 2Cr + SiO_2.$$
 (3)

На рисунке, поз. в приведена зависимость степени восстановления хрома  $\eta_{Cr}$  от концентрации [Si]<sub>ФС</sub> кремния в ферросилиции при основности шлака, равной, 1, 2, 3, и температуре 1600 °С. Установлено, что повышение концентрации кремния в ферросилиции способствует увеличению степени восстановления хрома. Это объяснимо различной химической активностью кремния в этих сплавах и повышенным содержанием «свободного» кремния. Так, степень восстановления хрома увеличилась на 6,5 % (с 69,6 до 74,4 %) при повышении концентрации кремния в ферросилиции с 20 до 45 %, а при увеличении концентрации кремния с 45 до 65 % на 3,3 % при (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) = 1. При основности шлака, равной 2, степень восстановления хрома увеличилась на 5,9 % при повышении [Si]<sub>ФС</sub> с 20 до 65 % и на 4,2 % - при основности шлака, равной 3. Уменьшение интенсивности увеличения степени восстановления хрома с повышением основности шлака связано с образованием в шлаке группировок, близких по составу к хромиту кальция CaO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Химический состав металла, соответствующий образующемуся в восстановительный период АКР-процесса, приведен в таблице. Он зависит от содержания исходных шихтовых материалов, степени восстановления элементов и их улета в газовую фазу.

Согласно термодинамической прочности оксидов восстановление элементов происходит в следующем порядке: железо, марганец, хром. Содержание хрома в металле снижается с повышением температуры независимо от вида восстановителя и повышается при увеличении основности шлака с 1 до 3. Температура слабо влияет на содержание железа и кремния в сплаве при использовании ферросилиция марки ФС20, а при применении ФС45 и ФС65 – их содержание с повышением температуры процесса увеличивается. Содержание железа в сплаве уменьшается с увеличением концентрации кремния ферросилиция и снижением в нем количества железа. Концентрации марганца и алюминия в сплаве увеличиваются с повышением температуры, основности шлака и содержания кремния в ферросилиции.

Оксидный расплав силикотермического процесса восстановления элементов представлен следующими соединениями: CaO, SiO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CrO, MnO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MgO. Присутствие в шлаке хрома в виде CrO (II) согласуется с данными работы [21]. Фазовый состав шлака представлен силикатами, алюминатами кальция и магния. Результаты термодинамического моделирова-

#### Химический состав металла

#### Chemical composition of the metal

| Марка | -                    | Содержание элемента, % |       |         |             |         |       |                     |      |      |         |                     |       |      |      |         |
|-------|----------------------|------------------------|-------|---------|-------------|---------|-------|---------------------|------|------|---------|---------------------|-------|------|------|---------|
|       | Темпера-<br>тура, °С | Cr                     | Fe    | Mn      | Si          | Al      | Cr    | Fe                  | Mn   | Si   | Al      | Cr                  | Fe    | Mn   | Si   | Al      |
|       |                      |                        | (CaC  | 0)/(SiC | $(D_2) = 1$ |         |       | $(CaO)/(SiO_2) = 2$ |      |      |         | $(CaO)/(SiO_2) = 3$ |       |      |      |         |
| ФС20  | 1500                 | 23,06                  | 71,71 | 2,31    | 2,93        | 0,00004 | 25,60 | 69,59               | 3,04 | 1,76 | 0,00007 | 26,84               | 68,61 | 3,34 | 1,21 | 0,00009 |
|       | 1550                 | 22,86                  | 71,72 | 2,49    | 2,93        | 0,00008 | 25,40 | 69,59               | 3,17 | 1,79 | 0,00013 | 26,62               | 68,69 | 3,43 | 1,26 | 0,00018 |
|       | 1600                 | 22,90                  | 71,55 | 2,72    | 2,83        | 0,00016 | 25,40 | 69,54               | 3,33 | 1,73 | 0,00025 | 26,56               | 68,66 | 3,54 | 1,24 | 0,00035 |
|       | 1650                 | 22,89                  | 71,42 | 2,96    | 2,73        | 0,00032 | 25,40 | 69,44               | 3,49 | 1,66 | 0,00050 | 26,52               | 68,61 | 3,66 | 1,21 | 0,00069 |
|       | 1700                 | 22,34                  | 71,64 | 3,22    | 2,80        | 0,00061 | 25,11 | 69,53               | 3,66 | 1,69 | 0,00102 | 26,28               | 68,69 | 3,78 | 1,24 | 0,00142 |
|       | 1500                 | 44,17                  | 47,10 | 5,07    | 3,65        | 0,00017 | 46,60 | 45,39               | 5,81 | 2,20 | 0,00023 | 47,79               | 44,59 | 6,10 | 1,52 | 0,00031 |
|       | 1550                 | 43,53                  | 47,31 | 5,36    | 3,81        | 0,00030 | 46,18 | 45,51               | 6,01 | 2,30 | 0,00042 | 47,43               | 44,71 | 6,24 | 1,62 | 0,00057 |
| ФС45  | 1600                 | 42,94                  | 47,49 | 5,65    | 3,91        | 0,00053 | 48,87 | 45,57               | 6,21 | 2,34 | 0,00078 | 47,17               | 44,77 | 6,39 | 1,67 | 0,00104 |
|       | 1650                 | 42,14                  | 47,81 | 5,95    | 4,10        | 0,00090 | 45,46 | 45,70               | 6,42 | 2,41 | 0,00140 | 46,84               | 44,87 | 6,55 | 1,73 | 0,00190 |
|       | 1700                 | 40,42                  | 48,63 | 6,31    | 4,63        | 0,00152 | 44,52 | 46,10               | 6,67 | 2,69 | 0,00252 | 46,13               | 45,17 | 6,74 | 1,95 | 0,00350 |
|       | 1500                 | 55,65                  | 33,86 | 6,91    | 3,58        | 0,00029 | 57,80 | 32,63               | 7,44 | 2,14 | 0,00039 | 58,83               | 32,05 | 7,65 | 1,46 | 0,00052 |
| ФС65  | 1550                 | 54,83                  | 34,12 | 7,20    | 3,85        | 0,00050 | 57,26 | 32,79               | 7,64 | 2,31 | 0,00069 | 58,39               | 32,19 | 7,79 | 1,62 | 0,00092 |
|       | 1600                 | 54,02                  | 34,39 | 7,50    | 4,09        | 0,00084 | 56,79 | 32,92               | 7,84 | 2,45 | 0,00121 | 58,00               | 32,31 | 7,95 | 1,74 | 0,00161 |
|       | 1650                 | 52,99                  | 34,79 | 7,81    | 4,41        | 0,00138 | 56,18 | 33,12               | 8,06 | 2,63 | 0,00208 | 57,51               | 32,47 | 8,11 | 1,90 | 0,00279 |
|       | 1700                 | 51,05                  | 35,60 | 8,25    | 5,10        | 0,00228 | 55,04 | 33,56               | 8,34 | 3,05 | 0,00362 | 56,62               | 32,79 | 8,33 | 2,24 | 0,00492 |

ния могут быть использованы для расчета процесса восстановления элементов многокомпонентной оксидной системы  $CaO-SiO_2-Cr_2O_3-FeO-MgO-MnO-Al_2O_3$  с применением в качестве восстановителя ферросилиция марок  $\Phi$ C20,  $\Phi$ C45,  $\Phi$ C65.

Для получения высокой степени восстановления хрома из многокомпонентной оксидной системы CaO– $-SiO_2 - Cr_2O_3 - FeO - MgO - MnO - Al_2O_3$  необходимо увеличить содержание оксида кальция с 25,0 до 37,5 %, что способствует повышению основности образующегося шлака, и концентрацию кремния в ферросилиции.

#### Выводы

Методом термодинамического моделирования для многокомпонентной оксидной системы CaO-SiO<sub>2</sub>--Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-FeO-MgO-MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проведена оценка влияния температуры, основности шлака и концентрации кремния ферросилиция на процесс восстановления хрома и химический состав металла. Установлено, что повышение температуры процесса (1500 – 1700 °C) снижает степень восстановления хрома. Определено положительное влияние повышения основности шлака на степень восстановления хрома. Установлено, что повышение концентрации кремния в ферросилиции способствует увеличению степени восстановления хрома. Полученные результаты термодинамического моделирования согласуются с литературными данными и могут быть использованы для расчета степени восстановления хрома из шлака при получении нержавеющей стали.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Неменов А.М. События в цифрах и фактах // Металлург. 2018. № 7. С. 96 – 100.
- International Stainless Steel Forum (ISSF). URL: https://ussa.su/ news/1898 (дата обращения: 17.05.2019).
- 3. Токовой О.К. Аргонокислородное рафинирование нержавеющей стали. – Челябинск: ИЦ ЮУрГУ, 2015. – 250 с.
- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали. Процессы выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки стали. Т. 1. – М.: Теплотехник, 2010. – 528 с.
- Сазонов В.Н. О предыстории разработки нержавеющих сталей базовой системы легирования Fe – Cr // Металлург. 2018. № 8. C. 95 – 100.
- Morita K., Sano N. Activity of chromium oxide in CaO SiO<sub>2</sub> based slags at 1873 K. In book: 7<sup>th</sup> Int. Conf. on Molten Slags, Fluxes and Salts (South Africa). South Africa, 2004. P. 113 117.
- Morita K., Mori M., Guo M., Ikagawa T., Sano N. Activity of chromium oxide and phase relations for the CaO SiO<sub>2</sub> CrO<sub>x</sub> system at 1873 K under moderately reducing conditions // Steel Research. 1999. Vol. 70. No. 8-9. P. 319 324.
- Morita K., Inoue A., Takayama N., Sano N. The solubility of MgO· Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in MgO – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – SiO<sub>2</sub> – CaO slag at 1600 °C under reducing conditions // Tetsu-to-Hagane. 1988. Vol. 74. No. 6. P. 999 – 1005.
- Wang L., Seetharaman S. Experimental studies on the sulfide capacities of CaO SiO<sub>2</sub> CrO<sub>x</sub> slags // Metallurgical and Materials Transactions B. 2010. Vol. 41B. No. 4. P. 367 373.
- Nakamoto M., Forsbacka L., Holappa L. Assessment of viscosity of slags in ferrochromium process. – In book: 11<sup>th</sup> Int. Ferroalloys Congress INFACON. – India, 2007. P. 159 – 164.
- Zayakin O.V., Statnykh R.N., Zhuchkov V.I. Study of the possibility of obtaining non-decomposing slag during low-carbon ferrochrome production // Metallurgist. 2019. Vol. 62. No. 9-10. P. 875 – 881.
- Левков Л.Я., Шурыгин Д.А., Дуб В.С., Клочай В.В., Корзун Е.Л. Исследование степени окисления хрома в оксидно-фторидных шлаках, применяемых при электрошлаковом переплаве // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 12. С. 948 – 956.

- Акимов Е.Н., Сенин А.В., Рощин В.Е. Термодинамический анализ получения низкоуглеродистого феррохрома с применением модели ассоциированных растворов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2013. Т. 13. № 1. С. 182 184.
- 14. Танклевская Н.М., Михайлов Г.Г. Термодинамический анализ возможности получения низкоуглеродистого феррохрома из местных руд. – В кн.: Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов. Сб. тр. XII Российского семинара. – Курган: изд. Курганского гос. ун-та, 2014. С. 42 – 44.
- Gutierrez-Paredes J., Romero-Serrano A., Plascencia-Barrera G., Vargas-Ramirez M., Zeifert B., Arredondo-Torres V. Chromium oxide reduction from slag by silicon and magnesium // Steel Research Int. 2005. Vol. 76. No. 11. P. 764 – 768.
- 16. Van Ende Marie-Aline, Guo Muxing, Jones Peter Tom, Blanpain Bart, Wollants Patrick. Manganese and chromium distribution between CaO-SiO<sub>2</sub>-Mg<sub>Oat</sub>-CrO<sub>1.5</sub>-MnO slags and Fe-Cr-Mn stainless steel // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 10. P. 1331 – 1338.
- Salina V.A., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V. Thermodynamic simulation of the manufacture of Fe Si Ni Cr alloys // Russian Metallurgy (Metally). 2019. No. 2. P. 162 164.

- Salina V.A., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. The thermodynamic evaluation of the interphase distribution of elements in the chromium and nickel-containing system. In book: Theoretical and practical conference with international participation and School for young scientists «Ferroalloys: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development». Knowledge E, 2019. P. 126 133.
- Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database. – Pori: Outokumpu research OY, 2002.
- Глушко В.П. Термические константы веществ. Вып. IX. М.: Академия наук СССР, 1979. – 574 с.
- Гасик М.И., Лякишев Н.П. Физикохимия и технология электроферросплавов. – Днепропетровск: Системные технологии, 2005. – 448 с.

Поступила в редакцию 9 июля 2019 г. После доработки 15 ноября 2019 г. Принята к публикации 22 ноября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 122-128.

#### THERMODYNAMIC SIMULATION OF SILICOTHERMIC CHROMIUM REDUCTION PROCESS

#### V.A. Salina, V.I. Zhuchkov, O.V. Zayakin

#### Institute of Metallurgy, UB RAS, Russia, Ekaterinburg

Abstract. Thermodynamic modeling of chromium reduction from the oxide system of the following composition was carried out, (wt %): 25.0 - 37.5 CaO, 25.0 - 12.5 SiO<sub>2</sub>, 25 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5 FeO; 14 MgO, 3 MnO, 3 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Silicon of ferrosilicon of FeSi20, FeSi45, FeSi65 grades was used as a reducing agent in amount of 110 % of stoichiometrically needed for iron, manganese and chromium reduction. Modeling was performed on HSC Chemistry 6.12 software package developed by Outokumpu (Finland). Calculations were performed using "Equilibrium Compositions" module in the initial nitrogen medium at total pressure of 0.1 MPa and in temperature range of 1500 - 1700 °C with step of 50 °C. The thermodynamic characteristics of chemical compound CrO (II) was introduced into the database. Thermodynamic constants of CaCr2O4 compound presented in a database have been adjusted. Calculation results were presented in form of graphic dependences of change in degree of chromium reduction  $\eta_{Cr}$  on temperature t, slag basicity  $(CaO)/(SiO_2)$ , and silicon concentration in ferrosilicon [Si]<sub>FeSi</sub>. It was shown that increase in the process temperature from 1500 to 1700 °C at (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) = 2 reduces  $\eta_{Cr}$  by 1.87, 6.04 and 7.38 % when using FeSi20, FeSi45 and FeSi65 reducing agents respectively. It was found that increase in (CaO)/(SiO<sub>2</sub>) from 1 to 3 at temperature of 1600 °C leads to an increase of  $\eta_{Cr}$  by 17.3, 14.2 and 12.5 % using FeSi20, FeSi45, and FeSi65 respectively. Increase in silicon concentration from 20 to 65 % in  ${\rm [Si]}_{\rm FeSi}$  ferrosilicon facilitates an increase of  $\eta_{Cr}$  by 9.5, 5.9 and 4.2 % at slag basicity of 1, 2 and 3 respectively and at temperature of 1600 °C. Chemical composition of metal was determined. Results of thermodynamic modeling can be used to calculate degree of chromium reduction from recovery period slags of the argon-oxygen refining process in stainless steel production.

*Keywords*: thermodynamic simulation, oxide system, reduction, temperature, slag basicity, ferrosilicon, metal composition.

#### DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-122-128

#### REFERENCES

- Nemenov A.M. Events: Figures and facts. *Metallurg*. 2018, no. 7, pp. 96–100. (In Russ.).
- 2. International Stainless Steel Forum (ISSF). Available at URL: https://ussa.su/news/1898 (Accessed 17.05.2019). (In Russ.).

- Tokovoi O.K. Argonokislorodnoe rafinirovanie nerzhaveyushchei stali [Argon-oxygen refining of stainless steel]. Chelyabinsk: ITs YuUrGU, 2015, 250 p. (In Russ.).
- Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. Proizvodstvo stali. Protsessy vyplavki, vnepechnoi obrabotki i nepreryvnoi razlivki stali. T. 1. [Steel production. The processes of smelting, ladle treatment and continuous casting of steel. Vol. 1]. Moscow: Teplotekhnik, 2010, 528 p. (In Russ.).
- Sazonov V.N. About prehistory of development of stainless steels of basic alloying system Fe–Cr. *Metallurg*. 2018, no. 8, pp. 95–100. (In Russ.).
- Morita K., Sano N. Activity of chromium oxide in CaO–SiO<sub>2</sub> based slags at 1873 K. In: 7<sup>th</sup> Int. Conf. on Molten Slags, Fluxes and Salts (South Africa), 2004, pp. 113–117.
- Morita K., Mori M., Guo M., Ikagawa T., Sano N. Activity of chromium oxide and phase relations for the CaO–SiO<sub>2</sub>–CrO<sub>x</sub> system at 1873 K under moderately reducing conditions. *Steel Research*. 1999, vol. 70, no. 8-9, pp. 319–324.
- Morita K., Inoue A., Takayama N., Sano N. The solubility of MgO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in MgO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>–CaO slag at 1600 °C under reducing conditions. *Tetsu-to-Hagane*. 1988, vol. 74, no. 6, pp. 999–1005.
- **9.** Wang L., Seetharaman S. Experimental studies on the sulfide capacities of CaO–SiO<sub>2</sub>–CrO<sub>x</sub> slags. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2010, vol. 41B, no. 4, pp. 367–373.
- Nakamoto M., Forsbacka L., Holappa L. Assessment of viscosity of slags in ferrochromium process. In: 11<sup>th</sup> Int. Ferroalloys Congress INFACON. India, 2007, pp. 159–164.
- Zayakin O.V., Statnykh R.N., Zhuchkov V.I. Study of the possibility of obtaining non-decomposing slag during low-carbon ferrochrome production. *Metallurgist.* 2019, vol. 62, no. 9-10, pp. 875–881.
- Levkov L.Ya., Shurygin D.A., Dub V.S., Klochai V.V., Korzun E.L. Study of the oxidation degree of chromium in oxide-fluoride slags for ESR. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 12, pp. 948–956. (In Russ.).
- Akimov E.N., Senin A.V., Roshchin V.E. Thermodynamic analysis of low-carbon ferrochrome production using associated solutions model. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Metallurgiya"*. 2013, vol. 13, no. 1, pp. 182–184.
- 14. Tanklevskaya N.M., Mikhailov G.G. Thermodynamic analysis of possibility of low-carbon ferrochrome production from local ores. In: Komp'yuternoe modelirovanie fiziko-khimicheskikh svoistv stekol i rasplavov. Sb. tr. XII Rossiiskogo seminara [Computer simu-

lation of physicochemical properties of glasses and melts. Proc. of 12<sup>th</sup> Russian Seminar]. Kurgan: izd. Kurganskogo gos. un-ta, 2014, pp. 42–44. (In Russ.).

- Gutierrez-Paredes J., Romero-Serrano A., Plascencia-Barrera G., Vargas-Ramirez M., Zeifert B., Arredondo-Torres V. Chromium oxide reduction from slag by silicon and magnesium. *Steel Research Int.* 2005, vol. 76, no. 11, pp. 764–768.
- Van Ende Marie-Aline, Guo Muxing, Jones Peter Tom, Blanpain Bart, Wollants Patrick. Manganese and chromium distribution between CaO-SiO<sub>2</sub>-Mg<sub>Oat</sub>-CrO<sub>1.5</sub>-MnO slags and Fe-Cr-Mn stainless steel. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 10, pp. 1331–1338.
- Salina V.A., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V. Thermodynamic simulation of the manufacture of Fe–Si–Ni–Cr alloys. *Russian Metallurgy* (*Metally*). 2019, no. 2, pp. 162–164.
- Salina V.A., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. The thermodynamic evaluation of the interphase distribution of elements in the chromium and nickel-containing system. In.: *Theor. and Pract. Conf. with Int. Participation and School for Young Scientists «Ferroalloys: Development Prospects of Metallurgy and Machine Building based on Completed Research and Development». Knowledge E*, 2019, pp. 126–133.
- Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database. Pori: Outokumpu research OY, 2002.

- **20.** Glushko V.P. *Termicheskie konstanty veshchestv. Vyp. IX* [Thermal constants of substances. Vol. 9]. Moscow: AN SSSR, 1979, 574 p. (In Russ.).
- **21.** Gasik M.I., Lyakishev N.P. *Fizikokhimiya i tekhnologiya elektro-ferrosplavov* [Physical chemistry and technology of electroferro-alloys]. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2005, 448 p. (In Russ.).
- *Funding*. The work was performed according to the state assignment for IMET UB RAS and under the project No. 18-5-2345-56 of the Comprehensive Program of Ural Branch of RAS.

#### Information about the authors:

V.A. Salina, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher
(valentina\_salina@mail.ru)
V.I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher
(ntm2000@mail.ru)
O.V. Zayakin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Steel and
Ferroalloys (zferro@mail.ru)

Received July 9, 2019 Revised November 15, 2019 Accepted November 22, 2019 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 129 – 134. © 2020. Дрозин А.Д., Куркина Е.Ю.

УДК 669.017.3:51-74

## ПРИМЕНЕНИЕ РАВНОВЕСНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДЛЯ РАСЧЕТА КИНЕТИКИ ЛИКВАЦИИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО РАСПЛАВА\*

**Дрозин** *А.Д.*, *д.т.н., профессор кафедры пирометаллургических процессов* (drozinad@ gmail.com) *Куркина Е.Ю.*, заместитель директора Центра элитного образования (eykurkina@mail.ru)

> Южно-Уральский государственный университет (454080, Россия, г. Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Согласно равновесным диаграммам состояния при охлаждении расплава до температуры ниже температуры ликвидуса составы жидкой и твердой фаз однозначно определяются соответствующими кривыми на диаграмме. Чтобы наступило равновесие, необходимо, чтобы расплав выдерживался бесконечно долго при каждой температуре или коэффициенты теплопроводности жидкой и твердой фаз, а также коэффициенты диффузии их компонентов были бесконечно велики. Была предпринята попытка выяснить, как эти процессы происходят в реальности. Рассматривается рост отдельного кристалла при охлаждении двухкомпонентного расплава. Построена математическая модель, базирующаяся на следующих положениях: выделена область расплава с объемом, приходящимся на одно зерно, периферия которого охлаждается по определенному закону; в начальный момент времени в жидкости находится зародыш кристалла некоторого минимального размера; у поверхности кристалла составы жидкой и твердой фаз соответствуют диаграмме состояния для рассматриваемой температуры на его поверхности; изменение температуры и состава в жидкой и твердой фазах происходят по законам теплопроводности и диффузии соответственно. По мере охлаждения расплава и роста кристалла жидкая фаза обогащается одним компонентом и обедняется другим, твердая фаза – наоборот. Коэффициенты диффузии компонентов в твердой фазе малы, поэтому не происходит полного выравнивания состава по его сечению. Предлагаемая в настоящей работе модель позволяет исследовать это явление, рассчитать для каждого режима охлаждения состав кристалла по мере удаления от его центра. Расчеты показали, что выравнивание температуры происходит практически мгновенно, выравнивание состава жидкой фазы значительно медленнее. Выравнивания состава твердой фазы в обозримое время практически не происходит. Результаты работы помогут улучшить технологию получения сплавов с оптимальной структурой.

Ключевые слова: диаграмма состояния, ликвация, рост кристалла, фазовый переход, математическая модель, диффузия, теплопроводность.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2020-2-129-134

#### Введение

Ликвационные процессы оказывают большое влияние на структуру и качество закристаллизовавшегося металла [1 – 12]. Перспективным методом их изучения является математическое моделирование изучаемых явлений.

Целью настоящей работы является детальное изучение механизма ликвации. Рассматривается многокомпонентный жидкий расплав, который подвергается охлаждению с периферии. При охлаждении ниже температуры ликвидуса в расплаве появляются и растут зародыши твердой фазы. По мере охлаждения расплава в соответствии с диаграммой состояния системы равновесный состав каждой твердой частицы и окружающего ее жидкого расплава должен непрерывно меняться. Однако равновесие в реальных металлургических процессах не достигается. Поэтому интересно выяснить, каким будет состав «выросших» частиц твердой фазы – зерен остывшего металла.

#### Постановка задачи

Рассмотрим модельный пример процесса остывания двухкомпонентного расплава компонентов A и B с некоторой диаграммой состояния. Выделим из расплава растущую частицу твердой фазы и рассмотрим (рис. 1) систему, состоящую из этой частицы и окружающего ее расплава (части всего расплава, приходящегося на эту частицу).

По мере остывания всего расплава будет остывать и периферия рассматриваемой системы (рис. 1). Температура ее изменяется по закону  $T_{sur} = T_{sur}(t)$ . Будем также считать, что, хотя настоящего равновесия в рассматриваемой системе нет, однако непосредственно на поверхности раздела фаз всегда устанавливается локальное равновесие. Поэтому концентрации  $c_{BF}^{L}$  и  $c_{BF}^{S}$  компонента *B* для жидкой и для твердой фаз для каждой температуры можно определять по равновесной диаграмме состояния.

Математическая модель, описывающая процессы в системе, будет состоять из уравнений теплопроводности и диффузии в обеих фазах, формул, описывающих процессы, происходящие на поверхности раздела жид-

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках базовой части государственного задания ТЗ 8.9692.2017/8.9 от 17.02.2017 г.



Рис. 1. Схема модели:

S – твердая фаза; L – жидкая фаза; J<sup>0S</sup><sub>A</sub>, J<sup>0S</sup><sub>B</sub>, J<sup>0L</sup><sub>A</sub>, J<sup>0L</sup><sub>B</sub> – потоки компонентов A, B в фазах S, L; r – расстояние от текущей точки до центра растущей частицы; T – температура в текущей точке; c<sub>B</sub> – концентрация (доля) компонента B в текущей точке; t – время; R – радиус растущей частицы твердой фазы; R<sub>sur</sub> – радиус периферии раствора

Fig. 1. Model's scheme: S – solid phase; L – liquid phase;  $J_A^{0S}$ ,  $J_B^{0S}$ ,  $J_A^{0L}$ ,  $J_B^{0L}$  – flows of components A, B in phases S, L; r – distance from the current point to the center of the growing particle; T – temperature at the current point;  $c_B$  – concentration (the mass fraction) of the component B at each point; t – time; R – radius of the growing solid particle;  $R_{sur}$  – radius of the periphery of the solution

кой *L* и твердой *S* фаз, а также из граничных и начальных условий.

#### Математическая модель системы

В соответствии с общей теорией роста частицы продуктов гетерофазных химических реакций, изложенной в работе [13], уравнения теплопроводности и диффузии компонента *В* имеют следующий вид:

– для твердой фазы S

1) уравнение теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{\rho^{s} c_{P}^{s}} \frac{1}{r^{2}} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^{2} \lambda^{s} \frac{\partial T}{\partial r} \right); \tag{1}$$

2) уравнение диффузии компонентов фазы:

$$\frac{\partial c^{s}}{\partial t} = \frac{D^{s}}{\rho^{s}} \frac{1}{r^{2}} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^{2} \rho^{s} \frac{\partial c^{s}}{\partial r} \right);$$
(2)

– для жидкой фазы *L* 

1) уравнение теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{\rho^L c_P^L} \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^2 \lambda^L \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\rho_{\mathscr{F}}^L - \rho_{\mathscr{F}}^S}{\rho^L} \frac{R^2}{r^2} \frac{dR}{dt} \frac{\partial T}{\partial r}; \quad (3)$$

2) уравнение диффузии компонентов:

$$\frac{\partial c^{L}}{\partial t} = D^{L} \frac{1}{r^{2}} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^{2} \frac{\partial c^{L}}{\partial r} \right) + \frac{\rho_{\mathscr{F}}^{L} - \rho_{\mathscr{F}}^{S}}{\rho^{L}} \frac{R^{2}}{r^{2}} \frac{dR}{dt} \frac{\partial c^{L}}{\partial r}, \quad (4)$$

где c – массовая доля компонента B в рассматриваемой точке;  $\rho$  – плотность;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности;  $c_p$  – удельная теплоемкость; D – коэффициент диффузии; индекс  $\mathscr{F}$  указывает, что величина относится к поверхности раздела фаз.

Вторые слагаемые в правых частях уравнений (3), (4) возникают из-за того, что растущая частица твердой фазы «расталкивает» жидкую фазу, вызывая ее механическое движение. Основные уравнения для поверхности раздела фаз имеют вид:

1) уравнение теплопередачи:

$$\lambda_{\mathscr{F}}^{S} \frac{\partial}{\partial r} T[t, R(t) - 0] - \lambda_{\mathscr{F}}^{L} \frac{\partial}{\partial r} T[t, R(t) + 0] + I_{A} \Delta H_{A} + I_{B} \Delta H_{B} = 0; \qquad (5)$$

2) уравнения массопереноса компонентов фаз:

$$\rho_{\mathscr{F}}^{S}D^{S}\frac{\partial}{\partial r}c_{\mathscr{F}}^{S}[t, R(t) - 0] + c_{\mathscr{F}}^{S}[t, R(t)] \times \\ \times (I_{A} + I_{B}) - I_{B} = 0;$$
(6)

$$\rho_{\mathscr{F}}^{L}D^{L}\frac{\partial}{\partial r}c_{\mathscr{F}}^{L}\left[t,R(t)+0\right]+c_{\mathscr{F}}^{L}\left[t,R(t)\right]\times$$
$$\times\left(I_{A}+I_{B}\right)-I_{B}=0;$$
(7)

3) условия равновесия:

$$c_{\mathscr{F}}^{S} = \varphi^{S} [T(t, R(t))];$$
  

$$c_{\mathscr{F}}^{L} = \varphi^{L} [T(t, R(t))];$$
(8)

4) уравнение роста частицы твердой фазы:

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{\rho_{\mathscr{F}}^{S}} \left( I_{A} + I_{B} \right), \tag{9}$$

где  $\Delta H_A$ ,  $\Delta H_B$  — удельные энтальпии перехода компонентов A, B из твердой фазы в жидкую;  $I_A$ ,  $I_B$  — массовые скорости переходов компонентов из жидкой фазы в твердую в расчете на единицу площади поверхности раздела фаз.

Эти величины определяют рост частицы и заранее неизвестны. Они должны определяться решением этой системы уравнений. Функции  $\phi^{S}(T)$ ,  $\phi^{L}(T)$  определяются из диаграммы состояния рассматриваемой системы.

#### Метод решения

Граница раздела фаз L и S является движущейся, что делает решение системы уравнений крайне тяжелой задачей. Чтобы избежать этого, был использован метод выпрямления фронтов [14]. Далее был применен метод конечных разностей [15 – 17]: построена двумерная сетка и все уравнения записывали в разностной форме. Был разработан алгоритм решения полученной разностной задачи и составлена компьютерная программа, позволяющая рассчитывать состояние системы в любой момент времени и выводящая соответствующие графики.

#### ПРИМЕР РАСЧЕТА

Приведем исходные данные и результаты расчета роста частицы твердой фазы в системе Sn-Bi. Исходные для расчета данные подбирали следующим образом.

По диаграмме (рис. 2) нашли координаты точек  $A_{\text{Sn}}$ ,  $A_1$ , E,  $A_2$ ,  $E_{\text{Sn}}$ , перевели мольные проценты в массовые доли, аппроксимировали эти линии квадратичными зависимостями и получили следующее:

$$c^{S} = 8,86967 \cdot 10^{-7} T^{2} - 2,623 \cdot 10^{-3} T + 0,560578;$$
  

$$c^{L} = -5,63874 \cdot 10^{-5} T^{2} + 1,47735 \cdot 10^{-2} T - 0,39361.$$
(10)

Расчет проводили для расплава с массовой долей висмута 20 % ( $c_0 = 0,2$ ). Температуры ликвидуса  $T_L$  и солидуса  $T_S$  такой системы равны соответственно 212,4 и 144,5 °C.

Использовали следующие физические характеристики (через косую записаны значения для олова и висмута;  $\Delta H$  – удельная теплота плавления) компонентов системы [18 – 22]:

$$\Delta H$$
, Дж/кг –59 000/-11 300  
 $c_P^S$ , Дж/(кг·К) 243/127  
 $c_P^L$ , Дж/(кг·К) 240/140  
 $\rho^S$ , кг/м<sup>3</sup> 7280/9800  
 $\rho^L$ , кг/м<sup>3</sup> 6850/10 300  
 $\lambda^S$ , Вт/(м·К) 65,80/8,37  
 $\lambda^L$ , Вт/(м·К) 31,60/14,65

Коэффициенты диффузии компоненты висмута в жидкой  $D^L$  и твердой  $D^S$  фазах были приняты [23, 24]  $1 \cdot 10^{-9}$  и  $1 \cdot 10^{-14}$  м<sup>2</sup>/с.



Рис. 2. Диаграмма равновесия системы Sn – Bi

Радиус всей системы приняли, исходя из примерного объема расплава, приходящегося на одно зерно  $R_{sur} = 10$  мкм, исходный размер твердой частицы  $R_0 = 10$  нм. Считали, что в начальный момент вся система находится при одной и той же температуре  $T_0 = T_L$ , состав жидкой и твердой фаз везде одинаков и равен  $c_0$ .

Приведем результаты расчета для случая, когда периферию системы охлаждали со скоростью 10 °С/мин.

#### Результаты расчета

На рис. 3 приведены результаты расчета изменения радиуса растущей частицы твердой фазы со временем.

Рост частицы происходит очень быстро. Уже через 0,02 с объем твердой фазы составляет 50,3 % массы всей системы. Далее ее рост несколько замедляется, но через 5 мин он составляет уже 84,6 % от объема выделенной для нее ячейки.

Результаты расчетов показали, что температуры растущей частицы и ее жидкого окружения практически моментально выравниваются по сечению и далее совпадают с внешней температурой системы. Также быстро происходит выравнивание состава жидкой фазы.

В то же время выравнивания состава твердой фазы за обозримое время не происходит. На рис. 4 приведены результаты расчета распределения концентрации висмута по сечению растущей частицы. Это объясня-



Рис. 3. Рост радиуса частицы твердой фазы

Fig. 3. Growth of radius of the solid phase particle



Рис. 4. Распределение концентрации висмута по сечению твердой фазы через 100 с

Fig. 4. Distribution of Bi concentration over the solid phase cross section after 100 s

Fig. 2. Equilibrium state diagram of Sn - Bi system

ется тем, что коэффициент диффузии в твердой фазе на несколько порядков меньше коэффициента диффузии в жидкой фазе.

#### Выводы

Проведены расчеты для микрообъемов расплава, окружающих растущие частицы твердой фазы. Целью расчетов было выявление возможных неоднородностей в распределении температуры и состава в процессе охлаждения металла. Выравнивание температуры происходит практически мгновенно, а выравнивание состава жидкой фазы значительно медленнее. Однако выравнивания состава твердой фазы в обозримое время практически не происходит. Для более точного изучения этого процесса необходимо более точное знание коэффициентов диффузии компонентов системы в жидкой и особенно в твердых фазах. Значительно улучшило бы точность знание зависимости коэффициентов диффузии от температуры. Однако такие данные в имеющейся на сегодняшний день литературе практически отсутствуют.

Расчеты показали, что определяющее значение в характере протекания процессов тепло- и массопереноса играет температура окружающей систему среды и закон ее изменения. При кристаллизации реального слитка в изложнице или в установке непрерывной разливки, в различных микрообъемах, на различном удалении от краев слитка характер снижения температуры будет различным. По различному будет протекать и рассматриваемый процесс в соответствующих микрообъемах. В дальнейшем планируется рассмотреть системы с большим числом компонентов и учесть случаи ограниченной растворимости или полной нерастворимости некоторых компонентов в твердой фазе.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Tourret D., Gandin Ch. A generalized segregation model for concurrent dendritic, peritectic and eutectic solidification // Acta Materialia. 2009. Vol. 57. No. 7. P. 2066 – 2079.
- Ferrandini P.L., Rios C.T., Dutra A.T., Jaime M.A., Mei P.R., Caram R. Solute segregation and microstructure of directionally solidified austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering A. 2006. Vol. 435-436. P. 139 144.
- Bellmann M.P., Meese E.A., Arnberg L. Impurity Segregation in Directional Solidified Multi-crystalline Silicon // Journal of Crystal Growth. 2010. Vol. 312. No. 21. P. 3091 – 3095.
- 4. Steiner M.A., Garlea E., Agnew S.R. Modeling solute segregation during the solidification of  $\gamma$ -phase U Mo // Journal of Nuclear Materials. 2016. Vol. 474. P. 105 112.
- 5. Gong L., Chen B., Du Zh., Zhang M., Liu R., Liu K. Investigation of Solidification and Segregation Characteristics of Cast Ni-Base

Superalloy K417G // Journal of Materials Science & Technology. 2018. Vol. 34. No. 3. P. 541 – 550.

- Gao Zh., Jie W., Liu Yo, Luo H. Solidification Modelling for Coupling Prediction of Porosity and Segregation // Acta Materialia. 2017. Vol. 127. P. 277 –286.
- Chatelain M., Botton V., Albaric M., Pelletier D., Cariteau B., Abdo D., Borrelli M. Mechanical stirring influence on solute segregation during plane front directional solidification // International Journal of Thermal Sciences. 2018. Vol. 126. P. 252 – 262.
- Hou Z., Guo D., Cao J., Chang Yi. A method based on the centroid of segregation points: A Voronoi polygon application to solidification of alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2018. Vol. 762. P. 508 – 519.
- Lianga J., Zhaoa Zh., Tanga D., Yeb N., Yangc Sh. Improved microstructural homogeneity and mechanical property of medium manganese steel with Mn segregation banding by alternating lath // Materials Science & Engineering A. 2018. Vol. 711. P. 175 – 181.
- Martinsen F.A. Purification of melt-spun metallurgical grade silicon micro-flakes through a multi-step segregation procedure // Journal of Crystal Growth. 2013. Vol. 363. P. 33 – 39.
- Robson J.D. Analytical electron microscopy of grain boundary segregation: Application to Al – Zn – Mg – Cu (7xxx) alloys // Materials Characterization. 2019. Vol. 154. P. 325 – 334.
- 12. Li J., Guo Zh. Thermodynamic evaluation of segregation behaviors of metallic impurities in metallurgical grade silicon during A1 – Si solvent refining process // Journal of Crystal Growth. 2014. Vol. 394. P. 18 – 23.
- Дрозин А.Д. Рост микрочастиц продуктов химических реакций в жидком растворе. – Челябинск: изд. ЮУрГУ, 2007. – 57 с.
- Будак Б.М., Гольдман Н.Л., Успенский А.Б. Разностная схема с выпрямлением фронтов для решения многофронтовых задач типа Стефана // Доклады АН СССР. 1966. Т. 167. № 4. С. 735 – 738.
- Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. М.: Наука, 1972. 736 с.
- 16. Самарский А.А. Теория разностных схем. М.: Наука, 1977. 656 с.
- Самарский А.А., Николаев Е.С. Методы решения сеточных уравнений. – М.: Наука, 1978. – 592 с.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Т. 1 / Под. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
- Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 250 с.
- Справочник по пайке / Под ред. И.Е. Петрунина. М.: Машиностроение, 2003. 480 с.
- Физические величины. Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1250 с.
- **22.** Рабинович В.А., Хавин З.Я. Краткий химический справочник. Л.: Химия, 1978. 392 с.
- 23. Хайрулин Р.А., Станкус С.В., Абдуллаев Р.Н., Склярчук В.М. Плотность и коэффициенты взаимной диффузии расплавов висмут – олово эвтектического и околоэвтектического составов // Теплофизика высоких температур. 2010. Т. 48. № 2. С. 206 – 209.
- Махний В.П., Протопопов Е.В., Скрипник Н.В. Механизм диффузии олова в монокристаллах ZnTe // Неорганические материалы. 2011. Т. 47. № 9. С. 1044 – 1046.

Поступила в редакцию 23 октября 2019 г. После доработки 21 ноября 2019 г. Принята к публикации 22 ноября 2019 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 2, pp. 129-134.

#### APPLICATION OF EQUILIBRIUM PHASE DIAGRAMS FOR CALCULATION OF SEGREGATION KINETICS DURING TWO-COMPONENT MELT COOLING

#### A.D. Drozin, E.Yu. Kurkina

#### South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

- Abstract. According to the equilibrium state diagrams, when the melt is cooled to a certain temperature below liquidus, compositions of liquid and solid phases are uniquely determined by corresponding curves in the diagram. However, it does not happen in reality. For equilibrium (which the diagram describes), it is necessary that the melt is maintained indefinitely at each temperature, or thermal conductivity of liquid and solid phases, and the diffusion coefficients of their components, are infinitely large. We made an attempt to find out how these processes occur in reality. In this work, we consider the growth of individual crystal during cooling of a two-component melt. Mathematical model is constructed based on the following. 1. The melt area with volume corresponding to one grain, the periphery of which is cooled according to a certain law, is considered. 2. At the initial instant of time, a crystal nucleus of a certain minimum size is in the liquid. 3. At the surface of crystal, compositions of liquid and solid phases correspond to equilibrium state diagram at a given temperature on its surface. 4. Changes in temperature and composition in liquid and solid phases occur according to the laws of heat conduction and diffusion, respectively. As the melt gets cold and the crystal grows, the liquid phase is enriched in one component and depleted in another, the solid phase - on the contrary. Since the diffusion coefficients of the components in the solid phase are small, the composition of the crystal does not have time to completely equalize its cross section. The model proposed in the work allows us to study this phenomenon, to calculate for each cooling mode how the composition of the crystal will vary over its cross section. The calculations have shown that the temperature equalization occurs almost instantly, and composition of the liquid phase equalizes much slower. Equalization of the solid phase composition does not occur in the foreseeable time. The results of the work will help to improve technology of generation of alloys with an optimal structure.
- *Keywords*: state diagram, local equilibrium, segregation, crystal growth, phase transition, mathematical model, diffusion, thermal conductivity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-129-134

#### REFERENCES

- 1. Tourret D., Gandin Ch. A generalized segregation model for concurrent dendritic, peritectic and eutectic solidification. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 7, pp. 2066–2079.
- Ferrandini P.L., Rios C.T., Dutra A.T., Jaime M.A., Mei P.R., Caram R. Solute segregation and microstructure of directionally solidified austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 435-436, pp. 139–144.
- Bellmann M.P., Meese E.A., Arnberg L. Impurity segregation in directional solidified multi-crystalline silicon. *Journal of Crystal Growth.* 2010, vol. 312, no. 21, pp. 3091–3095.
- Steiner M.A., Garlea E., Agnew S.R. Modeling solute segregation during the solidification of g-phase U–Mo. *Journal of Nuclear Materials*. 2016, vol. 474, pp. 105–112.
- Gong L., Chen B., Du Zh., Zhang M., Liu R., Liu K. Investigation of solidification and segregation characteristics of cast Ni-base superalloy K417G. *Journal of Materials Science & Technology*. 2018, vol. 34, no. 3, pp. 541–550.

- Gao Zh., Jie W., Liu Yo, Luo H. Solidification modelling for coupling prediction of porosity and segregation. *Acta Materialia*. 2017, vol. 127, pp. 277–286.
- Chatelain M., Botton V., Albaric M., Pelletier D., Cariteau B., Abdo D., Borrelli M. Mechanical stirring influence on solute segregation during plane front directional solidification. *International Journal of Thermal Sciences*. 2018, vol. 126, pp. 252–262.
- Hou Z., Guo D., Cao J., Chang Yi. A method based on the centroid of segregation points: A Voronoi polygon application to solidification of alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018, vol. 762, pp. 508–519.
- Lianga J., Zhaoa Zh., Tanga D., Yeb N., Yangc Sh. Improved microstructural homogeneity and mechanical property of medium manganese steel with Mn segregation banding by alternating lath. *Materials Science & Engineering A*. 2018, vol. 711, pp. 175–181.
- Martinsen F.A. Purification of melt-spun metallurgical grade silicon micro-flakes through a multi-step segregation procedure. *Journal of Crystal Growth.* 2013, vol. 363, pp. 33–39.
- Robson J.D. Analytical electron microscopy of grain boundary segregation: Application to Al–Zn–Mg–Cu (7xxx) alloys. *Materials Characterization*. 2019, vol. 154, pp. 325–334.
- Li J., Guo Zh. Thermodynamic evaluation of segregation behaviors of metallic impurities in metallurgical grade silicon during Al–Si solvent refining process. *Journal of Crystal Growth*. 2014, vol. 394, pp. 18–23.
- Drozin A.D. Rost mikrochastits produktov khimicheskikh reaktsii v zhidkom rastvore [Growth of chemical reaction products microparticles in a liquid solution]. Chelyabinsk: izd. YuUrGU, 2007, 57 p. (In Russ.).
- Budak B.M., Gol'dman N.L., Uspenskii A.B. Difference scheme with front straightening for solving multi-front problems of the Stefan's type. *Doklady AN SSSR*. 1966, vol. 167, no. 4, pp. 735–738. (In Russ.).
- **15.** Tikhonov A.N., Samarskii A.A. *Uravneniya matematicheskoi fiziki* [Equations of mathematical physics]. Moscow: Nauka, 1972, 736 p. (In Russ.).
- Samarskii A.A. *Teoriya raznostnykh skhem* [Theory of difference schemes]. Moscow: Nauka, 1977, 656 p. (In Russ.).
- Samarskii A.A., Nikolaev E.S. *Metody resheniya setochnykh uravnenii* [Methods for grid equations solving]. Moscow: Nauka, 1978, 592 p. (In Russ.).
- Lyakishev N.P. ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem: Spravochnik* [State diagrams of double metal systems: Reference book. Vol. 1]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996, 992 p. (In Russ.).
- Zakharov A.M. *Diagrammy sostoyaniya dvoinykh i troinykh sistem* [State diagrams of binary and ternary systems]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 250 p. (In Russ.).
- **20.** Petrunin I.E. ed. *Spravochnik po paike* [Soldering reference]. Petrunin I.E. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 480 p. (In Russ.).
- Fizicheskie velichiny. Spravochnik [Physical quantities. Reference book]. Grigor'ev I.S., Meilikhov E.Z. eds. Moscow: Energoatomizdat, 1991, 1250 p. (In Russ.).
- Rabinovich V.A., Khavin Z.Ya. *Kratkii khimicheskii spravochnik* [Brief chemical reference]. Leningrad: Khimiya, 1978, 392 p. (In Russ.).
- Khairulin R.A., Stankus S.V., Abdullaev R.N., Sklyarchuk V.M. The density and interdiffusion coefficients of bismuth-tin melts of

eutectic and near-eutectic composition. *High Temperature*. 2010, vol. 48, no. 2, pp. 188–191.

- Makhniy V.P., Protopopov E.V., Skripnik N.V. Mechanism of tin diffusion in ZnTe single crystals. *Inorganic Materials*. 2011, vol. 47, no. 9, pp. 945–946.
- *Funding*. The work was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation according to basic part of the state assignment TDA 8.9692.2017 / 8.9 dated 02.17.2017.

#### Information about the authors:

A.D. Drozin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Pyrometallurgical Processes (drozinad@gmail.com) E.Yu. Kurkina, Deputy Director of the Honor Education Center (eykurkina@mail.ru)

> Received October 23, 2019 Revised November 21, 2019 Accepted November 22, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 135 – 139. © 2020. Япарова Н.М.

УДК 669.018.548

## МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИКИ РОСТА ЧАСТИЦЫ В ДВУХКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ<sup>\*</sup>

**Япарова Н.М.,** к.ф.-м.н., доцент, заведующий кафедрой «Вычислительная математика и высокопроизводительные вычисления» (iaparovanm@susu.ru)

#### Южно-Уральский государственный университет (НИУ)

(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Рассмотрена проблема изменения размеров частицы новой фазы в процессе ее роста в двухкомпонентном сплаве. Частица формируется из продуктов химических реакций, проходящих на границе раздела фаз. Обобщенная математическая модель роста частицы включает уравнения диффузии для каждого из компонентов фазы и массопереноса в граничном слое, а также уравнение, характеризующее изменение размеров растущей частицы. Предложен подход, позволяющий осуществить редукцию обобщенной модели к системе дифференциальных уравнений, описывающих состояние растущей частицы. Полученная система уравнений послужила основой для разработки численного метода определения изменения радиуса сферической частицы в зависимости от времени. Вычислительная схема метода включает конечно-разностные аналоги уравнений с дополнительной схемы метода относительно накапливаемых вычислительных погрешностей. Такой подход к разработке метода определения изменения радиуса частицы. С целью проверки надежности, эффективности предложенного метода определения за изменение мацислительной схемы метода относительно предолеть ограничения по продолжительности наблюдения за изменением радиуса частицы. С целью проверки надежности, эффективности предложенного метода определения изменения радиуса частицы. С целью проверки надежности, эффективности предложенного метода определения за изменением радиуса частицы. С целью проверки надежности, эффективности предложенного метода определения укспериментальных оценок отклонений найденных радиусов от действительных значений проведены вычислительные эксперименты. В ходе экспериментов определены изменения радиуса частицы в авличеных радиуса частицы в различные моменты времени с помощью предложенного численного метода. Проведен сравнительный анализ найденных радиусов с тестовыми значениями и получены экспериментальные оценки отклонений вычисленных радиусов от тестовых функций. Результаты экспериментов и сравнительных радиусов от тестовыми и получены экспериментов и церкносто и радиуса в стестовыми и получены экспериментов и

*Ключевые слова*: многокомпонентный сплав, рост частицы, формирование новой фазы, уравнение диффузии, массоперенос, численный метод, регуляризация, оценка погрешности.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-135-139

#### Введение

Изучение процесса роста кристаллов в многокомпонентном расплаве является важной практической и теоретической проблемой. Фундаментальные теоретические исследования принадлежат А.Н. Колмогорову [1], М. Аврами [2], М. Фольмеру [3]. Различным методам математического моделирования роста частиц в многокомпонентных расплавах и исследования структур частицы посвящены работы [4 – 9].

Важной проблемой, возникающей при использовании вычислительных алгоритмов, разработанных на основе существующих подходов, является быстрое накопление вычислительных ошибок и, как следствие, потеря точности. В результате расчеты проводятся только на начальной фазе роста частицы. Для дальнейшего вычисления требуется разработка новых численных методов определения радиуса. В последние годы результаты математических исследований широко используются в прикладных исследованиях. Использование математического аппарата позволяет решать прикладные задачи на качественно более высоком уровне [10 – 14], а разработка методов решения задач тепло- и массопереноса, устойчивых относительно возникающих погрешностей, является актуальной научно-технической задачей [15 – 19].

В настоящей работе рассматривается математическая модель задачи измерения, связанной с ростом частицы в процессе производства стали. Предложен численный метод расчета радиуса растущей частицы. Расчетная схема основана на использовании конечноразностных уравнений и методе регуляризации. Применение регуляризирующего подхода обеспечивает устойчивость вычислительной процедуры. Эффективность предложенного метода была проверена с помощью экспериментов, результаты которых подтверждают устойчивость и точность вычислительной процедуры.

#### Математическая модель процесса

Расплав содержит m химических реагентов  $Q_1$ ,  $Q_2$ , ...,  $Q_m$ , которые взаимодействуют друг с другом

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках базовой части государственного задания «Разработка, исследование и реализация алгоритмов обработки данных динамических измерений пространственно-распределенных объектов», ТЗ 8.9692.2017/8.9 от 17.02.2017 г.

в химических реакциях, протекающих на поверхности частицы:

$$\begin{cases} n_{11}Q_1 + n_{12}Q_2 + \dots + n_{1m}Q_m = P_1; \\ \dots \\ n_{k1}Q_1 + n_{k2}Q_2 + \dots + n_{km}Q_m = P_k, \end{cases}$$

где  $n_{ij}$  – стехиометрические коэффициенты реакций;  $P_k$  – продукт реакции.

Образование продуктов реакций  $P_1, P_2, ..., P_k$  вызывает рост включения. Рост частицы осуществляется одинаково во всех направлениях. Включения имеют сферическую форму.

Предполагая, что начальное распределение параметров (концентрации компонентов, скорости, температуры) состояния системы имеет сферическую симметрию, то и распределение всех характеристических параметров имеет сферическую симметрию в любое время.

Введем сферическую систему координат с центром в центре растущей частицы, используя следующие обозначения: r – расстояние от центра частицы до текущей точки расплава; t – время;  $\Phi$  – фаза растущей частицы;  $\Psi$  – фаза раствора, окружающая частицу; R(t) – радиус частицы;  $M_{P_i}$  – молярная масса продукта  $P_i$ ;  $M_{Q_j}$  – молярная масса реагента  $Q_i$ ;  $\rho^{\Phi}$  и  $\rho^{\Psi}$  – плотность фаз  $\Phi$  и  $\Psi$ .

Функция  $u_i^{\Phi}(r, t)$  характеризует массовую концентрацию компонентов  $P_i$ , а функция  $u_i^{\Psi}(r, t)$  соответствует массовой концентрации реагента  $Q_j$ . Исходя из предположений математической модели, закона Фика, и следуя подходу, предложенному в работе [6], получаем, что после замены переменных x = r/R рассматриваемая математическая модель роста частицы включает следующие уравнения:

уравнение диффузии для фазы Ф:

$$\frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial t} = \frac{D_i^{\Phi}}{R^2 x^2} \frac{\partial}{\partial x} \left( x^2 \frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial x} \right) + x \frac{R'}{R} \frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial x},$$
  
$$0 < x < 1, \ i = \overline{1, \ k - 1};$$
(1)

уравнение диффузии для фазы Ψ:

$$\frac{\partial u_{j}^{\Psi}}{\partial t} = \frac{D_{j}^{\Psi}}{R^{2}x^{2}} \frac{\partial}{\partial x} \left( x^{2} \frac{\partial u_{j}^{\Psi}}{\partial x} \right) + \left( x^{3} + \frac{\rho^{\Phi}}{\rho^{\Psi} - 1} \right) \frac{1}{x^{2}} \frac{R'}{R} \frac{\partial u_{j}^{\Psi}}{\partial x},$$
$$x > 1, \ j = \overline{1, \ m-1}; \tag{2}$$

уравнения массопереноса на границе раздела фаз:

$$\rho^{\Phi} D_i^{\Phi} \frac{\partial}{\partial x} u_i^{\Phi} (1-0, t) + u_i^{\Phi} (1, t) \sum_{s=1}^k v_s I_s - v_i I_i = 0,$$
  
$$i = \overline{1, k-1};$$
(3)

$$\rho^{\Psi} D_i^{\Psi} \frac{\partial}{\partial x} u_j^{\Psi} (1+0, t) + \sum_{i=1}^k \left[ \nu_{ij} + u_j^{\Psi} (1, t) \nu_i \right] I_i = 0,$$
  
$$j = \overline{1, m-1};$$
(4)

- уравнение роста частицы:

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{\rho^{\Phi}} \sum_{i=1}^{k} \mathbf{v}_i I_i, \tag{5}$$

где R – радиус растущей частицы; R' – скорость изменения радиуса растущей частицы;  $D_i^{\Phi}$  и  $D_j^{\Psi}$  – коэффициенты диффузии величин  $P_i$  и  $Q_j$ ;  $\underline{I_i}$  – мольная скорость роста  $P_i$ ,  $v_i = M_{P_i}$ ;  $v_{ij} = -M_{Q_j}n_{ij}$ ;  $i = \overline{1, k}$ ,  $j = \overline{1, m}$ ;  $I_s$  – мольная скорость роста  $P_s$ ;  $v_s$  – молярная масса  $P_s$ .

В этой модели граничные условия имеют следующий вид:

$$u_i^{\Phi}(0, t) = u_i^{0\Phi}; \ \frac{\partial u_i^{\Phi}(0, t)}{\partial x} = 0; \ i = \overline{1, k - 1};$$
(6)

$$u_{j}^{\Psi}(F^{E}, t) = u_{j}^{F\Psi}; \quad \frac{\partial u_{i}^{\Psi}(F^{E}, t)}{\partial x} = 0, \quad (7)$$

где  $u_i^{0\Phi}$  – функция, постоянная во времени;  $F^E$  – внешняя поверхность расплава.

Кроме того, в начальный момент времени известно, что величина  $R(0) = R_0$ . В рассматриваемой задаче требуется найти функцию R(t), характеризующую радиус растущей частицы.

#### Метод определения радиуса частицы

Для двукомпонентного расплава математическая модель задачи (1) – (7) составляется для двух реагентов  $Q_1, Q_2$  и двух компонентов  $P_1, P_2$ . Для расчета радиуса частицы достаточно рассмотреть соотношения для фазы  $\Phi$ .

Построение методом определения радиуса растущей частицы в двухкомпонентном растворе предлагается провести следующим образом. Сначала уравнение (4) массопереноса подставим в выражение (5) роста частицы. Тогда формула (5) примет следующий вид:

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{\rho^{\Phi}} \sum_{i=1}^{2} D_i^{\Phi} \left( \frac{\partial u_i^{\Phi}(1-0, t)}{\partial x} \right).$$

Таким образом, определение радиуса частицы проводится на основе следующих соотношений:

$$\frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial t} = \frac{D_i^{\Phi}}{R^2 x^2} \frac{\partial}{\partial x} \left( x^2 \frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial x} \right) + x \frac{R'}{R} \frac{\partial u_i^{\Phi}}{\partial x},$$
  
$$0 < x < 1, \ t \ge 0, \ i = 1, \ 2;$$
 (8)

$$\frac{dR}{dt} = \frac{1}{\rho^{\Phi}} \sum_{i=1}^{2} D_i^{\Phi} \left( \frac{\partial u_i^{\Phi} \left( 1 - 0, t \right)}{\partial x} \right); \tag{9}$$

$$u_i^{\Phi}(0, t) = u_i^{0\Phi}, \ \frac{\partial u_i^{\Phi}(0, t)}{\partial x}, \ i = 1, 2;$$
 (10)

$$R(0) = R_0, \ u_i^{\Phi}(x, 0) = \beta_i(x, R_0), \ i = 1, 2.$$
(11)

Далее перейдем к уравнениям конечно-разностного аналога задачи (8) – (11). Введем следующие обозначения:  $u^*$  и  $u^{\uparrow}$  – функции  $u_1^{\Phi}$  и  $u_2^{\Phi}$ ;  $D^*$  и  $D^{\uparrow}$  – функции  $D_1^{\Phi}$  и  $D_2^{\Phi}$ . В области [0, 1] × [0, *T*] введем конечно-разностную сетку *G*:

$$G = \begin{cases} (x_n, t_s) : x_n = (n-1)h, \ t_s = (s-1)\tau, \\ h = \frac{1}{N}; \ \tau = \frac{T}{M}; \ n = \overline{1, N+1}; \ s = \overline{1, M+1}. \end{cases}$$

Используя конечно-разностные аналоги частных производных [20], получаем, что соотношение (8), включающее два уравнения диффузии, и уравнение (9) примут вид:

$$\frac{u_{n,s+1}^{*} - u_{n,s}^{*}}{\tau} = \left[\frac{2D^{*}}{(n-1)hR_{s}^{2}} - \frac{(n-1)h(R_{s+1} - R_{s})}{R_{s}\tau}\right] \times \frac{u_{n+1,s}^{*} - u_{n,s}^{*}}{h} + \frac{2D^{*}}{R_{s}^{2}} + \frac{u_{n+1,s}^{*} - 2u_{n,s}^{*} + u_{n-1,s}^{*}}{h^{2}}; \quad (12)$$

$$\frac{u_{n,s+1}^{\wedge} - u_{n,s}^{\wedge}}{\tau} = \left[\frac{2D^{\wedge}}{(n-1)hR_{s}^{2}} - \frac{(n-1)h(R_{s+1} - R_{s})}{R_{s}\tau}\right] \times \frac{u_{n+1,s}^{\wedge} - u_{n,s}^{\wedge}}{h} + \frac{2D^{\wedge}}{R_{s}^{2}} + \frac{u_{n+1,s}^{\wedge} - 2u_{n,s}^{\wedge} + u_{n-1,s}^{\wedge}}{h^{2}}; \quad (13)$$

$$\frac{R_{s+1} - R_s}{\tau} = \frac{1}{\rho^{\Phi}} \left( \frac{u_{N,s}^* - u_{N-1,s}^*}{h} + \frac{u_{N,s}^{\wedge} - u_{N-1,s}^{\wedge}}{h} \right), \quad (14)$$

где  $u_{n,s}^*$  – концентрация первого компонента;  $u_{n,s}^{\wedge}$  – концентрация второго компонента в точке  $x_n$  в момент времени  $t_s$ ;  $R_s$  – радиус частицы в момент времени  $t_s$ ;  $\rho^{\Phi}$  – плотность фазы  $\Phi$ .

Для достижения устойчивости вычислительной схемы в уравнения (13) и (14) вводят дополнительный стабилизирующий функционал, а шаги дискретизации h и т выбираются в соответствии со специальными условиями. Построенная вычислительная схема предполагает решение полученных уравнений относительно переменной, характеризующей время. Предложенный подход послужил основой для разработки численного метода определения изменений радиуса частицы. С целью проверки надежности, эффективности и устойчивости предложенного метода определения изменений радиуса частицы, а также для получения экспериментальных оценок отклонений результатов расчета радиусов  $R_{\delta}$  от действительных значений проведены вычислительные эксперименты.

#### Результаты вычислительных экспериментов

В экспериментах надежность и точность вычислительной схемы были проверены путем сравнения численных результатов расчета радиуса  $R_{\delta}$  роста частиц с тестовыми значениями R(t).

Первый этап экспериментов включал моделирование тестовых функций  $u^*$  и  $u^{\,}$ , характеризующих массовую концентрацию компонентов. При построении функций  $u^*$  и  $u^{\,}$  предполагали, что диффузионные процессы были завершены в фазе  $\Psi$ , функции  $u^*$  и  $u^{\,}$  массовой концентрации на поверхности фазы  $\Phi$  приняли значения 0,020 и 0,002. Затем, используя уравнения (12) и (13), тестовые значения R(t) и условия (10) и (11), выполнили численное моделирование функций  $u^*$  и  $u^{\,}$ .

Далее проведено численное решение задачи определения радиуса растущей частицы (8–11). Решение  $R_{\delta}$  задачи (8–11) находили с помощью предложенного метода. В завершение проведен сравнительный анализ полученных результатов  $R_{\delta}$  с тестовыми значениями R(t).

Для сравнения численного решения  $R_{\delta}$  с тестовыми функциями R(t), для получения экспериментальных оценок погрешности метода была использована функция  $\Delta_p$ , определяемая по следующей формуле:

$$\Delta_R = |R_\delta - R(t)|.$$

На рисунке приведены результаты экспериментов для некоторых тестовых функций, на котором используют следующие обозначения:  $R_m$  – тестовая функция R(t);  $R_{\delta}$  – численное решение задач (8 – 11).

#### Выводы

Рассмотрена математическая модель роста частицы в двухкомпонентном расплаве. Исходная задача сводится к системе параболических уравнений с граничными условиями Дирихле, Неймана и обычных дифференциальных уравнений, характеризующих рост включения. Для решения полученной задачи предложен численный метод, состоящий из конечно-разностных уравнений и регуляризирующих операторов, обеспечивающих устойчивость метода определения радиуса частицы. Эффективность и достаточный уровень точности метода подтверждаются результатами вычислительных экспериментов. Результаты исследований служат основой для разработки методов обработки информации, используемой при определении роста частиц.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Известия АН СССР. Серия Математическая. 1937. Т. 1. № 3. С. 355 – 359.
- Avrami M. Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change III // Journal of Chemical Physics. 1941. Vol. 9. No. 2. P. 177 – 184.
- Фольмер М. Кинетика образования новой фазы. М.: Наука, 1986. – 208 с.
- Shneidman V.A., Goldstein E.V. Nucleation time lag at nanosizes // Journal of Non-Crystalline Solids. 2005. Vol. 351. No. 8. P. 1512 – 1521.



Результаты численного решения задачи роста частицы:

*а* и  $\delta$  – сравнение величины  $R_{\delta}(--)$  с тестовыми значениями (——)  $R(t) = R_0 + 0.02\sqrt{t}$  и график функции погрешности  $\Delta_R$ ; *в* и *г* – сравнения найденного радиуса  $R_{\delta}(--)$  с тестовыми значениями (——)  $R(t) = R_0 + 0.18[1 - (0.013t)^{-5}]$  и график функции погрешности  $\Delta_R$ ;

Results of numerical solution of the particle growth problem:

*a* and  $\delta$  – comparison of  $R_{\delta}$  values (---) with test values (---)  $R(t) = R_0 + 0.02\sqrt{t}$  and graph of the error function  $\Delta_R$ ; *e* and *e* – comparison of the found radius  $R_{\delta}$  (---) with test values (----)  $R(t) = R_0 + 0.18[1 - (0.013t)^{-5}]$  and graph of the error function  $\Delta_R$ ;

- 5. Wang D., Liu Y., Han Y., Zhang Y., Gao Z. Kinetic consideration for the incubation of the phase transformation and its application to the crystallization of amorphous alloy // Applied Physics A. 2008. Vol. 92. No. 3. P. 703 – 707.
- 6. Drozin A.D., Gamov P.A., Dudorov M.V., Roshchin V.E. Model for nanocrystal growth in an amorphous alloy // Russian Metallurgy (Metally). 2012. Vol. 2012. No. 11. P. 1002 - 1005.
- 7. Drozin A.D., Yaparova N.M. Probabilistic-statistical testing method for the techniques of metallographic determination of the amount of nonmetallic inclusions in metal // Chernye Metally. 2018. No. 8. P. 19-22.
- Lipiński T., Wach A. Size of non-metallic inclusions in high-grade 8. medium carbon steel // Archives of Foundry Engineering. 2012. Vol. 14. No. 4. P. 55 - 60.
- Беляев И.В., Григорович К.В., Кольчугина Н.Б., Шибаев С.С. 9. Влияние чистоты исходных веществ на структуру и свойства постоянных магнитов // Неорганические материалы. 2010. T. 46. № 3. C. 341 – 344.
- 10. Sadovskii V.M. Equations of the dynamics of a liquid crystal under the influence of weak mechanical and thermal perturbations // AIP Conference Proceedings. 2014. Vol. 1629. P. 311 - 318.
- Kholpanov L.P., Prokudina L.A. Mathematical modeling of 11. unstable mass transfer complicated by chemical reactions // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. 2005. Vol. 39. No. 1. P. 36 - 46.
- Izmail-Zadeh A.T., Korotkii A.I., Naimark B.M., Tsepelev I.A. 12. Three-dimensional numerical simulation of the inverse problem of thermal convection // Computational Mathematics and Math. Physics. 2003. Vol. 43. No. 4. P. 587 - 599.
- 13. Prokudina L.A. Nonlinear development of the marangoni instability in liquid films // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2016. Vol. 89. No. 4. P. 921 - 928.

- 14. Тихонов А.Н., Гончарский А.В., Степанов В.В., Ягола А.Г. Численные методы решения некорректных задач. - М.: Наука, 1990. -232 c.
- Вабищевич П.Н., Самарский А.А. Разностные схемы для задач 15. конвекции-диффузии на нерегулярных сетках // Журнал вычислительной математики и математической физики. 2000. Т. 40. № 5. C. 726 - 739.
- 16. Frackowiak A., Botkin N.D., Ciałkowski M., Hoffmann K.-H. A fitting algorithm for solving inverse problems of heat conduction // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2010. Vol. 53. No. 9-10. P. 2123 – 2127.
- Yaparova N.M., Shestakov A.L. Method for temperature measuring 17. inside a cylindrical body based on surface measurements. - In: 14th IMEKO TC10 Workshop on Technical Diagnostics 2016: New Perspectives in Measurements, Tools and Techniques for Systems Reliability, Maintainability and Safety. 2016. P. 8-12.
- 18. Vasil'ev V.V., Vasilyeva M.V., Kardashevsky A.M. The numerical solution of the boundary inverse problem for a parabolic equation // AIP Conference Proceeding. 2016. Vol. 1773. No. 1. Article 100010.
- Lukyanenko D.V., Shishlenin M.A., Volkov V.T. Solving of the 19. coefficient inverse problems for a nonlinear singularly perturbed reaction-diffusion-advection equation with the final time data // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. 2018. Vol. 54. P. 1339 – 1351.
- 20. Самарский А.А. Введение в теорию разностных схем. - М.: Наука, 1971. – 553 с.

Поступила в редакцию 22 октября 2019 г. После доработки 20 ноября 2019 г.

Принята к публикации 22 ноября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 135-139.

#### METHOD FOR DETERMINING PARTICLE GROWTH DYNAMICS IN A TWO-COMPONENT ALLOY

#### N.M. Yaparova

#### South Ural State University (NRU), Russia, Chelyabinsk

- Abstract. The paper deals with issue of particle growth in a two-component alloy. The particle is formed from the products of chemical reactions that occur at the phase boundary. Generalized mathematical model of particle growth includes diffusion equations, mass transfer equations in boundary layer, and equation characterizing change in radius of the growing particle. The paper proposes an approach that allows reduction of the initial issue to system of PDEs and ODE that describes the state of growing particle. This approach provides basis for developing numerical method for calculating radius of growing particle as a function of time, based on the obtained equations. The computational scheme involves the finite-difference analogues of equations with an additional regularizing functional that ensure stability of the method with respect to accumulated computational error. In order to verify reliability of the proposed computational scheme and to obtain experimental error estimates of numerical solutions, computational experiments were carried out. In the experiments, radius of growing particle is determined with respect to the time via the proposed method. Also, comparative analysis of the calculated radius with test values was carried out and experimental estimates of deviations of the calculated radius from the test functions were obtained. The results of the experiment presented in the work indicate sufficient accuracy of the developed numerical method.
- *Keywords*: multicomponent alloy, particle growth, new phase formation, diffusion equation, mass transfer, numerical method, regularization, error estimate.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-135-139

#### REFERENCES

- Kolmogorov A.N. To statistical theory of metals crystallization. *Izvestiya AN SSSR. Seriya Matematicheskaya*. 1937, vol. 1, no. 3, pp. 355–359. (In Russ.).
- Avrami M. Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change III. *Journal of Chemical Physics*. 1941, vol. 9, no. 2, pp. 177–184.
- Volmer Max. Kinetics of Phase Formation: (Kinetik Der Phasenbildung). Central Air Documents, 1966, 219 p. (Russ. ed.: Volmer M. Kinetika obrazovaniya novoi fazy. Moscow: Nauka, 1986, 208 p.).
- Shneidman V.A., Goldstein E.V. Nucleation time lag at nanosizes. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2005, vol. 351, no. 8, pp. 1512–1521.
- Wang D., Liu Y., Han Y., Zhang Y., Gao Z. Kinetic consideration for the incubation of the phase transformation and its application to the crystallization of amorphous alloy. *Applied Physics A*. 2008, vol. 92, no. 3, pp. 703–707.
- Drozin A.D., Gamov P.A., Dudorov M.V., Roshchin V.E. Model for nanocrystal growth in an amorphous alloy. *Russian Metallurgy* (*Metally*). 2012, vol. 2012, no. 11, pp. 1002–1005.
- Drozin A.D., Yaparova N.M. Probabilistic-statistical testing method for the techniques of metallographic determination of the amount of non-metallic inclusions in metal. *Chernye Metally*. 2018, no. 8, pp. 19–22.
- 8. Lipiński T., Wach A. Size of non-metallic inclusions in high-grade medium carbon steel. *Archives of Foundry Engineering*. 2012, vol. 14, no. 4, pp. 55–60.

- Belyaev I.V., Grigorovich K.V., Kol'chugina N.B., Shibaev S.S. Effect of the purity of starting materials on the structure and properties of permanent magnets. *Inorganic Materials*. 2010, vol. 46, no. 3, pp. 291–294.
- **10.** Sadovskii V.M. Equations of the dynamics of a liquid crystal under the influence of weak mechanical and thermal perturbations. *AIP Conference Proceedings*. 2014, vol. 1629, pp. 311–318.
- Kholpanov L.P., Prokudina L.A. Mathematical modeling of unstable mass transfer complicated by chemical reactions. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. 2005, vol. 39, no. 1, pp. 36–46.
- Izmail-Zadeh A.T., Korotkii A.I., Naimark B.M., Tsepelev I.A. Three-dimensional numerical simulation of the inverse problem of thermal convection. *Computational Mathematics and Math. Phy*sics. 2003, vol. 43, no. 4, pp. 587–599.
- Prokudina L.A. Nonlinear development of the marangoni instability in liquid films. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2016, vol. 89, no. 4, pp. 921–928.
- Tikhonov A.N., Goncharskii A.V., Stepanov V.V., Yagola A.G. *Chislennye metody resheniya nekorrektnykh zadach* [Numerical methods for solving ill-posed problems]. Moscow: Nauka, 1990, 232 p. (In Russ.).
- Vabishchevich P.N., Samarskii A.A. Finite-difference schemes for convection-diffusion problems on irregular meshes. *Computational Mathematics and Mathematical Physics*. 2000, vol. 40, no. 5, pp. 692–704.
- Frackowiak A., Botkin N.D., Ciałkowski M., Hoffmann K.-H. A fitting algorithm for solving inverse problems of heat conduction. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010, vol. 53, no. 9-10, pp. 2123–2127.
- 17. Yaparova N.M., Shestakov A.L. Method for temperature measuring inside a cylindrical body based on surface measurements. In: 14<sup>th</sup> IMEKO TC10 Workshop on Technical Diagnostics 2016: New Perspectives in Measurements, Tools and Techniques for Systems Reliability, Maintainability and Safety. 2016, pp. 8–12.
- Vasil'ev V.V., Vasilyeva M.V., Kardashevsky A.M. The numerical solution of the boundary inverse problem for a parabolic equation. *AIP Conference Proceeding*. 2016, vol. 1773, no. 1, article 100010.
- Lukyanenko D.V., Shishlenin M.A., Volkov V.T. Solving of the coefficient inverse problems for a nonlinear singularly perturbed reaction-diffusion-advection equation with the final time data. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*. 2018, vol. 54, pp. 1339–1351.
- **20.** Samarskii A.A. *Vvedenie v teoriyu raznostnykh skhem* [Introduction to difference theory]. Moscow: Nauka, 1971, 553 p. (In Russ.).
- *Funding*. The work was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of the basic part of the state task "Development, research and implementation of algorithms for processing data of dynamic measurements of spatially distributed objects", TDA 8.9692.2017 / 8.9 of 02.17.2017.

#### Information about the author:

**N.M. Yaparova**, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor, Head of the Chair of Computational Mathematics and High-Performance Computing (iaparovanm@susu.ru)

Received October 22, 2019 Revised November 20, 2019 Accepted November 22, 2019 ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 140 – 145. © 2020. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М.

УДК 621.746 + 621.771

## НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ СИСТЕМЫ БОЙКИ – БИМЕТАЛЛ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

*Лехов О.С.*<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (MXLehov38@yandex.ru)

**Михалев** А.В.<sup>1</sup>, к.т.н., старший преподаватель кафедры инжиниринга и профессионального

обучения в машиностроении и металлургии (mialex@trubprom.com)

Шевелев М.М.<sup>2</sup>, к.т.н., начальник лаборатории неразрушающего контроля (MMShevelev@mail.ru)

<sup>1</sup> Российский государственный профессионально-педагогический университет (620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11) <sup>2</sup> ЗАО «Центр тепловизионной техники»

(620057, Россия, Екатеринбург, ул. Таганская, 79)

Аннотация. Приведены исходные данные для расчета напряженно-деформированного состояния трехслойной биметаллической полосы. Представлены закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге циклической деформации. Описаны основные нагрузки, действующие на бойки сборного кристаллизатора установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при получении стальных трехслойных биметаллических полос. Изложена методика определения суммарных напряжений в бойках установки от усилий обжатия и температурной нагрузки. Описаны температурные граничные условия для определения температурных полей в бойках установки при получении стальных биметаллических полос. Описана процедура определения температурных полей и термоупругих напряжений в бойках установки с использованием пакета ANSYS. Результаты расчета температурных полей и термоупругих напряжений в бойках установки с использованием пакета ANSYS. Результаты расчета температурных полей и термоупругих напряжений в бойках установки с использованием пакета ANSYS. Результаты расчета температурных полей и термоупругих напряжений выполнены в пяти сечениях бойка и приведены для характерных линий. Показан характер распределения температуры по толщине бойка при охлаждении его водой на холостом ходу и контакте с биметаллическим слитком при его обжатии. Для рассчитанных полей температур определены осевые и эквивалентные напряжения, возникающие в бойках без каналов при обжатии заготовки и охлаждении их водой во время холостого хода. Представлены величины и закономерности распределения осевых и эквивалентных напряжения по толщине приконтактного слоя, а также по высоте и толщине бойков при обжатии биметаллического слитка и на холостом ходу. Приведены величины и закономерности распределения соло, высоте и толщине бойков от усилий обжатии и температурной нагрузки при получении стальных биметаллических полос с слоя, высоте и толщине бойков от усилий обжатии биметаллических полос с лоя, высоте и толщине бойков от усилий обжатии приконтактного слоя, высоте и толщине

*Ключевые слова*: боек без каналов, кристаллизатор, установка, непрерывное литье, трехслойный биметалл, деформация, температура, напряжение, обжатие, усилие.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-140-145

#### Введение

Для оценки технологии получения стальных трехслойных биметаллических полос необходимо определить напряженно-деформированное состояние (НДС) металлов плакирующего слоя и основной полосы, а также напряжения в бойках без каналов от усилия обжатия и температурной нагрузки при получении трехслойного биметалла на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Это позволит оценить качество биметаллических полос и разработать рекомендации для выбора материала бойков с целью повышения их стойкости.

#### Постановка задачи и исходные данные

На первом этапе расчета необходимо определить нагруженность системы бойки – биметалл при получении трехслойной биметаллической полосы сталь 09Г2С – сталь Ст3 – сталь 09Г2С на установке непрерывного литья и деформации.

Толщина оболочки плакирующего слоя из стали марки 09Г2С при выходе из кристаллизатора установки составляет 10 мм [1, 2]. Коэффициент трения между оболочкой плакирующего слоя, кристаллизатором и бойком установки принят равным 0,3, а между полосой и плакирующим слоем – 0,6. Температура основной полосы из стали марки Ст3 в очаге деформации постоянна и составляет 800 °С, температура наружной и внутренней поверхностей оболочки с жидкой фазой составляет 1200 и 1450 °С.

Характеристики материала плакирующего слоя из стали марки 09Г2С приняты согласно данным работы [3]. Для бойка модуль упругости принят равным 210 ГПа, а коэффициент Пуассона – 0,3.

#### Методика решения задачи

Результаты получены путем решения задачи механики сплошной среды методом конечных элементов в плоской постановке с использованием пакета ANSYS 15.0 [3 – 11]. Для бойка задавали перемещения, равные 5 мм, в направлениях, противоположных положительным направлениям осей X и Y. В качестве конечного элемента использован двадцатиузловой объемный твердотельный конечный элемент SOLID 95 [3], размер элемента от 0,1 до 1,0 мм.

#### Результаты

Результаты расчета НДС металлов биметаллического слитка в очаге деформации представлены в виде эпюр осевых и касательных напряжений. Приняты следующие основные обозначения: *SX*, *SY* и *SXY* – осевые и касательные напряжения в направлении осей *X* и *Y*.

Закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации при получении трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации приведены на рис. 1.

Таким образом, анализ напряженного состояния металла в очаге циклической деформации биметаллической полосы показал, что на контактных поверхностях плакирующих слоев с бойками и с основной полосой возникают высокие (до –290 МПа) сжимающие осевые напряжения, что будет способствовать интенсивной проработке литой структуры и получению однородной и мелкозернистой структуры металла плакирующих слоев.

На втором этапе расчета необходимо определить напряженное состояние бойков без каналов в зависимости от температурной нагрузки. Для расчета термоупругих напряжений в бойках без каналов установки необходи-



Рис. 1. Распределение осевых напряжений по оси *OX* (*SX*), *OY* (*SY*) и касательных (*SXY*) на линии контакта плакирующего слоя с бойком (толщина плакирующего слоя 2 мм; сопротивление пластической деформации полосы из стали Ст3 – 240 МПа)

Fig. 1. Distribution of axial stresses along the axis *OX*(*SX*), *OY*(*SY*) and tangents (*SXY*) on the line of contact of cladding layer with the striker (cladding layer thickness is 2 mm; plastic deformation resistance of St3 steel strip is 240 MPa)

мо в каждый момент времени определить температурное поле во всех узлах конечно-элементной сетки, а затем для каждого момента времени решить объемную задачу теории упругости [3, 12, 13]. Температурное поле бойков определяется на основе решения уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями [14].

Такая схема выполнения расчетов повторяется и реализована в одном из модулей пакета ANSYS 15.0 [4 – 11, 15 – 18].

Материал бойка – сталь марки 45ХНМ. Теплофизические свойства для рассматриваемой стали представлены в работе [3].

При расчете температурного поля приняты следующие граничные условия:

 – на рабочую поверхность бойка без каналов во время обжатия биметаллического слитка действует тепловой поток плотностью 5 МВт/м<sup>2</sup> [19];

− во время холостого хода эффективный коэффициент теплоотдачи принят равным 2000 Вт/(м<sup>2</sup>·K) [12, 20].

На рис. 2 показано распределение температур по толщине бойка и приконтактного слоя от поверхности контакта вглубь на 5 мм.

При воздействии теплового потока и последующем охлаждении бойков водой максимальная температура



Рис. 2. Распределение температур от воздействия на боек теплового потока (1) и охлаждения водой (2) по толщине бойка (a) и от поверхности контакта вглубь на 5 мм (δ)

Fig. 2. Distribution of temperatures of the heat flow (1) and water cooling (2) impact on striker over the thickness of striker (a) and on 5 mm depth from contact surface ( $\delta$ ) на поверхности контакта при обжатии биметаллического слитка достигает порядка 320 °C, затем на глубине 2,5 мм она снижается до 120 °C.

Для приведенных на рис. 2 полей температур были определены осевые термоупругие напряжения (*SX*, *SY*, *SZ*) и эквивалентные напряжения по Мизесу (*SEQV*), возникающие в бойках без каналов установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при обжатии биметаллического слитка и при охлаждении их водой во время холостого хода.

Результаты расчета осевых термоупругих напряжений и эквивалентных напряжений по Мизесу, возникающих на контактной поверхности бойка без каналов, приведены на рис. 3.

Представленные результаты характеризуют закономерности распределения осевых термоупругих и эквивалентных напряжений по толщине приконтактного слоя бойка без каналов при обжатии биметаллического слитка на холостом ходу.

Эти данные свидетельствуют о том, что в зоне контакта бойка с заготовкой от воздействия температурной нагрузки в приконтактном слое бойка возникают



Рис. 3. Распределение термоупругих напряжений в бойках без каналов при получении стальных трехслойных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации в конце контакта (*a*) и холостого хода (*б*)

сжимающие напряжения, имеющие наибольшие значения на контактной поверхности. Затем сжимающие термоупругие напряжения снижаются и достигают минимальных значений на глубине приконтактного слоя, равного 2 мм (рис. 3).

Максимальные термоупругие напряжения, как правило, возникают вдоль осей *Y* и *Z*. Термоупругие напряжения в направлении оси *Z* достигают на контактной поверхности бойка величины, равной –457 МПа, а затем по толщине приконтактного слоя снижаются до –107 МПа. Термоупругие напряжения в направлении оси *Y* изменяются по толщине приконтактного слоя от –411 до –68 МПа.

Представляют интерес закономерности распределения осевых термоупругих напряжений в приконтактном слое бойков без каналов при охлаждении их водой на холостом ходу. В отличие от характера распределения термоупругих напряжений по толщине приконтактного слоя бойков при обжатии биметалла на холостом ходу при охлаждении бойков водой на контактной поверхности бойков возникают растягивающие напряжения, которые по толщине приконтактного слоя переходят в сжимающие. Растягивающие напряжения на контактной поверхности в направлении оси *Y*, равные 151 МПа, переходят по толщине приконтактного слоя в сжимающие величиной –50 МПа (рис. 2).

Результаты расчета напряженного состояния бойка установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации от усилия обжатия и температурной нагрузки при получении биметалла сталь 09Г2С – – сталь Ст3 – сталь 09Г2С для характерных линий (рис. 4) приведены на рис. 5. Температура контактной



Рис. 4. Положение линий *Р*9 и *Р*10 по высоте бойка (линия *Р*10 находится на глубине 5 мм от линии *Р*9)

Fig. 4. Position of *P*9 and *P*10 lines along the striker height (*P*10 line is at 5 mm depth from *P*9 line)

Fig. 3. Distribution of thermoelastic stresses in strikers without channels after production of three-layer steel bimetallic strips in continuous casting and deformation unit at the end of contact (*a*) and OCV ( $\delta$ )



Рис. 5. Характер зависимости суммарных напряжений вдоль линий *P*9 (*a*) и *P*10 (б) от воздействия на боек без каналов температурного поля и усилия обжатия



поверхности бойка равна 311 °С. Осевые суммарные напряжения сжимающие, максимальная величина которых в направлении осей Y и Z на контактной поверхности (линия P9) достигает 592 и 615 МПа. На рис. 5 представлено распределение осевых суммарных напряжений по длине бойка без каналов и по толщине приконтактного слоя (линия P10) при обжатии биметаллического слитка.

Наибольших значений эти напряжения достигают в зоне очага деформации, в частности, напряжение в направлении оси Z на контактной поверхности составляет –615 МПа, а затем по толщине приконтактного слоя бойка снижается до –195 МПа. Такой же характер распределения имеют и суммарные напряжения в направлении осей X и Y.

#### Выводы

В результате исследования определено напряженное состояние системы бойки – полоса при получении стальных трехслойных биметаллических полос на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Установлены закономерности распределения напряжений в очаге деформации биметалла, температуры и осевых термоупругих и суммарных напряжений в бойках без каналов установки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. №. 8. С. 594 – 599.
- Лехов О.С., Михалев А.В., Билалов Д.Х., Шевелев М.М. Ресурсосберегающая установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для получения трехслойных биметаллических полос. – В кн.: Труды IX Международной научно-практической конференции «Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии в промышленности. Печные агрегаты. Экология». – М.: изд. МИСиС, 2018. С. 230 – 235.
- Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Напряжения в системе бойки – полоса при получении листов из стали на установке непрерывного литья и деформации. – Екатеринбург: изд. УМЦ УПИ, 2018. – 125 с.
- 4. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0. http://www.cadfern.ru.
- Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. – In book: Applied Mathematical and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Process Technological Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. – New York, 1982. P. 264 – 270.
- Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Wiley in Steel Research Int. 2011. Vol. 82. No. 10. P. 1240 – 1247.
- 7. Kobayashi S., Oh S-I., Altan T. Metal forming and finite-element method. New York: Oxford University Press, 1989. 377 p.
- Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in tubes under tension // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. No. 2. P. 336 – 362.
- Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. 2013. Vol. 37. No. 10-13. P. 6918 – 6928.
- Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication // High Performance Computing for Computational Sience – VECPAR 2012. – Springer, Berlin, Heidelberg. 2013. P. 128 – 139.
- 11. Sorimachi K, Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu to Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297 1304.
- Хлопонин В.Н., Косырева М.В., Косяк А.С. Влияние системы охлаждения на тепловые условия работы поверхностного слоя валка. – В кн.: Труды МИСиС. Вып. 100. – М.: изд. МИСиС, 1977. С. 90 – 93.
- Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1976. – 349 с.
- 14. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.
- 15. Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 12. С. 15 – 19.
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu, S.J. Mechanics of sheet metal forming. – Butterworth-Heinemann Elsevier Ltd, Oxford, 2002. P. 228.
- Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis // Journal of Materials Processing Technology. 1997. Vol. 72. No. 1. P. 32 – 41.
- Fujii H., Ohashi T, Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transact. Iron and Steel Inst. Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510 – 518.

- Технологические процессы в машиностроении Ч. II. Обработка металлов давлением и сварочное производство / В.С. Кушнер, А.С. Верещака, А.Г. Схиртладзе, Д.А. Негров. – Омск: изд. ОмГТУ, 2005. – 200 с.
- Буланов Л.В., Карлинский С.Е., Волегова В.Е. Долговечность роликов МНЛЗ при наружном и внутреннем охлаждении.

– В кн.: Надежность крупных машин. Сб. науч. тр. НИИтяжмаш.
 – Свердловск: изд. НИИтяжмаш, 1990. С. 126 – 132.

Поступила в редакцию 15 января 2019 г. После доработки 11 февраля 2019 г. Принята к публикации 25 февраля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 140-145.

#### STRESSED STATE OF STRIKER – BIMETALL SYSTEM AT PRODUCTION OF THREE-LAYER STEEL BIMETALLIC STRIPS IN THE UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION

#### O.S. Lekhov<sup>1</sup>, A.V. Mikhalev<sup>1</sup>, M.M. Shevelev<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Russian State Vocational Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

#### <sup>2</sup> JSC Center of Thermal Imaging Diagnostics, Ekaterinburg, Russia

- Abstract. The article presents the initial data for calculation of stress-strain state of a three-layer bimetallic strip. The regularities of distribution of axial and tangent stresses in the zone of cyclic deformation are considered. The main loads acting on the mold strikers are described for the unit of combined continuous casting and deformation at production of steel three-layer bimetallic strips. The authors describe the method for determining total stresses in the installation strikers from the efforts of compression and temperature loads. Also temperature boundary conditions for determining the temperature fields are considered. The procedure for determining temperature fields and thermoelastic stresses in the strikers is shown using the ANSYS package. The calculation results of temperature fields and thermoelastic stresses were made in five sections of the striker and are given for characteristic lines. The nature of temperature distribution over the thickness of the striker is shown when it is cooled with water at idling and in contact with a bimetallic ingot during its compression. For the calculated temperature fields, the authors have determined the axial and equivalent stresses occurring in the strikers without channels when the ingot is compressed and cooled with water during idling. The magnitudes and patterns of distribution of total axial stresses from the compression and thermal loads are also given along the thickness of the contact layer, along the height and thickness of the strikers.
- *Keywords*: striker without channels, mold, unit, continuous casting, threelayer bimetal, cladding layer, deformation, temperature, stress, compression, force.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-140-145

#### REFERENCES

- Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Shevelev M.M. Production of threelayer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 8, pp. 594–599. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Bilalov D.Kh., Shevelev M.M. Resource-saving installation of continuous casting and deformation for production of three-layer bimetallic strips. In.: *Trudy IX Mezh-dunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Energoeffektivnye i resursosberegayushchie tekhnologii v promyshlennosti. Pechnye agregaty. Ekologiya"* [Proc. of the 9<sup>th</sup> Int. Sci. and Pract. Conf. "Energy-Efficient and Resource-Saving Technologies in Industry. Furnace Units. Ecology"]. Moscow: ID MISiS, 2018, pp. 230–235. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Shevelev M.M. Napryazheniya v sisteme boiki-polosa pri poluchenii listov iz stali na ustanovke nepreryvnogo lit'ya i deformatsii [Stresses in striker-strip system at production of steel sheets in a unit for continuous casting and deformation]. Ekaterinburg: izd. UMTs UPI, 2018, 125 p. (In Russ.).

- 4. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0. http://www.cadfern.ru.
- Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proc. of the 3<sup>rd</sup> Process Technological Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982.* New York, 1982, pp. 264–270.
- Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Wiley in Steel Re*search Int. 2011, vol. 82, no. 10, pp. 1240–1247.
- 7. Kobayashi S., Oh S-I., Altan T. *Metal forming and finite-element method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
- Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 2, pp. 336–362.
- Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013, vol. 37, no. 10-13, pp. 6918–6928.
- Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. *High Performance Computing for Computational Sience VECPAR 2012*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2013, pp. 128–139.
- 11. Sorimachi K, Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu to Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304.
- Khloponin V.N., Kosyreva M.V., Kosyak A.S. Influence of cooling system on thermal conditions of roller surface work. In.: *Trudy MISiS. Vyp. 100* [MISiS proceedings. Issue 100]. Moscow: izd. MISiS, 1977, pp. 90–93. (In Russ.).
- Boley Bruno A., Weiner Jerome H. Theory of Thermal Stresses. New York: John Wiley & Sons, 1960. (Russ.ed.: Boley B., Weiner J. Teoriya temperaturnykh napryazhenii. Moscow: Mir, 1964, 517 p.).
- Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of heat conduction]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 600 p. (In Russ.).
- Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 12, pp. 15–19.
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu, S.J. Mechanics of Sheet Metal Forming. Butterworth-Heinemann Elsevier Ltd, Oxford, 2002, pp. 228.
- Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal* of Materials Processing Technology. 1997, vol. 72, no. 1, pp. 32–41.
- Fujii H., Ohashi T, Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transact. Iron and Steel Inst. Ja*pan. 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518.
- 19. Kushner V.S., Vereshchaka A.S., Skhirtladze A.G., Negrov D.A. Tekhnologicheskie protsessy v mashinostroenii. Ch. II. Obrabotka metallov davleniem i svarochnoe proizvodstvo [Technological processes in mechanical engineering. Part II. Metal forming and welding] Omsk: Izd-vo OmGTU, 2005, 200 p. (In Russ.).
- Bulanov L.V., Karlinskii S.E., Volegova V.E. Durability of CCM rolls with external and internal cooling. In: *Nadezhnost' krupnykh*

*mashin. Sb. nauch. tr. NIItyazhmash* [Reliability of large machines. Coll. of papers of NIItyazhmash]. Sverdlovsk: izd. NIItyazhmash, 1990, pp. 126–132. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**O.S. Lekhov,** Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (mxlehov38@yandex.ru)

A.V. Mikhalev, Senior Lecturer of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (mialex@trubprom.com)
M.M. Shevelev, Head of Nondestructive Testing Laboratory (MMShevelev@mail.ru)

> Received October 29, 2018 Revised November 15, 2018 Accepted November 29, 2018

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 146 – 154. © 2020. Каргин Д.Б., Конюхов Ю.В., Бисекен А.Б., Лилеев А.С., Карпенков Д.Ю.

#### УДК 544.2

## СТРУКТУРА, МОРФОЛОГИЯ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОПОРОШКОВ ГЕМАТИТА И МАГГЕМИТА, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ПРОКАТНОЙ ОКАЛИНЫ<sup>\*</sup>

**Каргин Д.Б.<sup>1</sup>,** к.ф.-м.н., доцент, директор Департамента коммерциализации

*mexнологий* (kjb\_orken@mail.ru)

Конюхов Ю.В.<sup>2</sup>, д.т.н., доцент кафедры функциональных наносистем

*и высокотемпературных материалов* (ykonukhov@misis.ru)

Бисекен А.Б.<sup>3</sup>, к.т.н., доцент кафедры электроснабжения и возобновляемых

*источников энергии*(biseken48@mail.ru)

**Лилеев** А.С.<sup>2</sup>, д.ф.-м.н., профессор кафедры физического материаловедения (magnito@mail.ru)

Карпенков Д.Ю.<sup>2</sup>, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник кафедры функциональных наносистем

*и высокотемпературных материалов* (karpenkov\_d\_y@mail.ru)

 <sup>1</sup> Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева
 (010008, Республика Казахстан, Алматинская область, Нур-Султан, ул. Сатпаева, 2)
 <sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский проспект, 4)
 <sup>3</sup> Алматинский университет энергетики и связи им. Гумарбека Даукеева (050013, Республика Казахстан, Алматы, ул. Байтурсынова 126)

Аннотация. Работа посвящена разработке экономичного метода получения дорогостоящих и востребованных на рынке нанопорошков α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и у-Fe,O, из отхода металлургического производства – замасленной прокатной окалины, образующейся при механической очистке горячекатаной стальной полосы в окалиноломателях. Экспериментально определены наиболее значимые параметры химико-металлургического процесса получения и основные свойства получаемых материалов. Исследования свойств исходных материалов и нанодисперсных продуктов проводили методами рентгеновской дифрактометрии, энергодисперсионной спектроскопии, сканирующей и просвечивающей микроскопии, а также мессбауэровской спектрометрии. Температурные и полевые зависимости намагниченности порошков построены по данным измерений на вибрационном магнитометре. Показано, что прокатная окалина состоит из трех основных фаз: вюстита, магнетита и гематита в соотношении 6:8:7 (по массе) соответственно. Исходную окалину активировали в магнитной мельнице в токе водорода и растворяли в смеси соляной и азотной кислот. Полученные растворы использовали для получения нанокристаллического гематита α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> химико-металлургическим методом, основными этапами которого являлись осаждение гидроксида щелочью при постоянном значении р*H*, отмывка, сушка и дегидратация. Маггемит ү-Fe<sub>3</sub>O, получали из гематита в две стадии: на первой стадии проводили восстановление водородом, а на второй – образовавшийся магнетит окисляли на воздухе. Частицы синтезированных нанодисперсных порошков оксидов находятся в агрегированном состоянии. Частицы α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеют сферическую, а γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – палочкообразную форму. По данным мессбауэровской спектроскопии в решетках обоих оксидов содержатся магний, алюминий, кремний, хром и марганец, перешедшие из исходной окалины. Эти элементы определяют магнитные свойства нанопорошков α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Комплекс свойств нанодисперсных порошков гематита и маггемита, полученных из отходов металлургического производства (прокатной окалины), позволяет рекомендовать их для применения в качестве катализаторов, в системах очистки промышленных сточных вод от ионов тяжелых металлов, для изготовления маркеров анализа крови.

*Ключевые слова*: переработка отходов, прокатная окалина, магнитные свойства нанопорошков, применение нанопорошков, гематит, магтемит, методы очистки сточных вод, маркеры, катализаторы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-146-154

#### Введение

Среди оксидов железа наиболее востребованными являются гематит ( $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и маггемит ( $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Эти оксиды легко синтезируются, обладают высокой коррозионной стойкостью, низкой токсичностью и магнитной восприимчивостью. Благодаря таким свойствам эти оксиды находят применение в качестве катализаторов [1], в системах очистки сточных вод путем адсорбции вредных примесей [2], в газовых датчиках, в качестве магнитных материалов хранения информации [3], в солнечных батареях, в диагностике и лечении заболеваний [4]. Области применения этих оксидов с каждым годом расширяются в соответствии

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках реализации научного гранта AP05134799, финансируемого Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан согласно договору № 132 от 12 марта 2018 г.

с современными трендами развития науки и техноло-гий.

В настоящее время особое внимание во всем мире уделяется проблеме переработки отходов и вторичного сырья, побочных продуктов производства. Часть техногенных и радиоактивных отходов представляет очень серьезную опасность для людей, для переработки таких отходов требуются эффективные рентабельные методы. Результаты исследований, изложенные в работах [7 – 9], показали высокую эффективность применения магнитных оксидов железа для очистки радиоактивных отходов.

Одним из побочных продуктов сталеплавильного производства является прокатная окалина, получаемая в результате механической очистки горячекатаной стальной полосы в окалиноломателях. Окалина содержит до 66 % чистого железа, но из-за замасленности использование окалины затруднено. Мелкая замасленная окалина не может быть использована для получения агломерата, так как в процессе агломерации происходит частичное испарение и неполное сгорание масла, а вследствие этого налипание образующейся сажи и пыли на части агломерационных машин, что приводит к их поломке. Существует несколько способов переработки такой окалины [10, 11], но все они нерентабельны. В большинстве случаев экономически целесообразнее получается свалить материал в отвал, чем проводить его переработку. Данную проблему возможно решить путем получения нанопорошков (НП) железа и его оксидов, которые имеют широкую область применения благодаря повышенным и уникальным функциональным свойствам и, соответственно, высокую стоимость. В настоящий момент примерно 2/3 доли мирового рынка наноматериалов приходится на США. На одном из крупных порталов в продаже имеются нанопорошки α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с размером частиц 20 – 100 нм по ценам \$265 и \$356 за 1 кг соответственно [12].

Среди методов получения ΗΠ α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> можно выделить химическое осаждение из растворов солей щелочью с последующими отмывкой осадка, сушкой и прокаливанием [13, 14]. Для получения у-Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> наиболее часто используют химико-металлургический метод, сочетающий химическое осаждение при постоянном значении водородного показателя рН [15] и последующую металлизацию гидроксидов и оксидов в токе водорода [16, 17]. Под металлизацией в данном случае понимается процесс удаления воды на стадиях дегидратации и восстановления образовавшихся оксидов до металлов. Предлагаемый метод позволяет использовать отходы производства в качестве исходных материалов, получать химически чистые продукты с узким распределением частиц по размерам, регулировать свойства продуктов и полупродуктов в ходе их получения [16]. Кроме того, этот метод позволяет проводить получение нанопорошков в промышленном масштабе.

Целью настоящей работы являлась разработка способа получения нанодисперсных порошков  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> из прокатной окалины крупнейшего предприятия горно-металлургического сектора Республики Казахстан АО «АрселорМиттал Темиртау» с комплексом свойств, необходимых для их эффективного применения в качестве сорбентов ионов тяжелых металлов, маркеров крови и катализаторов.

### Методика получения образцов и методы исследования

Этапы и условия получения НП гематита и маггемита из прокатной окалины представлены на рис. 1.

Перед проведением исследований осуществляли помол в лабораторной ступе в течение 3 – 5 мин. Этого



Рис. 1. Схема получения нанопорошков гематита и маггемита из прокатной окалины (MM – магнитная мельница)

Fig. 1. Scheme for the production of hematite and maghemite nanopowders from rolling scale (MM - magnetic mill)

времени было достаточно, чтобы в материале не оставалось частиц размером более 1 мм. На следующем этапе решалась задача перевода железа в раствор. Опыты по прямому растворению окалины в кислотах разной концентрации с нагревом и перемешиванием показали, что скорость растворения очень мала и для полного растворения требуется несколько суток. Для интенсификации процесса растворения применяли предварительную активацию исходной окалины в токе водорода с помощью магнитной мельницы марки УАП-3 (Россия), в которой был смонтирован нагревательный модуль с проточным реактором из нержавеющей стали (рис. 2) специально разработанной конструкции. Под действием бегущего электромагнитного поля ферромагнитные иглы приводятся в интенсивное движение, взаимодействуя с частицами обрабатываемого материала, друг с другом и со стенками рабочей зоны. Суммарное воздействие всех явлений приводит к высокой степени активации поверхности обрабатываемых частиц и их интенсивному взаимодействию с водородом.

Источником водорода служил генератор водорода САМ-1 (Россия) с максимальной производительностью 80 л/ч. Водород предварительно проходил систему осушки на основе силикагеля, что обеспечивало влажность не более 10 ppm. Чистота получаемого водорода составляла 99,99 %, а выходное давление – 0,2 – 0,6 МПа.

Окалину обрабатывали при температуре 500 °C в течение 15 мин. Более подробно методика проведения активации изложена в работе [18].

Растворение активированной и частично восстановленной окалины проводили в смеси азотной кислоты HNO<sub>3</sub> марки «ос.ч.» ГОСТ 11125 – 84 (65 – 68 % (по массе)) и соляной кислоты HCl марки «ч.» ГОСТ 3118 – 77) (32 – 35 % (по массе)), взятых в соотношении 1:3 по объему согласно методике работы [19]. Время полного растворения не превышало 1 ч. Полученный раствор разбавляли водой до концентрации соли железа примерно 5 % (по массе). Осаждение гидроксида железа проводили в автоматическом лабораторном реакторе для получения нанодисперсных материалов из растворов NANOCHEM. Установка включает в себя стеклянный химический реактор, насосы Heidolph Pumpdrive 5201, *pH*-метр METTLER TOLEDO MP230, термостат LAUDA E 300, электрическую мешалку Heidolph RZR 2051. Осаждение проводили 10 %-ным раствором щелочи при постоянном значении водородного показателя (*pH* = 10).

После осаждения осадок отделяли на воронке Бюхнера и отмывали дистиллированной водой в процессе декантации до полной отмывки от анионов.

Сушку осадков проводили в сушильном шкафу при температуре 80 °C в течение 8 ч. По данным рентгенофазового анализа осадок представлял собой α-FeOOH.

Нанопорошки  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были получены путем прокаливания полученного  $\alpha$ -FeOOH на воздухе при температуре 200 °C в течение 2 ч в муфельной печи SNOL 3/12.

Синтез НП  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводил в две стадии. На первой стадии получали Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> в токе водорода при температуре 375 °C в трубчатой печи с кварцевым реактором Nabertherm RSR 120/750/11. На второй стадии проводили окисление магнетита до маггемита на воздухе при температуре 300 °C в течение 1 ч в муфельной печи SNOL 3/12.

Определение фазового и количественного состава образцов проводили при помощи дифрактометра высокого разрешения Rigaku Ultima IV (Япония) с медным анодом (рабочий ток – 40 мА, напряжение – 40 кВ) в диапазоне углов дифракции от 20 до 120°. Фокусировку проводили по закону Брегга-Брентано. Скорость съемки составляла 1,5 °/мин.

Микрофотографии исходной окалины были получены с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе TESCAN VEGA3 SB (Чехия). Источни-



Рис. 2. Принципиальная схема магнитной мельницы УАП-3: *I* – электромагнитные индукторы; *2* – контур водяного охлаждения; *3* – трубчатая печь; *4* – проточный реактор из нержавеющей стали; *5* – ферромагнитные иглы

Fig. 2. Schematic diagram of the UAP-3 magnetic mill:

1 - electromagnetic inductors; 2 - water cooling circuit; 3 - tube furnace; 4 - flow reactor made of stainless steel; 5 - ferromagnetic needles

ком электронов служил вольфрамовый катод прямого нагрева. Значение ускоряющего напряжения составляло 20 кВ, а интенсивность тока пучка – 200 – 600 пА.

Микрофотографии нанодисперсных образцов были получены по методу просвечивающей электронной микроскопии на установке LEO 912 AB (Германия).

Элементный анализ проводили по методу энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) на приставке INCA Energy 450 (Великобритания) к электронному микроскопу TESCAN VEGA3 SB (Чехия). Диаметр зонда при определении элементного состава составлял 300 нм, погрешность определения ±1 %.

Средний размер частиц определяли методом динамического рассеяния света на основе измерений электрофоретической подвижности частиц в воде на установке Malvern Zetasizer Nano ZS (Великобритания). Суспензию перед измерением обрабатывали в течение 2 мин ультразвуком частотой 20 кГц и мощностью 1 кВт на установке UIP1000hd (Германия). Погрешность измерений среднего размера частиц данным методом составляет ±2 %.

Для получения мессбауэровских спектров использовали спектрометр MS-1104Em (Россия). Источником служил кобальт 57 в матрице Rh, активностью 50 мКи. Спектры обрабатывали по методу наименьших квадратов. Температура снятия спектров составляла 293 К. Съемку проводили в режиме «на просвет». Погрешности в определении составляли: изомерный сдвиг  $\Delta I_s = \pm 0,03$  мм/с; квадрупольное расщепление  $\Delta Q_s = \pm 0,03$  мм/с; эффективное магнитное поле  $\Delta H = \pm 3$  кЭ; относительная площадь  $\Delta S = \pm 2$  %.

Измерение магнитных свойств проводили с помощью вибрационного магнитометра LakeShore Cryotronics VSM 7400 (США), погрешность определения магнитного момента  $10^{-6}$  А·м<sup>2</sup>.

#### Результаты и обсуждение

По данным рентгенофазового анализа (рис. 3) прокатная окалина состоит из трех основных фаз: вюстита, магнетита и гематита. Состав окалины варьируется в широких пределах, однако суммарно на эти фазы приходится более 80 % (по массе). Кроме основных присутствует фаза, содержащая до 12 % углерода, а также содержатся небольшие (до 3 %) количества гетита и железа. Очевидно, что оксиды железа образуются в результате взаимодействия прокатанного листа с кислородом. Небольшая часть железа переходит в окалину при механической очистке поверхности листа после прокатки. Гетит образуется в ходе реакции гематита с парами воды. Углеродсодержащая фаза, по-видимому, является продуктом взаимодействия оксидов железа с маслом, применяемым для прокатки.

Частицы исходной окалины имели чешуйчатую или пластинчатую форму с размером частицы от нескольких миллиметров до нескольких сантиметров (рис. 4). Из представленных данных (рис. 4,  $\delta - c$ ) видно, что имеется широкий разброс частиц по размерам. Размер частиц варьируется от 200 нм до 200 мкм. В образце преимущественно присутствуют частицы с плоскими гранями, в которых имеются острые углы. Также встречаются частицы с формой, близкой к сферической, размером 2 – 10 мкм.

В табл. 1 приведены результаты исследований методом ЭДС исходной окалины и полученных из нее (по схеме на рис. 1) нанодисперсных порошков α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>



Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы прокатной окалины

Fig. 3. A fragment of the diffraction pattern of rolling scale



Рис. 4. Фотография и микрофотографии исходной окалины

Fig. 4. Photographs and micrographs of the initial scale

Таблица 1

#### Результаты энергодисперсионной спектроскопии

|  | Содержание элемента, % (по массе) |     |     |     |     |     |     |     |     |      |       |
|--|-----------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|-------|
| Образец                                  | 0                                 | Na  | Mg  | Al  | Si  | Ca  | C   | Cr  | Mn  | Fe   | Итог  |
| Окалина                                  | 25,0                              | 0   | 0,1 | 0,1 | 0,1 | 0   | 1,3 | 0,2 | 0,5 | 72,7 | 100,0 |
| $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 27,6                              | 0,5 | 0,4 | 0,1 | 0,2 | 0,2 | 1,2 | 0,4 | 0,4 | 69,0 | 100,0 |
| γ-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>         | 26,9                              | 0,6 | 0,2 | 0,1 | 0,1 | 0,1 | 0,8 | 0,3 | 0,3 | 70,6 | 100,0 |

#### Table 1. Results of energy dispersive spectroscopy

и у-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Из представленных данных можно сделать вывод, что все примесные металлы (магний, алюминий, кремний, хром и марганец) переходят в продукт в ходе процесса получения. Большое (1,3 %) количество углерода в исходной окалине является следствием применения масла на основе углеводородных смесей для облегчения процесса горячей прокатки на производстве. Наличие остаточного натрия в конечных продуктах в количестве 0,5 – 0,6 % (по массе) является следствием применения раствора NaOH на стадии осаждения. Появление кальция в составе нанодисперсных продуктов, обладающих развитой поверхностью, может быть объяснено применением дистиллированной воды, имеющей остаточную жесткость из-за технических характеристик дистиллятора. Это также объясняет наличие в нанодисперсных оксидах углерода.

Из анализа фотографий ПЭМ (рис. 5) можно сделать вывод, что частицы порошков  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> находятся в агрегированном состоянии. Частицы  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 5, *a*,  $\delta$ ) имеют преимущественно сферическую форму с большой долей частиц размером 60 – 80 нм, но встречаются также более крупные частицы – до 130 нм.

Частицы  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 5, *в*, *г*) имеют колоннообразную или палочкообразную форму. Большинство палочек имеют размеры  $(10 - 20) \times (40 - 50)$  нм. Однако встречаются частицы с размерами  $(100 - 120) \times (200 - 250)$  нм. Средний размер частиц порошка  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, определенный по методу динамического рассеяния света, составил 72 нм, что сопоставимо с данными ПЭМ. С определением среднего размера частиц  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> возникли проблемы в связи с высокой скоростью слипа-



Рис. 5. Изображение ПЭМ порошков  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  $(a, \delta)$  и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (e, z)Fig. 5. TEM image of  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  $(a, \delta)$  and  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (e, z) powders

ния частиц вследствие их намагниченности. Величина среднего размера агрегатов  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> варьировалась от 300 до 1447 нм.

На рис. 6 приведены мессбауэровские спектры полученных порошков оксидов  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Параметры спектров порошков ( $I_s$  – изомерный сдвиг;  $Q_s$  – квадрупольное расщепление; H – эффективное магнитное поле;  $S_{_{\rm отн}}$  — относительная площадь) представлены в табл. 2.

Секстет 1 (рис. 6, *a*) относится к  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Секстет 2 относится к замещенному  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в решетке которого находятся элементы (табл. 1), стоящие в периодичес-кой таблице слева от железа, поскольку эффективное магнитное поле (*H*) заметно меньше справочных зна-



Рис 6. Мессбауэровские спектры  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*a*) и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*б*)

Fig. 6. Mössbauer spectra of  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*a*) and  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*b*)

#### Таблица 2

#### Параметры мессбауэровских спектров порошков α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

*Table 2.* Mössbauer spectra parameters of nanopowders of α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

| Материал                                 | Фрагмент<br>спектра | <i>I<sub>s</sub></i> , мм/с | $Q_s$ , мм/с | Н, кЭ | $S_{_{ m OTH}},\%$ |
|--|---------------------|-----------------------------|--------------|-------|--------------------|
|  | Секстет1            | 0,37                        | -0,21        | 511   | 61                 |
| $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | Секстет2            | 0,37                        | -0,21        | 483   | 30                 |
|  | Дублет              | 0,33                        | 0,66         | _     | 9                  |
|  | Секстет1            | 0,32                        | 0            | 498   | 70                 |
| γ-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>         | Секстет2            | 0,30                        | -0,01        | 469   | 18                 |
|  | Секстет3            | 0,31                        | -0,01        | 420   | 12                 |

чений, а изомерный сдвиг  $(I_s)$  и квадрупольное расщепление  $(Q_s)$  практически совпадают (табл. 2). При замещении возможно изменение величины магнитного поля подрешеток, в результате чего замещенный оксид Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> из антиферромагнетика может превратиться в слабый ферромагнетик. Дублет, с большой долей вероятности, можно отнести к мелкодисперсному (менее 8 нм) состоянию  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При таких размерах частиц при комнатной температуре в мессбауэровском спектре  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отсутствует зеемановское сверхтонкое магнитное расщепление, а сам спектр представляет собой дублет с параметрами, аналогичными наблюдаемым.

Секстет 1 (рис. 6,  $\delta$ ) относится к  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Секстет 2 относится к замещенному  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в решетке которого находятся элементы, стоящие в периодической таблице слева от железа (табл. 1). Секстет 3 также относится к замещенному  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, но в еще большей степени, чем для случая секстета 2. В решетке  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> находится еще большее количество элементов, стоящих в периодической таблице слева от железа, поскольку эффективное магнитное поле существенно уменьшено, а изомерный сдвиг и квадрупольное расщепление имеют лишь незначительные отличия.

На рис. 7 и 8 представлены полевые (где  $\mu_0 H$  – коэрцитивная сила) и температурные зависимости удельной намагниченности ( $M_s$ ) для образцов порошков  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Как видно из графиков, образец  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> демонстрирует ферромагнитное упорядочение:  $M_s = 64 \text{ A} \cdot \text{M}^2/\text{кг}$ и  $H_c = 18,6 \text{ кА/м}$  (при комнатной температуре), температура Кюри  $T_c = 535$  °C. В свою очередь, для образца  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наблюдается характерное для комнатной температуры слабое ферромагнитное упорядочение:  $M_s = 2,2 \text{ A} \cdot \text{M}^2/\text{кг}$  и  $H_c = 37,9 \text{ кА/м}.$ 

Суммарное количество примесей металлов, перешедших из исходной окалины, составляет порядка 2,3 % (табл. 1). Таким образом, наличие замещения атомов железа в решетке оксидов может быть причиной наблюдаемого снижения их намагниченности насыщения по сравнению с известными литературными данными [20].

#### Выводы

Разработана схема и экспериментально определены условия получения наноразмерных порошков гематита и маггемита из железной окалины, образующейся при изломе горячекатаной полосы. Частицы α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имели



Рис. 7. Полевые зависимости удельной намагниченности при комнатной температуре для образцов оксидов железа  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*a*) и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*b*)

Fig. 7. Field dependences of specific magnetization at room temperature for the samples of iron oxides  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*a*) and  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*b*)



Рис. 8. Температурная зависимость удельной намагниченности образца γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Fig. 8. Temperature dependence of the specific magnetization of  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sample

форму, близкую к сферической, средний размер 72 нм. Форма частиц  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – палочкообразная, средние размеры (10 – 20)×(40 – 50) нм. В образцах обнаружены примесные металлы (магний, алюминий, кремний, хром, марганец), перешедшие из исходной окалины, суммарное количество не более 2,3 %.

Намагниченность насыщения  $M_s$  при комнатной температуре составила 64 и 2,2 А·м<sup>2</sup>/кг, а коэрцитивная сила  $\mu_0 H$  равна 23,3 и 47,4 мТ для  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> соответственно. Значение температуры Кюри  $T_c$  нанодисперсного порошка  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> составило 535 °C.

Комплекс свойств синтезированных из прокатной окалины нанодисперсных порошков  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> позволяет рекомендовать эти порошки для использования в качестве сорбентов ионов тяжелых металлов из сточных промышленных вод, применяемых в медицине маркеров крови, катализаторов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Jiang L., Wang J., Wu X., Zhang G. A stable Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/expanded perlite composite catalyst for degradation of rhodamine B in heterogeneous photo-fenton system // Water, Air, and Soil Pollution. 2017. Vol. 228. No. 12. No. 463
- Mondal A.K., Rabeya T., Asad M.A. Removal of methylene blue from wastewater using Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as an adsorbent // Indian Journal of Advances in Chemical Science. 2018. Vol. 6. No. 4. P. 200 – 204.
- Mohapatra M., Anand S. Synthesis and applications of nano-structured iron oxides/hydroxides – a review // International Journal of Engineering, Science and Technology. 2010. Vol. 2. No. 8. P. 127–146.
- Kour S., Sharma R.K., Jasrotia R., Singh V.P. A brief review on the synthesis of maghemite (γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) for medical diagnostic and solar energy applications // Advances in Basic Science (ICABS 2019). AIP Conf. Proc. 2019. Vol. 2142. No. 1. P. 090007-1 – 090007-7.
- Barmashov A.E., Grishechkina E.V., Dosovitskii A.E., Baryshnikova M.A. Superparamagnetic particles and their application in oncology // Nanotechnologies in Russia. 2016. Vol. 11. No. 11-12. P. 716 – 726.
- 6. Sivula K., Florian Le F, Gratzel M. Solar water splitting: progress using hematite  $(\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) photoelectrodes // ChemSusChem. 2011. Vol. 4. P. 432 449.
- Fedotov M.A., Kovalenko L.V., Folmanis G.E., Samus M.A., Krasitskaya S.G., Tananaev I.G. Functional Materials for Radioactive Waste Management // Nanotechnologies in Russia. 2018. Vol. 13. No. 11-12. P. 578 – 584.
- Fedotov M.A., Gorbunova O.A., Fedorova O.V., Folmanis G.E., Kovalenko L.V. Magnetic iron oxides in the cementation technology of the boron-containing radioactive waste // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2015. Vol. 81. No. 012063.

- Fedotov M.A., Zinoveev D.V., Grudinsky P.I., Kovalenko L.V., Dyubanov V.G. Utilization of red mud and boron-containing liquid radioactive wastes of nuclear power plants // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 525. No. 012095.
- Baek Seok-Heum, Hong Soon-Hyeok, Cho Seok-Swoo, Jang Deuk-Yu, Joo Won-Sik. Optimization of process parameters for recycling of mill scale using Taguchi experimental design // Journal of Mechanical Science and Technology. 2010. Vol. 24. No. 10. P. 2127 – 2134.
- Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sachkova N.V., Yukhvid V.I. Mill scale recycling by SHS metallurgy for production of cast ferrosilicon and ferrosilicoaluminium // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 558. P. 012041.
- Nanopowders // US Research Nanomaterials, Inc. URL: http:// www.us-nano.com/nanopowders (Дата обращения 18.12.2019).
- Fouad D.E., Zhang C., El-Didamony H., Yingnan L., Mekuria T.D., Shah A.H. Improved size, morphology and crystallinity of hematite (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) nanoparticles synthesized via the precipitation route using ferric sulfate precursor // Results in Physics. 2019. Vol. 12. P. 1253 – 1261.
- Fouada D.E., Zhanga C., Mekuria T.D., Bi C., Zaidi A.A., Shah A.H. Effects of sono-assisted modified precipitation on the crystallinity, size, morphology, and catalytic applications of hematite (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) nanoparticles: A comparative study // Ultrasonics Sonochemistry. 2019. Vol. 59. No. 104713.
- Godymchuk A., Papina L., Karepina E., Kuznetsov D., Lapin I., Svetlichnyi V. Agglomeration of iron oxide nanoparticles: pH effect is stronger than amino acid acidity // Journal of Nanoparticle Research. 2019. Vol. 21. No. 10. Article 208.
- Alymov M.I., Rubtsov N.M., Seplyarskii B.S., Zelensky V.A., Ankudinov A.B. Temporal characteristics of ignition and combustion of iron nanopowders in air // Mendeleev Commun. 2016. Vol. 26. No. 5. P. 452 – 454.
- Alymov M.I., Rubtsov N.M., Seplyarskii B.S., Zelensky V.A., Ankudinov A.B. Synthesis and characterization of passivated iron nanoparticles // Mendeleev Commun. 2016. Vol. 26. No. 6. P. 549 – 551.
- 18. Konyukhov Yu.V., Nguyen V.M., Ryzhonkov D.I. Kinetics of reduction of α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanopowder with hydrogen under power mechanical treatment in an electromagnetic field // Inorganic Materials: Applied Research. 2019. Vol. 10. No. 3. P. 705 – 711.
- Конюхов Ю.В., Рыжонков Д.И., Левина В.В., Дзинзигури Э.Л. Получение нанопорошков железа из железорудного сырья // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 3. С. 11 – 15.
- 20. Valladares L.De Los Santos, Domínguez A.B., Félix L.L., Kargin J.B., Mukhambetov D.G., Kozlovskiy A.L., Moreno N.O., Santibañez J.F., Cabrera R.C., Barnes C.H.W. Characterization and magnetic properties of hollow α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> microspheres obtained by sol gel and spray roasting methods // Journal of Science: Advanced Materials and Devices. 2019. Vol. 4. No. 3. P. 483 – 491.

Поступила в редакцию 20 января 2020 г. После доработки 4 февраля 2020 г. Принята к публикации 7 февраля 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 146–154.

#### STRUCTURE, MORPHOLOGY AND MAGNETIC PROPERTIES OF HEMATITE AND MAGHEMITE NANOPOWDERS PRODUCED FROM ROLLING SCALE

# D.B. Kargin<sup>1</sup>, Yu.V. Konyukhov<sup>2</sup>, A.B. Biseken<sup>3</sup>, A.S. Lileev<sup>2</sup>, D.Yu. Karpenkov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>L.N. Gumilyov Eurasian National University, Nur-Sultan, Astana, Republic of Kazakhstan

<sup>2</sup> National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

#### <sup>3</sup>Almaty University of Power Engineering and Telecommunications named after Gumarbek Daukeev, Almaty, Republic of Kazakhstan

*Abstract.* The work is devoted to development of cost-efficient method of processing of metallurgical waste – oily rolling scale formed during hot-rolled steel strip mechanical cleaning in descaling mills. The most significant parameters of chemical metallurgical process for produc-

ing expensive and highly marketed products  $-\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> and  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> nanopowders - have been experimentally determined. The properties of initial materials and nanodispersed products were studied by X-ray diffractometry, energy dispersive spectroscopy, scanning and transmission microscopy, and Mössbauer spectrometry. Temperature and field dependences of powders magnetization were built according to vibration magnetometer measurements. It is shown that rolling scale consists of three main phases: wustite, magnetite and hematite in a ratio of 6:8:7 by weight, respectively. The initial scale was activated in magnetic mill in stream of hydrogen and dissolved in mixture of hydrochloric and nitric acids. The resulting solutions were used to obtain a-Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> nanocrystalline hematite by chemical-metallurgical method, the main stages of which were hydroxide precipitation with alkali at constant pH, washing, drying, and dehydration. y-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> maghemite was obtained from hematite in two stages. At the first stage, hydrogen reduction was carried out, and at the second stage, the magnetite obtained was oxidized in air. Particles of synthesized nanodispersed oxide powders are in aggregated state. Particles of  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> are spherical, and  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> are rod-shaped. According to Mössbauer spectroscopy, the lattices of both oxides contain magnesium, aluminum, silicon, chromium, and manganese that have passed from the initial scale. These elements determine magnetic properties of a-Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> and γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> nanopowders. Set of properties of nanodispersed hematite and maghemite powders obtained from metallurgical waste (rolling scale) allows us to recommend their application as catalysts, in industrial wastewater heavy metal ions treatment systems, and in production of blood analysis markers.

*Keywords*: waste processing, rolling scale, magnetic properties, nanopowders, nanopowders application, hematite, maghemite, wastewater treatment methods, markers, catalysts.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-146-154

#### REFERENCES

- Jiang L., Wang J., Wu X., Zhang G. A stable Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/expanded perlite composite catalyst for degradation of rhodamine B in heterogeneous photo-fenton system. *Water, Air, and Soil Pollution*. 2017, vol. 228, no.12, no. 463.
- 2. Mondal A.K., Rabeya T., Asad M.A. Removal of methylene blue from wastewater using Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as an adsorbent. *Indian Journal of Advances in Chemical Science*. 2018, vol. 6, no. 4, pp. 200–204.
- Mohapatra M., Anand S. Synthesis and applications of nano-structured iron oxides/hydroxides – a review. *International Journal of En*gineering, Science and Technology. 2010, vol. 2, no. 8, pp. 127–146.
- Kour S., Sharma R.K., Jasrotia R., Singh V.P. A brief review on the synthesis of maghemite (γ-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) for medical diagnostic and solar energy applications. *Advances in Basic Science (ICABS 2019). AIP Conf. Proc.* 2019, vol. 2142, no. 1, pp. 090007-1–090007-7.
- Barmashov A.E., Grishechkina E.V., Dosovitskii A.E., Baryshnikova M.A. Superparamagnetic particles and their application in oncology. *Nanotechnologies in Russia*. 2016, vol. 11, no. 11-12, pp. 716–726.
- Sivula K., Florian Le F, Gratzel M. Solar water splitting: progress using hematite (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) photoelectrodes. *ChemSusChem*. 2011, vol. 4, pp. 432–449.
- Fedotov M.A., Kovalenko L.V., Folmanis G.E., Samus M.A., Krasitskaya S.G., Tananaev I.G. Functional materials for radioactive waste management. *Nanotechnologies in Russia*. 2018, vol. 13, no. 11-12, pp. 578–584.
- Fedotov M.A., Gorbunova O.A., Fedorova O.V., Folmanis G.E., Kovalenko L.V. Magnetic iron oxides in the cementation technology of the boron-containing radioactive waste. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 81, no. 012063.
- Fedotov M.A., Zinoveev D.V., Grudinsky P.I., Kovalenko L.V., Dyubanov V.G. Utilization of red mud and boron-containing liquid radioactive wastes of nuclear power plants. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019, vol. 525, no. 012095.
- Baek Seok-Heum, Hong Soon-Hyeok, Cho Seok-Swoo, Jang Deuk-Yu, Joo Won-Sik. Optimization of process parameters for recycling

of mill scale using Taguchi experimental design. Journal of Mechanical Science and Technology. 2010, vol. 24, no. 10, pp. 2127–2134.

- 11. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sachkova N.V., Yukhvid V.I. Mill scale recycling by SHS metallurgy for production of cast ferrosilicon and ferrosilicoaluminium. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019, vol. 558, pp. 012041.
- **12.** Nanopowders. US Research Nanomaterials, Inc. Available at: http:// www.us-nano.com/nanopowders (Accessed: 18 December 2019).
- Fouad D.E., Zhang C., El-Didamony H., Yingnan L., Mekuria T.D., Shah A.H. Improved size, morphology and crystallinity of hematite (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) nanoparticles synthesized via the precipitation route using ferric sulfate precursor. *Results in Physics*. 2019, vol. 12, pp. 1253–1261.
- Fouada D.E., Zhanga C., Mekuria T.D., Bi C., Zaidi A.A., Shah A.H. Effects of sono-assisted modified precipitation on the crystallinity, size, morphology, and catalytic applications of hematite (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) nanoparticles: A comparative study. *Ultrasonics Sonochemistry*. 2019, vol. 59, no. 104713.
- Godymchuk A., Papina L., Karepina E., Kuznetsov D., Lapin I., Svetlichnyi V. Agglomeration of iron oxide nanoparticles: pH effect is stronger than amino acid acidity. *Journal of Nanoparticle Research*. 2019, vol. 21, no. 10, article 208.
- Alymov M.I., Rubtsov N.M., Seplyarskii B.S., Zelensky V.A., Ankudinov A.B. Temporal characteristics of ignition and combustion of iron nanopowders in air. *Mendeleev Commun.* 2016, vol. 26, no. 5, pp. 452–454.
- Alymov M.I., Rubtsov N.M., Seplyarskii B.S., Zelensky V.A., Ankudinov A.B. Synthesis and characterization of passivated iron nanoparticles. *Mendeleev Commun.* 2016, vol. 26, no. 6, pp. 549–551.
- Konyukhov Yu.V., Nguyen V.M., Ryzhonkov D.I. Kinetics of reduction of α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanopowder with hydrogen under power mechanical treatment in an electromagnetic field. *Inorganic Materials: Applied Research.* 2019, vol. 10, no. 3, pp. 705–711.
- Konyukhov Yu.V., Ryzhonkov D.I., Levina V.V., Dzidzuguri E.L. Producing iron nanopowders from iron ore. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, vol. 35, no. 3, pp. 12–21. (In Russ.).
- 20. Valladares L.De Los Santos, Domínguez A.B., Félix L.L., Kargin J.B., Mukhambetov D.G., Kozlovskiy A.L., Moreno N.O., Santibañez J.F., Cabrera R.C., Barnes C.H.W. Characterization and magnetic properties of hollow α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> microspheres obtained by sol gel and spray roasting methods. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*. 2019, vol. 4, no. 3, pp. 483–491.
- *Funding*. The work was performed within the scientific grant AP05134799, funded by the Committee of Science of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan according to agreement No. 132, March 12, 2018.

#### Information about the authors:

**D.B. Kargin,** Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Director of the Technology Commercialization Department (kjb orken@mail.ru)

Yu.V. Konyukhov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Functional Nanosystems and High-Temperature Materials"

(ykonukhov@misis.ru)

A.B. Biseken, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Power Supply and Renewable Energy Sources (biseken48@mail.ru) A.S. Lileev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Physical Materials (magnito@mail.ru)

**D.Yu. Karpenkov**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Research of the Chair "Functional Nanosystems and High-Temperature Materials" (karpenkov\_d\_y@mail.ru)

Received January 20, 2020 Revised February 4, 2020 Accepted February 7, 2020

## ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 155 – 162. © 2020. Анахов С.В., Гузанов Б.Н., Матушкин А.В., Пугачева Н.Б., Пыкин Ю.А.

УДК 621.791.947.55

## ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАЗМОТРОНА НА КАЧЕСТВО РЕЗА ПРИ ПРЕЦИЗИОННОЙ ВОЗДУШНО-ПЛАЗМЕННОЙ РАЗДЕЛКЕ МЕТАЛЛА

**Анахов С.В.**<sup>1</sup>, к.ф.-м.н., заведующий кафедрой математических и естественнонаучных *дисциплин* (sergej.anahov@rsvpu.ru)

Гузанов Б.Н.<sup>1</sup>, д.т.н., заведующий кафедрой инжиниринга и профессионального обучения

*в машиностроении и металлургии* (boris.guzanov@rsvpu.ru)

Матушкин А.В.<sup>2</sup>, к.т.н., старший преподаватель кафедры технологии сварочного

*производства* (227433@yandex.ru)

*Пугачева Н.Б.*<sup>3</sup>, *д.т.н., главный научный сотрудник* (nat@imach.uran.ru)

Пыкин Ю.А.<sup>4</sup>, д.т.н., профессор кафедры физико-химических технологий

*защиты биосферы* (yappoligon@mail.ru)

 <sup>1</sup> Российский государственный профессионально-педагогический университет (620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)
 <sup>2</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)
 <sup>3</sup> Институт машиноведения УрО РАН (ИМАШ УрО РАН) (620049, Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34)
 <sup>4</sup> Уральский государственный лесотехнический университет

(620032, Россия, Екатеринбург, ул. Сибирский тракт, 37)

Аннотация. Методами оптической интерферометрии и металлографического анализа исследована структура разделочных швов, полученных после резки стали марки 09Г2С плазмотронами типа ПМВР-5, имеющими ряд конструктивных особенностей в системе газодинамической стабилизации плазменной дуги. Показано, что применение новых плазмотронов позволяет получить более высокое качество реза на сталях 09Г2С средних толщин с высокой производительностью и меньшими энергетическими затратами. Металлографический анализ показал, что качественный состав структуры поверхности реза практически одинаков, поэтому приоритетным критерием для сравнительного анализа качества становятся характеристики микрогеометрии поверхности. Следует отметить, что оценка по этому параметру показывает высокое качество разделки практически по всей длине реза, так как влияние технологических особенностей вреза плазменной дуги в металл сказывается на расстоянии менее 0,3 мм от кромки листа. Применение дополнительных способов газодинамической стабилизации (симметрия подачи с двойной системой завихрения плазмообразующего газа) в плазматроне ПМВР-5.2 позволяет добиться дополнительных преимуществ по критерию качества поверхности по сравнению с плазмотроном ПМВР-5.1. Отмечен ряд особенностей, влияющих на качество реза при разделке металлов разных толщин под сварку в зависимости от угла наклона плазмотрона при резке. Оценки твердости поверхностного слоя свидетельствуют о минимальных отклонениях от требований СТО Газпром 2-2.2-136-2007 (Инструкция по технологиям сварки при строительстве и ремонте промысловых и магистральных газопроводов) по твердости зоны термического влияния не более 300 HV. Это позволяет использовать в дальнейшем полученные исследованными плазматронами разделочные швы под сварку без удаления зон термического влияния. Применение новых плазмотронов позволяет осуществлять прецизионную чистовую плазменную резку металлов, в том числе и в технологиях производства сварных соединений.

Ключевые слова: плазмотрон, проектирование, зона термического влияния, структурные превращения, дефекты, качество, эффективность.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162

#### Введение

Развитие современного машиностроения и ряда других отраслей техники во многом определяется технологиями и способами обработки конструкционных сталей. Особое внимание уделяется разработке эффективных методов резки и раскроя листовых сталей для последующей сварки ответственных металлоконструкций [1, 2]. Следует заметить, что существующие традиционные процессы разделения материалов, основанные на механическом и физико-механическом воздействиях, имеют ряд существенных недостатков из-за весьма низкой производительности и практической невозможности проводить разделку разнотолщинной листовой стали по сложному криволинейному контуру [3]. Весьма перспективными в настоящее время считаются плазменные способы резки [4], в частности с использованием технологии воздушно-плазменной обработки металлов [5 – 7]. Однако здесь необходимо учитывать, что при всех несомненных достоинствах технологии плазменной резки [8 – 10] процесс разделки листовой стали часто сопровождается разнообразными отклонениями по качеству поверхности реза, которые существенно зависят как от режимов обработки [11 – 13], так и от конструкции самого плазмотрона [14, 15].

#### Постановка задачи

Сравнительный анализ эффективности плазменной резки металлических материалов в зависимости от конструктивных особенностей плазмотронов показал, что даже при рационально определенных режимах обработки структурообразование поверхности реза будет во многом определяться особенностями электродуговых узлов и газовоздушных трактов (ГВТ) режущих плазмотронов [16]. В то же время среди разработок отечественного электроплазменного оборудования практически отсутствуют инструментальные плазмотроны для прецизионной резки стальных листов при толщине проката до 40 мм, обеспечивающие повышенную точность и качество реза кромок, высокую материальную и энергетическую эффективность. Для решения подобных задач по результатам моделирования газодинамических и теплофизических процессов было определено влияние конструкции газовоздушного тракта плазмотрона на течение плазмообразующего газа (ПОГ), что позволило разработать и создать модернизированный плазмотрон с дополнительным обжатием плазменной дуги, обладающий улучшенными характеристиками по большей части параметров качества реза [17].

Как было показано, одним из значимых условий, влияющих на качество плазменной резки, является эффективность работы системы газовихревой стабилизации (ГВС) в плазмотронах для воздушно-плазменной обработки металлов [18]. В качестве критерия эффективности ГВС можно использовать степень равномерности распределения параметров потока ПОГ в контрольных сечениях (в первую очередь – в цилиндрическом канале соплового узла) газовоздушного тракта плазмотрона.

#### Методика исследования

В качестве моделей для исследования были взяты разработанные и полученные в ООО НПО «Полигон» (г. Екатеринбург) плазмотроны ПМВР-5.1 и ПМВР-5.2 для резки металла. Плазмотроны этого типа относятся к серии однопоточных плазмотронов ПМВР-5 со встроенным ступенчатым газодинамическим фильтром и повышенной производительностью для работы при токах до 200 А. Их конструкции имеют по сравнению с широко применяемым однотипным плазмотроном ПМВР-М модернизированную систему подготовки и выравнивания потока ПОГ перед входом в сопловой блок. Такая система включает в себя следующее (последовательно): расширительную камеру, предварительный (формирующий) завихритель, вторые расширительную камеру и основной (стабилизирующий) завихритель. Отличие плазмотрона ПМВР-5.2 (рис. 1) от ПМВР-5.1 состоит



Рис. 1. Конструктивная схема плазмотрона ПМВР-5.2 с двумя завихрителями в системе газовихревой стабилизации: *l* – участок ввода газа; *2* – каналы подачи ПОГ в зону подготовки и выравнивания потока ПОГ (участки *3* – *6*); *3* – расширительная камера смешения потоков; *4* – предварительный (формирующий) завихритель; *5* – вторая расширительная камера; *6* – второй стабилизирующий завихритель; *7*, *8* – сопловой узел; *9* – зона свободной плазменной дуги

Fig. 1. Design diagram of PMVR-5.2 plasma torch with two swirlers in gas-vortex stabilization system:

l – gas inlet section; 2 – channels for PFG supplying to the zone of preparation and alignment of PFG flow (sections 3 – 6); 3 – expansion chamber for flows mixing (MS); 4 – preliminary (forming) swirler (FS); 5 – 2<sup>nd</sup> expansion chamber; 6 – 2<sup>nd</sup> stabilizing swirl (SS); 7, 8 – nozzle unit; 9 – free plasma arc zone

в способе подачи ПОГ в камеру расширения. Как известно, асимметрия подачи ПОГ в расширительную (успокоительную) камеру является одной из основных причин низкой эффективности ГВС, наблюдаемой в большинстве плазмотронов с однопоточной схемой ГВТ. С целью минимизации влияния этого фактора в плазмотроне ПМВР-5.2 плазмообразующий газ подается в предварительный завихритель через два симметрично расположенных относительно оси плазмотрона отверстия, а в ПМВР-5.1 – через одно асимметричное отверстие.

Участок подачи газа в формирующий завихритель (ФЗ) помимо функции распределения потока по каналам выполняет роль отражателя, обеспечивая образование в кольцевом канале камеры смешения (КС) зон с обратной циркуляцией газа. После взаимодействия со стенкой ввода газа в ФЗ поток газа частично изменяет направление движения на радиальное, рассеивая кинетическую энергию и повышая интенсивность вихреобразования в пределах КС. Размеры камеры смешения на участке З ГВТ выбирали в результате расчетных оптимизационных процедур по общепринятым конструктивным соображениям для плазмотронов подобного типа [19]. Формирующий завихритель имеет четыре канала ввода газа и расположен на расстоянии 4-5 калибров (13-16 мм) от точки ввода ПОГ в камеру смешения. Такой завихритель является предварительным и выполняет функцию придания потоку ПОГ направления, совпадающего с направлением закрутки второго основного завихрителя (участок 6). Выбор расположения ФЗ сделан в соответствии с ранее сделанными оценками для плазмотрона ПМВР-5.1 (2М) [17]. Сопловой узел выполнен из стандартных серийно выпускаемых пар сопла и катода.

Исследования качества плазменной резки проводили на плоских пластинах из стали марки 09Г2С толщиной 14 мм под разными углами наклона плазмотрона по схеме, представленной на рис. 2. Режимы резки приведены в табл. 1.



Рис. 2. Схема резки контрольных пластин под углом 90° (*a*) и 30° (б)

Fig. 2. Scheme of control plates cutting at angle of  $90^{\circ}$  (*a*) and  $30^{\circ}$  (*b*)

Анализ микроструктуры образцов после плазменной резки в зависимости от конструкции плазмотрона был проведен с использованием микроскопа Neofot при увеличении от 100 до 160 крат. Идентификацию микроструктуры стали проводили по ГОСТ 8233 – 56 на предварительно подготовленных шлифах после травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Замеры твердости поверхностей, прилегающих к кромке реза металла, были проведены на приборе LEICA с программным обеспечением Materials Workstation при нагрузках 1000 г. Схема измерений приведена на рис. 3, результаты представлены в табл. 2.

#### Результаты исследования

Расчеты показали, что при подаче ПОГ в предварительный завихритель плазмотрона (ПМВР-5.2) через два симметрично расположенных относительно оси отверстия по сравнению с плазмотроном (ПМВР-5.1) с одним ассиметричным отверстием степень обжатия плазменной струи увеличивается практически на 20 %. Подобное повышение прецизионности (табл. 1) узкоструйной плазмы оказало положительное влияние

Таблица 1

|                                 | Значение параметра для плазмотрона |                 |                      |                 |  |  |  |  |
|---------------------------------|------------------------------------|-----------------|----------------------|-----------------|--|--|--|--|
| Параметр                        | ПМВР-5.1                           | (образец 1)     | ПМВР-5.2 (образец 2) |                 |  |  |  |  |
|                                 | 1.1. Косой рез                     | 1.2. Прямой рез | 1.1. Косой рез       | 1.2. Прямой рез |  |  |  |  |
| Сила тока дуги, А               | 115                                | 88              | 115                  | 88              |  |  |  |  |
| Напряжение дуги, В              | 200                                | 180             | 200                  | 180             |  |  |  |  |
| Скорость резки, м/мин           | 1,10                               | 0,65            | 1,25                 | 0,75            |  |  |  |  |
| Диаметр сопла, мм               | 1,7                                | 1,7             | 1,7                  | 1,7             |  |  |  |  |
| Расстояние до среза сопла L, мм | 5                                  | 5               | 5                    | 5               |  |  |  |  |
| Давление ПОГ, МПа               | 0,5                                | 0,5             | 0,5                  | 0,5             |  |  |  |  |

Режимы резки для образцов 4 и 5

Table 1. Cutting modes for samples 4 and 5

Таблица 2



Нижняя кромка реза

Рис. 3. Схема расположения точек замера твердости зоны термического влияния кромки реза



на режим резки исследуемой стали, что позволило повысить скорость раскроя листа и, как следствие, производительность процесса вне зависимости от схемы материалообработки в среднем на 15 %. Следует также отметить экспериментально определенные значения необходимого повышения величины типовых параметров плазмообразующей дуги при выполнении косого реза под углом наклона плазмотрона в 30°, которое обусловлено увеличением длины реза по толщине при рассматриваемой схеме разделки стали.

Визуальный анализ образцов, подвергнутых плазменной резке по выбранным режимам, позволил определить степень чистоты поверхности и геометрию кромок реза при использовании рассматриваемых плазмотронов. Конструктивные особенности подачи ПОГ в разных моделях исследуемых плазмотронов не привели к существенным отличиям макрокартины состояния поверхности реза. Как показал внешний контроль (рис. 4), на всех исследованных образцах на нижних кромках практически не обнаружено образования грата и налипания капель расплавленного металла. Кроме того, не выявлено оплавления и скругления верхней кромки, что обеспечило практически нулевое угловое отклонение реза. На вырезанных темплетах обнаружено, что качество самой поверхности по длине реза

#### Результаты измерения твердости HV1

Table 2. Results of HV1 hardness measurement

| Расстояние          | Твердость HV1 образцов |     |     |  |  |  |
|---------------------|------------------------|-----|-----|--|--|--|
| от поверхности, мкм | 3.2                    | 1.1 | 2.2 |  |  |  |
| 40                  | 364                    | 380 | 355 |  |  |  |
| 160                 | 246                    | 210 | 313 |  |  |  |
| 200                 | 210                    | 196 | 228 |  |  |  |
| 200                 | 205                    | 197 | 206 |  |  |  |
| 200                 | 198                    | 208 | 202 |  |  |  |
| 500                 | 201                    | 201 | 196 |  |  |  |
| 1000                | 202                    | 193 | 187 |  |  |  |
| 5000                | 196                    | 206 | 186 |  |  |  |

во многом определяется расстоянием от места начала врезки плазменной струи в торец листа.

В табл. 3 приведены результаты измерения микрогеометрии поверхности реза на разных участках по длине шва раскроя. Шероховатость поверхности исследовали с помощью оптического интерферометра Veeco на разных по размеру индицируемых участках рельефа.

На месте вреза плазменной струи в металл поверхность реза имеет максимальные значения средней шероховатости (Ra) и максимальную высоту (Rz) профиля, причем с увеличением площади исследуемой поверхности эти показатели значительно возрастают, что характеризует крайнюю нерегулярность микрорельефа.

В начале реза, когда режим работы плазмотрона еще не вышел на регулируемые стабильные показатели, за счет скачков силы тока и низкой скорости реза происходит оплавление краев верхних борозд, возрастает средняя высота от впадины до вершины, что способствует увеличению интервала борозд и возникновению значительной неровности поверхности реза (рис. 5, *a*).

Однако уже на расстоянии 0,25 – 0,30 мм от кромки режим плазменной резки стабилизируется и достигает установленных значений по всем заданным параметрам вплоть до окончания обработки. В результате топограмма поверхности реза по всей длине становится



Рис. 4. Внешний вид образца после прямой плазменной резки листа стали плазмотроном ПМВР-5.1 и схема выреза темплетов

Fig. 4. Appearance of the sample after direct plasma cutting of steel sheet by PMVR-5.1 plasma torch and templet cutting scheme

#### Таблица З

Результаты исследования поверхности на разных участках по длине стального листа

# Table 3. Results of the surface study of different parts along the length of steel sheet

| Схема вырезки                | <i>Ra</i> , м     | км, для             | <i>Rz</i> , мкм, для |                     |  |  |
|------------------------------|-------------------|---------------------|----------------------|---------------------|--|--|
| темплетов<br>(номер образца) | малого<br>участка | большого<br>участка | малого<br>участка    | большого<br>участка |  |  |
| Начало реза<br>(3.1)         | 7,34              | 43,94               | 41,75                | 245,87              |  |  |
| Середина реза (3.2)          | 2,78              | 5,62                | 21,22                | 89,63               |  |  |
| Конец реза (3.3)             | 3,45              | 6,66                | 25,81                | 67,28               |  |  |

практически одинаковой при резком уменьшении нормируемых показателей (рис. 5, б). В связи с этим для всех последующих исследований темплеты вырезали из средней части исследуемой полосы стали.

Сравнительное сопоставление с использованием методов количественной металлографии всех исследованных образцов показало, что вне зависимости от режима резки и типа плазмотрона микроструктура у них оказалась практически одинаковой, причем толщина внешней зоны плазменной резки составляет 400 мкм, а толщина зоны термического влияния не превышает 100 мкм (рис. 6).

По структуре зона плазменной резки представляет собой скрытопластинчатый перлит 2 балла с мелкопластинчатым расстоянием примерно 0,30 мкм. Зона термического влияния имеет перлитно-ферритную структуру с соотношением количества этих фаз 75/25, основа так-

же имеет перлитно-ферритную структуру с соотношением указанных выше фаз 20/80.

Из табл. 2 видно, что твердость приповерхностной зоны не превышает значений 380 HV1 вдоль всей поверхности реза, причем для всех образцов преобладают структурные области, лишь незначительно по твердости отличающиеся от материала основы.

В табл. 4 представлены результаты исследования микрорельефа поверхности образцов, полученных в результате плазменной резки стального листа по режимам (табл. 1).

#### Дискуссия

Обобщая полученные результаты комплексных микроструктурных исследований, можно сказать, что качественный состав структуры в рассмотренных пределах технологических и конструктивных параметров испытаний практически не изменяется. Поэтому, как показано в работе [20], качество реза целесообразно оценивать по критерию микрогеометрии поверхности.

Как видно из табл. 3, наилучшие показатели при исследовании микрогеометрии поверхности реза были получены при использовании плазмотрона ПМВР-5.2 с двумя симметрично расположенными относительно оси плазмотрона отверстиями подачи ПОГ в предварительный завихритель. Следует отметить (рис. 7), что подобная конструктивная особенность сказалась на качестве реза с углом наклона плазмотрона 30°.

Анализируя представленные результаты, можно заключить, что они отвечают современным отечественным и зарубежным требованиям по качеству разделки [21 – 23], что позволяет расширить сферу при-



Рис. 5. Рельеф поверхности реза образца 3.1 (а) и 3.2 (б) (большой участок)

Fig. 5. Topography of cut surface for the sample 3.1 (a) and 3.2 ( $\delta$ ) (a large part)


Рис. 6. Микроструктура образцов после плазменной резки

Fig. 6. Microstructure of the samples after plasma cutting

Таблица 4

#### Результаты исследования поверхности реза в зависимости от конструкции плазмотрона

#### Table 4. Results of the cutting surface study depending on plasma torch design

| Тип плазмотрона | Образец | Вид реза   | <i>Ra</i> , мкм, для |                  | <i>Rz</i> , мкм, для |                  |
|-----------------|---------|------------|----------------------|------------------|----------------------|------------------|
|                 |         |            | малого участка       | большого участка | малого участка       | большого участка |
| ПМВР-5.1        | 1.1     | Прямой рез | 11,16                | 74,27            | 117,69               | 185,01           |
|                 | 1.2     | Косой рез  | 9,67                 | 62,35            | 112,63               | 152,56           |
| ПМВР-5.2        | 2.1     | Прямой рез | 4,98                 | 55,73            | 43,82                | 93,13            |
|                 | 2.2     | Косой рез  | 3,70                 | 23,82            | 9,21                 | 74,65            |



Рис. 7. Внешний вид поверхности реза в зависимости от угла наклона плазмотрона: *a* – прямой рез (образец 2.1); *δ* – косой рез (образец 2.2)

Fig. 7. Appearance of cutting surface depending on angle of inclination of plasma torch:  $a - \text{straight cut (sample 2.1)}; \delta - \text{oblique cut (sample 2.2)}$ 

менения плазменно-дуговых технологий по широкому кругу соответствующих производств.

#### Выводы

Применение новых методов газовихревой стабилизации в плазмотронах ПМВР-5.1 и ПМВР-5.2 позволяет получать прецизионные резы, соответствующие первому классу качества по ГОСТ 14792 – 80 для стали марки 09Г2С средних толщин. Качественный состав структуры поверхности реза практически одинаков, поэтому приоритетным критерием для сравнительного анализа качества становятся характеристики микрогеометрии поверхности. Следует отметить, что оценка по этому параметру показывает высокое качество разделки практически по всей длине реза, так как влияние технологических особенностей вреза плазменной дуги в металл сказывается на расстоянии менее 0,3 мм от кромки листа. Применение дополнительных способов газодинамической стабилизации в плазмотроне ПМВР-5.2 (симметрия подачи с двойной системой завихрения плазмообразующего газа) позволяет добиться дополнительных преимуществ по критерию качества поверхности по сравнению с плазмотроном ПМВР-5.1. Оценки твердости поверхностного слоя свидетельствуют о минимальных (на глубинах порядка 40 мкм) отклонениях от требований (≤ 300 HV) СТО Газпром 2-2.2-136-2007, что позволяет использовать в дальнейшем полученные исследованными плазмотронами разделочные швы под сварку без удаления зон термического влияния. Внедрение современных технологий плазменной резки позволяет сделать их более конкурентными по показателям эффективности, качества и ряду других значимых критериев.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Nikou V. Welded repair and maintenance in the space environment. – Massachusetts Institute of Technology, 2003. – 113. p.
- Кайдалов А.А. Современные технологии термической и дистанционной резки конструкционных материалов. Киев: Экотехнология, 2007. 456 с.
- Кавун Н.Н., Гусев В.Г. Сравнительный анализ способов резки листового материала. – В кн.: Перспективы развития технологий и оборудования в машиностроении / Под ред. А.А. Горохова. – Курск: Изд-во «Университетская книга», 2016. С. 50 – 53.
- 4. Эсибян Э.М. Воздушно-плазменная резка: состояние и перспективы // Автоматическая сварка. 2000. № 12. С. 6 – 16.
- Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K. Fine plasma cutting of advanced aerospace materials // Journal of Materials Processing Technology. 1995. Vol. 48. P. 825 – 831.
- Nedic B., Jankovic M., Radovanovic M. Quality of plasma cutting. – In: 13<sup>th</sup> International Conference on Tribology, SERBIATRIB '13. Kragujevac, Serbia, 15-17 May 2013. – Kragujevac, Serbia, 2013. P. 314 – 319.
- Anakhov S.V., Singer K., Pykin Yu.A., Shakurov S.A. Examination of the cut surface in thermal cutting of 09G2S steel // Welding International. 2008. Vol. 22. No. 4. P. 267 – 270.
- Чередниченко В.С., Аньшаков А.С., Кузьмин М.Г. Плазменные электротехнологические установки. – Новосибирск: изд. НГТУ, 2011. – 602 с.
- Чиеу Куанг Фи. Исследование эффективности технологии узкоструйной плазменной резки металлов: автореф. дис... канд. техн. наук: 05.08.04. – СПб., 2008. – 27 с.

- Лащенко Г.И. Плазменная резка металлов и сплавов. Киев: Экотехнология, 2003. – 64 с.
- Bhuvenesh R., Norizaman M.H., Abdul Manan M.S. Surface roughness and MRR effect on manual plasma arc cutting machining // International Journal of Industrial and Manufacturing Engineering. 2012. Vol. 6. No. 2. P. 459 – 462.
- Остриков О.М., Кузнецова О.С. Влияние режимов плазменной резки на микроструктуру, микротвердость и качество обработки углеродистых сталей // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. 2010. № 1 (40). С. 33 38.
- 13. Гаар Н.П., Рахимянов А.Х., Локтионов А.А. Предотвращение дефектов реза за счет оптимизации траектории при тонкоструйной плазменной резке // Вестник Кузбасского государственного технического университета. 2018. № 2. С. 70 – 75.
- Дресвин С.В., Зверев С.Г. Плазмотроны: конструкции, параметры, технологии. СПб.: изд. Политехн. ун-та, 2007. 208 с.
- Tendero C., Tixier C., Tristant P., Desmaison J., Leprince P. Atmospheric pressure plasmas: a review // Spectrochim Acta. Part B. 2006. No. 61. P. 2 – 29.
- 16. Xiuquan Cao, Deping Yu, Meng Xiao, Jianguo Miao, Yong Xiang, Jin Yao. Design and characteristics of a laminar plasma torch for materials processing // Plasma Chemistry and Plasma Processing. 2016. No. 36. P. 693 – 710.
- 17. Пат. 2584367 RU. Плазмотрон / Пыкин Ю.А., Анахов С.В., Матушкин А.В.; заявл. 11.03.2015; опубл. 20.05.2016. Бюл. № 14.
- 18. Шалимов М.П., Анахов С.В., Пыкин Ю.А., Матушкин А.В., Матушкина И.Ю. Оценка эффективности газовихревой стабилизации в плазмотронах для резки металлов // Сварка и диагностика. 2018. № 2. С. 57 – 61.
- Matushkin A.V., Pyckin Yu.A., Anakhov S.V., Matushkina I.Y. About raising of the gas vortex stabilization efficiency in plasma torch for metal cutting // Solid State Phenomena. 2018. Vol. 284. P. 218 – 223.
- 20. Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Аюбашев О.М. и др. Исследование плазменно-дуговой резки низколегированной стали 09Г2С // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. № 2. С. 48 – 52.
- Mostaghimi J., Boulos M.I. Thermal plasma sources: how well are they adopted to process needs? // Plasma Chemistry and Plasma Processing, 2015. No. 35. P. 421 – 436.
- **22.** Vardelle A., Moreau C., Themelis N.J., Chazelas C. A perspective on plasma spray technology // Plasma Chemistry and Plasma Processing. 2015. No. 35. P. 491 509.
- Venkataramani N. Industrial plasma torches and applications // Current Science. 2002. Vol. 83. No. 3. P. 254 – 262.

Поступила в редакцию 20 ноября 2019 г. После доработки 2 декабря 2019 г. Принята к публикации 3 декабря 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 155–162.

## INFLUENCE OF PLASMA TORCH DESIGN ON CUTTING QUALITY DURING PRECISION AIR-PLASMA CUTTING OF METAL

S.V. Anakhov<sup>1</sup>, B.N. Guzanov<sup>1</sup>, A.V. Matushkin<sup>2</sup>, N.B. Pugacheva<sup>3</sup>, Yu.A. Pykin<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Russian State Professional Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup> Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch), Ekaterinburg, Russia

*Abstract.* Optical interferometry and metallographic analysis were used to study structure of cutting seams obtained after 09G2S steel cutting by PMVR-5 plasma torch. These plasma torches have a number of design features in the system of gas-dynamic stabilization of plasma arc. It is shown that application of new plasma torch allows obtaining higher quality of cutting 09G2S steel of medium thickness with high productivity and lower energy costs. Metallographic analysis has shown that qualitative composition of the cut surface structure is almost the same, so priority criteria for comparative quality analysis are parameters of surface microgeometry. Evaluation of this parameter shows high qua-

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup> Ural State Forest Engineering University, Ekaterinburg, Russia

lity of cutting almost along the entire length of a cut, since the influence of technological features of plasma arc cut into the metal affects at a distance of less than 0.3 mm from the edge of the sheet. The use of additional methods of gas-dynamic stabilization in PMVR -5.2 plasma torch (feed symmetry with a double swirl system of plasma-forming gas) allows to achieve additional advantages in terms of surface quality compared to PMVR -5.1. A number of features that affects quality of cut when cutting metals of different thicknesses for welding, is noted depending on the angle of inclination of plasma torch during cutting. Estimates of the surface layer hardness indicate minimal deviations from the requirements of GAZPROM Standard 2-2.4-083 (instructions on welding technologies in the construction and repair of field and main gas pipelines), which allows further use of cutting seams obtained by studied plasma torches for welding without removing zones of thermal influence. Thus, application of new plasma torches makes possible precision finishing plasma cutting of metals, including production of welded joints.

*Keywords*: plasma torch, design, welding seems, heat-affected zone, structure transformation, defects, quality, efficiency.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162

#### REFERENCES

- 1. Nikou V. *Welded repair and maintenance in the space environment*. Massachusetts Institute of Technology, 2003, 113. p.
- Kaidalov A.A. Sovremennye tekhnologii termicheskoi i distantsionnoi rezki konstruktsionnykh materialov [Modern technologies for thermal and remote cutting of structural materials]. Kiev: Ekotekhnologiya, 2007, 456 p. (In Russ.).
- Kavun N.N., Gusev V.G. Comparative analysis of cutting methods for sheet material. In: *Perspektivy razvitiya tekhnologii i oborudovaniya v mashinostroenii* [Prospects of technologies and equipment in mechanical engineering]. Gorokhov A.A. ed. Kursk: Universitetskaya kniga, 2016, pp. 50–53. (In Russ.).
- 4. Esibyan E.M. Air-plasma cutting: state and prospects. *Avtomaticheskaya svarka*. 2000, no. 12, pp. 6–16. (In Russ.).
- Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K. Fine plasma cutting of advanced aerospace materials. *Journal of Materials Processing Technology*. 1995, vol. 48, pp. 825–831.
- Nedic B., Jankovic M., Radovanovic M. Quality of plasma cutting. In: 13<sup>th</sup> Int. Conf. on Tribology, SERBIATRIB '13. Kragujevac, Serbia, 15-17 May 2013, pp. 314–319.
- Anakhov S.V., Singer K., Pykin Yu.A., Shakurov S.A. Examination of the cut surface in thermal cutting of 09G2S steel. *Welding International*. 2008, vol. 22, no. 4, pp. 267–270.
- Cherednichenko V.S., An'shakov A.S., Kuz'min M.G. *Plazmennye* elektrotekhnologicheskie ustanovki [Plasma electrotechnological installations]. Novosibirsk: NGTU, 2011, 602 p. (In Russ.).
- **9.** Chieu Kuang Fi. *Issledovanie effektivnosti tekhnologii uzkostruinoi plazmennoi rezki metallov: avtoref. dis... kand. tekhn. nauk: 05.08.04* [Feasibility study of narrow-jet plasma cutting of metals: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. St. Petersburg, 2008, 27 p. (In Russ.).
- Lashchenko G.I. *Plazmennaya rezka metallov i splavov* [Plasma cutting of metals and alloys]. Kiev: Ekotekhnologiya, 2003, 64 p. (In Russ.).
- Bhuvenesh R., Norizaman M.H., Abdul Manan M.S. Surface roughness and MRR effect on manual plasma arc cutting machining. *International Journal of Industrial and Manufacturing Engineering*. 2012, vol. 6, no. 2, pp. 459–462.

- Ostrikov O.M., Kuznetsova O.S. Influence of plasma cutting modes on microstructure, microhardness and processing quality of carbon steels. *Vestnik Gomel'skogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. P.O. Sukhogo.* 2010, no. 1 (40), pp. 33–38. (In Russ.).
- Gaar N.P., Rakhimyanov A.Kh., Loktionov A.A. Prevention of cut defects by optimizing trajectory for fine-jet plasma cutting. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2018, no. 2, pp. 70–75. (In Russ.).
- Dresvin S.V., Zverev S.G. *Plazmotrony: konstruktsii, parametry, tekhnologii* [Plasmatrons: designs, parameters, technologies]. St. Petersburg: izd. Politekhn. un-ta, 2007, 208 p. (In Russ.).
- **15.** Tendero C., Tixier C., Tristant P., Desmaison J., Leprince P. Atmospheric pressure plasmas: A review. *Spectrochim Acta. Part B*. 2006, no. 61, pp. 2–29.
- 16. Xiuquan Cao, Deping Yu, Meng Xiao, Jianguo Miao, Yong Xiang, Jin Yao. Design and characteristics of a laminar plasma torch for materials processing. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2016, no. 36, pp. 693–710.
- Pykin Yu.A., Anakhov S.V., Matushkin A.V. *Plazmotron* [Plasma torch]. Patent RF no. 2584367. *Bulleten' izobretenii*. 2016, no. 14. (In Russ.).
- Shalimov M.P., Anakhov S.V., Pykin Yu.A., Matushkin A.V., Matushkina I.Yu. Evaluation of effectiveness of gas-vortex stabilization in plasma torch for metal cutting. *Svarka i diagnostika*. 2018, no. 2, pp. 57–61. (In Russ.).
- Matushkin A.V., Pyckin Yu.A., Anakhov S.V., Matushkina I.Y. About raising of the gas vortex stabilization efficiency in plasma torch for metal cutting. *Solid State Phenomena*. 2018, vol. 284, pp. 218–223.
- Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A., Ayubashev O.M. etc. Plasma arc cutting of 09G2S low alloy steel. *Vestnik MGTU im. G.I. Noso*va. 2017, vol. 15, no. 2, pp. 48–52. (In Russ.).
- Mostaghimi J., Boulos M.I. Thermal plasma sources: how well are they adopted to process needs? *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2015, no. 35, pp. 421–436.
- Vardelle A., Moreau C., Themelis N.J., Chazelas C. A perspective on plasma spray technology. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2015, no. 35, pp. 491–509.
- Venkataramani N. Industrial plasma torches and applications. *Current Science*. 2002, vol. 83, no. 3, pp. 254–262.

#### Information about the authors:

**S.V. Anakhov**, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Head of the Chair of Mathematic and Natural Sciences (sergej.anahov@rsvpu.ru)

**B.N. Guzanov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (boris.guzanov@rsvpu.ru)

A.V. Matushkin, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Welding Technology" (227433@yandex.ru)

**N.B. Pugacheva,** Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Materials Micromechanics (nat@imach.uran.ru)

**Yu.A. Pykin,** Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physical and Chemical Technologies in Biosphere Protection (yappoligon@mail.ru)

> Received November 20, 2019 Revised December 2, 2019 Accepted December 3, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 163 – 165. © 2020. Шкирмонтов А.П., Бишенов С.А.

УДК 669.168:621.365.2

# ПАРАМЕТРЫ СРАВНЕНИЯ ВЫПЛАВКИ УГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРОХРОМА В ПЕЧАХ ПЕРЕМЕННОГО И ПОСТОЯННОГО ТОКА

Шкирмонтов А.П.<sup>1</sup>, к.т.н, главный редактор (aps-panor@yandex.ru) Бишенов С.А.<sup>2</sup>, acnupaнт (bishenovsa@gmail.com)

<sup>1</sup> ИД «Панорама»

(125040, Россия, Москва, Бумажный проезд, 14) <sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Одним из интересных технических решений считается разработка технологии выплавки ферросплавов на постоянном токе. В ферросплавных печах постоянного тока исключается такой параметр, как коэффициент мощности в электропечном контуре после преобразователя тока. Многие исследователи предполагали, что выплавка ферросплавов в печах, работающих на постоянном токе, позволит интенсифицировать процесс плавления шихты, улучшить извлечение ведущего элемента ферросплава и снизить удельный расход электроэнергии. Проведен краткий анализ сравнения выплавки углеродистого феррохрома в печах переменного и постоянного тока на основе комплексного параметра – энерготехнологического критерия работы ферросплавной электропечи. Показано, что при сопоставимой активной мощности в ванне энерготехнологический критерий печи переменного тока выше (0,2185 – 0,2381) по сравнению с энерготехнологическим критерием печей постоянного тока (0,1109 – 0,1320) при освоенном уровне технологии выплавки углеродистого феррохрома на 20 – 28 % ниже, чем в печах постоянного тока.

Ключевые слова: ферросплавы, электропечь, постоянный ток, переменный ток, извлечение хрома, удельный расход электроэнергии, феррохром.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2020-2-163-165

В связи с распространением печей постоянного тока для выплавки углеродистого феррохрома [1-3] научнопрактический интерес представляет сравнение работы таких печей и печей переменного тока традиционной конструкции. В работе [4] и ряде предыдущих работ для оценки эффективности выплавки ферросплавов предложен энерготехнологический критерий работы ферросплавной электропечи. Для выплавки углеродистого феррохрома такая комплексная величина имеет следующий вид:

$$Sh = K_{\mu \tau} \cos \varphi \eta_{\Im \pi} \eta_{\tau} \eta_{Cr},$$

где  $K_{_{\rm HT}}$  — коэффициент загрузки трансформатора; соs  $\varphi$  — коэффициент мощности печи;  $\eta_{_{_{2\!M}}}$  — электричес-кий КПД;  $\eta_{_{T}}$  — тепловой КПД;  $\eta_{_{Cr}}$  — извлечение хрома в сплав.

В работах [4, 5] получено, что повышение значения энерготехнологического критерия соответствует снижению удельного расхода электроэнергии на выплавку феррохрома и определяет эффективность работы печи.

Энерготехнологические параметры выплавки углеродистого феррохрома в печах постоянного и переменного тока приведены в таблице.

Рассчитанная в соответствии с приведенным выражением зависимость энерготехнологического критерия выплавки феррохрома от удельного расхода электроэнергии для постоянного и переменного тока приведена на рисунке. Химический состав феррохрома был следующий, % (по массе): 69 – 72 Сг, 8,0 – 8,3 С, 0,58 – 0,63 Si, 0,02 Р. Открытая, длинная дуга в рудовосстановительном процессе с большим количеством отходящих газов приводит к снижению теплового КПД

#### Энерготехнологические параметры

#### **Energy-thechnological parameters**

|                                   | Значение параметра |            |  |
|-----------------------------------|--------------------|------------|--|
| Параметр                          | Постоянный         | Переменный |  |
|                                   | ток                | ток        |  |
| Мощность трансформаторов,<br>MB·A | 110,0              | 81,0       |  |
| Активная мощность печи,<br>МВт    | 45,0               | 47,4       |  |
| Количество электродов             | 1                  | 3          |  |
| Диаметр электродов, мм            | 750                | 1900       |  |
| Извлечение хрома из руды          | 0,782              | 0,902      |  |
| η <sub>эл</sub>                   | 0,988              | 0,931      |  |
| η                                 | 0,351              | 0,445      |  |
| Расход электроэнергии,<br>кВт·ч/т | 4865               | 4066       |  |
| Sh                                | 0,1109             | 0,2185     |  |



Удельный расход электроэнергии, МВт ч/т

Изменение энерготехнологического критерия работы ферросплавной печи, работающей на переменном () и на постоянном () токе, от удельного расхода электроэнергии при выплавке углеродистого феррохрома

Change in energy-technological criterion of alternating (●) and direct (▲) current ferroalloy furnace operation depending on specific energy consumption during carbon ferrochrome smelting

печи постоянного тока. Это увеличивает удельный расход электроэнергии. Получено, что энерготехнологический критерий работы ферросплавной печи для выплавки феррохрома на постоянном токе значительно ниже (0,1109 – 0,1320), чем на переменном токе (0,2185 – 0,2381) при освоенном уровне технологии. Соответственно, в печах переменного тока удельный расход электроэнергии на выплавку феррохрома на 20 - 28 % ниже, чем в печах постоянного тока [5]. Основным преимуществом процесса выплавки в печи постоянного тока является то, что можно использовать значительные запасы более дешевых хромовых руд мелких (менее 6 мм) фракций, но такая технология переработки требует дополнительного совершенствования.

**Выводы.** Рассмотрена технология выплавки углеродистого феррохрома в печах переменного и постоянного тока сопоставимой используемой мощности с позиции энерготехнологического критерия работы ферросплавной электропечи. Показано, что при освоенном уровне технологии выплавки феррохрома печи переменного тока имеют более высокую величину энерготехнологического критерия и работают эффективнее, чем печи постоянного тока. Данное обстоятельство требует совершенствования технологии выплавки в печах постоянного тока.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gelgenhuys I.J. Aspect of DC chromite smelting at Mintek an overview. – In book: Proceedings of the Thirteenth International ferroalloys congress. INFACON XIII, Almaty, Kazakhstan, 9–13 June 2013. – Almaty, Kazahkstan: INFACON, 2013. P. 149–156.
- Privalov O., Abdulabekov Ye., Nurmukhanbetov Zh., Kospanov M., Mussabekov Zh. Adjustment of high carbon ferrochrome composition in DC furnaces. – In book: Proceedings of the Thirteenth International ferroalloys congress. INFACON XIII, Almaty, Kazakhstan, 9–13 June 2013. – Almaty, Kazahkstan: INFACON, 2013. P. 109 – 114.
- Sager D., Grant D., Stadler R., Schreiter T. Low cost ferroalloys extraction in DC-arc furnace at Middleburg Ferrochrome. – In book: Proceedings of the Twelfth International ferroalloys congress. INFACON XII, Helsinki, Finland, 6 – 9 June 2010. – Helsinki, Finland: INFACON, 2010. P. 803 – 814.
- Шкирмонтов А.П. Энерготехнологический критерий работы ферросплавной печи при выплавке углеродистого феррохрома // Электрометаллургия. 2017. № 11. С. 32 – 38.
- Шкирмонтов А.П. Энерготехнологические параметры выплавки ферросплавов в электропечах. – М.: Изд. дом НИТУ «МИСиС», 2018. – 216 с.

Поступила в редакцию 29 января 2019 г. После доработки 13 декабря 2019 г. Принята к публикации 24 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 2, pp. 163–165.

## COMPARISON PARAMETERS FOR CARBON FERROCHROME SMELTING IN AC AND DC FURNACES

#### A.P. Shkirmontov<sup>1</sup>, S.A.Bishenov<sup>2</sup>

 <sup>1</sup> Publishing House "Panorama", Moscow, Russia
 <sup>2</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

*Abstract.* One of the interesting technical solutions is technology of ferroalloys smelting using direct current (DC). In DC ferroalloy furnaces, apparently, it is possible to eliminate such a parameter as power factor in furnace circuit after current converter. Many researchers assume that melting at direct current allows intensification of the process of charge melting, increases reduction of leading elements of ferroalloy and reduces specific consumption of electricity. In this paper, brief analysis of carbon ferrochromium smelting in alternating current (AC) and in direct current (DC) furnaces is made based on energotechnological criterion of ferroalloy electric furnace performance. It is shown that with comparable active capacity in bath, AC furnaces have higher energotechnological criteria (0.2185 - 0.2381), compared to DC furnaces (0.1109 - 0.1320), at current level of technology used for carbonaceous ferrochrome smelting. Thus, in AC furnaces, specific electric power consumption in ferrochrome smelting is lower than in DC furnaces by 20 - 28 %.

*Keywords*: ferroalloys, electric furnace, direct current, alternating current, extraction of chromium, specific electricity consumption, ferro-chrome.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-163-165

#### REFERENCES

 Gelgenhuys I.J. Aspect of DC chromite smelting at Mintek – an overview. In: Proc. of the 13<sup>th</sup> Int. Ferroalloys Congress. INFACON XIII, Almaty, Kazakhstan, 9–13 June 2013. Almaty, Kazahkstan: INFACON, 2013, pp. 149–156.

- Privalov O., Abdulabekov Ye., Nurmukhanbetov Zh., Kospanov M., Mussabekov Zh. Adjustment of high carbon ferrochrome composition in DC furnaces. In: Proc. of the 13<sup>th</sup> Int. Ferroalloys Congress. INFACON XIII, Almaty, Kazakhstan, 9–13 June 2013. Almaty, Kazahkstan: INFACON, 2013, pp. 109–114.
- Sager D., Grant D., Stadler R., Schreiter T. Low cost ferroalloys extraction in DC-arc furnace at Middleburg Ferrochrome. In: *Proc. of the* 12<sup>th</sup> Int. Ferroalloys Congress. INFACON XII, Helsinki, Finland, 6 – 9 June 2010. Helsinki, Finland: INFACON, 2010, pp. 803–814.
- 4. Shkirmontov A.P. Energy-technological criterion of ferroalloy furnace operation at carbon ferrochrome smelting. *Elektrometallurgiya*. 2017, no. 11, pp. 32–38. (In Russ.).
- 5. Shkirmontov A.P. *Energotekhnologicheskie parametry vyplavki ferrosplavov v elektropechakh* [Energy-technological parameters of ferroalloys smelting in electric furnaces]. Moscow: ID MISiS, 2018, 216 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

A.P. Shkirmontov, Cand. Sci. (Eng.), Chief Editor (aps-panor@yandex.ru)
S.A. Bishenov, Postgraduate (bishenovsa@gmail.com)

> Received January 29, 2019 Revised December 13, 2019 Accepted January 24, 2020

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. № 2. С. 166 – 168. © 2020. Никитин А.Г., Абрамов А.В., Баженов И.А.

УДК 621.926.323

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЩЕКОВЫХ ДРОБИЛОК, ОСНАЩЕННЫХ УПРУГИМИ ПНЕВМАТИЧЕСКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В СОЧЛЕНЕНИЯХ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАР

Никитин А.Г.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры механики и машиностроения (nikitin1601@yandex.ru) Абрамов А.В.<sup>2</sup>, генеральный директор (alex.abram@mail.ru) Баженов И.А.<sup>3</sup>, к.т.н., доцент кафедры маркетинга (mta@kpost.ru)

 <sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
 <sup>2</sup> АНО «Центр поддержки и коммерциализации научно-технических проектов» (654029, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, проезд Карбышева, 8)
 <sup>3</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Описана причина возникновения дополнительных динамических сил в процессе работы рычажного механизма привода качания щеки. Зазоры в шарнирах механизма привода снижают надежность работы щековых дробилок. Механизмы для выборки зазоров оснащены упругими пневматическими элементами. Эти пневматические элементы в течение всего цикла работы кривошипно-коромыслового механизма постоянно воздействуют на подвижный корпус с закрепленным на нем антифрикционный вкладышем. Механизмы для выборки зазоров обеспечивают выбор зазора в сочленениях кинематических пар, предотвращают появление дополнительных динамических нагрузок, снижают уровень вибрации механической системы. Экспериментально доказано, что при использовании таких механизмов повышается надежность работы щековых дробилок.

Ключевые слова: щековая дробилка, надежность, шарнир, зазор, пересопряжение поверхностей, дополнительные динамические силы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-166-168

Одними из основных показателей качества дробилок, характеризующих их технический уровень и конкурентоспособность, являются надежность и долговечность в условиях эксплуатации, что количественно оценивается отсутствием отказов в процессе работы [1]. Очень часто причиной отказов в работе щековых дробилок, требующих остановки на ремонт, является износ вкладышей подшипников скольжения, которыми оборудованы шарниры кривошипно-коромыслового механизма качания щеки. Быстрый износ вкладышей является результатом не только контактного трения между цапфами и вкладышами, но и действия дополнительных динамических сил, возникающих из-за наличия зазора в кинематической паре сопряжения звеньев [2-4]. При этом в процессе работы рычажного механизма привода качания щеки происходит перебег зазора в шарнирах с последующими затухающими по силе за счет демпфирования отскоками. Вследствие воздействия дополнительных динамических сил значительно увеличивается вибрация всех элементов, из которых состоит механическая система дробилки, а также корпусных деталей.

Из выше изложенного следует, что надежность машины зависит, в том числе, и от обеспечения условий, при которых кинематические пары (шарниры) работают без раскрытия зазоров. Чаще всего эту проблему решают путем использования конических сопряжений, которые требуют постоянного контроля и регулировки, или с помощью пружинных устройств для выборки зазоров в шарнирных соединениях, недостатком которых является низкая демпфирующая способность. Таким образом, для снижения величины дополнительных динамических сил следует использовать устройства для выборки зазоров в шарнирах, свободные от указанных недостатков. Исследования показали, что необходимого эффекта можно достичь путем применения упругих пневматических элементов, встраиваемых в кинематическую пару [5, 6].

Конструкция таких устройств для выборки зазоров представляет собой упругий пневматический элемент, установленный между корпусом подшипника скольжения, имеющим возможность перемещаться в радиальном направлении относительно цапфы шарнира, и непосредственно цапфой. При этом в процессе работы машины упругий пневматический элемент постоянно выбирает зазор в кинематической паре. Величина избыточного давления внутри упругого элемента задается такой величины, чтобы в процессе работы дробилки не происходило раскрытия зазора в сочленении [7].

Исследовали вибрации, возникающие при работе щековой дробилки, в случае, когда шарниры име-



Oscillograms of stand accelerations in horizontal plane: a – with backlashes in the support;  $\delta$  – with adjusted backlashes

ли зазоры в кинематических парах, и в случае, когда шарниры были оснащены упругими пневматическими устройствами для выборки зазоров. Уровень вибрации определяли акселерометрами, установленными на горизонтальной и вертикальной стойках станины дробилки.

В первом случае, при наличии зазоров в шарнирах, ускорения в горизонтальной плоскости (рисунок, *a*) составляют при холостых ходах 0,4-0,5 м/с<sup>2</sup>, а под нагрузкой при дроблении образуются пики ускорений величиной до 5 м/с<sup>2</sup>.

Если зазоры в опорах выбраны с помощью упругих пневматических устройств, то в горизонтальной плоскости при холостых ходах ускорения незначительно уменьшаются и составляют  $0,3 - 0,4 \text{ м/c}^2$ , а в процессе дробления и при сбросе нагрузки ускорения значительно меньше, чем при работе подшипников с зазорами и составляют  $2,0 - 2,5 \text{ м/c}^2$  (рисунок,  $\delta$ ).

В вертикальной плоскости выборка зазоров практически не влияет на величину ускорений. Очевидно, что чем меньше величина ускорений, возникающих при работе щековой дробилки, тем меньше уровень вибрации машины и тем надежнее машина.

Следует отметить, что уменьшение (затухание) ускорений при наличии зазоров в подшипниках при сбросе нагрузки происходит за 3 – 4 периода колебаний, в то время как при использовании устройств для выборки зазоров затухание происходит практически сразу, что свидетельствует о высокой демпфирующей способности упругих пневматических элементов [8]. **Выводы.** Описана причина возникновения дополнительных динамических сил, вызывающих отказы в работе щековых дробилок из-за износа вкладышей подшипников скольжения. Описана конструкция устройства, позволяющего выбирать зазоры в шарнирах в процессе работы. Опытным путем установлено, что использование упругих пневматических устройств позволяет уменьшить вибрацию дробилки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Платов С.И., Кандауров Л.Е., Железков О.С., Терентьев Д.В., Мироненков Е.И. Повышение надежности и долговечности деталей и узлов металлургического оборудования // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 2 (26). С. 50 – 55.
- Budd C., Dux F. The effect of frequency and clearance variations on single-degree-of-freedom impact oscillator // J. Sound and Vibrations. 1995. Vol. 184. No. 3. P. 475 – 502.
- Hogan S. On the dynamics of rigid-block motion under harmonic forcing // Proc. Roy. Soc. London. 1989. Vol. 425A. No. 1869. P. 441 – 479.
- Shaw S.W., Holmes P.J. A periodically forced impact oscillator with large dissipation // ASME, J. of Appl. Mech. 1983. Vol. 50. P. 849 – 857.
- Пат. 174625 РФ. Щековая дробилка / А.Г. Никитин, К.А. Чайников, А.В. Абрамов; заявл. 27.01.2017; опубл. 24.10.2017. Открытия. Изобретения. Бюл. № 30.
- 6. Косарев О.И. Активное гашение вторичного поля цилиндрической оболочки в дальней зоне с использованием приложенных к оболочке вынуждающих сил // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 1. С. 10 – 17.

- Никитин А.Г., Чайников К.А., Реморов В.Е., Живаго Э.Я. Расчет жесткости пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 68 70.
- 8. Efremov D.B., Gerasimova A.A., Gorbatyuk S.M., Chichenev N.A. Study of kinematics of elastic-plastic deformation for hollow steel

shapes used in energy absorption devices // CIS Iron and Steel Review. 2019. Vol. 18. P. 30 - 34.

Поступила в редакцию 24 декабря 2019 г. После доработки 28 января 2020 г. Принята к публикации 7 февраля 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 2, pp. 166-168.

## JAW CRUSHERS EQUIPPED WITH ELASTIC PNEUMATIC ELEMENTS IN JOINTS OF KINEMATIC PAIRS

#### A.G. Nikitin<sup>1</sup>, A.V. Abramov<sup>2</sup>, I.A. Bazhenov<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

 <sup>2</sup> ANCO "Center for Support and Commercialization of Scientific and Technical Projects", Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia
 <sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

- *Abstract.* The article describes the reason of additional dynamic forces occurrence in course of operation of the lever mechanism of jaw swivel drive with gaps in hinges reducing reliability of jaw crushers operation. Gaps sampling mechanisms are equipped with elastic pneumatic elements. These pneumatic elements throughout the entire cycle of the crank-beam mechanism constantly act on the movable body with an anti-friction liner mounted on it. Mechanisms for gaps sampling provide a choice of the gap in the joints of kinematic pairs, prevent the appearance of additional dynamic loads, and reduce the level of vibration of the mechanical system. It has been experimentally established that usage of such mechanisms increases reliability of jaw crushers.
- *Keywords*: jaw crusher, reliability, hinge, gap, surface interfacing, additional dynamic forces.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-166-168

#### REFERENCES

 Platov S.I., Kandaurov L.E., Zhelezkov O.S., Terent'ev D.V., Mironenkov E.I. Improvement of reliability and durability of parts for metallurgical equipment. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova.* 2009, no. 2 (26), pp. 50–55. (In Russ.).

- Budd C., Dux F. The effect of frequency and clearance variations on single-degree-of-freedom impact oscillator. J. Sound and Vibrations. 1995, vol. 184, no. 3, pp. 475–502.
- Hogan S. On the dynamics of rigid-block motion under harmonic forcing. *Proc. Roy. Soc. London.* 1989, vol. 425A, no. 1869, pp. 441–479.
- Shaw S.W., Holmes P.J. A periodically forced impact oscillator with large dissipation. ASME, J. of Appl. Mech. 1983, vol. 50, pp. 849–857.
- Nikitin A.G., Chainikov K.A., Abramov A.V. Shchekovaya drobilka [Jaw crusher]. Patent RF no. 174625. Byulleten' izobretenii. 2017, no. 30. (In Russ.).
- Kosarev O.I. Active discharge of the secondary field of cylindrical shell in far field zone using driving forces applied to the shell. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin.* 2013, no. 1, pp. 10–17. (In Russ.).
- Nikitin A.G., Chainikov K.A., Remorov V.E., Zhivago E.Ya. Calculation of pneumatic cylinder rigidity with limited axial deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 4, pp. 68–70. (In Russ.).
- Efremov D.B., Gerasimova A.A., Gorbatyuk S.M., Chichenev N.A. Study of kinematics of elastic-plastic deformation for hollow steel shapes used in energy absorption devices. *CIS Iron and Steel Review*. 2019, vol. 18, pp. 30–34.

#### Information about the authors:

**A.G.** Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (nikitin1601@yandex.ru)

A.V. Abramov, General Director (alex.abram@mail.ru)

**I.A. Bazhenov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Marketing (mta@kpost.ru)

Received December 24, 2019 Revised January 28, 2020 Accepted February 7, 2020

# К 100-ЛЕТИЮ ВЫДРИНА ВЛАДИМИРА НИКОЛАЕВИЧА (21.03.1920 – 27.09.1988)



21 марта 2020 г. исполнилось 100 лет со дня рождения доктора технических наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР Владимира Николаевича Выдрина.

В 1942 г. В.Н. Выдрин окончил Уральский политехнический институт (УПИ), трудовую деятельность начал на Чусовском металлургическом заводе в цехе прокатки броневого листа. После войны Владимир Николаевич поступил в аспирантуру Уральского политехнического института на кафедру обработки металлов давлением. Научным руководителем В.Н. Выдрина был д.т.н., профессор, Лауреат Сталинской премии, заслуженный деятель науки и техники РСФСР Аким Филиппович Головин. Во время учебы в аспирантуре В.Н. Выдрин выполнил фундаментальные исследования опережения металла, использованные в дальнейшем при создании теории непрерывной прокатки. В 1949 г. успешно защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук по теме «Исследование опережения и коэффициента трения при прокатке». После защиты диссертации руководил кафедрой графики в Уральском лесотехническом институте.

В 1955 г. Владимир Николаевич был приглашен на работу в Челябинский политехнический институт (ЧПИ), где возглавил кафедру обработки металлов давлением (прокатки) и бессменно руководил ею до 1988 г.

В 1961 г. В.Н. Выдрин защитил диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук по теме «Исследование процесса прокатки применительно к особым случаям» в Московском институте стали и сплавов (МИСиС). В этой работе были заложены основы энергетической теории прокатки, ставшей базой множества исследований в отрасли. В результате развития этой теории В.Н. Выдрин вместе со своими учениками и последователями создал самостоятельную школу по подготовке инженерных и научных кадров по теории, технологии и оборудованию прокатного производства, развитию технологии обработки металлов давлением и разработке принципиально новых эффективных процессов в этой области.

Путем совместного использования законов сохранения энергии и минимума полной энергии деформации Владимиром Николаевичем решены задачи по определению формоизменения и опережения при прокатке на гладкой бочке и в калибрах, рассмотрен процесс заполнения очага деформации металлом. Использование энергетической теории прокатки позволило решить широкий круг задач, связанных с прокаткой в валках неравного диаметра, с одним приводным валком, при асимметрии условий трения в очаге деформации, рассогласования окружных скоростей валков. Результатом этих исследований было создание принципиально новых технологических процессов прокатки. По выполненным в этом направлении работам опубликовано более 1000 научных трудов, защищено более 600 авторских свидетельств на изобретения, получено более 100 зарубежных патентов. В 1978 г. на новый технологический процесс прокатки – волочения проданы две крупные лицензии фирмам «Ишикавадзима-Харима Хеви Индастриз» (Япония) и «Шлеманн-Зимаг» (Германия).

Владимир Николаевич Выдрин – автор более десятка учебников и монографий, под его руководством защищено 7 докторских и 60 кандидатских диссертаций. Выдрин В.Н. награжден орденом «Трудового Красного Знамени» и медалями.

Заложенный Владимиром Николаевичем надежный фундамент кадрового, научного и научно-инновационного потенциала стали основой дальнейшего развития челябинской школы прокатчиков.

Редакция, коллеги, ученики и родственники с большим уважением и благодарностью вспоминают в эти дни светлое имя Владимира Николаевича.

### Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Запольская Е.М., ведущий редактор

Киселева Н.Н., ведущий редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 22.03.2020. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,25. Заказ 10900. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

# **IZVESTIVA** FERROUS METALLURGY

Welding of differentially heat-strengthened rails. Modeling of processes during welding and local thermal processing

THERMODYNAMIC RESOURCE OF INCREASING ENERGY EFFICIENCY OF STEAM POWER PLANTS

DEVELOPMENT OF THE STRUCTURE OF DIFFERENTIALLY HARDENED 100 M RAILS DURING THEIR LONG OPERATION

DISTRIBUTION OF SOLID-PHASE REDUCTION OF IRON IN A LAYER OF ILMENITE CONCENTRATE

THERMODYNAMIC SIMULATION OF SILICOTHERMIC CHROMIUM REDUCTION PROCESS

APPLICATION OF EQUILIBRIUM PHASE DIAGRAMS FOR CALCULATION OF SEGREGATION KINETICS DURING TWO-COMPONENT MELT COOLING

METHOD FOR DETERMINING PARTICLE GROWTH DYNAMICS IN A TWO-COMPONENT ALLOY

Stressed state of striker – bimetall system at production of three-layer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation

Structure, morphology and magnetic properties of hematite and maghemite nanopowders produced from rolling scale

INFLUENCE OF PLASMA TORCH DESIGN ON CUTTING QUALITY DURING PRECISION AIR-PLASMA CUTTING OF METAL

COMPARISON PARAMETERS FOR CARBON FERROCHROME SMELTING IN AC AND DC FURNACES

JAW CRUSHERS EQUIPPED WITH ELASTIC PNEUMATIC ELEMENTS IN JOINTS OF KINEMATIC PAIRS

To the 100<sup>™</sup> Anniversary of Vladimir Nikolaevich Vydrin