

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 61 Номер 6 2018

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Применение технологии водо-воздушного охлаждения для термической обработки подшипниковых колец

Нагруженность и напряженное состояние бойков установки непрерывного литья и деформации полосы при получении листов из стали для сварных труб. Сообщение 2

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Сопротивление разрушению переходной зоны трехслойного материала сталь – ванадиевый сплав – сталь после деформационно-термической обработки

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамика процессов взаимодействия компонентов жидкого металла в системе Fe–Mg–Al–La–O

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

Математическая модель диагностирования перебега зазора в шарнире кривошип–шатун кривошипно-коромыслового механизма щековой дробилки

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 7, 2018

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 61

ИЗВЕСТИЯ

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)

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 Цветмет-обработка», 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 университет «МИСиС», г. Москва)

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «**Металлургические технологии**» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

ПРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тулский государственный университет, г. Тула)

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. (МГУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)

ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)

МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела

«**Ресурсосбережение в черной металлургии**»

(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела

«**Инновации в металлургическом промышленном**

и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

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 рациональное 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 металлургии» (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)

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

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

ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

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

654007, Новокузнецк, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjzvz@sibsiiu.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.

IZVESTIYA

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)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN (Russian Academy of Sciences, Moscow)

G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute
Tsvetmetobrabotka", Moscow)

M.V. ASTAKHOV (National Research Technological
University "MISIS", Moscow)

S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical
Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

V.D. BELOV (National Research Technological
University "MISIS", Moscow)

A.A. BRODOV, Editor of the section "**Economic
efficiency of metallurgical production**" (IP Bardin
Central Research Institute for Ferrous Metallurgy,
Moscow)

A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural
Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal
University, Ekaterinburg)

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)

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

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "**Metallur-
gical 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)

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)

YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State
Technical University, Moscow)

V.V. KURNOSOV (National Research Technological
University "MISIS", Moscow)

S.S. LAZUTKIN (Group of Companies "MetProm",
Moscow)

H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach,
Germany)

V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University,
Volgograd)

L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial
University, Novokuznetsk)

S.A. NIKULIN (National Research Technological
University "MISIS", Moscow)

O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales,
Sidney, Australia)

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
"**Innovations in metallurgical industrial and
laboratory equipment, technologies and materials**"
(Russian Research Institute of the Pipe Industry,
Chelyabinsk)

TS.V. RASHEV, Editor of the section "**Superduty steel**"
(Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg
Polytechnic University, Saint-Petersburg)

O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University,
Ekaterinburg)

L.M. SIMONYAN, Editor of the section "**Ecology
Rational Use of Natural Resources**" (National Research
Technological University "MISIS", Moscow)

R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University,
Germany)

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company,
Moscow)

L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals",
Ekaterinburg)

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)

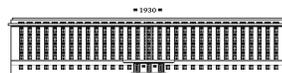
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by
National Research Technological University "MISIS"

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@sisis.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**

СОДЕРЖАНИЕ

Филонов М.Р. Итоги научной деятельности НИТУ «МИСиС» в 2017 году	503
--	-----

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Белоносов А.В., Чикова О.А., Зайцева Н.А. Изучение структуры металла прокатных валков с лазерной наплавкой с целью контроля их качества	510
Еронько С.П., Золотухин В.И., Ткачѳв М.Ю., Провоторов Д.А., Ошовская Е.В. Модельные исследования изменения гидродинамики потоков стали в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ во время замены погружных стаканов	520
Зиятдинов М.Х., Шадохин И.М., Леонтьев Л.И. Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть 2. Синтез нитрида ферросилиция и борида ферротитана	527
Иванов Д.И., Кожухов А.А., Скляр В.А. Анализ причин снижения эксплуатационного ресурса колосников обжиговых тележек из стали 40X24N12CJI методом математического моделирования	536
Федосов А.В., Чумаченко Г.В., Ходарев М.А., Голомеев В.В. Оценка эффективности применения закрытых прибулей различной геометрии на основе результатов математического моделирования	543
Филиппов А.А., Пачурин Г.В., Кузьмин Н.А., Матвеев Ю.И., Деев В.Б. Оценка качества стального проката для холодной объемной штамповки	551

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Агапов Е.А., Ерохов Т.В., Козлова О.Н. Проблемы и перспективы утилизации золошлаковых отходов ТЭЦ. Часть 2	557
---	-----

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Мухамбетгалiev Е.К., Рошин В.Е., Байсанов С.О. Аналитические выражения металлургической системы Fe–Si–Al–Mn и фазовый состав алумосиликомарганца	564
--	-----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Чукин М.В., Полякова М.А., Пивоварова К.Г., Ефимова Ю.Ю., Гулин А.Е. Исследование структуры и некоторых свойств проволоки из углеродистой стали марки 50 при волочении	572
--	-----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Александров А.А., Дашевский В.Я. Растворимость кислорода в расплавах системы Fe–Co–Cr, содержащих ванадий	579
---	-----

CONTENTS

M.R. Filonov Results of scientific research activity of the National University of Science and Technology MISIS (NUST MISIS) for 2017	503
---	-----

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

A.V. Belonosov, O.A. Chikova, N.A. Zaitseva Examining the structure of mill rolls metal with laser surfacing for their quality control	510
S.P. Eron'ko, V.I. Zolotukhin, M.Yu. Tkachev, D.A. Provotorov, E.V. Oshovskaya Model studies of hydrodynamic changes of steel flows in mold of slab CCM during submerged nozzles replacement	520
M.Kh. Ziatdinov, I.M. Shatokhin, L.I. Leont'ev SHS technology of composition ferroalloys. Part II. Synthesis of ferrosilicon nitride and ferrotitanium boride	527
D.I. Ivanov, A.A. Kozhukhov, V.A. Sklyar Mathematical modeling of operation of the pallet cars' grate bars made of steel 40Kh24N12SL	536
A.V. Fedosov, G.V. Chumachenko, M.A. Khodarev, V.V. Golomeev Assessment of the efficiency of using blind feeders of various geometry based on mathematical simulation results	543
A.A. Filippov, G.V. Pachurin, N.A. Kuz'min, Yu.I. Matveev, V.B. Deev Evaluation of quality of rolled steel for cold volume forging	551

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

G.S. Podgorodetskii, V.B. Gorbunov, E.A. Agapov, T.V. Erokhov, O.N. Kozlova Challenges and opportunities of utilization of ash and slag waste of TPP (thermal power plant). Part 2	557
--	-----

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

E.K. Mukhambetgaliev, V.E. Roshchin, S.O. Baisanov Analytical expressions for Fe–Si–Al–Mn metal system and phase composition of alumosilicomanganese	564
--	-----

MATERIAL SCIENCE

M.V. Chukin, M.A. Polyakova, K.G. Pivovarova, Yu.Yu. Efimova, A.E. Gulin Investigation of structure and several properties of carbon steel of grade 50 deformed by drawing	572
--	-----

SHORT REPORTS

A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii Oxygen solubility in vanadium-containing Fe–Co–Cr melts	579
--	-----

УДК 378:001

ИТОГИ НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ НИТУ «МИСиС» В 2017 ГОДУ

Филонов М.Р., д.т.н., профессор, проректор по науке и инновациям (filonov@misis.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Подводя итоги научной деятельности 2017 года, можно с уверенностью сказать, что НИТУ «МИСиС», опираясь на научный потенциал и опыт преподавателей и научных сотрудников, достигает все более значимых успехов в области фундаментальных и прикладных исследований. Благодаря развитию лабораторий, приглашению в университет признанных мировым научным сообществом исследователей и участию в амбициозных международных научных проектах, с каждым годом в университете проводится все больше исследований и разработок как по традиционным, так и по новым для НИТУ «МИСиС» направлениям. В данной статье представлены основные результаты научно-технической и инновационной деятельности НИТУ «МИСиС» за 2017 г. Подробно рассмотрены вопросы вхождения в международные рейтинги, финансирования университета, результаты научной и инновационной деятельности, а также публикационной активности сотрудников.

Ключевые слова: университет, НИТУ «МИСиС», исследования, разработки, научный сотрудник, публикации, 5top100, научно-техническая деятельность, международный рейтинг, MegaScience.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-503-509

В 2017 г. НИТУ «МИСиС» существенно укрепил свои позиции, выполняя взятые обязательства в рамках Программы повышения конкурентоспособности ведущих российских университетов среди ведущих мировых научно-образовательных центров (Проект 5-100) [1] по достижению стратегической цели – стать мировым лидером в области фундаментальных и прикладных исследований в материаловедении, металлургии, горном деле, нанотехнологиях, информационных технологиях и биомедицине. Об этом свидетельствуют международные и российские рейтинги университета, в которых он участвует, а также успехи в фундаментальных и прикладных научных исследованиях.

Совет Проекта 5-100 высоко оценил результаты выполнения показателей реализации дорожной карты за 2016 – 2017 гг. и динамику их роста – по этим параметрам НИТУ «МИСиС» вошел в группу лидеров вузов-участников Программы. В университете реализуется несколько масштабных научных проектов уровня MegaScience, зафиксирован впечатляющий количественный и качественный рост числа научных публикаций: НИТУ «МИСиС» занимает первое место среди вузов Проекта 5-100 по количеству публикаций материалovedческой направленности в журналах первого квартиля по SNIP (Source Normalized Impact per Paper, Scopus).

В 2017 г. НИТУ «МИСиС» укрепил свои позиции в глобальных рейтингах, продемонстрировав рост на 200 пунктов в рейтинге Times Higher Education World University Rankings [2] и войдя в группу 601-800, а так же впервые войдя в предметный рейтинг Times Higher Education by Subject [3] в категории Engineering

and technology (Инженерия и технологии), заняв место в группе 401-500. В рейтинге QS World University Rankings [4] в 2017 г. НИТУ «МИСиС» поднялся на 100 пунктов, заняв место в группе 501-550. Позиции в рейтинге стран БРИКС (QS: BRICS [5]) и рейтинге университетов развивающейся Европы и Центральной Азии (Emerging Europe & Central Asia QS University Rankings [6]) так же показывают хорошую динамику роста – в рейтинге БРИКС НИТУ «МИСиС» поднялся на 26 пунктов, заняв 61 строчку; в рейтинге ЕЕСА – на 6 пунктов, заняв 57 место. В предметных рейтингах QS (QS World University Rankings by Subject [7]) в 2017 г. НИТУ «МИСиС» продемонстрировал лучший результат среди университетов – участников Проекта 5-100 второй год подряд, удерживая позицию в топ-50 лучших вузов мира в предметном рейтинге «Инженерное дело в горной промышленности и добыче полезных ископаемых», заняв 30-е место (+1 пункт по сравнению с 2016 г.). Результаты по остальным профильным для НИТУ «МИСиС» отраслям знаний так же показывают превосходную динамику – рейтинг QS Material Science демонстрирует рост на 50 пунктов, в рейтинге по материаловедению представлены только два вуза из России – МГУ, занявший место в группе 151-200 и НИТУ «МИСиС», занявший место в группе 201-250. В рейтингах QS Mechanical engineering и QS Physics университет улучшил свои позиции (+100 пунктов), заняв места в группах 251-300 и 351-400 соответственно. В Шанхайском предметном рейтинге университетов Global Ranking of Academic Subjects (ARWU) [8] НИТУ «МИСиС» представлен в предметной области Metallurgical Engineering, занимая место в группе 76-100 и показывая

один из лучших результатов по этому направлению среди вузов России.

НИТУ «МИСиС» успешно реализует совместные проекты с крупнейшими российскими и зарубежными высокотехнологичными компаниями и научно-исследовательскими институтами. Университет является полным членом коллаборации SHiP с сентября 2017 г. (ассоциированный с ФИАН им. Лебедева – с июня 2016 г.), а с июля 2017 г. – ассоциированным с ИТЭФ НИЦ «Курчатовский институт» членом коллаборации LHCb. НИТУ «МИСиС» и CERN 3 октября 2017 г. заключили соглашение, распределяющее обязанности участников эксперимента по поиску скрытых частиц – ShiP (Search for Hidden Particles) в рамках модельного эксперимента. Сформированы четыре ключевых направления реализации научного проекта: «Сцинтилляторы» – руководитель Andreas Schopper (CERN); «Кремний» – руководитель Chris Parkes (University of Manchester); «Эмульсия» – руководитель Giovanni De Lellis (UNINA, INFN, НИТУ «МИСиС») и «Магнит» – руководитель Stefania Riccardi (RAL). Создан Экспертный совет (International management board), состоящий из 12 участников из CERN, НИТУ «МИСиС», Школы анализа данных Яндекса, европейских университетов и инженерных центров. В 2017 г. сотрудники НИТУ «МИСиС» совместно с научной командой ФИАН им. Лебедева создали прототип нейтринного детектора, смонтировали и протестировали на пучке пионов и протонов ускорителя CERN. В июне-сентябре 2018 г. прототип мишени для нейтринного детектора (изготовлен в НИТУ «МИСиС») и прототип уникального оборудования – мюонного щита (разработка ведется совместной командой НИТУ «МИСиС» – Imperial College London и RAL) будут испытаны в CERN.

В настоящее время в состав университета входят: пять филиалов, девять разнопрофильных институтов, в которых обучаются бакалавры, магистры и специалисты более чем по 30 направлениям подготовки, а также международная школа бизнеса и технологий, центр коллективного пользования, три инжиниринговых центра мирового уровня. В НИТУ «МИСиС» более 17 тыс. обучающихся, из которых 3300 международных студентов, 486 аспирантов. В университете работают 12 диссертационных советов. Именно такая мощная интеллектуальная основа позволяет оставаться НИТУ «МИСиС» одним из лидеров в конкурентной борьбе за инновационное и образовательное преимущество.

Основой инновационного потенциала НИТУ «МИСиС» являются фундаментальные и прикладные исследования по прорывным направлениям науки в области материаловедения, в том числе гибридных и композитных материалов, нанотехнологий, робототехники, биомедицины и других, которые проводятся более чем в 30 научно-исследовательских лабораториях и центрах, оснащенных современным высокотехнологичным оборудованием.

Старший научный сотрудник научно-исследовательского центра «Материаловедение и металлургия», к. физ.-мат. наук Д.А. Киселев в составе Международной группы ученых из университета Дуйсбурга-Эссена (Германия), НИТУ «МИСиС», ТГУ и МИЭТ при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-19-10112) разработал композиционный материал на основе полимера и классических сегнетоэлектриков, обладающий пьезо- и пирозлектрическими свойствами, имеющий ряд преимуществ по сравнению с чистой керамикой: малая плотность, возможность изготовления деталей любого размера и формы, механическая эластичность, стабильность электрофизических свойств, простота и относительно низкая стоимость получения.

Премией правительства г. Москвы в номинации «Передовые промышленные технологии» удостоены сотрудники научно-учебного центра самораспространяющегося высокотемпературного синтеза МИСиС-ИСМАН к.т.н. Дарья Сидоренко и к.т.н. Павел Логинов за работу «Разработка режущего алмазного инструмента нового поколения с наномодифицированной связкой и гибридным рабочим слоем». Технология изготовления алмазного инструмента подразумевает переход от химических методов получения порошковых смесей к механическим, что позволяет уменьшить себестоимость связок и одновременно увеличить износостойкость режущего инструмента.

Также Премией правительства г. Москвы в номинации «Авиационная и космическая техника» удостоены доцент кафедры полупроводниковой электроники и физики полупроводников НИТУ «МИСиС», к.т.н. С.А. Леготин и аспирант А.А. Краснов за разработку бетавольтаических преобразователей для автономных источников питания.

Международная группа, состоящая из ученых НИТУ «МИСиС», университета Карлсруэ (Германия) и Йенского института фотонных технологий (Германия) под руководством заведующего лабораторией «Сверхпроводящие метаматериалы» НИТУ «МИСиС» профессора А.В. Устинова впервые в мире создала «зеркальный» кубит, а также на его основе квантовый метаматериал, который можно использовать в качестве элемента управления в сверхпроводящих электрических схемах.

Исследовательская группа под руководством д.ф.-м.н., профессора С.Д. Прокошкина совместно коллегами из Высшей технологической школы (ВТШ, Монреаль, Канада) разработала на основе титана, циркония и ниобия биосовместимый сплав с упругостью, идентичной костной ткани. Материал может применяться в качестве медицинского имплантата для замены костной ткани.

Научно-исследовательская группа под руководством директора НОЦ «Инновационные металлургические технологии», к.т.н. Г.С. Подгородецкого совместно с индустриальным партнером университета ООО «ПК «Вторалюминпродукт» построила и запустила не име-

ющую аналогов в мире пилотную установку барботажного реактора для эффективного и экологичного производства чугуна и концентрата цветных металлов из бросовых шламов. Важнейшим преимуществом разрабатываемой технологии являются низкие удельные расходы энергоносителей: на 20 – 30 % ниже, чем у лучших мировых аналогов.

Общий объем финансирования научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ в 2017 г. составил 2 429 млн руб.

На рис. 1 представлена динамика финансирования НИОКР, научно-технических услуг университета в 2013 – 2017 гг.

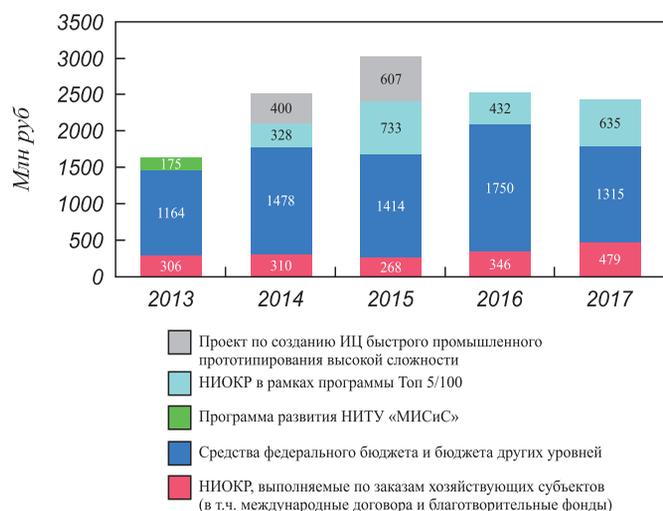


Рис. 1. Динамика финансирования НИОКР и научно-технических услуг университета в 2013 – 2017 гг.

Fig. 1. The University research and development funding dynamics in 2013 – 2017



Рис. 2. Структура финансирования научной деятельности университета в 2017 г.

Fig. 2. Detailed research and development funding structure in 2017

Структура финансирования научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ в 2017 г. представлена на рис. 2.

Наибольший вклад в общий объем финансирования в 2017 г. приходился на НИР, выполнявшиеся в рамках федеральных целевых программ: «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 гг.» – 26 %; «НИОКР в рамках мероприятий по повышению международной конкурентоспособности вуза среди ведущих мировых научно-образовательных центров» – 26 %; хозяйственные договора – 19 %; «НИР, проводимые в рамках государственного задания Минобрнауки РФ» – 9 % и НИР, работы, проводимые в рамках Постановления № 218 «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства» – 9 %.

Объем финансирования исследований по хозяйственным договорам составил 479 млн руб., что на 30 % выше, чем в 2016 г. Наиболее крупные предприятия высокотехнологичного сектора экономики Российской Федерации – инициаторы проведения исследований приведены в таблице.

Распределение финансирования научно-исследовательских работ по институтам Университета в 2017 г. представлено на рис. 3.

В 2017 г. лидером с объемом финансирования НИР и ОКР 472 млн руб. стал Институт экотехнологий и инжиниринга (ЭкоТех), за ним с небольшим отставанием следуют научные центры университета с объемом финансирования 456 млн руб. и Институт новых материалов и нанотехнологий (ИНМИН) – 408 млн руб. Объем финансирования НИР и ОКР Горного института (ГИ),

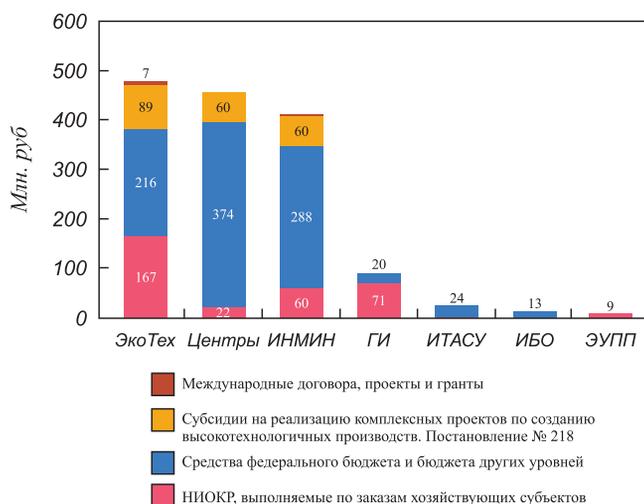


Рис. 3. Распределение финансирования научно-исследовательских работ по институтам Университета в 2017 г.

Fig. 3. The University Colleges' research and development funding in 2017

объединившего основные кафедры и научные лаборатории Московского государственного горного университета, составил 91 млн руб.

Устойчивое развитие НИТУ «МИСиС» как многопрофильного научного центра, имеющего высокий авторитет в международном научном сообществе, характеризует повышение публикационной активности научно-педагогических работников университета. В 2017 г. 12 статей НИТУ «МИСиС» были опубликованы в журналах, входящих в 1 % лучших изданий по версии Scopus (рис. 4).

По сравнению с 2016 г. в 2017 г. количество статей в Web of Science выросло на 12,5 %, в Scopus – на 16,4 %.

Показатели динамики публикационной активности и цитируемости статей приведены на рис. 5, 6.

Результаты интеллектуальной деятельности НИТУ «МИСиС», имеющие правовую охрану, представлены в динамике на рис. 7, 8.

В 2017 г. разработки ученых НИТУ «МИСиС» в области материаловедения, приборостроения и энергетики получили высшие награды XIX Московского международного Салона изобретений и инновационных технологий «Архимед-2017».

НИТУ «МИСиС» присужден один из наиболее престижных призов салона – кубок «За активную работу по развитию изобретательства и рационализаторства в регионе» за высокий уровень, научную значимость изобретений и инновационных разработок университета и успешную организацию управления результатами интеллектуальной деятельности, созданными в университете.

Ассоциация «Российский дом международного научно-технического сотрудничества», учредителем которой является Министерство образования и науки РФ, присвоила НИТУ «МИСиС» специальный приз – золотую медаль за лучший комплекс инновационных разработок, представленных на салоне.

Плодотворная изобретательская деятельность молодого ученого НИТУ «МИСиС» Дмитрия Московских была высоко оценена специальным призом Инновационно-изобретательского сообщества Республики Китай (Тайвань).

По итогам работы салона НИТУ «МИСиС» стал одной из немногих организаций, все изобретения которой, экспонировавшиеся на выставке, удостоены золотых медалей «Архимед-2017»:

1. «Термостойкая ткань из полимерных волокон и изделие, выполненное из этой ткани».

Авторы: Тарасов В.П., Криволапова О.Н., Козлов И.Г., Иванюш Н.В., Бородин С.В.

2. «Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная коррозионно-стойкая, в том числе в биоак-

Наиболее крупные заказчики хоздоговорных НИР в 2017 г.

The largest customers of contractual R & D in 2017

Заказчик	Общее количество финансируемых НИР и ОКР	Объем финансирования в 2017 г., млн руб.
Государственная корпорация по космической деятельности «Роскосмос»	3	119,8
Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом»	6	58,3
ОАО «Холдинговая компания «Металлоинвест»	7	18,8
Акционерное общество «Сибирская угольная энергетическая компания»	7	18,7
ОАО «Композит»	3	15,8
Государственная корпорация по содействию разработке, производству и экспорту высокотехнологичной промышленной продукции «Ростех»	6	12,5
Государственная корпорация «Российская корпорация нанотехнологий»	1	6,0
Публичное акционерное общество «Северсталь»	7	5,8
Акционерное общество «Объединенная металлургическая компания»	3	5,0
ИТОГО:	43	260,7

12 статей



Рис. 4. Перечень статей, опубликованных в журналах, входящих в топ 1 % по SNIP (Scopus) за 2017 г.

Fig. 4. Articles in the journals included in top 1% by SNIP (Scopus), 2017

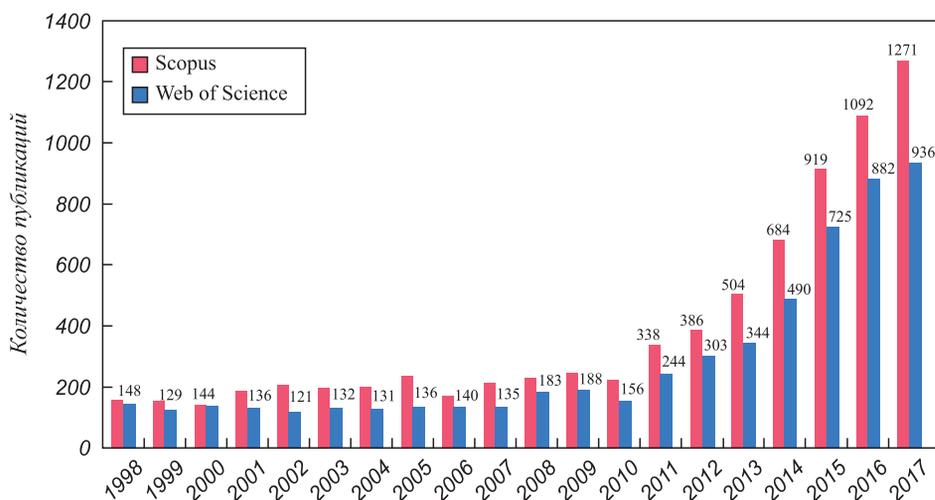


Рис. 5. Показатели динамики публикационной активности

Fig. 5. Publication activity dynamics

тивных средах, свариваемая сталь и способ ее обработки».

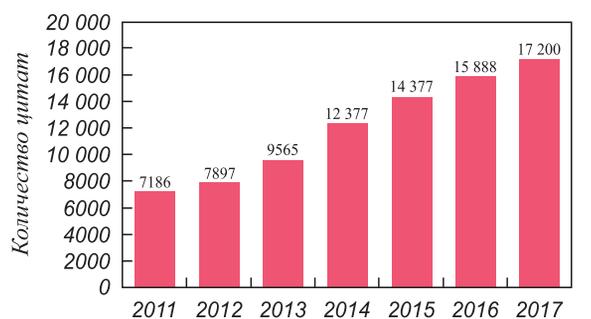
Авторы: Филонов М.Р., Баженов В.Е., Глебов А.Г., Капуткина Л.М., Капуткин Д.Е., Киндоп В.Э., Свяжин А.Г., Смартыгина И.В., Блинов Е.В.

3. «Эндоскопическое устройство для баллонирования и стентирования сужений кишечника» (совмест-

ный проект НИТУ «МИСиС» и австралийской фирмы Endogene-Globetek).

Авторы: Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Рыклина Е.П., Коротыцкий А.В., Чернов-Хараев А.Н., Сутурин М.В., Сутурин В.В.

4. «Способ производства чугуна процессом жидкофазного восстановления Ромелт».



Публикации, которые были написаны в 2009 – 2013 гг. (данные на входе в Программу повышения международной конкурентоспособности) цитируются в 2 раза реже, чем публикации 2013 – 2017 гг.

Рис. 6. Динамика цитируемости публикаций

Fig. 6. Citations dynamics of NUST MISIS

Авторы: Роменец В.А., Валавин В.С., Похвиснев Ю.В., Макеев С.А., Зайцев А.К., Симакова Н.В., Федорова А.А.

5. «Наноконпозиционный электроконтактный материал и способ его получения».

Авторы: Мукасян А.С., Московских Д.О., Рогачев А.С., Вадченко С.Г., Кусков К.В., Шкодич Н.Ф.

Разработкам «Термостойкая ткань из полимерных волокон и изделие, выполненное из этой ткани» и «Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная коррозионно-стойкая, в том числе в биоактивных средах, свариваемая сталь и способ ее обработки» присуждены почетные дипломы соответственно МЧС России за «Лучшее изобретение в интересах защиты и спасения человека» и ОАО «НИИАС» и ОАО «РЖД» за «Лучшее изобретение в области металлургии».

Салон «Архимед» проходит при поддержке Администрации Президента РФ, Правительства Москвы, Министерства обороны РФ, Торгово-промышленной палаты РФ, Всемирной организации интеллектуальной собственности, Международной федерации ассоциаций изобретателей, Всероссийского общества изобретателей и рационализаторов (ВОИР). Участниками салона в 2017 г. стали свыше четырехсот научных организаций и промышленных предприятий из более 50 регионов РФ и 25 зарубежных государств, продемонстрировавших около 900 разработок.

13 ноября 2017 г. НИТУ «МИСиС» принял участие в 69-ой Международной выставке «Идеи – Изобретения – Новые Продукты» iENA-2017, проходившей 2 – 5 ноября 2017 г. в Нюрнберге (Германия). Это одна из старейших крупных выставок изобретений и инноваций в мире, на которой демонстрируются последние достижения в различных областях науки и техники, что способствует научно-техническому и промышленному обмену на международном уровне.

Ежегодная выставка iENA проводится под патронажем Федерального министерства образования и научных исследований Германии и правительства земли Бавария при поддержке Всемирной организации интеллектуальной собственности (WIPO) и Международной

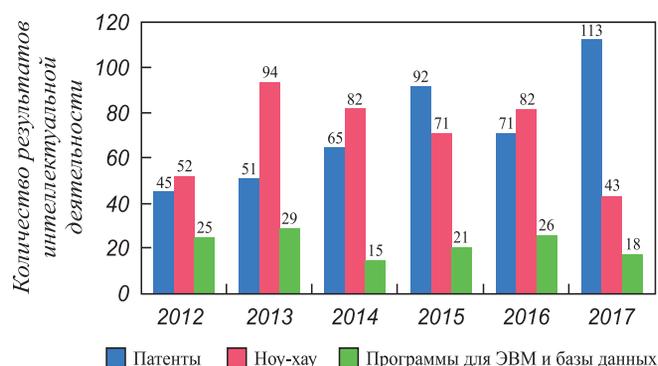


Рис. 7. Результаты интеллектуальной деятельности НИТУ «МИСиС», имеющие правовую охрану в Российской Федерации

Fig. 7. The results of intellectual activity of NUST MISIS having legal protection in Russian Federation

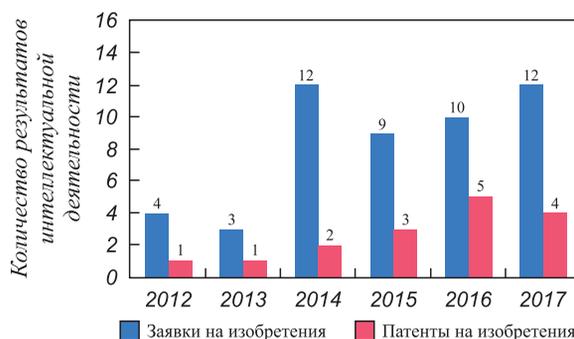


Рис. 8. Результаты интеллектуальной деятельности НИТУ «МИСиС», имеющие правовую охрану за рубежом

Fig. 8. The results of intellectual activity of NUST “MISIS”, having legal protection abroad

федерации ассоциаций изобретателей (IFIA), а также при поддержке Ассоциации европейских изобретателей (АЕИ).

Около тридцати стран приняли участие в iENA-2017, было выставлено свыше 800 разработок. Российская экспозиция, состоящая из 16-ти ведущих вузов и инновационных научно-производственных предприятий, была представлена 48-ю инновационными разработками.

Все три изобретения, отобранные международной комиссией НИТУ «МИСиС» для участия в выставке, были отмечены медалями и наградами.

1. «Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная коррозионно-стойкая свариваемая сталь и способ ее обработки» (авторы: Свяжин А.Г., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Филонов М.Р., Глебов А.Г., Баженов В.Е., Капуткин Д.Е., Смарыгина И.В.) получила золотую медаль iENA-2017, диплом Федеральной службы по интеллектуальной собственности, специальный приз Ассоциации изобретателей и инноваторов Португалии и диплом Ассоциации женщин изобретателей Боснии и Герцеговины, присужденной Капуткиной Л.М. за успешную инновационную и изобретательскую деятельность.

2. «Преобразователь ионизирующих излучений с сетчатой объемной структурой и способ его изготовления» (авторы: Мурашев В.Н., Леготин С.А., Краснов А.А., Диденко С.И., Кузьмина К.А., Синева М.В.) удостоился золотой медали iENA-2017, а также медали Ассоциации «Российский дом международного научно-технического сотрудничества».

3. «Способ производства чугуна процессом жидкофазного восстановления Ромелт» (авторы: Роменец В.А., Валавин В.С., Похвиснев Ю.В., Макеев С.А., Зайцев А.К., Симакова Н.В., Федорова А.А.) был отмечен золотой медалью Ассоциации изобретателей Китая за лучшую разработку, представленную на iENA-2017, и дипломом Федеральной службы по интеллектуальной собственности за большой вклад в развитие научно-технического и художественно-конструкторского творчества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. <https://5top100.ru/universities/>
2. https://www.timeshighereducation.com/world-university-rankings/2018/world-ranking#!/page/0/length/25/sort_by/rank/sort_order/asc/cols/stats
3. <https://www.timeshighereducation.com/world-university-rankings/by-subject>
4. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/world-university-rankings/2018>
5. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/brics-rankings/2018>
6. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/eeca-rankings/2018>
7. <https://www.topuniversities.com/subject-rankings/2018>
8. <http://www.shanghairanking.com/Shanghairanking-Subject-Rankings/metallurgical-engineering.html>

Поступила 6 апреля 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, pp. 503–509.

RESULTS OF SCIENTIFIC RESEARCH ACTIVITY OF THE NATIONAL UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY MISIS (NUST MISIS) FOR 2017

M.R. Filonov

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
Moscow, Russia

Abstract. Summing up the results of scientific research activity for 2017, we can confidently say that NUST MISIS, based on the scientific potential and experience of its teaching and research staff, has achieved even more substantial gains in the field of fundamental and applied research. Through the development of laboratories, invitation of internationally recognized researchers to the university, and participation in ambitious international scientific projects, the university continues every year to conduct even more research and development in disciplines that are both conventional and new for NUST MISIS. This article presents the main results of the research and technology and innovation efforts of the National University of Science and Technology MISIS (NUST MISIS) for 2017. The issues of inclusion in international ratings, university financing, results of the researchers' publishing activities, as well as the results of scientific and innovation efforts, have been covered here in detail.

Keywords: university, NUST MISIS, research, development, researcher, publications, 5top100, scientific and technological activities, international rating, MegaScience.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-503-509

REFERENCES

1. <https://5top100.ru/universities/>
2. https://www.timeshighereducation.com/world-university-rankings/2018/world-ranking#!/page/0/length/25/sort_by/rank/sort_order/asc/cols/stats
3. <https://www.timeshighereducation.com/world-university-rankings/by-subject>
4. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/world-university-rankings/2018>
5. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/brics-rankings/2018>
6. <https://www.topuniversities.com/university-rankings/eeca-rankings/2018>
7. <https://www.topuniversities.com/subject-rankings/2018>
8. <http://www.shanghairanking.com/Shanghairanking-Subject-Rankings/metallurgical-engineering.html>

Information about the author:

M.R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice Rector for Research and Innovation (filonov@misis.ru)

Received April 6, 2018

УДК 620.179.16

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ С ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ С ЦЕЛЬЮ КОНТРОЛЯ ИХ КАЧЕСТВА

Белоносов А.В.¹, инженер-дефектоскопист
Чикова О.А.², д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (chik63@mail.ru)
Зайцева Н.А.², к.т.н., доцент кафедры физики

¹ ПАО «Уралмашзавод»
(620012, Россия, Екатеринбург, пл. Первой пятилетки)
² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, пр. Мира, 19)

Аннотация. Исследованы микроструктура и кристаллическое строение образцов стали 9Х2МФ и 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой. Образцы отобраны от рабочих валов реверсивного прокатного стана в условиях ПАО «Уралмашзавод». Заваривание поверхностных трещин в валах с применением лазера считается эффективным методом восстановления деталей в условиях мелкосерийного производства. Исследования выполнены с целью контроля качества стальных изделий с лазерной наплавкой. Контроль качества рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой направлен на выявление дефектов металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности, области с неоднородностью химического состава) в зонах наплавки и термического влияния и проводится ультразвуковым методом. Металлографическое изучение микроструктуры и кристаллического строения образцов стали с лазерной наплавкой необходимо для разработки методики ультразвукового контроля. Основным средством металлографического обнаружения дефектов металлургического происхождения в сталях является растровая электронная микроскопия с функциями микрорентгеноспектрального анализа (EDS-анализ) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Металлографическое исследование выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа CarlZeiss AURIGA CrossBeam, оборудованного аналитическими системами для исследования элементного состава поверхности методом рентгеноспектрального микроанализа (EDS) и исследования кристаллической структуры поверхности методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). В результате металлографического исследования образцов стали с лазерной наплавкой, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, обнаружены дефекты металлургического происхождения по границе наплавки. Размер микронеоднородностей для стали 9Х2МФ составляет 10 – 50 мкм, элементный состав включает Mn, Si и O. Размер микронеоднородностей для стали 8ХЗСМФА составляет 1 – 3 мкм, а элементный состав включает Mn, Cr и Mo. Установлено, что металл наплавки является менее текстурированным и имеет более однородные акустические характеристики, чем основной металл, что необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерной наплавкой. При ультразвуковом контроле рабочих валов с лазерной наплавкой рекомендовано установить уровень фиксации сигнала с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскостного отверстия 1,5 мм.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сложнoleгированная сталь, лазерная наплавка, дефекты металлургического происхождения, микроструктура, EDS-анализ, EBSD-анализ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-510-519

Заваривание трещин и других поверхностных дефектов в стальных изделиях с применением лазера является современным, эффективным методом возобновления качества детали, в результате чего производство становится более рентабельным. При лазерном заваривании трещины на поверхность изделия наносится присадочный материал, который расплавляется под воздействием лазерного луча. При этом расплавляется также и небольшая часть поверхности изделия, образуя прочное соединение между материалом основы и наплавкой. Высота наплавки вариативна и зависит от размеров завариваемой области. Контроль качества рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод» направлен на выявление дефектов металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности, области с неод-

нородностью химического состава) в зонах наплавки и термического влияния и проводится ультразвуковым и металлографическими методами. Магнитопорошковая дефектоскопия невозможна из-за разности магнитных свойств основного материала и наплавки.

Основным средством металлографического обнаружения дефектов металлургического происхождения в сталях является растровая электронная микроскопия с функциями микрорентгеноспектрального анализа (EDS-анализ) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) [1 – 7]. Проведение EDS-анализа позволяет обнаружить неоднородности элементного состава в зонах наплавки и теплового воздействия, а также неметаллические включения. Присутствие дефектов металлургического происхождения не только ухудшает механические свойства детали, но и понижа-

ет коррозионную стойкость металла [7]. Часто бывает необходимо знать распределение элементов в сварном шве, особенно на границе наплавки и зоны термического воздействия, чтобы иметь возможность прогнозировать износостойкость детали [5 – 6]. EBSD-анализ показывает текстурированность зерна в зоне наплавки, построение карт фактора Шмида позволяет определить деформационную однородность материала [4].

Ультразвуковой контроль качества стальных изделий с лазерной наплавкой очень сложен, до сих пор требования качества по стандарту Американского общества инженеров-механиков (ASME) находятся в процессе подготовки [8 – 19]. Различие результатов ультразвукового контроля стальных изделий в основном зависит от рассеяния волн и поглощения энергии из-за разницы в размере зерна и в ориентации кристаллической решетки. За последнее десятилетие произошли значительные изменения в технологии ультразвукового контроля. В частности, использование метода кодированной фазированной решетки с применением низкочастотного ультразвука позволяет надежно обнаруживать дефекты, превышающие 30 % в литых аустенитных сталях с различными микроструктурами. Разрабатывается также понимание механики разрушения компонентов микроструктуры, которое показывает допустимые размеры дефектов [8]. Ультразвуковой контроль сварных швов является особо сложным из-за их сильно анизотропной и гетерогенной микроструктуры [11 – 13]. Практикуется построение карт жесткости сварных швов, представляющих ориентацию тензора жесткости в соответствии с расположением в поперечном сечении шва. В работе [15] изучена способность пространственно разрешенной акустической спектроскопии (SRAS) сопоставлять ориентации зерен и анизотропию модуля Юнга в субмикронной шкале путем сравнения метода с результатами EBSD-анализа. В методе SRAS ориентации зерен получены путем измерения пространственного изменения модуля Юнга, а в методе EBSD, наоборот, упругая анизотропия выводится из прямых измерений ориентаций кристалла через построение карт Шмида. Одной из причин сбора таких карт является, например, коррекция сигналов ультразвуковой дефектоскопии от проверки больших сварных швов. При ультразвуковом обследовании звуковые волны посылаются через сварной шов и, измеряя их время пролета и интенсивность при выходе, могут быть обнаружены изменения их пути, вызванные дефектами. Проблемы возникают, когда несоответствия в материале вызывают изменения пути, которые путают местоположение дефекта. В модели подгонки должны быть включены карты жесткости поперечных сечений сварного шва, определенные по картам ориентации зерен и данным о жесткости кристаллической решетки.

Таким образом, необходима дальнейшая проработка и совершенствование методов контроля качества стальных изделий с лазерной наплавкой. В данной работе

анализируются результаты опытно-поисковой работы по определению регламента контроля качества рабочих валов прокатных станов из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод». Исследовалась связь между характеристиками кристаллической структуры металла, наличием неметаллических включений, несплошностей, неоднородностей химического состава и повышенным затуханием ультразвуковых волн. Особое внимание уделялось тем особенностям микроструктуры и кристаллического строения стальных изделий с лазерной наплавкой, которые определяют характеристики затухания ультразвуковых колебаний при контроле их качества. Научно-исследовательские работы, посвященные изучению микроструктуры и кристаллического строения деталей из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой авторам не известны.

Объект исследования – образцы стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА, отобранные из зон рабочих валов реверсивного прокатного стана с лазерной наплавкой. Контроль качества образцов в условиях ПАО «Уралмашзавод» проводился несколькими методами: капиллярным, ультразвуковым и металлографическим. Элементный состав и результаты контроля качества образцов представлены в таблице. Металлографический метод контроля качества подразумевал оценку макро- и микроструктуры на наличие дефектов и определение твердости в зоне термовлияния и околошовной зоне. Твердость макротемплетов измерялась на приборе Роквелла по шкале В. Ультразвуковой контроль проводился с использованием переносного ультразвукового дефектоскопа типа USM 35XS. Чувствительность ультразвукового контроля соответствовала эквивалентному размеру дефекта диаметром 1,5 мм. В качестве контактной жидкости при проведении контроля использовалось индустриальное масло марки И-20. Совместно с дефектоскопом USM 35XS применялись раздельно-совмещенные и наклонные ПЭП с резонансной частотой 2 – 4 МГц, создающие в изделии колебания продольной и поперечной направленности относительно вектора распространения волны. Данные ультразвукового контроля являлись спорными относительно заключения о качестве изделия после наплавки. Потребовалось дополнительное металлографическое исследование микроструктуры и кристаллического строения наплавленного металла и зоны термического влияния средствами EDS- и EBSD-анализа. Авторы предполагали, что наличие неметаллических включений, несплошностей, областей химической неоднородности и выраженная текстура могут повлиять на акустические свойства металла, создавая дополнительные источники рассеивания ультразвуковых колебаний и ослабляя амплитуду полученного отраженного сигнала.

Металлографическое исследование выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss AURIGA CrossBeam, оборудованного анали-

Элементный состав и результаты контроля качества образцов

Elements composition and results of quality control of the samples

Образец 1	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Наплавка	0,019	0,61	1,00	0,013	0,007	20,02	25,05	4,34	1,35	47,44
Сталь 9Х2МФ	0,85 – 0,95	0,25 – 0,50	0,2 – 0,7	<0,03	0,03	1,7 – 2,1	<0,5	0,2 – 0,3	<0,25	

По результатам капиллярной дефектоскопии в одном из углов и по границе наплавки зафиксирована линейная индикация длиной 15 мм, в зоне наплавки линейная индикация длиной 5 мм.

Проведение УЗК наплавки невозможно в связи с повышенным затуханием УЗК. В основном металле образца несплошностей с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 мм и более не обнаружено.

В макроструктуре образца в плоскости наплавки обнаружен дефект длиной 1,1 мм в наплавленном металле и дефекты в зоне термовлияния, расположенные как вдоль границы наплавленного металла, так и перпендикулярно. В зоне термовлияния обнаружены трещины и отдельные участки мартенсита. В микроструктуре также найдены дефекты в виде несплошностей, которые расположены в угловых зонах наплавки.

Твердость наплавленного металла находится в пределах 86,5 – 93,5 (<194 НВ). Твердость околошовной зоны, измеренная на расстоянии ~1,5 и 2,5 мм от наплавленного металла, соответствует уровню 94,5 – 98 HRB (≤194 НВ). Твердость основного металла 92,5 – 94,5 HRB (<194 НВ).

Образец 2	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Наплавка	0,013	0,48	0,74	0,009	0,004	15,71	5,21	1,00	0,036	76,71
Сталь 8ХЗСМФ	0,8 – 0,9	0,4 – 0,8	0,4 – 0,8	<0,025	<0,015	3,0 – 5,5	<0,5	0,2 – 0,3	<0,3	

По результатам капиллярной дефектоскопии в зоне наплавки и по границам индикаций не обнаружено.

При УЗК наплавки обнаружено три несплошности с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 – 2,0 мм на глубине $h \sim 9 - 10$ мм. В основном металле образца несплошностей с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 мм и более не обнаружено.

В макроструктуре образца в плоскости наплавки найдена цепочка дефектов длиной 1,9, 0,3 и 0,5 мм соответственно. В макроструктуре образцов обнаружены дефекты в виде трещин в зоне термовлияния и дефекты в виде несплошности в металле наплавки. В микроструктуре в зоне термовлияния обнаружены отдельные участки мартенсита.

Твердость наплавленного металла 35,5 – 37,0 HRC. Твердость околошовной зоны, измеренная на расстоянии ~4 и 8 – 9 мм, находится в пределах 86,5 – 89,0 HRB. Твердость основного металла 87,5 – 89,0 HRB. Твердость металла околошовной зоны и основного металла соответствует уровню твердости <194 НВ.

тическими системами для исследования элементного состава поверхности методом рентгеноспектрального микроанализа (EDS) и исследования кристаллической структуры поверхности методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для проведения EDS анализа использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Inca Energy 350X-MAX (Oxford Instruments, Великобритания) со спектральным разрешением 125 эВ на линии Mn K α . Для проведения EBSD исследования поверхности с пространственным разрешением до 20 нм использовалась система анализа микродифракции отраженных электронов HKL EBSD Channel 5 (Oxford Instruments, Великобритания). Получение, обработка и анализ полученных данных проводились с помощью программного обеспечения (ПО) IncaEnergy (Oxford, Великобритания), Flamenco Acquisition, Tango (Oxford, Великобритания). Программное обеспечение IncaEnergy предназначено для управления рентгеновским детектором, получения рентгеновских спектров и используется для построения карт или профилей распределения химических элементов на поверхности образца, а также для сохранения и экспорта данных с целью их последующей обработки и анализа в других программных пакетах. Программ-

ное обеспечение Flamenco Acquisition используется для получения дифракционных картин, автоматической индексации кристаллических ориентаций и фаз, картирования и поточечного сбора данных с исследуемых областей с целью последующей обработки и анализа данных в других программных пакетах. Программное обеспечение Tango – программный инструмент для построения и анализа широкого многообразия карт, полученных из данных EBSD, таких как ориентационные карты, карты межзеренных границ, фазовые карты, карты фактора Тейлора и др. Программное обеспечение Tango также используется для автоматического определения размеров зерен и построения диаграмм разориентации. Элементный анализ проводился при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 1,3 нА. Производилось измерение элементного состава с усреднением по площади 20 мкм², также построение профилей распределения элементов при сканировании вдоль одиночной линии. EBSD-анализ осуществлялся при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 8 нА. Для построения карт выполнялось сканирование области 20×20 мкм² с шагом 80 нм. Для детального исследования особенностей структурных состояний производилось построение

карт ориентации кристаллитов в формализме обратных полюсных фигур с отображением межзеренных и специальных границ, построение карт фактора Тэйлора и фактора Шмидта, а также гистограммы распределения зерен по размерам и разориентировкам, состоящим из 2000 столбцов шириной $0,3^\circ$. Угол толерантности при построении карт выбирали 5° .

Исследования выполнены на базе лаборатории неразрушающих методов контроля (ЛНМК) ПАО «Уралмашзавод» и Уральского центра коллективного пользования «Современные нанотехнологии» Уральского федерального университета.

Результаты металлографического исследования строения образцов стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА, отобранных из зон с лазерной наплавкой, приведены на рис. 1 – 4.

Качественный металлографический анализ микроструктуры образца стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой обнаружил дефекты по границе наплавки (рис. 1), размер которых составляет 10 – 50 мкм. Элементный состав данных дефектов микроструктуры включает Mn, Si и O. Причина появления подобных включений, содержащих кислород и кремний – попадание огнеупорного материала в жидкий металл или скопления продуктов раскисления [20 – 21]. Зафиксировано отличие химического состава основного металла и наплавки по Fe, Ni, Cr, Mn (см. рис. 1).

Металлографическое изучение образцов стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой методом EBSD показало, что они имеют поликристаллическое строение (рис. 2, а). Характерный размер кристаллита составляет 1 мкм. Фазовая карта (рис. 2, б) показывает наличие аустенита в наплавке. Построены гистограммы дезориентации кристаллитов для феррита и аустенита (рис. 2, в). Коррелированное распределение отображает данные о разориентации между соседними точками,

некоррелированное показывает разориентации между случайно выбранными точками в наборе данных. Теоретическая кривая отображает то, что можно было бы ожидать от случайного набора ориентаций. Видно, что для феррита коррелированные (темный цвет) и некоррелированные (светлый цвет) разориентации отличаются от теоретической кривой и друг от друга. Разница между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает в основном за счет сильной текстуры. Гистограмма коррелированного распределения для аустенита показывает большое количество малоугловых границ, т.е. границ с углом разориентации ниже 15° , которые меньше представлены в некоррелированном распределении.

По результатам анализа дифракционных картин Кикучи построены карты фактора Шмидта для систем деформаций, характерных для феррита: $\{101\} \langle 111 \rangle$ и при нагружении \parallel оси (OX) (рис. 2, в). При наличии внешней нагрузки деформации начнут развиваться в светлых зернах и постепенно переходить на темные. Условные обозначения для карты фактора Шмидта: светлые участки соответствуют более высоким значениям фактора. Как известно, приложенное механическое напряжение σ и напряжение сдвига в системе скольжения τ связаны соотношением

$$\tau = m\sigma,$$

где $m = \cos\lambda \cos\chi$ – фактор Шмидта (фактор ориентировки); λ – угол между направлением скольжения и осью деформации; χ – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью деформации.

Максимальное значение фактора Шмидта очевидно равно 0,5 при $\lambda = \chi = \pi/4$. Гистограмма фактора Шмидта (фактора ориентировки) в данном случае для системы деформации $\{101\} \langle 111 \rangle$ имеет один максимум, что

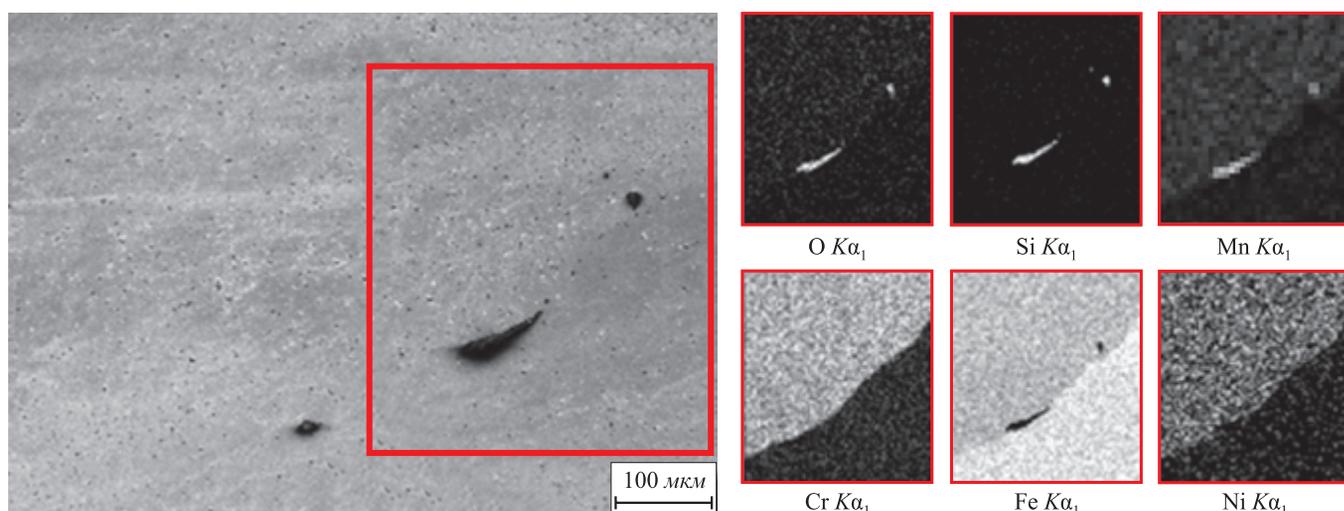


Рис. 1. Карты распределения элементов в наплавке и основном образце стали 9Х2МФ

Fig. 1. Elements distribution maps in the surfacing and in the main sample of 9Kh2MF steel

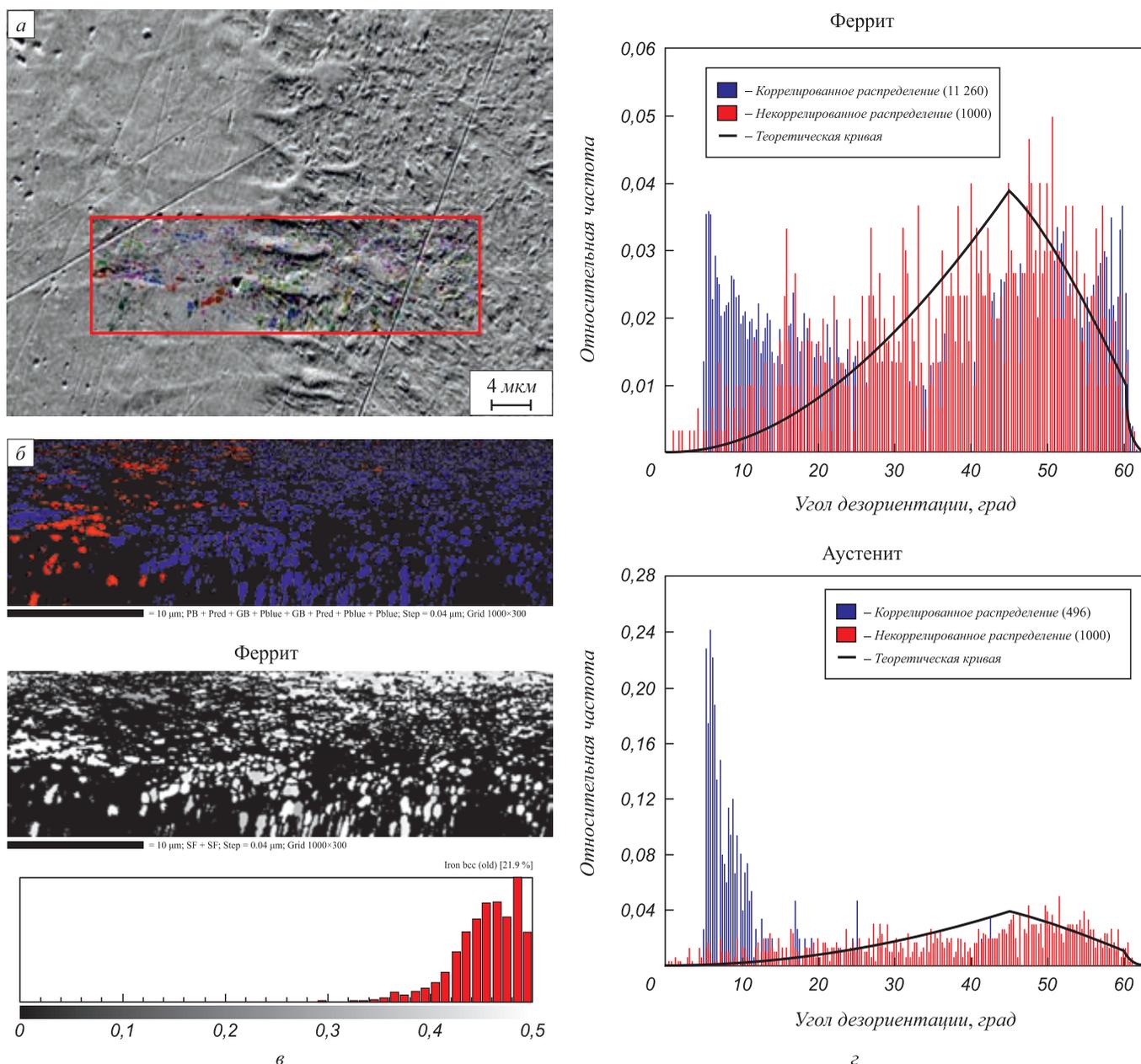


Рис. 2. Образцы стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой: микроструктура с наложением карты ориентаций (а); фазовая карта (темный – феррит, светлый – аустенит) (б); карта фактора Шмидта (системы деформаций $\{101\} \langle 111 \rangle$, направление нагружения \parallel оси OX) (в); диаграмма углов дезориентации (г)

Fig. 2. Samples of 9Kh2MF steel with laser surfacing: microstructure with overlay of orientations map (a); phase map (dark – ferrite, light – austenite) (б); map of the Schmid factor ($\{101\} \langle 111 \rangle$ deformation system, the loading direction is parallel to the OX axis (в); diagram of disorientation angles (г). Under an external load, deformations will start to occur in bright grains and gradually propagate to dark grains

свидетельствует об однородности его упругих характеристик, в том числе и акустических свойств.

Качественный металлографический анализ микроструктуры образца стали 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой обнаружил дефекты глобулярной формы по границе наплавки (рис. 3), размер которых составляет 1 – 3 мкм. Элементный состав данных микро неоднородностей включает Mn, Cr и Mo. Видимо, здесь имело место неусвоение данных элементов в процессе производства вальки. Зафиксировано отличие химического

состава основного металла и наплавки по Fe, Ni, Cr, Mn и Mo (см. рис. 3).

Металлографическое изучение образцов стали 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой методом EBSD показало, что они имеют поликристаллическое строение (рис. 4, а). Характерный размер кристаллита составляет 1 мкм. Фазовая карта для образцов стали 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой (рис. 4, б) показывает наличие аустенита в наплавке. Построены гистограммы дезориентации кристаллитов для феррита и аустенита (рис. 4, г).

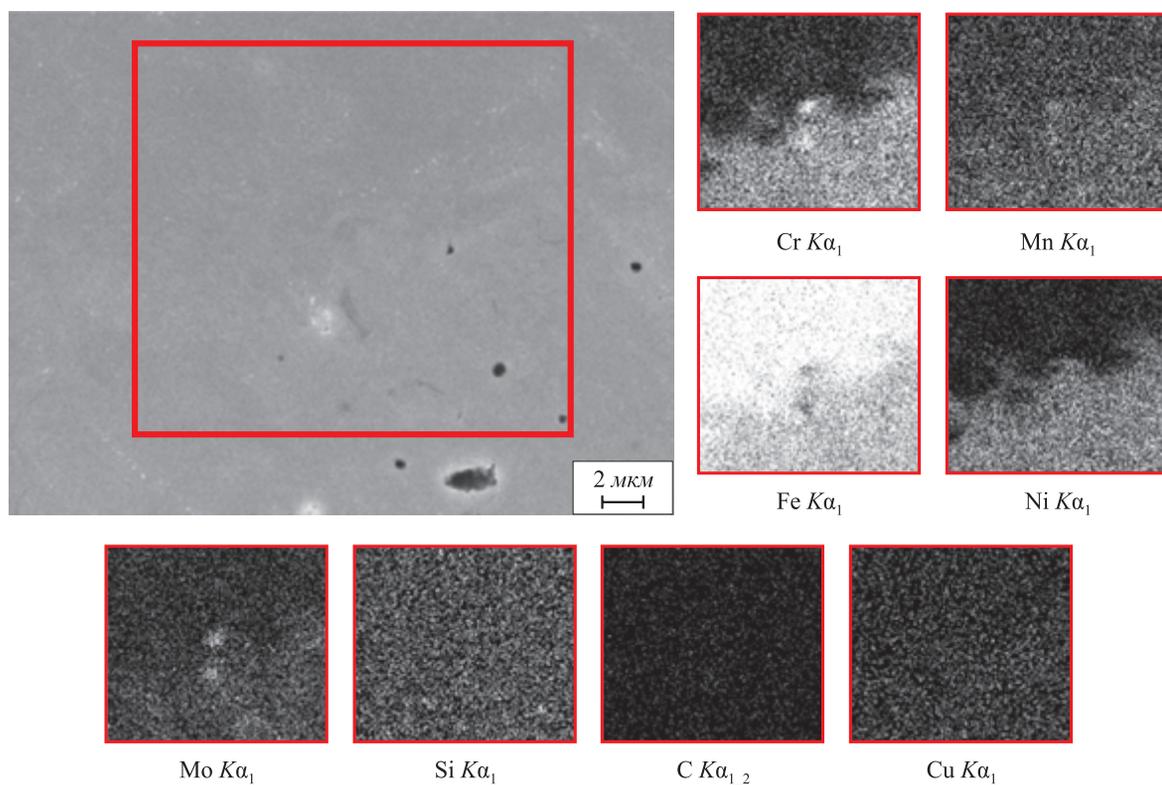


Рис. 3. Карты распределения элементов в наплавке и основном образце стали 8Х3СМФА

Fig. 3. Elements distribution maps in the surfacing and in the main sample of 8Kh3SMFA steel

Для феррита коррелированные (темный цвет) и некоррелированные (светлый цвет) разориентации отличаются от теоретической кривой и друг от друга. Разница между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает в основном за счет сильной текстуры. В отношении как феррита, так и аустенита об этой особенности говорить не приходится. Гистограмма коррелированного распределения для аустенита показывает большое количество малоугловых границ, т. е. границ с углом разориентации ниже 15° , которые меньше представлены в некоррелированном распределении.

По результатам анализа дифракционных картин Кикучи построены карты фактора Шмидта для систем деформаций, характерных для феррита: $\{101\} \langle 111 \rangle$ и при нагружении \parallel оси (OX) (рис. 4, в). Гистограмма фактора Шмидта (фактора ориентировки) в данном случае для системы деформации $\{101\} \langle 111 \rangle$ имеет один максимум, что свидетельствует об однородности его упругих характеристик, в том числе и акустических свойств.

Известно, что затухание ультразвука в химически неоднородных поликристаллических материалах связано с рассеянием как на неоднородностях, так и на зернах, что приводит к потере энергии распространяющейся волны. Рассеяние происходит из-за отличия модуля и плотности границы от зерна, т. е. граница зерна является неоднородностью. На затухание ультра-

звуковой волны оказывает влияние распределение зерен по размерам, преимущественная ориентация, многофазность и неравносность зерен. Неметаллические включения, неоднородности химического состава, имеющие отличные от стали упругие характеристики, также вызывают дополнительное рассеяние ультразвуковых волн. Все выше перечисленные факторы необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерными наплавками, имеющих поликристаллическое строение. Даны рекомендации относительно методики ультразвукового контроля (УЗК) наплавленного слоя, выполненного с применением лазера, включающие в себя нормы браковки. На основании результатов металлографического исследования специалистами ЛНМК ПАО «Уралмашзавод» и представителями конструкторского бюро было принято решение при УЗК установить уровень фиксации с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскодонного отверстия 1,5 мм и корректировкой данного параметра в дальнейшем с учетом новых опытных фактов.

Известно [22 – 24], что малоугловые и низкоэнергетические специальные границы зерен металлических материалов обладают высоким сопротивлением к разрушению. Энергия границ зерен играет центральную роль в зернограницной диффузии и в сегрегации примесных атомов [25]. Увеличение доли малоугловых границ повышает не только прочность, но и коррозионную

стойкость металла [25 – 27]. Причина появления межкристаллитной коррозии сталей – возникновение местных искажений кристаллической решетки и наличие большеугловых (неспециальных) границ кристаллитов. Возможное возникновение локальной или питтинговой коррозии связывают с присутствием неметаллических включений – оксидов железа, кремния и алюминия. Таким образом, металлографическое исследование методами EDS- и EBSD-анализа позволяет провести контроль качества не только в отношении прочности металла, но и его коррозионной стойкости.

Выводы. Обобщены начальные результаты опытно-поисковой работы по контролю качества рабочих валов реверсивного прокатного стана из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод». Инициирование данных работ связано с тем, что применяемые методы контроля: капиллярный, ультразвуковой и металлографический дали противоречивые результаты. Дополнительно проведено металлографическое изучение строения металла средствами растровой электронной микроскопии. Элементный состав дефектов металла изучался методом EDS-анализа, ориентации кристаллической решетки вблизи дефектов – методом EBSD-анализа. Изучены морфология и элементный состав дефектов, построены фазовые карты, гистограммы дезориентации кристаллитов и карты фактора Шмидта (фактора ориентировки). Исследование выполнено с целью обоснования критериев качества, предъявляемых к лазерной наплавке для рабочих валов прокатных станов. EDS-исследование стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой обнаружило дефекты по границе наплавки, размер которых составляет 10 – 50 мкм, их элементный состав включает Mn, Si и O. EDS-исследование стали 8Х3СМФА с лазерной наплавкой обнаружило дефекты размером 1 – 3 мкм, их элементный состав включает Mn, Cr и Mo. Поэтому при УЗК рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой по дефектам металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности и трещины) рекомендовано установить уровень фиксации сигнала с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскостного отверстия 1,5 мм. В результате EBSD-анализа установлено, что металл наплавки является менее текстурованным и имеет более однородные акустические характеристики, чем основной металл. Указанное обстоятельство также необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерной наплавкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чикова О.А., Белоносов А.В., Истомина З.А. Изучение структуры поковок из стали 75Х3МФ ультразвуковым методом с целью контроля их качества // Дефектоскопия. 2012. № 9. С. 36 – 41.
2. Белоносов А.В., Чикова О.А., Юровских В.В., Чезганов Д.С. Изучение структуры металла прокатных валков из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА ультразвуковым методом с целью контроля их качества // Дефектоскопия. 2013. № 4. С. 17 – 28.
3. Chezganov D.S., Chikova O.A., Borovykh M.A. Effect of heat treatment on the crystal structure of deformed samples of chromium-manganese steel // Physics of Metals and Metallography. 2017. Vol. 118. No. 9. P. 857 – 863.
4. Alali M., Todd I., Wynne B.P. Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel // Materials & Design. 2017. Vol. 130. P. 488 – 500.
5. Liu S., Mi GY., Yan F. etc. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure // Optics and laser technology. 2017. Vol. 94. P. 59 – 67.
6. Venkata K.A., Truman C.E., Coules H.E., Warren A.D. Applying electron backscattering diffraction to macroscopic residual stress characterisation in a dissimilar weld // Journal of materials processing technology. 2017. Vol. 241. P. 54 – 63.
7. Chezganov D.S., Borovykh M.A., Chikova O.A. Prediction of steel corrosion resistance based on EBSD-data analysis (2017) // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 192 (1). Art. no. 012031.
8. Cumblidge S.E. Nuclear regulatory commission staff view of progress in the nondestructive testing of cast austenitic steel components // ASME pressure vessels and piping conference. 2014. Vol. 1. V001T01A054.
9. Ogilvy J.A. The ultrasonic reflection properties of planar defects with in austenitic welds // Ultrasonics. 1986. Vol. 26. No. 6. P. 318 – 327.
10. Chassignole B., El Guerjouma R., Ploix M.-A., Fouque T. Ultrasonic and structural characterization of anisotropic austenitic stainless steel welds: Towards a higher reliability in ultrasonic non-destructive testing // NDT Int. 2010. Vol. 43. No. 4. P. 273 – 282.
11. Boukani H.H., Chentouf S.M., Viens M. etc. The effect of martensitic stainless steel microstructure on the ultrasonic inspection of turbine runner joints // 41st Annual Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation (QNDE)AIP Conference Proceedings. 2015. Vol. 1650. P. 909 – 916.
12. Fan Z., Mark A.F., Lowe M.J.S., Withers P.J. Nonintrusive estimation of anisotropic stiffness maps of heterogeneous steel welds for the improvement of ultrasonic array inspection // IEEE transactions on ultrasonics ferroelectrics and frequency control. 2015. Vol. 62. No. 8. P. 1530 – 1543.
13. Nowers O., Duxbury D.J., Drinkwater B.W. Ultrasonic array imaging through an anisotropic austenitic steel weld using an efficient ray-tracing algorithm // Ndt & E International. 2016. Vol. 79. P. 98 – 108.
14. Lhuillier P.E., Chassignole B., Oudaa M. etc. Investigation of the ultrasonic attenuation in anisotropic weld materials with finite element modeling and grain-scale material description // Ultrasonics. 2017. Vol. 78. P. 40 – 50.
15. Mark A.F., Li W., Sharples S., Withers P.J. Comparison of grain to grain orientation and stiffness mapping by spatially resolved acoustic spectroscopy and EBSD // Journal of microscopy. 2017. Vol. 267. No. 1. P. 89 – 97.
16. Barella S., Di Cecca C., Gruttadauria A. etc. Study on the microstructure influence in ultrasonic test in duplex forged components // Metallurgia Italiana. 2014. Vol. 106. No. 10. P. 29 – 36.
17. Barella S., Gruttadauria A., Mapelli C. etc. Effect of heat treatment and of primary austenite grain size on the minimum size of detectable defect on 26NiCrMoV11.5 high strength steel // Advanced Engineering Materials. 2014. Vol. 16. No. 1. P. 103 – 111.
18. Nishikawa S., Furukawa T., Komura I., Horii Y. The influence of structures of nickel base alloy weld metals on flaw detectability by ultrasonic test // Yosetsu Gakkai Ronbunshu. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 2007. Vol. 25. No. 1. P. 179 – 186.
19. Kolkoori S., Hoehne C., Prager J. etc. Quantitative evaluation of ultrasonic C-scan image in acoustically homogeneous and layered anisotropic materials using three dimensional ray tracing method // Ultrasonics. 2014. Vol. 54. No. 2. P. 551 – 562.
20. Атлас дефектов стали / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 188 с.

21. Металлография железа: Справ. изд. / Пер. с нем. Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен Л. и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
22. Watanabe T. Grain boundary design for new materials// Trans. Jap. Inst. Metals. 1984. Vol. 27. P. 73 – 83.
23. Watanabe T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals // Res. Mech. 1984. Vol. 11. P. 47 – 84.
24. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials // Mater. Sci. and Eng. 1993. Vol. A166. P. 11 – 28.
25. Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K.T. Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600 // Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. Vol. 33. No. 9. P. 1387 – 1392.
26. Palumbo G., King P.J., Aust K.T. etc. Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance // Scripta Metallurgica et Materialia. 1991. Vol. 25. P. 1775 – 1780.
27. Bennet B.W., Pickering H.W. Effect of grain boundary structure on sensitization and corrosion of stainless steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 1987. Vol. 18A. P. 1117 – 1124.

Поступила 1 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 7, pp. 510–519.

EXAMINING THE STRUCTURE OF MILL ROLLS METAL WITH LASER SURFACING FOR THEIR QUALITY CONTROL

A.V. Belonosov¹, O.A. Chikova², N.A. Zaitseva²

¹JSC “Uralmashplant”, Ekaterinburg, Russia

²Ural Federal University named after the first President of Russia

B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The authors have investigated microstructure and crystal structure of the steel samples of 9Kh2MF and 8Kh3SMFA steel with laser surfacing. The samples were taken from working shafts of reverse rolling mill in conditions of OJSC «Uralmashzavod». Brewing surface cracks in rolls with the use of laser is considered as an effective method of parts restoring in small-scale production. The research was carried out to control the quality of steel products with laser surfacing. Quality control of working rolls of rolling mills with laser surfacing is aimed at identifying the defects of metallurgical origin (nonmetallic inclusions, discontinuities, regions with heterogeneity of chemical composition) in zones of surfacing and thermal influence and is performed by ultrasonic method. Metallographic study of the microstructure and crystal structure of steel samples with laser surfacing was necessary to develop an ultrasonic testing technique. The main way to detect defects of metallurgical origin in steels is scanning electron microscopy with functions of micro-X-ray spectral analysis (EDS-analysis) and diffraction of backscattered electrons (EBSD-analysis). The metallographic study was carried out using a scanning electron microscope Carl Zeiss AURIGA CrossBeam equipped with analytical systems for studying the elemental surface composition by X-ray spectral analysis (EDS) and the crystal structure of the surface by diffraction of backscattered electrons (EBSD). As a result of metallographic examination, steel-laser welded samples taken from the working rollers of the reverse rolling mill were found to have defects of metallurgical origin along the surfacing boundary. The size of microinhomogeneities for 9Kh2MF steel is 10 – 50 μm; the elemental composition includes Mn, Si and O. The size of microinhomogeneities for 8Kh3SMFA steel is 1 – 3 μm, and the elemental composition includes Mn, Cr and Mo. It was established that metal on melting is less textured and has more homogeneous acoustic characteristics than base metal, it must be taken into account at ultrasonic quality control of steel products with laser surfacing. At ultrasonic inspection of laser-surfaced working rolls, we recommend setting the signal fixation level with reflectivity equivalent to the flat-bottom hole diameter of 1.5 mm.

Keywords: low-carbon complex steel, laser surfacing, metallurgical defects, microstructure, EDS analysis, EBSD analysis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-510-519

REFERENCES

1. Chikova O.A., Belonosov A.V., Istomina Z.A. A study of the structure of forged pieces of 75X3MΦ steel using the ultrasonic method for quality control. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2012, no. 9, vol. 48, p. 532–536.
2. Belonosov A.V., Chikova O.A., Yurovskikh V.V., Chezganov D.S. examining the structure of mill rolls made of 9X2MΦ and 8X3CΦΦ steels using the ultrasonic method for quality control. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2013, vol. 49, no. 4, pp. 196–205.
3. Chezganov D.S., Chikova O.A., Borovykh M.A. Effect of heat treatment on the crystal structure of deformed samples of chromium–manganese steel. *Physics of Metals and Metallography*. 2017, vol. 118, no. 9, pp. 857–863.
4. Alali M., Todd I., Wynne B. P. Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel. *Materials & Design*. 2017, vol. 130, pp. 488–500.
5. Liu S., Mi G.Y., Yan F., Wang C.M., Jiang P. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. *Optics and laser technology*. 2017, vol. 94, pp. 59–67.
6. Venkata K.A., Truman C.E., Coules H.E., Warren A.D. Applying electron backscattering diffraction to macroscopic residual stress characterization in a dissimilar weld. *Journal of materials processing technology*. 2017, vol. 241, pp. 54–63.
7. Chezganov D.S., Borovykh M.A., Chikova O.A. Prediction of steel corrosion resistance based on EBSD-data analysis (2017). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 192 (1), art. no. 012031.
8. Cumblidge S.E. Nuclear regulatory commission staff view of progress in the nondestructive testing of cast austenitic steel components. *ASME pressure vessels and piping conference*. 2014, vol. 1, V001T01A054.
9. Ogilvy J.A. The ultrasonic reflection properties of planar defects with in austenitic welds. *Ultrasonics*. 1986, vol. 26, no. 6, pp. 318–327.
10. Chassignole B., El Guerjouma R., Ploix M.-A., Fouque T. Ultrasonic and structural characterization of anisotropic austenitic stainless steel welds: Towards a higher reliability in ultrasonic non-destructive testing. *NDT Int*. 2010, vol. 43, no. 4, pp. 273–282.
11. Boukani H.H., Chentouf S.M., Viens M., Tahan A., Gagnon M. The effect of martensitic stainless steel microstructure on the ultrasonic inspection of turbine runner joints. *41st Annual Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation (QNDE) AIP Conference Proceedings*. 2015, vol. 1650, pp. 909–916.
12. Fan Z., Mark A.F., Lowe M.J.S., Withers P.J. Nonintrusive estimation of anisotropic stiffness maps of heterogeneous steel welds for the improvement of ultrasonic array inspection. *IEEE transactions on ultrasonics ferroelectrics and frequency control*. 2015, vol. 62, no. 8, pp. 1530–1543.
13. Nowers O., Duxbury D.J., Drinkwater B.W. Ultrasonic array imaging through an anisotropic austenitic steel weld using an efficient ray-tracing algorithm. *Ndt & E International*. 2016, vol. 79, pp. 98–108.
14. Lhuillier P.E., Chassignole B., Oudaa M., Kerherve S. O., Rupin F., Fouquet T. Investigation of the ultrasonic attenuation in anisotropic

- weld materials with finite element modeling and grain-scale material description. *Ultrasonics*. 2017, vol. 78, pp. 40–50.
15. Mark A. F., Li W., Sharples S., Withers P.J. Comparison of grain to grain orientation and stiffness mapping by spatially resolved acoustic spectroscopy and EBSD. *Journal of microscopy*. 2017, vol. 267, no. 1, pp. 89–97.
 16. Barella S., Di Cecca C., Gruttadauria A., Mapelli C., Mombelli D., Fanezi Da Rocha C., Strohaecker T. Study on the microstructure influence in ultrasonic test in duplex forged components. *Metallurgia Italiana*. 2014, vol. 106, no. 10, pp. 29–36.
 17. Barella S., Gruttadauria A., Mapelli C., Mombelli D., Fanezi C.L., Fioletti F., Formentelli M., Guarneri M. Effect of heat treatment and of primary austenite grain size on the minimum size of detectable defect on 26NiCrMoV11.5 high strength steel. *Advanced Engineering Materials*. 2014, no. 1, vol. 16, pp. 103–111.
 18. Nishikawa S., Furukawa T., Komura I., Horii Y. The influence of structures of nickel base alloy weld metals on flaw detectability by ultrasonic test. Yosetsu Gakkai Ronbunshu. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. 2007, vol. 25, no. 1, pp. 179–186.
 19. Kolkoori S., Hoehne C., Prager J., Rethmeier M., Kreuzbruck M. Quantitative evaluation of ultrasonic C-scan image in acoustically homogeneous and layered anisotropic materials using three dimensional ray tracing method. *Ultrasonics*. 2014, vol. 54, no. 2, pp. 551–562.
 20. *Stahlfehlerfibel*. Vol. 1-2. Freiberg Stahlberatungsstelle. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, VEB, 1975. (Russ.ed. *Atlas defektov stali*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 188 p.).
 21. Lambert Nicole, Greday Tony, Habraken Louis etc. *De Ferri Metallographia*. Vol. 4. Düsseldorf, Verl. Stahleisen, 1983. (Russ. ed. *Metallografiya zheleza*. Vol. 4: Lambert N., Greday T., Habraken L. *Metallografiya splavov zheleza: Sprav. Izd.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 248 p.).
 22. Watanabe T. Grain boundary design for new materials. *Trans. Jap. Inst. Metals*. 1984, vol. 27, pp. 73–83.
 23. Watanabe T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals. *Res.Mech.* 1984, vol. 11, pp. 47–84.
 24. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials. *Mater. Sci. and Eng.* 1993, vol. A166, pp. 11–28.
 25. Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K.T. Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600. *Scripta Metal. et Mater.* 1995, vol. 33, no. 9, pp. 1387–1392.
 26. Palumbo G., King P.J., Aust K.T., Erb U., Lichtenberger P.C. Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance. *Scripta Metal. et Mater.* 1991, vol. 25, pp. 1775–1780.
 27. Bennet B.W., Pickering H.W. Effect of grain boundary structure on sensitization and corrosion of stainless steel. *Metall. and Mater. Trans.* 1987, vol. 18A, pp. 1117–1124.

Information about the authors:

A.V. Belonosov, Engineer - NDT Specialist

O.A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics (chik63@mail.ru)

N.A. Zaitseva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics

Received May 1, 2015

УДК 621.746

МОДЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗМЕНЕНИЯ ГИДРОДИНАМИКИ ПОТОКОВ СТАЛИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ СЛЯБОВОЙ МНЛЗ ВО ВРЕМЯ ЗАМЕНЫ ПОГРУЖНЫХ СТАКАНОВ

Еронько С.П.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Механическое оборудование заводов черной металлургии» (ersp@meta.ua)

Золотухин В.И.^{2,3}, д.т.н., профессор кафедры «Сварка, литье и технологии конструкционных материалов», генеральный директор (info@vulkantm.com)

Ткачев М.Ю.¹, ассистент кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии»

Провоторов Д.А.^{2,3}, к.т.н., инженер кафедры «Технологические системы пищевых, полиграфических и упаковочных производств»

Ошовская Е.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии»

¹ **Донецкий национальный технический университет**
(83001, Украина, Донецк, ул. Артема, 58)

² **Тульский государственный университет**
(300012, Россия, Тула, пр. Ленина, 92)

³ **Научно-производственное предприятие «Вулкан-ТМ»**
(300057, Россия, Тула, ул. Алексинское шоссе, 34)

Аннотация. Освещены результаты анализа направлений и современных методов исследований в области непрерывной разливки стали, связанных с выявлением и устранением факторов, оказывающих негативное влияние на качество поверхности непрерывнолитых заготовок. Показано, что существующая концепция построения систем быстрой смены погружных стаканов, эксплуатируемых на слябовых МНЛЗ, приводит к формированию на каждом ручье машины в течение серийной разливки 20 плавок некондиционного участка заготовки длиной 30 – 40 м, образующегося в итоге из-за нестабильных гидродинамических условий в кристаллизаторе. Приведены результаты исследования на физической модели изменений траектории и скорости движения потоков металла в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ, связанных с заменой погружных стаканов в процессе серийной разливки стали, а также предложены рекомендации по снижению длительности негативного воздействия данного фактора на условия формирования отливаемой заготовки. При помощи контрольно-измерительного комплекса с тензорезисторным преобразователем установлено, что перепад скоростей жидкостных потоков у противоположных узких стенок модели кристаллизатора, вызывающий нарушение тепловых условий формирования корочки непрерывнолитой заготовки, в случае использования прямоточных погружных стаканов может достигать значений 2,0 – 2,3, а для безнапорных глухонных стаканов с двумя боковыми отверстиями, разделенными рассекателем, 1,2 – 4,0. С использованием материалов скоростной видеосъемки также получена информация о нарушении симметрии траектории циркуляционных контуров потоков расплава в кристаллизаторе, обусловленном проведением операции замены изношенного погружного стакана. В ходе исследований визуализацию траекторий движения потоков воды, имитировавшей жидкую сталь, в модели кристаллизатора обеспечивали введением воздуха через канал модели стопора-моноблока промежуточного ковша, благодаря чему симулировали подачу аргона во время разливки. Полученные сведения позволили разработать новый принцип построения системы быстрой смены погружных стаканов, заключающийся в совмещенном и параллельном выполнении ее структурными элементами (манипулятором, разливочным и переталкивающим устройствами) отдельных этапов процесса замены огнеупорных изделий. Это позволяет сократить временные затраты на смену изношенного погружного стакана и повысить выход годного при производстве слябовой заготовки на МНЛЗ.

Ключевые слова: непрерывная разливка, погружной стакан, кристаллизатор, физическая модель, потоки металла, длительность смены стакана, манипуляционная система.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-520-526

Качество поверхности, структура прилегающего к ней слоя и количество внутренних дефектов непрерывнолитой заготовки в значительной мере зависят от стабильности потоков металла в кристаллизаторе МНЛЗ [1 – 7]. Поэтому ряд исследований последних лет, проводившихся в области непрерывной разливки стали, был связан с поиском оптимальных геометрических параметров и способов формирования [8] погружных стаканов, по-

вышающих равномерность скоростей циркулирующих слоев жидкого металла, а также с совершенствованием систем его электромагнитного перемешивания и торможения в кристаллизаторах машин непрерывного литья заготовок [9 – 12]. При этом для получения исходной информации и проверки правильности принимаемых технических решений широко использовали методы математического и физического моделирования [13 – 16].

Следует отметить, что во время непрерывной разливки стали большими сериями стал проявляться еще один фактор, дестабилизирующий гидродинамику потоков в верхней части кристаллизатора слябовой МНЛЗ. Речь идет о возмущениях, вносимых в картину распределения зон циркуляции жидкой стали износившимися и резервным погружными стаканами, последовательно совершающими движение по сложной траектории в полости кристаллизатора в ходе проведения их смены [17 – 18]. Как показали результаты хронометража, продолжительность процесса замены отработанного защитного огнеупорного изделия составляет 1,5 – 2,0 мин, а выполнение такой замены происходит не менее одного раза за время разливки одной плавки. Отсюда следует, что при скорости разливки на слябовой МНЛЗ 1 м/мин и среднем числе плавки в серии 20, на каждом ручье машины формирования 30 – 40 м заготовки происходит в нестабильных гидродинамических условиях, неблагоприятно влияющих на ее качество.

В связи с этим, с целью оценки степени влияния условий реализации процесса замены погружных стаканов на траекторию и скорость циркуляции потоков металла в полости кристаллизатора с большим поперечным сечением, выполнено исследование на физической модели нарушения симметрии картины циркуляционных контуров, возбуждаемых в зонах, прилегающих к узким граням отливаемой заготовки. Информация о траектории потоков и значениях их скоростей позволит получить исходные данные, необходимые для разработки комплекса мероприятий, способствующих минимизации временных затрат на смену вышедшего из строя огнеупорного изделия.

Для проведения экспериментов была изготовлена лабораторная установка, схема которой показана на рис. 1. Она включала прозрачные плоские модели промежуточного ковша 5 и кристаллизатора 8, закрепленные на металлоконструкции 15. Разливочная система модели промежуточного ковша состояла из механизма 3 управления положением стопора-моноблока 4, обеспечивающего дозированный перелив жидкости, симулирующей расплав, а также устройство 12 для замены отработанного погружного стакана 11 резервным 7 с помощью специального толкателя 6. Конструктивной особенностью модели кристаллизатора слябовой МНЛЗ было то, что отток из нее жидкости происходил через многочисленные отверстия малого диаметра, равномерно распределенные в ее днище, благодаря чему устранялось возможное искажение картины потоков, формируемой в зоне расположения моделей погружных стаканов. Модельная жидкость, собираемая с помощью штуцеров 9 в общую емкость, затем по трубопроводу подавалась насосом 10 в канал модели шибберного затвора 14, снабженного защитной трубой 13. Для вдувания воздуха в выпускной канал модели промежуточного ковша воздуха, имитирующего аргон, служили

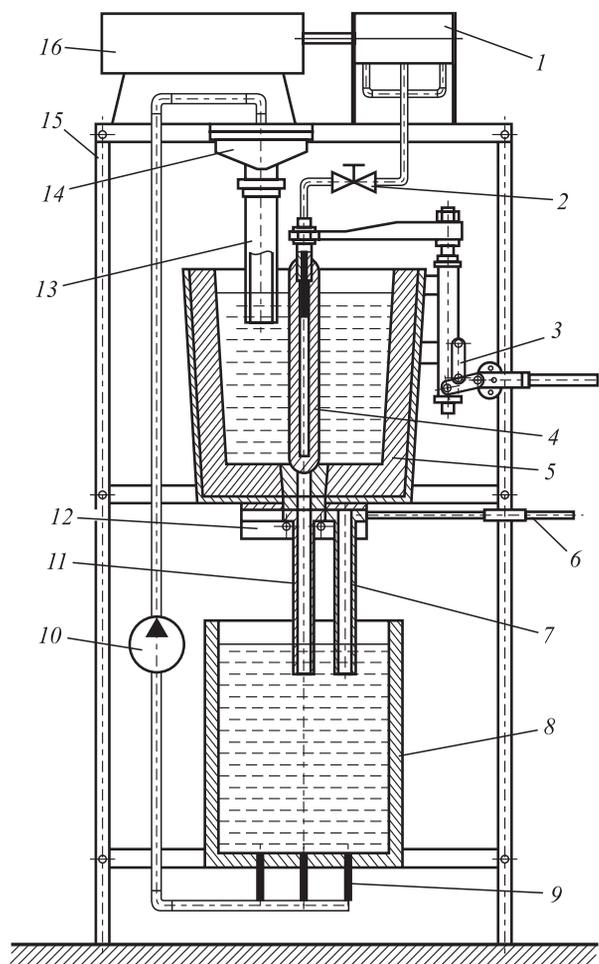


Рис. 1. Схема лабораторной установки для моделирования процесса смены погружных стаканов

Fig. 1. Scheme of the laboratory device for simulation of submerged nozzles changing process

компрессор 16 и ресивер 1. Регулирование расхода подаваемого воздуха обеспечивали с помощью крана 2.

Масштабы моделирования разливки слябовой заготовки сечением 1000×250 мм, вытягиваемой со скоростью 1,0 – 1,2 м/мин, определили с учетом автомодельности относительно числа подобия Рейнольдса (Re), значение которого составляло $Re = 1220$.

Для контроля скорости жидкостных потоков использовали измерительный зонд, снабженный тензорезисторным преобразователем и схематично показанный на рис. 2. Он состоял из полой штанги 1, на конце которой закреплен стеклянный баллон 2 с консольно заземленным в его полости упругим элементом 3 в виде пластинки. На противоположных поверхностях этой пластинки наклеены фольговые тензодатчики сопротивлением 200 Ом, соединенные по полумостовой схеме. Баллон герметизирован с помощью резинового колпачка 4, сквозь который проходил соединенный с упругим элементом рычаг 5, снабженный на конце диском 6. При этом для измерения скоростей жидкостных потоков в горизонтальной плоскости приме-

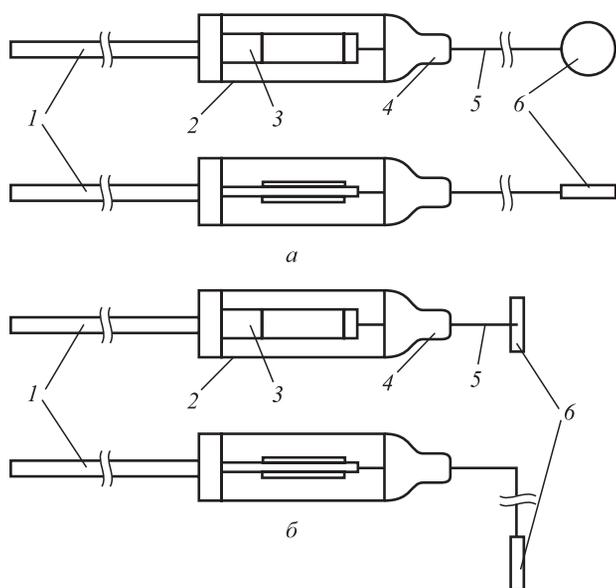


Рис. 2. Схема зонда для контроля скорости жидкостных потоков

Fig. 2. Scheme of the probe for control of fluid flow velocity

няли зонд с прямым рычагом (рис. 2, *a*), а в вертикальной плоскости – с рычагом, изогнутым под углом 90° (рис. 2, *б*). Тензорезисторный преобразователь зонда входил в состав контрольно-измерительного комплекса, включавшего также четырехканальный усилитель переменного тока УТ 4-1 (ТУ 25.06.1377-82), аналого-цифровой преобразователь (АЦП) и ЭВМ.

Принцип работы зонда состоит в том, что при воздействии на его диск динамического напора жидкостного потока, пропорционального квадрату его скорости, возникает сила, изгибающая упругий элемент с наклеенными датчиками. При деформации датчиков возникает электрический сигнал, позволяющий после усиления, преобразования в цифровой код и соответствующей обработки с помощью программного продукта получить данные о скорости потока модельной жидкости в точке размещения приемного диска зонда.

При исследовании процесса замены погружных стаканов использованы два варианта их моделей. Один комплект включал модели прямооточных стаканов, а другой – модели безнапорных стаканов с двумя боковыми отверстиями, расположенными в нижней части и разделенными рассекателем.

Опыты на лабораторной установке проводили в следующей последовательности. Предварительно в направляющих устройства 12 соосно с выпускным каналом модели промежуточного ковша 5 размещали модель погружного стакана 11, подлежащего замене. Затем при опущенном в нижнее положение стопоре-моноблоке 4 и выключенном насосе 10 модели промежуточного ковша 5 и кристаллизатора 8 заполняли водой до заданных уровней. После одновременного поднятия с помощью механизма 3 стопора-моноблока 4 и пуска насоса 10 путем регулирования его производительности доби-

вались поддержания постоянства уровней жидкости в моделях промежуточного ковша и кристаллизатора, а также включали компрессор 16, закачивающий воздух в ресивер 1, из которого он через регулировочный кран 2 нагнетался в полость стопора-моноблока 4 и далее увлекался потоком жидкости, истекающей через погружной стакан 11 в модель кристаллизатора. Благодаря тому, что при попадании вдуваемого воздуха в струе жидкости в кристаллизатор происходило образование мельчайших пузырьков, обеспечивалась визуализация траекторий движения увлекавших их потоков воды.

Наблюдаемые картины зон циркуляции потоков фиксировали с использованием скоростной видеосъемки с помощью камеры, установленной на штативе на некотором удалении от лабораторной установки. В ходе проводившихся наблюдений симулировали процесс смены погружного стакана. Для этого с помощью специального клещевого захвата модель сменного огнеупорного элемента плавно заводили в полость модели кристаллизатора и устанавливали в направляющие рядом со стаканом, подлежащим замене. После этого, используя толкатель, осуществляли перемещение обоих стаканов на заданное расстояние, в результате чего резервный огнеупор занимал позицию разливки, а отработанный затем убирали из полости кристаллизатора. Опыты в указанной последовательности выполнения операций по замене моделей огнеупорных стаканов проводили для обоих рассматриваемых типов. Просмотр отснятого видеоматериала в динамике и в режиме «стоп-кадр» позволил установить характерные изменения в картинах распределения потоков жидкости в модели кристаллизатора, связанные с воздействием на зону циркуляции имитатора расплава моделей погружных стаканов, последовательно совершающих перемещения в пространстве, необходимые для их смены. Выявленные при этом возмущения, вносимые в картины циркуляционных зон и динамику жидкостных потоков находящимися в полости кристаллизатора погружными стаканами, иллюстрируют кадры видеосъемки и схемы полей скоростей, приведенные на рис. 3, 4. Для полного понимания наблюдавшихся явлений необходимо сделать некоторые комментарии к данным иллюстрациям.

При разливке с использованием прямооточного стакана под уровень (рис. 3, *a*) наблюдаются каплевидной формы основной нисходящий поток с глубиной проникновения 300 – 400 мм и восходящие вдоль стенок кристаллизатора конвективные потоки, изменяющие направление к погружному стакану при достижении свободной поверхности модельной жидкости. Поля скоростей по обе стороны стороны стакана имеют строгую симметрию.

После завершения размещения сменного погружного стакана рядом с заменяемым (рис. 3, *б*), симметрия формы основного нисходящего потока нарушается и он частично смещается от центральной вертикальной оси модели кристаллизатора в сторону ее левой узкой стен-

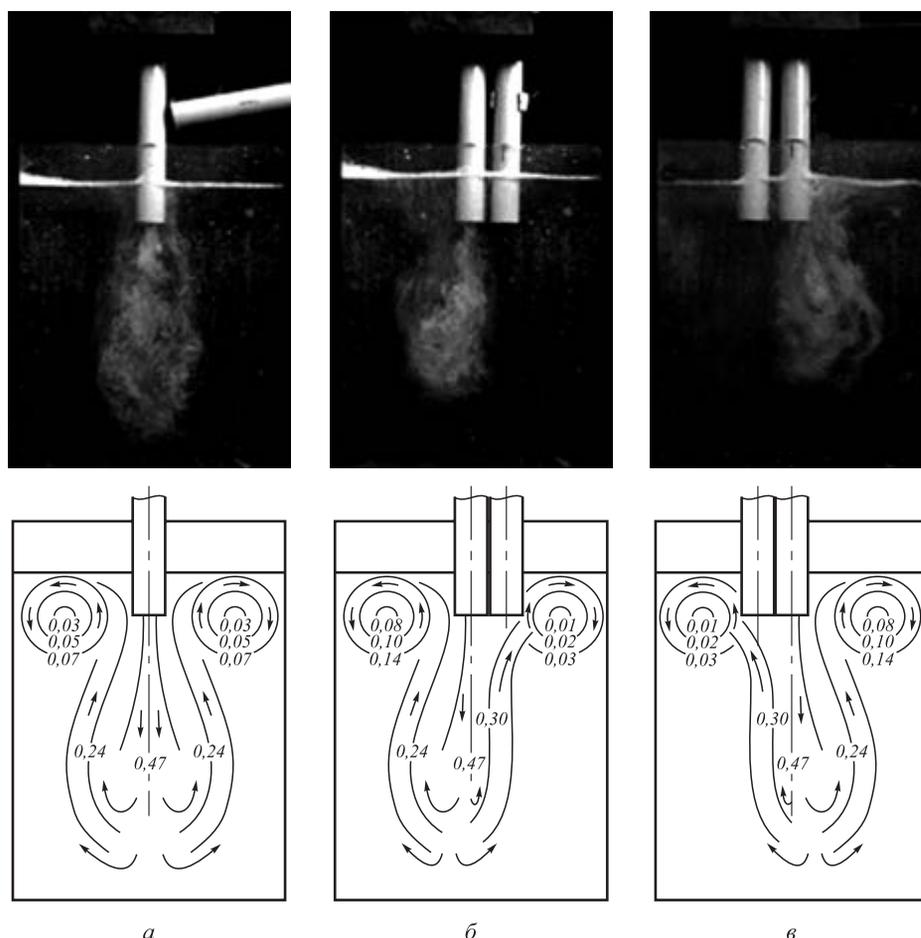


Рис. 3. Картины распределения зон циркуляции и полей скоростей (м/с) жидкостных потоков в модели кристаллизатора, наблюдавшиеся при смене прямооточного погружного стакана

Fig. 3. Distribution patterns of circulation areas and velocities fields (m/s) of fluid flows in the mold model observed during the once-through submerged nozzle changing

ки, а перепад скоростей у противоположных стенок достигает значений 2,0 – 2,3, что в реальных условиях вызовет дестабилизацию процесса формирования корочки отливаемой заготовки [19].

По завершении перевода в позицию разливки резервного погружного стакана (рис. 3, в), находящийся слева от него замененный стакан вносит возмущение в зону циркуляции, в результате чего наблюдается смещение контура основного нисходящего потока от центральной вертикальной оси модели кристаллизатора теперь уже к правой его узкой стенке. Это также приводит к перепаду скоростей потоков по обе стороны погружного стакана, что нарушает стабильность условий формирования корочки заготовки.

При использовании безнапорных погружных стаканов с боковыми отверстиями наблюдается иная структура гидравлических потоков, обусловленная наличием выше и ниже выходных отверстий вихрей с однонаправленной обратной друг к другу циркуляцией с нисходящими потоками вдоль образующей цилиндрической поверхности стакана и восходящими потоками вдоль узких стенок модели кристаллизатора

(рис. 4, а). Поля скоростей жидкостных потоков практически строго симметричны.

Введенный в полость модели кристаллизатора второй (резервный) погружной стакан препятствует свободному истечению жидкости из ближайшего к нему бокового отверстия стакана, подлежащего замене (рис. 4, б), что сразу же вызывает нарушение симметрии траектории и полей скоростей потоков. В этом случае тепловые условия формирования корочки узких граней заготовки будут разными, что отрицательно отразится на ее структуре.

После перемещения резервного стакана на позицию разливки, находящийся слева от него замененный стакан создает препятствие истекающему в его сторону потоку (рис. 4, в) и вносит искажения в картину полей скоростей с перепадами их значений, достигающими 1,2 – 4,0. Это в итоге отрицательно отразится на условиях формирования корочки слитка.

С учетом вышесказанного, по мнению авторов, является логичным утверждение о целесообразности внесения изменений в организацию процесса смены погружных стаканов при непрерывной разливке стали

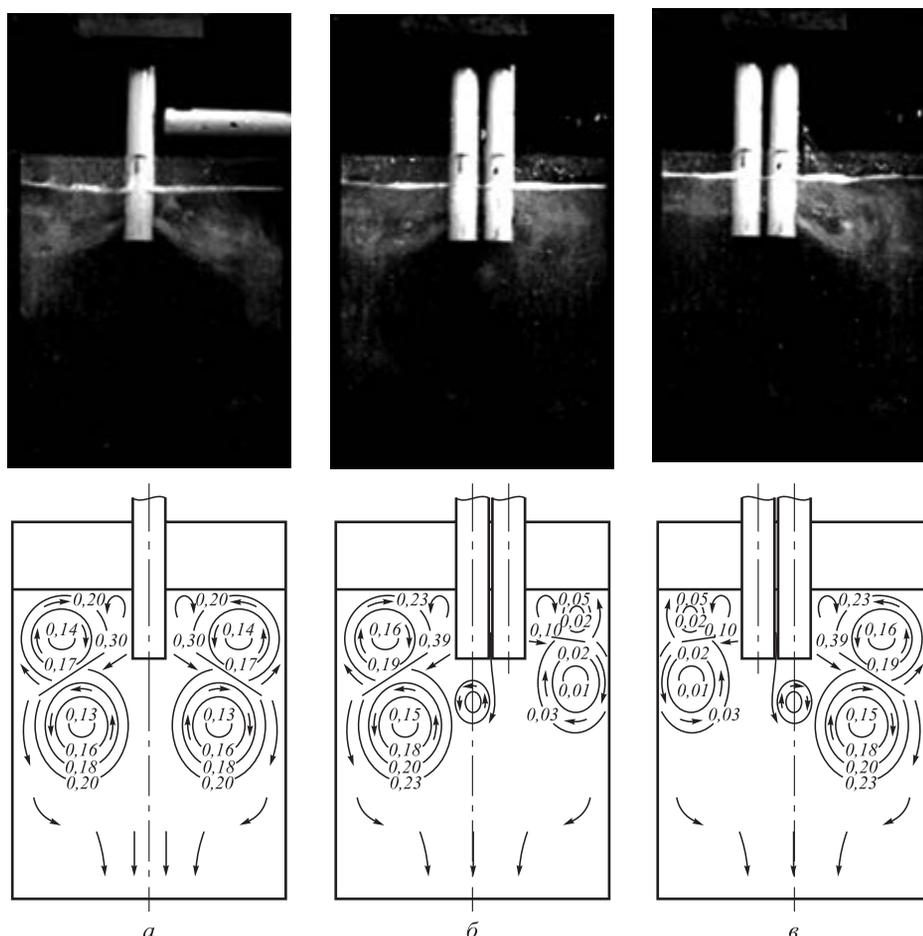


Рис. 4. Картины распределения зон циркуляции и полей скоростей (м/с) жидкостных потоков в модели кристаллизатора, зафиксированные при смене безнапорного погружного стакана с двумя боковыми отверстиями

Fig. 4. Distribution patterns of circulation areas and velocity fields (m/s) of fluid flows in the mold model recorded during nozzle changing of non-pressure submerged nozzles with two lateral holes

на слябовую заготовку, а также разработки новой концепции создания систем для его реализации с минимальными временными затратами.

В соответствии с ранее принятой концепцией построения структуры системы быстрой смены погружных стаканов, ее рассматривают как совокупность взаимосвязанных и вместе с тем самостоятельных устройств, позволяющих осуществить комплекс операций, включающий:

- перемещение в пространстве сменного стакана с позиции загрузки на приемные направляющие разливочного устройства промежуточного ковша;
- проталкивание этого стакана на позицию разливки с одновременным перемещением отработанного стакана с позиции разливки на позицию извлечения;
- удаление данного стакана из рабочей зоны.

При этом из всей совокупности задействованных функциональных устройств значимыми считались только два: разливочное и проталкивающее устройства, а остальные относили к вспомогательным или вообще не брали в расчет в случае выполнения операций по подаче нового и уборке отработанного стаканов вручную [20]. При такой иерархической структуре построе-

ния систем быстрой смены погружных стаканов вспомогательные операции по длительности в несколько раз превышают основные, в связи с чем увеличивается промежуток времени, в течение которого в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ нарушена стабильность организации потоков стали и, как сказано выше, ухудшаются условия формирования отливаемой заготовки.

С целью заметного сокращения продолжительности нахождения в полости кристаллизатора двух погружных стаканов в процессе их смены, предлагается объединить в единую систему разливочное устройство промежуточного ковша и специальный манипулятор в такой комбинации, при которой бы исключались операции, связанные с перемещениями силового гидроцилиндра для перевода его из рабочей позиции в парковочную и последующим возвратом на линию досылания сменного погружного стакана, а также обеспечивалось механизированное выполнение в автоматическом режиме подачи резервного и уборки отработанного огнеупорных элементов, защищающих сталь от вторичного окисления.

Указанные условия функционирования элементов предлагаемой системы можно обеспечить, если сило-

вой гидроцилиндр будет размещаться не на разливочном устройстве, а на манипуляторе, который в свою очередь необходимо укомплектовать дополнительным схватом для удержания отработанного погружного стакана и сообщения ему заданной траектории движения в пространстве при механизированной уборке из полости кристаллизатора [21].

Усовершенствованный манипулятор включает следующие механизмы: подачи сменного стакана к разливочному устройству промежуточного ковша; уборки отработанного стакана из полости кристаллизатора; управления положением базы, используемые соответственно при настройке координат x , y , z .

Выводы. Результаты выполненных модельных исследований позволили обосновать новый подход к созданию системы быстрой смены погружных стаканов для серийной разливки стали на слябовой МНЛЗ, использование которой позволит сократить в 2 раза общую продолжительность комплекса выполняемых операций и за счет этого уменьшить промежуток времени, в течение которого формирование корочки заготовки протекает в неблагоприятных гидродинамических условиях. В результате повысится выход годной заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Куклев А.В., Лейтес А.В. Практика непрерывной разливки стали. – М.: Metallurgizdat, 2011. – 432 с.
2. Управление качеством непрерывнолитых заготовок / Д.Х. Десятков, О.С. Логунова, В.Д. Тутарова, И.М. Ячиков. – Магнитогорск: МГТУ, 2006. – 367 с.
3. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
4. Смирнов А.Н., Глазков А.Я., Пилюшенко В.Л. Теория и практика непрерывного литья заготовок. – Донецк: ДонГТУ, 2000. – 364 с.
5. Лякишев Н.П., Шалимов А.Г. Развитие технологии непрерывной разливки стали. – М.: ЭЛИЗ, 2002. – 208 с.
6. Bast J., Gorbatyuk S.M., Kryukov I.Yu. Horizontal HCC-12000 unit for the continuous casting of semifinished products // Metallurgist. 2011. No. 55 (1–2). P. 116–118.
7. Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Верзилов А.П., Максаев Е.Н. Зарастание погружных стаканов слябовой МНЛЗ // Сталь. 2014. № 11. С. 14–18.
8. Zakharov A.N., Gorbatyuk S.M., Borisevich V.G. Modernizing a press for making refractories // Metallurgist. 2008. No. 52 (7–8). P. 420–423.
9. Горнаков А.И. Моделирование процесса движения жидкого металла в кристаллизаторе установки непрерывного литья стали: Дис. ... канд. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре: Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, 2013. – 128 с.
10. Гущин В.Н. Разработка способов технологического воздействия на формирование непрерывнолитых заготовок и слитков и оборудования для их реализации с целью повышения качества металла: Дис. ... док. техн. наук. – Нижний Новгород: Нижегородский государственный технический университет им. П.Е. Алексеева, 2011. – 356 с.
11. Коллберг С.Г., Хакль Х.Р., Лехман А.Ф., Эрикссон Я.Э. Традиционная разливка слябов с применением электромагнитных систем // Сталь. 2007. № 5. С. 53–61.
12. Вдовин К.Н., Точилкин В.В., Ячиков И.М. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского государственного технического университета, 2014. – 348 с.
13. Ерошкин С.Б., Бобылев Г.С., Попович В.Н. и др. Опыт применения погружных стаканов фирмы «Foseco GmbH» на слябовой МНЛЗ ОАО «Северсталь» // Сталь. 2007. № 5. С. 61–66.
14. Еронько С.П., Быковских С.В., Ошовская Е.В. Расчет и конструирование оборудования для внепечной обработки и разливки стали. – Киев: Техніка, 2007. – 344 с.
15. Герасименко В.Г., Чайка Д.В. Физическое моделирование гидродинамики непрерывной разливки // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. № 7. С. 264–265.
16. Bast J., Gorbatyuk S.M., Kryukov I.Yu. Study of the temperature fields in the mold of a horizontal continuous caster. Metallurgist. 2011. No. 55 (3–4). P. 163–166.
17. Еронько С.П., Ткачев М.Ю., Ошовская Е.В. Гидравлическое моделирование процесса смены погружных стаканов на слябовых МНЛЗ // Электрометаллургия. 2016. № 10. С. 15–22.
18. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
19. Цаплин А.И., Никулин И.Л. Моделирование теплофизических процессов и объектов в металлургии. – Пермь: Изд-во Пермского государственного технического университета, 2011. – 299 с.
20. Провоторов Д.А. Системы автоматической замены стаканов-коллекторов на установках непрерывного литья заготовок // Матер. Междунар. конф. «Автоматизация: проблемы, идеи, решения». – Тула: Изд-во ТулГУ, 2006. С. 138–141.
21. Еронько С.П., Ошовская Е.В., Ткачев М.Ю. Исследование и совершенствование системы быстрой смены погружных стаканов промежуточного ковша слябовой МНЛЗ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 1. С. 49–56.

Поступила 3 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 520–526.

MODEL STUDIES OF HYDRODYNAMIC CHANGES OF STEEL FLOWS IN MOLD OF SLAB CCM DURING SUBMERGED NOZZLES REPLACEMENT

S.P. Eron'ko¹, V.I. Zolotukhin^{2,3}, M.Yu. Tkachev¹, D.A. Provotorov^{2,3}, E.V. Oshovskaya¹

¹ Donetsk National Technical University, Donetsk, Ukraine

² Tula State University, Tula, Russia

³ Scientific Industrial Enterprise "Vulkan-TM", Tula, Russia

Abstract. The analysis results of trends and modern techniques of research in the field of steel continuous casting are highlighted which are aimed at finding and eliminating of factors that have a negative impact on the

surface quality of continuous cast billets. It is shown that the existing concept of creating quick change systems of submerged nozzles, which are used on the slab CCM, leads to the formation at the each stream of machine during serial casting of 20 heates of substandard portion of the billet with 30–40 m of length, formed as a result of unstable hydrodynamic conditions in the mold. The research results are given for the physical model of changes of trajectory and speed of the metal flows into the CCM mold, which are related with submerged nozzles replacement in the process of serial casting of steel. Recommendations to reduce duration of the negative impact of this factor on the con-

ditions of cast billet formation are offered. Using control-measuring system with strain gauge transducer, it was found that the fluid flows velocity difference at the opposite narrow walls of the mold model, causing a violation of the thermal conditions of crust formation of continuous casting billet, in the case of once-through submerged nozzles can reach 2.0 – 2.3 and for non-pressure hollow-bottom nozzles with two lateral holes separated by divider – 1.2 – 4.0. Information about the trajectory symmetry breaking of circulation circuits of melt flows in the mold, caused by conducting of operation of outworn submerged nozzle replacing, also was obtained using high speed video materials. During the research the visualization of water flows trajectories, which simulated the molten steel in the mold model, was provided by introduction of air through a channel of model of stopper-monoblock of the tundish, so that the input of argon during casting was simulated. The obtained information allowed to develop a new principle of construction of system of submerged nozzles quick change which consists the combined and parallel implementation of individual stages of refractories replacement by its structural elements (manipulator, teeming and pushing devices). It allowed to reduce the time required to replace a outworn submerged nozzle and to increase the yield during the production of slab billets on CCM.

Keywords: continuous casting, submerged nozzle, mold, physical model, metal flows, duration of the nozzle replacing, manipulation system.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-520-526

REFERENCES

- Kuklev A.V., Leites A.V. *Praktika nepreryvnoi razlivki stali* [Practice of steel continuous casting]. Moscow: Metallurgizdat, 2011, 432 p. (In Russ.).
- Devyatov D.Kh., Logunova O.S., Tutarova V.D., Yachikov I.M. *Upravlenie kachestvom nepreryvnolitykh zagotovok* [Quality management of continuous cast billets]. Magnitogorsk: MGTU, 2006, 367 p. (In Russ.).
- Efimov V.A., El'darkhanov A.S. *Tekhnologii sovremennoi metallurgii* [Technologies of modern metallurgy]. Moscow: Novye tekhnologii, 2004, 784 p. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Glazkov A.Ya., Pilyushenko V.L. *Teoriya i praktika nepreryvnogo lit'ya zagotovok* [Theory and practice of continuous casting]. Donetsk: DonGTU, 2000, 364 p. (In Russ.).
- Lyakishev N.P., Shalimov A.G. *Razvitie tekhnologii nepreryvnoi razlivki stali* [Development of steel continuous casting technology]. Moscow: ELIZ, 2002, 208 p. (In Russ.).
- Bast J., Gorbatyuk S.M., Kryukov I.Yu. Horizontal HCC-12000 unit for the continuous casting of semifinished products. *Metallurgist*. 2011, no. 55 (1-2), pp. 116–118.
- Smirnov A.N., Efimova V.G., Verzilov A.P., Maksaev E.N. Clogging of submersible nozzles in continuous slab-casting machines. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 11, pp. 833–837.
- Zakharov A.N., Gorbatyuk S.M., Borisevich V.G. Modernizing a press for making refractories. *Metallurgist*. 2008, no. 52 (7-8), pp. 420–423.
- Gornakov A.I. *Modelirovanie protsessa dvizheniya zhidkogo metalla v kristallizatore ustanovki nepreryvnogo lit'ya stali: Dis. ... kand. tekhn. nauk* [Simulation of movement process of the liquid metal in the CCM mold: Cand. Tech. Sci. Diss.]. Komsomolsk-on-Amur: Institut mashinovedeniya i metallurgii DVO RAN, 2013, 128 p. (In Russ.).
- Gushchin V.N. *Razrabotka sposobov tekhnologicheskogo vozdeystviya na formirovanie nepreryvnolitykh zagotovok i slitkov i oborudovaniya dlya ikh realizatsii s tsel'yu povysheniya kachestva metalla: Dis. ... dok. tekhn. nauk* [Development of methods of technological influence on the formation of continuously cast billets and ingots and equipment for its implementation in order to improve the quality of metal: Dr. Tech. Sci. Diss.]. Nizhny Novgorod: NGTU im. R.E. Alekseeva, 2011, 356 p. (In Russ.).
- Kollberg S.G., Khakl' Kh.R., Lekhman A.F., Erikson Ya.E. Traditional slabs casting using electromagnetic systems. *Stal'*. 2007, no. 5, pp. 53–61. (In Russ.).
- Vdovin K.N., Tochilkin V.V., Yachikov I.M. *Nepreryvnaya razlivka stali. Gidromekhanika mashin nepreryvnogo lit'ya zagotovok* [Continuous casting. Hydromechanics of continuous casting machines]. Magnitogorsk: MGTU, 2014, 348 p. (In Russ.).
- Eroshkin S.B., Bobylev G.S., Popovich V.N., Raiko V.A., Nitsl' G., Devis D. Application experience of submerged nozzles of "Foseco GmbH" company on the slab CCM of JSC "Severstal". *Stal'*. 2007, no. 5, pp. 61–66. (In Russ.).
- Eron'ko S.P., Bykovskikh S.V., Oshovskaya E.V. *Raschet i konstruirovaniye oborudovaniya dlya vnephechnoi obrabotki i razlivki stali* [Calculation and design of equipment for secondary metallurgy and casting]. Kiev: Tekhnika, 2007, 344 p. (In Russ.).
- Gerasimenko V.G., Chaika D.V. Physical modeling of hydrodynamics of continuous casting. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2010, no. 7, pp. 264–265. (In Russ.).
- Bast J., Gorbatyuk S.M., Kryukov I.Yu. Study of the temperature fields in the mold of a horizontal continuous caster. *Metallurgist*. 2011, no. 55 (3-4), pp. 163–166.
- Eron'ko S.P., Tkachev M.Yu., Oshovskaya E.V. Hydraulic modeling of replacing process of the submerged nozzles on slab CCM. *Elektrometallurgiya*. 2016, no. 10, pp. 15–22. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Kuberskii S.V., Shtepan E.V. *Nepreryvnaya razlivka stali* [Continuous casting of steel]. Donetsk: DonNTU, 2011, 482 p. (In Russ.).
- Tsaplin A.I., Nikulin I.L. *Modelirovanie teplofizicheskikh protsessov i ob'ektov v metallurgii* [Simulation of thermophysical processes and objects in metallurgy]. Perm: PGTU, 2011, 299 p. (In Russ.).
- Provotorov D.A. Systems of automatic nozzles-collectors changing on CCM. In: *Mater. mezhdunar. konf. "Avtomatizatsiya: problemy, idei, resheniya"* [Papers of Int. Conf. "Automation: problems, ideas, decisions"]. Tula: Izd-vo TulGU, 2006, pp. 138–141. (In Russ.).
- Eron'ko S.P., Oshovskaya E.V., Tkachev M.Yu. Investigation and improvement of the rapid change system of submerged nozzle of slab CCM tundish. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 1, pp. 49–56. (In Russ.).

Information about the authors:

S.P. Eron'ko, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants" (ersp@meta.ua)

V.I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Welding, Casting and Technology of Structure Materials", General Director (info@vulkantm.com)

M.Yu. Tkachev, Assistant of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants"

D.A. Provotorov, Cand. Eng., Engineer of the Chair "Technological systems of the food, printing and packaging industries"

E.V. Oshovskaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants"

Received April 3, 2017

УДК 669.15-198

ТЕХНОЛОГИЯ СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ ЧАСТЬ II. СИНТЕЗ НИТРИДА ФЕРРОСИЛИЦИЯ И БОРИДА ФЕРРОТИТАНА

*Зиятдинов М.Х.*¹, *д.т.н., старший научный сотрудник* (ziatdinov@mail.ru)

*Шатохин И.М.*², *д.т.н., генеральный директор* (mail@ntpf-etalon.ru)

Леонтьев Л.И.^{3,4,5}, *академик РАН, советник, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник*
(lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

¹ **Национальный исследовательский Томский государственный университет**
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

² **ООО «НТПФ «Эталон»**

(455030, Россия, Магнитогорск, Западное шоссе, 15)

³ **Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН**
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

⁴ **Президиум РАН**

(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

⁵ **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Показано, что закономерности горения ферросилиция в азоте во многом схожи с горением металлического кремния. С увеличением в исходном ферросилиции концентрации кремния повышается интенсивность его взаимодействия с азотом, что проявляется в значительном росте скорости горения. Концентрация азота в продуктах горения при этом увеличивается. Во всем исследованном диапазоне изменения исходных параметров (давление азота, дисперсность порошка, состав шихты) основной фазой в продуктах горения является β - Si_3N_4 . Заметных количеств α - Si_3N_4 не обнаруживается. Для практического применения оптимальным является использование ферросилиция марок ФС75 и ФС90 для производства огнеупорных материалов, а для получения легирующих композиций стали – наиболее чистые по примесям марки сплава ФС65 и ФС75. Введение в систему Ti–B ($T_{\text{ал}} = 3190$ К) железа значительно сужает концентрационные пределы горения. Смесь со сплавом с 16,9 % В горит в узком диапазоне концентраций Ti:В, близком 0,86. При горении смеси (Fe–B) + Ti повышение начальной температуры значительно расширяет концентрационные пределы синтеза. Во всех случаях повышение исходной температуры приводит к значительному увеличению скорости горения. Разогрев до $T_0 \geq 300$ °С позволяет вовлечь в СВС процесс смеси с более крупными порошками титана ($r_{\text{ср.Тi}} \geq 0,4$ мм). Синтез реализуется в широком интервале изменения соотношения В:Ti. Горением таких смесей возможно получение сплава с 6 – 14 % В и 30 – 60 % Ti. Создано специализированное промышленное оборудование – ряд СВС реакторов с рабочим объемом 0,06, 0,15 и 0,3 м³ для серийного производства продукции на основе тугоплавких неорганических соединений для металлургии. Освоено промышленное СВС производство композиционных материалов на основе бескислородных соединений.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиционные ферросплавы, азотсодержащие лигатуры, нитриды, бориды, фильтрационное горение, безгазовое горение, термическое сопряжение, азотированный феррованадий, азотированный ферросилиций, азотированный феррохром.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-527-535

Синтез нитрида ферросилиция. В 1970-е годы металлургами стал использоваться новый огнеупорный материал – нитрид ферросилиция (Si_3N_4 –Fe) [1]. Сырьем для его производства служил порошок (Fe–Si), который азотировался в высокотемпературной печи сопротивления. Основным компонентом сплава был нитрид кремния Si_3N_4 , концентрация которого составляла 70 – 80 %. До этого нитрид кремния применялся исключительно как керамический материал [2 – 4]. Новый материал был разработан для применения в составе неформованных огнеупорных смесей в качестве упрочняющей добавки [5 – 8]. Позже нитрид ферросилиция был взят на вооружение сталеплавильщиками. Основным достоинством новой продукции было вы-

сокое содержание азота (25 – 30 %), что обеспечивало значительное сокращение расхода легирующего материала [9].

При синтезе нитридов температура процесса меньше расчетной вследствие неполноты превращения во время горения. Она возникает в результате плавления компонентов шихты и потери проницаемости или вследствие низкой температуры диссоциации нитрида. Оба эти явления проявляются при азотировании кремния [10 – 13]. Адиабатическая температура горения (Fe–Si) в азоте ниже, чем температура горения кремния вследствие наличия в нем железа. Причиной меньшего тепловыделения является и то, что железо и кремний связаны в термически устойчивые силициды. Адиабатическая температура горения кремния в азоте выше, чем температура горения железа в азоте, что обуславливает возможность синтеза нитрида кремния в азоте.

тическая температура горения высока для сплавов с различным содержанием кремния (табл. 1). Следовательно, имеются реальные предпосылки для успешного осуществления СВ-синтеза в системе (Fe–Si)–N₂.

Для азотирования использовалась циклонная пыль ферросилиция ФС90 (89,9 % Si), ФС75 (79,4 % Si), ФС65 (68,1 % Si) и ФС45 (48,25 % Si) марок ПУД-75, ПУД-65 и ПУД-45 (ТУ 14-142-15-2004, «Продукт улавливания от дробления и фракционирования ферросилиция»). Циклонная пыль представляет собой пылевидные фракции порошка ферросилиция, образующиеся при его дроблении и фракционировании и накапливающиеся в системе пылеулавливания [14]. Закономерности горения (Fe–Si) в азоте оказались во многом схожими с горением металлического кремния. Температура плавления сплавов системы Fe–Si ниже, чем температура плавления кремния. В сплавах с 40–80 % Si жидкая фаза появляется уже при температуре свыше 1210 °С [15]. Поэтому процессы, связанные с плавлением исходного материала при горении (Fe–Si), проявляются более ярко.

На рис. 1 представлены зависимости, иллюстрирующие влияние концентрации кремния в ферросилиции на скорость горения, степень азотирования сплава и максимальную температуру, развивающуюся в волне реакции. Данные получены в лабораторных условиях на порошках с размером частиц менее 0,08 мм. С увеличением в исходном сплаве кремния повышается интенсивность его взаимодействия с азотом, что проявляется в росте скорости и температуры горения. Концентрация

Т а б л и ц а 1

Адиабатическая температура горения ферросилиция в азоте

Table 1. Adiabatic temperature in Si–Fe–N system

Содержание Si в ферросилиции, %	Содержание Si ₃ N ₄ в продукте, %	T _{ад} , °С
0	0	25
7,3	11,6	755
13,0	20,0	1275
16,7	25,1	1535
26,0	37,2	1535
37,5	50,0	2727
45,0	57,7	3080
58,3	70,0	3645
65,0	75,6	3790
70,6	80,0	3900
75,0	83,3	3930
84,4	90,0	3985
90,0	93,7	4000
100,0	100,0	4025

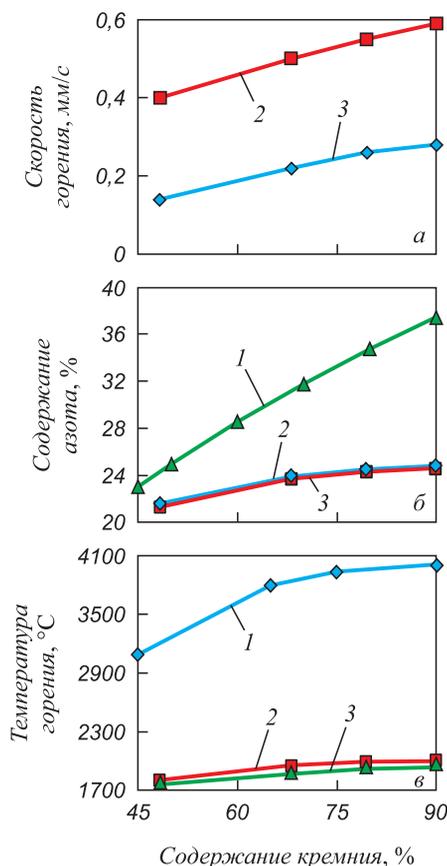


Рис. 1. Влияние концентрации кремния в ферросилиции на скорость горения (а); содержание азота (б); температуру горения (в): 1 – расчет; 2 – 12 МПа; 3 – 3 МПа

Fig. 1. Burning velocity (a), nitrogen content in product (b), and combustion temperature (c) – all as a function of Si content in ferrosilicon: (1) calculated and measured at P (N₂) = 12 (2) and 3 MPa (3)

азота в продуктах горения при этом также увеличивается.

Исследования микроструктуры сгоревших образцов подтвердили, что в волне горения происходит коагуляция расплавленных частиц ферросилиция. Реакционная поверхность в результате этого уменьшается, что приводит к неполному превращению кремния в нитрид. Активному плавлению исходных частиц способствует высокая температура, развивающаяся в волне горения. Рентгенофазовый анализ продуктов горения ферросилиция в азоте показал, что во всем исследованном диапазоне изменения исходных параметров основной фазой в них является β-Si₃N₄. Заметных количеств α-Si₃N₄ не обнаруживается, в то время как при печном синтезе образуется смесь этих фаз [16]. Связано это с тем, что α-Si₃N₄ устойчив лишь до ~1400 °С и при более высокой температуре он необратимо переходит в β-модификацию [17, 18]. Температура горения ферросилиция в азоте более 1750 °С, поэтому образование α-Si₃N₄ становится маловероятным. На фазовый состав продуктов азотирования ферросилиция наибольшее влияние оказывает степень превращения Si → Si₃N₄.

При максимальной глубине превращения продукт является двухфазным ($\beta\text{-Si}_3\text{N}_4 + \text{Fe}$). Непрореагировавший кремний проявляется в виде силицидов железа, при этом объемная доля нитрида превышает 90 %. Связано это с высокой концентрацией кремния в исходном ферросилиции и большой разницей в плотностях Si_3N_4 и Fe. Энергодисперсионный анализ, осуществленный с помощью растрового электронного микроскопа, показал, что железо распределено по объему в виде отдельных островков размером до ~200 мкм. Образование таких металлических включений происходит вследствие слияния расплава железа и его силицидов, выделяющихся при образовании нитрида при горении. Такие железосодержащие образования равномерно распределены по объему продуктов горения. На рис. 2 показана микроструктура нитрида ферросилиция, а в табл. 2 – результаты микроанализа.

Таким образом, металлургический вариант СВС метода позволяет синтезировать материал на основе Si_3N_4 с использованием в качестве сырья ферросилиция. Основу такого материала составляет термостабильный $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Такая форма нитрида наиболее эффективна для применения в неформованных огнеупорных массах и в качестве компонента легирующих материалов. Для практического применения оптимальным является использование сплавов ФС75 и ФС90 для производства продукции для огнеупоров, а для легирования стали – наиболее чистые по примесям марки сплава ФС65 и ФС75 [19 – 21].

СВ-синтез боридов ферротитана. Микролегирование бором осуществляют для улучшения прокаливаемости термически обрабатываемых сталей и повышения их прочностных и пластических характеристик при контролируемой прокатке или после термической обработки [22, 23]. Основным легирующим материалом, используемым для введения бора в сталь, является ферробор. К достоинству ферробора следует отнести его относительную дешевизну при высокой концентрации бора в сплаве. Перспективным направлением выплавки борсодержащей стали является обработка ее комплексными лигатурами. В их состав, наряду с бором, входят элементы с сильным сродством к кислороду и азоту. В качестве нейтрализатора кислорода обычно используют алюминий, а азота – титан. Решить пробле-

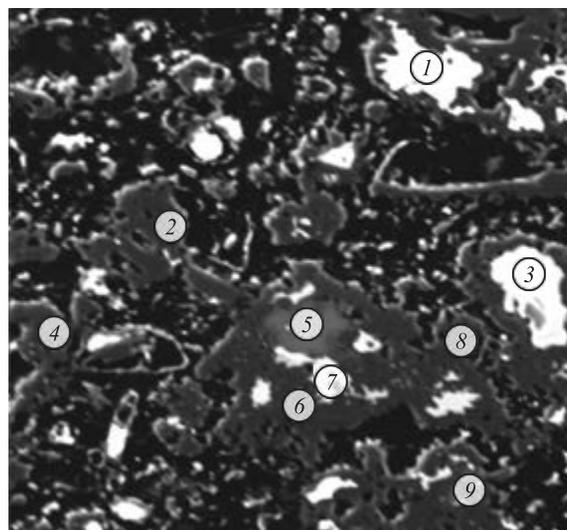


Рис. 2. Микроструктура и микроанализ СВС-нитрида ферросилиция

Fig. 2. Ferrosilicon nitride derived from FeSi75: SEM image (a) and elemental maps for Fe (б) and Si (в)

му создания таких лигатур позволяет технология СВС. Сплав необходимого состава можно синтезировать горением смесей порошков, содержащих бор, титан, алюминий и другие компоненты. Некоторые аспекты такого синтеза в режиме безгазового варианта металлургического СВС-процесса рассматриваются на примере горения смесей ферробор–титан. Продукты их синтеза представляют собой композиции на основе боридов титана.

Горение в системе (Fe–B)–Ti исследовалось с использованием стандартных сплавов ферробора. Применялись порошки титана различной дисперсности (табл. 3). Промышленные сорта ферробора были выплавлены электропечным алюминотермическим способом на Ключевском заводе ферросплавов (табл. 4). Исходные сплавы после измельчения на щековой и конусно-инерционной дробилках и помола на вибрационной мельнице были рассеяны с выделением целевых фракций. Порошки были использованы для проведения экспериментов и наработки опытно-промышленных партий сплавов для микролегирования стали бором и титаном взамен ферробора и ферротитана.

Таблица 2

Результаты микроанализа нитрида ферросилиция (рис. 2)

Table 2. Microanalysis of ferrosilicon nitride (Fig. 2)

Номер точки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Si	27,9	49,1	23,2	52,4	87,5	50,3	46,4	50,9	82,1
Fe	65,7	0,3	70,7	0,4	0,3	0,2	44,5	0,4	0,2
N	6,4	50,6	6,1	47,2	12,1	49,5	9,1	48,6	17,6
Фазы	Fe–Si, Si_3N_4	Si_3N_4	Fe–Si, Si_3N_4	Si_3N_4	Si, Si_3N_4	Si_3N_4	Fe–Si, Si_3N_4	Si_3N_4	Si, Si_3N_4

Гранулометрический состав порошка титана

Table 3. Particle size of used titanium powder

Марка титана	ПТХ1	ПТХ2	ПТХ3	ПТХ4	ПТХ5	ПТХ6	ПТХ7	ПТХ7М
Фракция, мм	1 – 3	0,63 – 1	0,18 – 1	0,18 – 0,63	0,08 – 0,45	0 – 0,18	0 – 0,08	0 – 0,05

Таблица 4

Состав промышленного ферробора

Table 4. Composition of industrial ferroboron

Марка ферробора	Химический состав						
	B	Si	Al	C	S	P	Fe
ФБ20	21,7	0,14	1,98	0,04	0,005	0,020	Основа
ФБ12	16,9	1,29	2,82	0,13	0,005	0,036	Основа

тана. При исследовании закономерностей горения смесей с промышленными сплавами основное внимание уделялось определению возможности получения лигатур различного состава. Синтез горением в двойной системе Ti–B ($T_{ад} = 3190$ К) возможен в интервале от (Ti + 0,4В) до (Ti + 5,65В) или ~8,3 – 56,0 % В (по массе). Введение в систему железа значительно сужает концентрационные пределы горения (рис. 3). Смесью со сплавом с 16,9 % В горит в узком диапазоне концентраций Ti/B, близком 0,86. Дальнейшие исследования проводились со сплавом с 21,7 % В. При горении смеси (Fe–В) + Ti повышение ее T_0 значительно расширяет концентрационные пределы синтеза. Становится возможным получение новых композиций материалов при различном соотношении титана и бора и использование в качестве сырья более крупных порошков титана и ферробора. Такие порошки более экономичны и безопасны. Во всех случаях повышение исходной

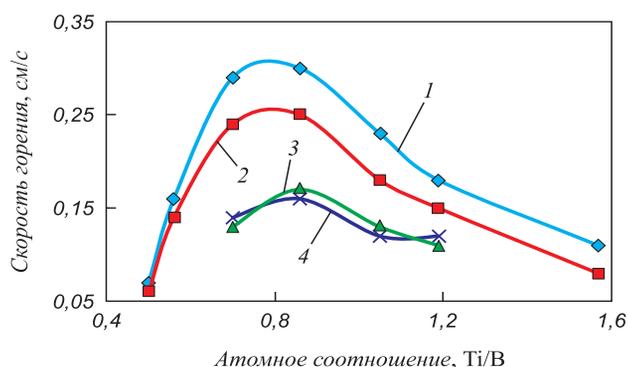


Рис. 3. Влияние соотношения компонентов на скорость горения смесей со сплавом ФБ20, $T_0 = 20$ °С: 1 – ПТХ7М; 2 – ПТХ7; 3 – ПТХ6; 4 – ПТХ5

Fig. 3. Burning velocity as a function of Ti/B ratio for FB20 mixtures with Ti powders of different particle size, $T_0 = 20$ °С: 1 – PTKh7M; 2 – PTKh7; 3 – PTKh6; 4 – PTKh5

температуры приводит к значительному увеличению скорости горения. Сравнительно небольшой разогрев ($T_0 \geq 300$ °С) позволяет вовлечь в СВС процесс смеси с более крупными порошками титана ($r_{cp,Ti} \geq 0,4$ мм).

Вид зависимости скорости горения смеси титана с ферробором ФБ20 от дисперсности качественно меняется при предварительном ее нагреве (рис. 4). Наряду со значительным расширением пределов горения по дисперсности порошка титана, обращает на себя внимание довольно необычный вид зависимости скорости горения смеси (Fe–В) + Ti от размеров частиц. В области минимальных размеров частиц (0,025 – 0,04 мм) их укрупнение приводит к заметному снижению скорости горения. При росте размеров частиц титана до $r_{cp,Ti} = 0,265$ мм скорость горения увеличивается. Далее, вплоть до $r_{cp,Ti} = 2$ мм, скорость горения вновь снижается. Образование расплава в зоне горения ускоряет процесс смешения компонентов, приводя к росту скорости тепловыделения, что, в конечном счете, проявляется в увеличении скорости горения.

Для промышленного производства в качестве источника бора целесообразно использование ферробора с максимальным его содержанием. Синтез реализуется в широком интервале изменения соотношения В:Ti. Горением таких смесей возможно получение сплава

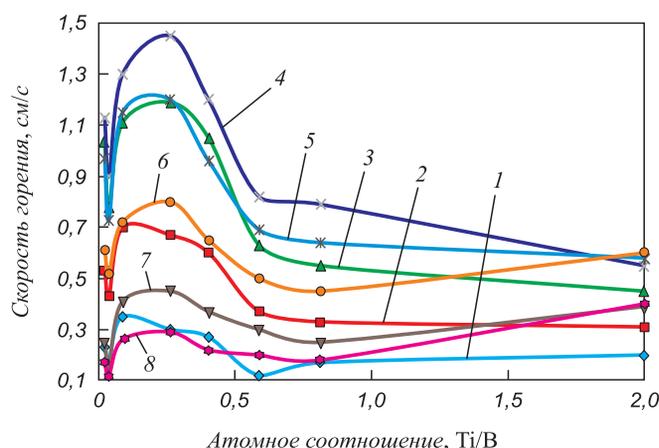


Рис. 4. Влияние дисперсности порошка Ti на скорость горения смеси с ферробором при $T_0 = 500$ °С и $Ti/B_{ат.}$: 1 – 0,35; 2 – 0,45; 3 – 0,70; 4 – 0,86; 5 – 1,05; 6 – 1,57; 7 – 2,44; 8 – 2,78

Fig. 4. Burning velocity of FB20–Ti mixtures vs. mean particle size of Ti particles $T_0 = 500$ °С, Ti/B: 1 – 0.35; 2 – 0.45; 3 – 0.70; 4 – 0.86; 5 – 1.05; 6 – 1.57; 7 – 2.44; 8 – 2.78

с 6 – 14 % В и 30 – 60 % Тi [24, 25]. Результаты исследований, проведенных в лабораторных условиях, показали, что управление процессом горения при СВ-синтезе возможно путем выбора следующих параметров: состав исходной шихты; соотношение в ней ингредиентов; дисперсность порошка исходных материалов; пористость исходной шихты; давление азота и/или инертного газа; начальная температура (табл. 5).

Результаты лабораторных исследований были использованы для создания промышленной СВС технологии производства материалов на основе бескислородных соединений для металлургии. Технологический процесс включает стадии подготовки экзотермической шихты, синтеза горением композиционных сплавов и переработки продуктов синтеза. Синтез горением осуществляют в промышленных реакторах вертикального типа с рабочим объемом 0,15 м³ (рис. 5). Цех Научно-технической производственной фирмы (НТПФ) «Эталон» по производству СВС материалов для металлургии включает участки по дроблению и тонкому помолу, сушке и загрузке тиглей, синтезу, диспетчерской с центральным пультом управления, лаборатории входного контроля сырья и анализа продукции, склада исходных материалов и готовых продуктов. На участке синтеза расположены 40 реакторов СВС, общая площадь цеха составляет ~3000 м². Цех СВС имеет возможность производить до 10 т продукции в сутки. Промышленное использование СВС технологии в ме-

таллургии в настоящее время полностью вытеснило вакуумтермическую технологию производства азотированных лигатур. Производственная программа нового цеха включает выпуск специализированных составов композиционных легирующих материалов для выплавки стали и огнеупоров (табл. 6).

Примеры промышленных испытаний. Промышленные испытания композиционного легирующего сплава борид ферротитана проводили в условиях ЭСПЦ ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК) при выплавке стали 40Г1Р, используемой для изготовления узлов гусениц тракторов. Для проведения опытных плавов была наработана промышленная партия композиционного легирующего материала. Полученная композиция содержала 59,6 % Ti, 6,4 % В, 10,1 % Al, 1,9 % С, остальное Fe. Легирование бором осуществлялось параллельно в двух ковшах. В первый ковш было задано 25 кг FeВ с 16,3 % В и 200 кг FeTi с 33,1 % Ti из расчета получения 0,03 % Ti и 0,002 % В. Во второй ковш ввели 55 кг новой лигатуры из расчета получения 0,00176 % В и 0,0164 % Ti. В обоих случаях легирующие материалы вводили при выпуске плавки из печи в струю металла, параллельно с раскислением стали алюминием. Химический анализ полученной стали показал, что за счет использования новой лигатуры вдвое повысилось извлечение титана и в 1,4 раза бора, при этом расход легирующего материала снизился примерно вчетверо (табл. 7).

Таблица 5

Параметры регулирования металлургического СВС процесса

Table 5. Parameters of regulating of metallurgical SHS process

Параметры		Шихта				
		(Fe – V) + N ₂	(Fe – Cr)/Cr + N ₂	(Fe – Si)/Si + N ₂	(Fe – B) + (Fe – Ti)/Ti	(Fe – Ti)/Ti + (Fe – Si)/Si
Содержание основного элемента, %		V: 40 – 85	Cr: 60 – 99,9	Si: 45 – 99	B: 17 – 25 Ti: 65 – 99	Ti: 65 – 99 Si: 45 – 99
Соотношение компонентов шихты, %		100 (Fe – V)	100 (Fe – Cr)/Cr	100 (Fe – Si)/Si	40 – 70 (Fe – Ti)/Ti 60 – 30 (Fe – B)	50 – 80 (Fe – Ti)/Ti 50 – 20 FeSi(Si)
Размер частиц, менее, мкм		0,04 – 0,60	0,04 – 0,30	0,04 – 0,20	0,04 – 2,50	0,04 – 5,0
Пористость шихты, %		40 – 60	40 – 55	45 – 75	35 – 55	35 – 55
Давление газа, МПа		N ₂ : 0,1 – 15,0	N ₂ : 0,1 – 15,0	N ₂ : 0,1 – 15,0	Ar: 0,01 – 5,0	Ar: 0,01 – 5,0
Начальная температура шихты, °С		20 – 600	20 – 700	20 – 500	20 – 700	20 – 700
Температура горения, °С		1400 – 1900	1100 – 1450	1700 – 2100	1200 – 1800	1300 – 1700
Скорость горения, см/с		0,1 – 0,5	0,01 – 0,06	0,01 – 0,04	0,3 – 1,3	0,5 – 1,5
Продукты горения		Нитрид феррованадия	Нитрид феррохрома	Нитрид ферросилиция	Борид ферротитана	Ферросиликотитан
Состав продуктов горения	химический	V: 40 – 85 N: 8 – 12	Cr: 60 – 88 N: 8 – 19	Si: 40 – 75 N: 20 – 35	Ti: 50 – 70 B: 5 – 15	Ti: 45 – 75 Si: 15 – 35
	фазовый	VN, V ₃ N, Fe	CrN, Cr ₂ N, (CrFe) ₂ N, Fe	Si ₃ N ₄ , Fe, FeSi	TiB ₂ , TiB, FeTi, Fe	Ti ₅ Si ₃ , Ti ₅ Si ₃ , FeTi, Fe



Рис. 5. Промышленные SHS реакторы НТПФ «Эталон»

Fig. 5. Industrial SHS reactors at NTPF ETALON plant in Magnitogorsk

В настоящее время существует большое количество сталей, в которых титан используется как легирующий элемент, повышающий эксплуатационные свойства металла. Основные из них – это нержавеющие стали, IF-стали, применяемые для изготовления кузовов автомобилей и корпусов бытовой техники и HSLA-стали, используемые главным образом для производства труб и элементов металлоконструкций. Основной труд-

ностью при легировании стали титаном является его высокая активность к кислороду. Решить эту проблему можно заменой ферротитана на комплексные сплавы, содержащие помимо титана другие высокоактивные элементы (кремний, алюминий, кальций и др).

Для проведения промышленных испытаний была наработана опытно-промышленная партия ферросилицида титана с использованием порошков титана и ферросилиция, из которой была выпущена опытная партия порошковой проволоки с наполнителем. Материал представлял собой композит на основе силицида Ti_5Si_3 , связкой для которого служил сплав на основе железа. Разработаны технические условия «Легирующий материал ферросилицид титана», ТУ 0868-032-21600649-2011. Параллельно использовалась обычная порошковая проволока с наполнителем ферротитан марки ФТи70С05 ГОСТ 4761-91. Диаметр порошковой проволоки 14 мм, скорость ввода 180 м/мин. При практически одинаковом содержании титана новый сплав более чист по примесям (табл. 8). Плавки проводились в 370-т кислородных конвертерах в условиях ОАО «ММК» с последующей обработкой на установке ковш-печь и дегазации на установке вакуумирования стали ВЦ-385. Выплавлялась сталь 17Г1С-У, предназначенная для изготовления электросварных труб диаметром 530 – 1220 мм. Сталь

Таблица 6

Производство SHS материалов для металлургии

Table 6. Production of SHS materials for metallurgy

SHS композиция	Потребители	Область применения	Объем производства 2008 – 2017 гг.
Азотированный феррованадий ФЕРВАНИТ®	ЕВРАЗ ЗСМК, ЕВРАЗ НТМК, ПАО «ЧМК», ПАО «МК «АЗОВСТАЛЬ»	Выплавка рельсовой и конструкционной стали ~500 тыс. т (оценка)	Серийное производство ~300 т
Азотированный феррохром ХРОМАНИТ	ОАО «Ижсталь», ОАО «Электросталь», ОАО «ММК», F.W.WinterInc&Co	Выплавка нержавеющей стали, изготовление электродов ~20 тыс. т (оценка)	Серийное производство ~200 т
Азотированный хром /нитрид хрома ХРОМАНИТ	НПО «Сатурн»	Выплавка нержавеющей стали, изготовление электродов	Серийное производство ~300 т
Азотированный ферросилиций НИТРОФЕСИЛ®А	ОАО «ММК», Группа НЛМК	Выплавка трансформаторной стали, 200 тыс. т/год (оценка)	Серийное производство ~300 т
Азотированный ферросилиций НИТРОФЕСИЛ®AL, AT	ОАО «ММК», TRB refractories	Производство леточных и желобных масс, 80 тыс. т/год (оценка)	Серийное производство ~2500 т
Азотированные марганец, ферромарганец и силикомарганец	ПАО «ЧМК», ОАО «ОЭМК»	Выплавка рельсовой и конструкционной стали	Серийное производство
Антиоксиданты	Группа Магнезит, ООО «Огнеупор»	Изготовление углеродистых огнеупоров	Опытно-промышленные партии
Ферросиликотитан, борид ферротитана	ОАО «ММК»	Выплавка конструкционной и трубной стали	Опытно-промышленные партии

Химический состав стали

Table 7. Chemical composition of the steel

Технология выплавки	Массовая доля, %							Степень усвоения, %	
	C	Si	Mn	S	P	Ti	B	Ti	B
Традиционная	0,40	0,22	1,18	0,021	0,016	0,009	0,0013	30	65
Опытная	0,39	0,24	1,15	0,022	0,017	0,010	0,0016	61	91

Химический состав лигатур с титаном

Table 8. Chemical composition of titanium alloying

Легирующий сплав	Содержание элементов, % вес.									Коэффициент заполнения, %
	Ti	Si	Al	C	S	P	N	O	H	
ФТи70С05	70,1	0,4	2,5	0,17	0,019	0,022	0,41	1,36	0,03	69,0
ФСТ70	69,8	14,3	9,8	0,12	0,005	0,008	0,10	0,05	0,005	72,0

разливалась на МНЛЗ в слябы сечением 250×2320 мм. Результаты опытных плавов приведены в табл. 9.

Таким образом, проведенные промышленные плавки показали, что использование для легирования стали ферросиликотитана повышает степень усвоения и уменьшает расход легирующего материала в 1,6 раза.

Выводы. Создана специализированная промышленная СВС технология получения материалов на основе бескислородных соединений для сталеплавильного и доменного производств.

Решена принципиальная задача – впервые создано многотоннажное СВС производство для металлургии.

Разработан новый подход к практической реализации СВС метода и показана возможность применения продуктов синтеза в металлургии путем вовлечения в исследование систем, содержащих ферросплавы. Ме-

таллургический вариант СВС процесса, основанный на использовании в качестве основного сырья различных металлургических сплавов, включая пылевидные отходы производства ферросплавов, значительно расширяет возможности синтеза горением.

Решена проблема микролегирования стали азотом, бором и титаном при выплавке современных высококачественных сталей путем создания нового класса лигатур – композиционных сплавов на основе нитридов, боридов и силицидов титана, ванадия, хрома и других переходных металлов.

Создано специализированное промышленное оборудование – ряд СВС реакторов с рабочим объемом 0,06, 0,15 и 0,3 м³ для серийного производства продукции на основе тугоплавких неорганических соединений для металлургии.

Результаты промышленных испытаний СВС ферросиликотитана

Table 9. Results of industrial testing of SHS ferrosilicotitanium

Количество разлитой стали, т	Марка легирующего сплава	Общий расход, кг	Удельный расход, кг/т	Количество введенного титана, %	Количество титана в слитке, %	Степень усвоения титана, %
351,5	ФТи70С05	200	0,569	0,0398	0,019	37,7
374,2	ФТи70С05	178	0,476	0,0333	0,025	63,1
367,4	ФТи70С05	328	0,893	0,0623	0,019	25,7
374,2	ФТи70С05	198	0,529	0,0370	0,025	56,8
371,1	ФСТ70	120	0,323	0,0226	0,019	66,3
374,7	ФСТ70	118	0,315	0,0220	0,021	77,3
367,4	ФСТ70	123	0,335	0,0234	0,022	76,9

Освоено промышленное СВС производство композиционных материалов на основе бескислородных соединений на производственных площадях НТПФ «Эталон». Мощность нового производства до 5 тыс. т СВС продукции в год.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Pat. 1461119, GB. Int. Cl. C01B21/06. Method for treatment of ferrosilicon nitride // Iwamoto S. Denki Kagaku Kogyo. Publ. 13.01.1977.
- Hampshire S. Silicon nitride ceramics – review of structure, processing and properties. // J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2007. Vol. 24. No. 9. P. 43 – 50.
- Ziegler G., Heinrich J., Wotting G. Review. Relationships between processing, microstructure and properties of dense and reaction-bonded silicon nitride. // J. of Materials Science. 1987. Vol. 22. P. 3041 – 3086.
- Mendez-Martinez J.J., Dominguez-Rodriguez A. Creep of silicon nitride // Progress in material science. 2004. Vol. 49. P. 19 – 107.
- SveinTonseth. Dusty by – product yield hard cash // GEMINI.1998. No. 1. P. 1 – 4.
- Kometani K., Lizuka K., Kaga T. Behavior of ferro-Si₃N₄ in blast furnace tap hole mud // Taikabutsu. 1998. Vol. 50. No. 6. P. 326 – 330.
- Muroi N. New taphole mud for blast furnaces // Taikabutsu. 1999. Vol. 51. No. 4. P. 192 – 196.
- Lopes A.B. The influence of ferro silicon nitride on the performance of the modern taphole mud for blast furnace // Refractories Applications and News. 2002. Vol. 7. No. 5. P. 26 – 30.
- Pant P., Dahlmann P., Schlump W., Stein G. A new nitrogen alloying technique – a way to distinctly improve the properties of austenitic steel // Steel research. 1987. No. 1. P. 18 – 25.
- Мукасян А. С., Мержанов А. Г., Мартыненко В. М. и др. О механизме и закономерностях горения кремния в азоте // Физика горения и взрыва. 1986. № 5. С. 43 – 49.
- Мукасян А.С., Степанов Б.В., Гальченко Ю.А., Боровинская И.П. О механизме структурообразования нитрида кремния при горении кремния в азоте // Физика горения и взрыва. 1990. № 1. С. 45 – 52.
- Hirao K., Miyamoto Y., Koizumi M. Combustion reaction characteristics in the nitridation of the silicon // Adv. Ceram. Mater. 1986. Vol. 2. No. 4. P. 780 – 785.
- Zakorzhevskii V.V., Borovinskaya I.P. Some regularities of α -Si₃N₄ synthesis in a commercial SHS reactor // Int. J. SHS. 2000. Vol. 9. No. 2. P. 171 – 191.
- Павлов С.В., Снитко Ю.П., Плюхин С.Б. Отходы и выбросы при производстве ферросилиция // Электротехнология. 2001. № 4. С. 22 – 28.
- Boyer S.M., Moulson A.J. A mechanism for the nitridation of Fe-contaminated silicon // J. of Materials Science. 1978. Vol. 13. P. 1637 – 1646.
- Vlasova M.V., Lavrenko V.A., Dyubova L.Yu. etc. Nitriding of ferrosilicon powders // J. of Materials Synthesis and Processing. 2001. Vol. 9. No. 3. P. 111 – 117.
- Andrievski R.A. Melting point and dissociation of silicon nitride // Int. J. SHS. 1995. Vol. 4. No. 3. P. 237 – 244.
- Messier D.R., Riley F.L., Brook R.J. The α/β silicon nitride phase transformation // J. of Material Science. 1978. Vol. 13. P. 1199 – 1205.
- Зиатдинов М.Х., Шатохин И.М. Перспективы производства и применения СВС- нитрида ферросилиция // Сталь. 2008. № 1. С. 26 – 31.
- Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Experience in the development, production, and use of self-propagating high-temperature synthesis materials in metallurgy // Metallurgist. 2008. Vol. 52. No. 11–12.
- Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Using ferrosilicon nitride of nitro-fesil grade in gate and spout components // Refractories and Industrial Ceramics 2008. Vol. 49. No. 5. P. 383 – 387.
- Digges T.G., Irish C.R., Carwile N.L. Effect of boron on the hardenability of high-purity alloys and commercial steels // Part of the Journal of Research of the National Bureau of Standards, U.S. Department of Commerce, Research Paper RP 1938. 1948. Vol. 41. P.127 – 143.
- Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
- Pat. 1071968 CN. Pat. 2681877 FR. Int. cl. C22C 1/05, C22C 29/14. Method of making mixturealloy boron // M.Kh. Ziatdinov, Y.M. Maximov, A.G. Merzhanov. Publ. 12.05.1993.
- А. с. 1830393 РФ. МПК C22C 33/00. Способ получения композиционных борсодержащих сплавов для легирования стали // А.В. Тугутов, М.Х. Зиатдинов, Ю.М. Максимов; опубл. 30.07.1993; бюл. изобр. № 28.

Поступила 22 февраля 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 7, pp. 527–535.

SHS TECHNOLOGY OF COMPOSITION FERROALLOYS. PART II. SYNTHESIS OF FERROSILICON NITRIDE AND FERROTITANIUM BORIDE

M.Kh. Ziatdinov¹, I.M. Shatokhin², L.I. Leont'ev^{3, 4, 5}

¹National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

²LLC “NTPF “Etalon”, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

³Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

⁴Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

⁵National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Consistent patterns in the combustion of ferrosilicium in nitrogen are rather similar to those of metal silicon. As the concentration of silicon in initial ferrosilicium is increased, the intensity of its interaction with nitrogen increases as well, resulting in a significant growth of the combustion rate. The concentration of nitrogen in the combustion products here increases as well. In the entire investigated range of

initial parameters (nitrogen pressure, powder fineness, burden mix), the main phase in the combustion products is β -Si₃N₄. No considerable amounts of α -Si₃N₄ have been observed. In practical applications, the use of FS75 and FS90 ferrosilicium is optimal for producing fire-resistant materials, while FS65 and FS75 (being the purest alloy grades) are optimal for obtaining alloying steel compositions. Introducing iron into the (Ti–B) ($T_{ad} = 3190$ K) system significantly narrows down the concentration limits of combustion. ((Fe–B) + Ti) mixture with 16.9 % B alloy burns in a narrow range of Ti:B concentrations close to 0.86. When a ferroboration-titanium mixture burns, an increase in the initial temperature significantly expands the synthesis concentration limits. In all the cases, an increase in the initial temperature leads to a significant increase in the combustion rate. Heating up to $T_0 \geq 300$ °C allows for involving mixtures with more coarse titanium powders ($r_{av, Ti} \geq 0.4$ mm) into the SHS process. The synthesis is implemented in a wide range of B:Ti ratios. By burning such mixtures one can obtain alloys with 6 – 14 % B and 30 – 60 % Ti. Specialized industrial equipment has been built: a series of SHS reactors with the operation

volume of 0.06, 0.15 and 0.3 m³ for the serial production of manufacturing items based on hard-melting inorganic compositions (nitrides, borides, silicides, etc.) for metallurgical applications. Industrial SHS production of composite materials based on oxygenless compositions has been set up.

Keywords: self-propagating high temperature synthesis, composition ferrous alloys, nitrided alloyings, nitrides, borides, filtration combustion, gasless combustion, thermal conjugation, nitrided ferrovandium, nitrided ferrosilicon, nitrided ferrochromium.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-527-535

REFERENCES

- Iwamoto S. Denki Kagaku Kogyo. *Method for Treatment of Ferrosilicon Nitride*. Patent 1461119 GB. Int. Cl. C01B21/06. Publ. 13.01.1977.
- Hampshire S. Silicon nitride ceramics – review of structure, processing and properties. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007, vol. 24, no. 9, pp. 43–50.
- Ziegler G., Heinrich J., Wotting G. Review. Relationships between processing, microstructure and properties of dense and reaction-bonded silicon nitride. *J. of Materials Science*. 1987, vol. 22, pp. 3041–3086.
- Mendez-Martinez J.J., Dominguez-Rodriguez A. Creep of silicon nitride. *Progress in material science*. 2004, vol. 49, pp. 19–107.
- Svein Tonseth. Dusty by – product yield hard cash. *GEMINI*. 1998, no. 1, pp. 1–4.
- Kometani K., Lizuka K., Kaga T. Behavior of ferro-Si₃N₄ in blast furnace tap hole mud. *Taikabutsu*. 1998, vol. 50, no. 6, pp. 326–330.
- Muroi N. New taphole mud for blast furnaces. *Taikabutsu*. 1999, vol. 51, no. 4, pp. 192–196.
- Lopes A.B. The influence of ferro silicon nitride on the performance of the modern taphole mud for blast furnace. *Refractories Applications and News*. 2002, vol. 7, no. 5, pp. 26–30.
- Pant P., Dahlmann P., Schlump W., Stein G. A new nitrogen alloying technique – a way to distinctly improve the properties of austenitic steel. *Steel research*. 1987, no. 1, pp. 18–25.
- Mukas'yan A.S., Martynenko V.M., Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P., Blinov M.Yu. Mechanism and principles of silicon combustion in nitrogen. *Combust. Explos. Shock Waves*. 1986, no. 5, pp. 534–540.
- Mukas'yan A.S., Stepanov B.V., Gal'chenko Yu.A., Borovinskaya I.P. Mechanism of structure formation of silicon nitride with combustion of silicon in nitrogen. *Combust. Explos. Shock Waves*. 1990, no. 1, pp. 39–45.
- Hirao K., Miyamoto Y., Koizumi M. Combustion reaction characteristics in the nitridation of the silicon. *Adv. Ceram. Mater*. 1986, vol. 2, no. 4, pp. 780–785.
- Zakorzhevskii V.V., Borovinskaya I.P. Some regularities of α -Si₃N₄ Synthesis in a commercial SHS reactor. *Int. J. SHS*. 2000, vol. 9, no. 2, pp. 171–191.
- Pavlov S.V., Snitko Yu.P., Plyukhin S.B. Wastes and emissions in production of ferrosilicon. *Elektrometallurgiya*. 2001, no. 4, pp. 22–28. (In Russ.).
- Boyer S.M., Moulson. A J. A mechanism for the nitridation of Fe-contaminated silicon. *J. of Materials Science*. 1978, vol. 13, pp. 1637–1646.
- Vlasova M.V., Lavrenko V.A., Dyubova L.Yu., Gonzalez – Rodriguez, Kakasey M.G. Nitriding of ferrosilicon powders. *J. of Materials Synthesis and Processing*. 2001, vol. 9, no. 3, pp. 111–117.
- Andrievski R.A. Melting point and dissociation of silicon nitride. *Int. J. SHS*. 1995, vol. 4, no. 3, pp. 237–244.
- Messier D.R., Riley F.L., Brook R.J. The α/β silicon nitride phase transformation. *J. of Material Science*. 1978, vol. 13, pp. 1199–1205.
- Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Self-propagating high-temperature synthesis of ferrosilicon nitride. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 1, pp. 39–44.
- Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Experience in the development, production, and use of self-propagating high-temperature synthesis materials in metallurgy. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 11–12.
- Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Using ferrosilicon nitride of nitroferal grade in gate and spout components. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2008, vol. 49, no. 5, pp. 383–387.
- Digges T.G., Irish C.R., Carwile N.L. Effect of boron on the hardenability of high-purity alloys and commercial steels. *Part of the Journal of Research of the National Bureau of Standards, U.S. Department of Commerce, Research Paper RP1938*. 1948, vol. 41, pp. 127–143.
- Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron-bearing steel and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p. (In Russ.).
- Ziatdinov M.Kh., Maximov Y.M., Merzhanov A.G. *Method of making mixture alloy boron*. Pat. 1071968 CN. Pat. 2681877 FR. Int. cl. C22C 1/05, C22C 29/14. Publ. 12.05.1993.
- Tugutov A.V., Ziatdinov M.Kh., Maksimov Yu.M. *Sposob polucheniya kompozitsionnykh borsoderzhashchikh splavov dlya legirovaniya stali* [A method for production of boron-containing composites for steel alloying]. Certificate of authorship RF no. 1 830 393. *Byulleten' izobretenii*. 1993, no. 28. (In Russ.).

Information about the authors:

M.Kh. Ziatdinov, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher
(ziatdinovm@mail.ru)

I.M. Shatokhin, Dr. Sci. (Eng.), General Director
(mail@ntpf-etalon.ru)

L.I. Leont'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher
(lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

Received February 22, 2018

УДК 622.782.42

АНАЛИЗ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА КОЛОСНИКОВ ОБЖИГОВЫХ ТЕЛЕЖЕК ИЗ СТАЛИ 40X24N12СЛ МЕТОДОМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Иванов Д.И.^{1,2}, начальник смены, аспирант (axel-crusader@mail.ru)

Кожухов А.А.², к.т.н., доцент, зав. кафедрой «Металлургия и металловедение им. С.П. Угаровой»

Скляр В.А.², к.т.н., доцент кафедры «Металлургия и металловедение им. С.П. Угаровой»

¹ ОАО «Стойленский ГОК»

(309504, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, Юго-западный промрайон, площадка Фабричная, проезд-4)

² Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова, филиал НИТУ «МИСиС»

(309516, Россия, Белгородская обл., Старый Оскол, микрорайон Макаренко, 42)

Аннотация. Для определения причин снижения эксплуатационного ресурса колосников обжиговых тележек из стали 40X24N12СЛ выполнен сравнительный анализ результатов макроисследований колосников после эксплуатации с результатами моделирования условий их эксплуатации. Моделирование проведено с применением метода конечных элементов, что позволило достичь высокой достоверности полученных результатов. Для этого было задано максимально возможное достоверное количество граничных условий моделирования, полученных как из макроисследований, проведенных ранее, так и из научной литературы. Применение метода конечных элементов позволило определить, что по сечению детали образуется высокий градиент температур с локальными зонами перегрева. Показано, что характер перегрева предскажем и связан с условиями подачи теплоносителя в рабочую зону во время эксплуатации детали. Установлено, что в детали во время эксплуатации локально образуются зоны с большими значениями внутренних напряжений и деформаций. Показана закономерность появления этих зон, сильно зависящая от наличия неоднородностей в структуре детали, а также предположительно связанная с геометрической сложностью отливки. Установлено, что при наличии усадочных раковин все значения напряжений и деформаций резко возрастают, особо высоко растут значения в локальных максимумах. При этом характер распределения локальных зон с высокими значениями напряжений и деформаций при наличии усадочных раковин остается практически неизменным. Анализ характера расположения зон с высокими значениями напряжений и деформаций позволил получить объяснение существующего принципа разрушения колосников трещинообразованием во время эксплуатации. Доказано, что одной из основных причин, вызывающих коробление, растрескивание и изломы колосников обжиговых тележек из стали 40X24N12СЛ является наличие в структуре металла усадочных раковин. В результате моделирования условий эксплуатации описан механизм протекания дефектообразования колосников, полностью совпадающий с результатами макроисследований и наблюдений, полученными во время эксплуатации.

Ключевые слова: коробление, излом, трещина, колосники, сталь, дефекты, трещинообразование, эксплуатационный ресурс, температурный градиент, напряжения, деформации, усадочные пустоты, раковины, моделирование, эксплуатация, метод конечных элементов.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-536-542

На сегодняшний день одной из основных причин, снижающих эксплуатационный ресурс колосников обжиговых тележек отечественного производства из стали 40X24N12СЛ, является коробление, зачастую сопровождающееся трещинообразованием с последующим изломом [1].

В результате появилась необходимость в проведении исследований в данном направлении, суть которых заключалась в сравнении выводов, полученных при помощи математического моделирования условий эксплуатации и макроанализа бывших в эксплуатации колосников, вышедших в брак в течение одного межремонтного периода (12 месяцев) [2]. Моделирование выполнено с применением метода конечных элементов (МКЭ). Выбор МКЭ обусловлен его способностью отобразить полную достоверную картину с возможностью одновременно решать температурную и прочностную задачи, а также с возмож-

ностью разделения результатов на области для более детального анализа.

С целью выявления дефектов колосников, образующихся в процессе литья (пустоты, неоднородности), которые могут увеличить величину внутренних напряжений, были проведены макроисследования всех колосников, отбракованных на протяжении 12 месяцев эксплуатации на обжиговой машине ОК-306. Все исследуемые колосники эксплуатировались при температурах 20 – 1270 °С при постоянных теплосменах. При этом скорость охлаждения детали после зоны обжига может составлять от 230 до 330 °С/мин [3]. Такая скорость охлаждения вызывает большой градиент температур по сечению колосника, что приводит к появлению в нем внутренних напряжений [4] (сам по себе, колосник имеет большую геометрическую сложность, что только усугубляет процесс). Эти внутренние напряжения могут привести к корб-

лению деталей, а в последствии к трещинам и изломам [4 – 8].

В результате проведенного макроанализа было установлено, что 17 % всех колосников, демонтированных с балок, подвержено короблению и 12 % – трещинообразованию и изломам, при этом 3/4 колосников, подверженных трещинообразованию, имели трещины и изломы, проходящие через замковую часть колосника. Коробление и трещинообразование всех колосников протекает по одному механизму. Все коробленные

колосники деформировались по одной схеме – среднюю часть колосника выгибало вверх, по направлению к горелкам (рис. 1, а). Трещинообразование в колосниках протекало по двум основным принципам: трещинообразование, приводящее к излому замковой части (рис. 2, а) и продольное трещинообразование, имевшее распространение только в горизонтальных плоскостях (рис. 3, в).

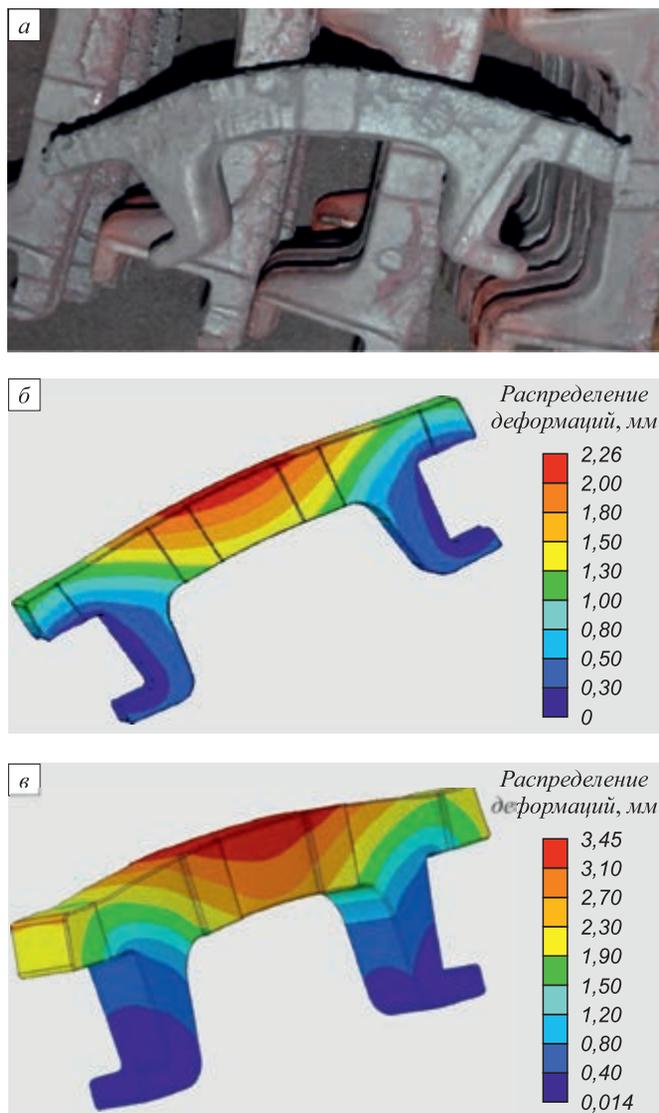


Рис. 1. Механизм коробления колосника: а – коробленный колосник на фоне других колосников, демонтированных с обжиговой тележки после 12 месяцев эксплуатации; б, в – распределение деформаций, возникающих при эксплуатации, по сечению колосников: не имеющих усадочных раковин и с тремя крупными усадочными раковинами соответственно

Fig. 1. The mechanism of buckling deformation of the grate bar: а – buckled grate bar in comparison with other grate bars, dismantled from the pallet car, after 12 months of operation, б and в – distribution of deformation arising upon the operation, along cross section of the grate bars without any cavities and with three large shrinkage cavities respectively

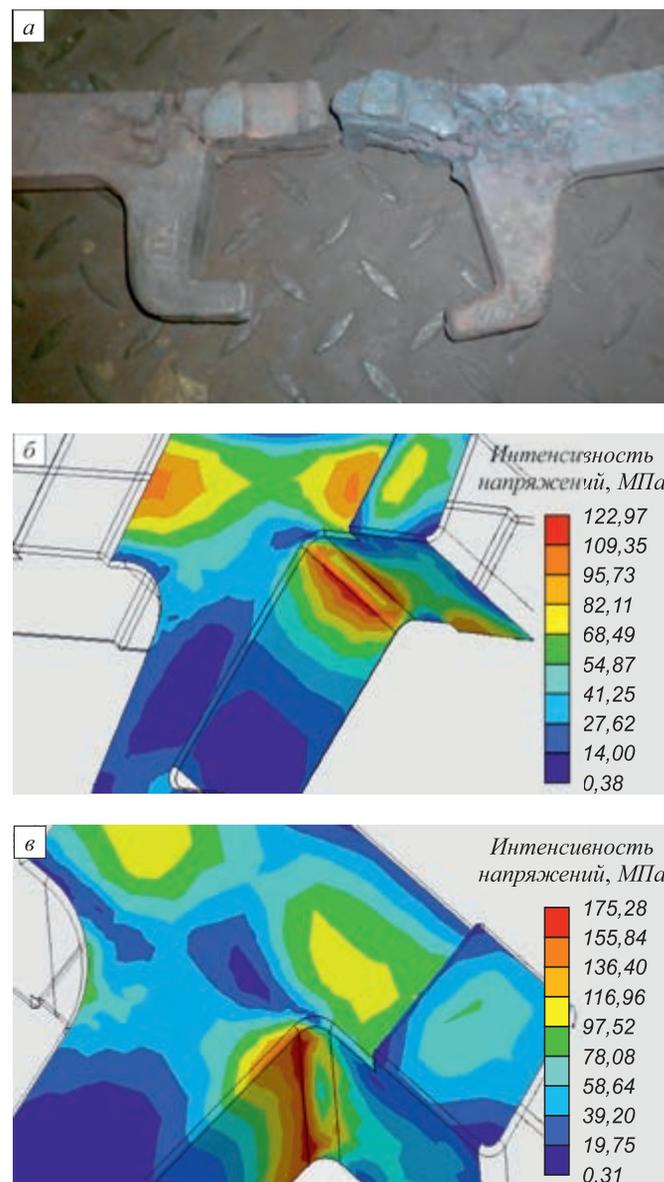


Рис. 2. Механизм излома замковой части колосника: а – демонтированные с балок колосники после 12 месяцев эксплуатации, имеющие изломы замковых частей; б, в – интенсивность напряжений, возникающих при эксплуатации, по сечению колосников: не имеющих усадочных раковин и с тремя крупными усадочными раковинами соответственно

Fig. 2. The mechanism of fracture of crest joint parts of the grate bars: а – the grate bars dismantled from the beams after 12 months of operation having fractures of the crest joint parts, б and в – the stress intensity arising during operation, along the cross section of the grate bars without cavities and with three large shrinkage cavities, respectively

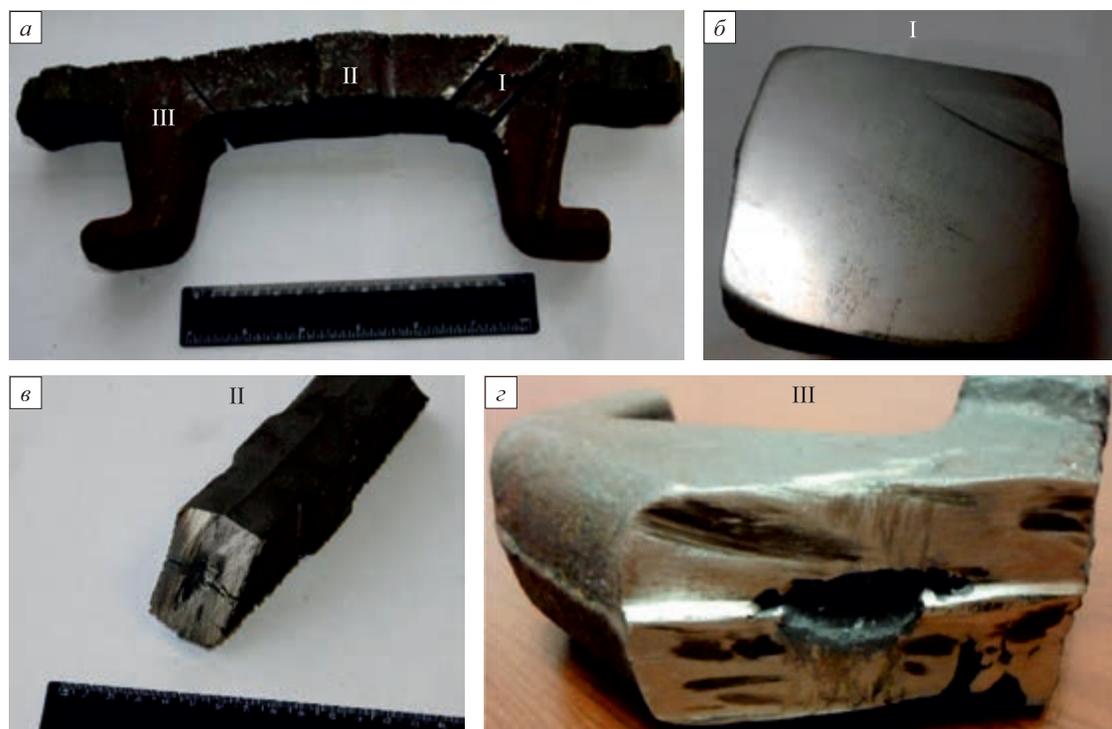


Рис. 3. Исследование колосника, подверженного короблению и трещинообразованию после 12 месяцев эксплуатации: *а* – колосник с обозначениями исследуемых частей, общий вид; *б* (I) – средняя часть колосника, обильно насыщенная усадочными порами; *в* (II) – средняя часть колосника с усадочной раковинной и продольными трещинами; *г* (III) – замковая часть колосника с большой усадочной раковинной

Fig. 3. Examination of the grate bars susceptible to buckling deformation and cracking after 12 months of operation: *a* – grate bar, with specification of the examined pieces, general view; *б* (I) – middle part of the grate bar, heavily charged with shrinkages pores; *в* (II) – middle part of the grate bar with shrinkage cavity and longitudinal cracks; *г* (III) – crest joint part of the grate bars with a large shrinkage cavities

Анализ колосников, проведенный на разных участках детали, показал, что все коробленные колосники были подвержены усадочной пористости и имели большие усадочные раковины. Размер раковин и их расположение во всех случаях были идентичны. Одна из исследуемых деталей представлена на рис. 3, *а*. Самые крупные усадочные раковины находились в массивных участках детали – замковых, по одной с каждой стороны, размер раковин достигал 37×30×18 мм (рис. 3, *г* (III)). При этом, зачастую, в средней части детали находилась значительная по длине усадочная раковина (рис. 3, *в* (II)), размеры которой достигали 98×8×20 мм. Помимо этого, в центре детали обнаружены зоны, обильно насыщенные усадочными порами (рис. 3, *б* (I)). Колосники, не подверженные короблению, имели значительно меньшие усадочные раковины, а также меньшую степень насыщения усадочными порами на тех же участках детали, либо не имели их вовсе.

Известны две причины появления внутренних напряжений в колосниках из стали 40Х24Н12СЛ при эксплуатации (во время термоциклирования): градиент температур по сечению детали и перераспределение объемов в структуре колосника за счет фазовых превращений (карбидообразования и фазового перехода $\alpha \leftrightarrow \gamma$) [4 – 8]. Учитывая тот факт, что фазовые превра-

щения во всех колосниках при эксплуатации протекают с одинаковой интенсивностью, а дефектообразованию после 12 месяцев эксплуатации подвержены лишь 29 % колосников, а также то, что при нормальных условиях эксплуатации колосники прибывают в зонах высоких температур малый временной промежуток (5 – 7 мин), что меньше времени, необходимого для протекания фазовых превращений, которые могли бы привести к появлению сильных внутренних напряжений [2, 3, 5], можно предположить, что фазовые превращения играют незначительную роль в образовании внутренних напряжений в колосниках обжиговых тележек при эксплуатации.

Исходя из вышеописанных данных, для объяснения причин возникновения коробления и трещинообразования колосников во время эксплуатации было проведено исследование с применением метода конечных элементов, которое заключалось в построении 3D-модели колосника и моделировании условий его эксплуатации, т. е. задании граничных данных. Были приняты следующие условия моделирования:

- геометрические размеры колосника взяты из технологической карты завода изготовителя;
- предусмотрено наличие трех усадочных раковин в теле колосника (две по краям, в замковой части, и одна, протяженная, в центре детали (рис. 4));

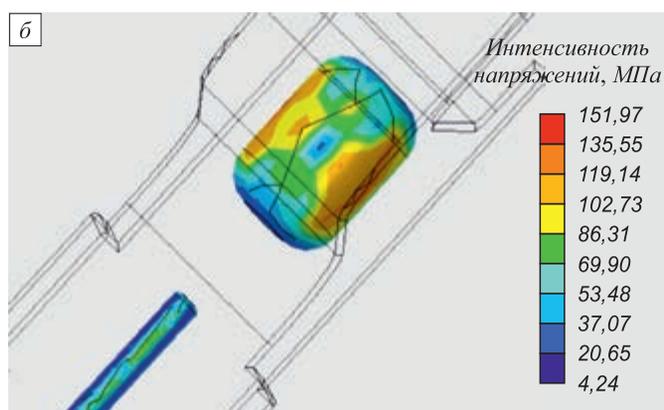
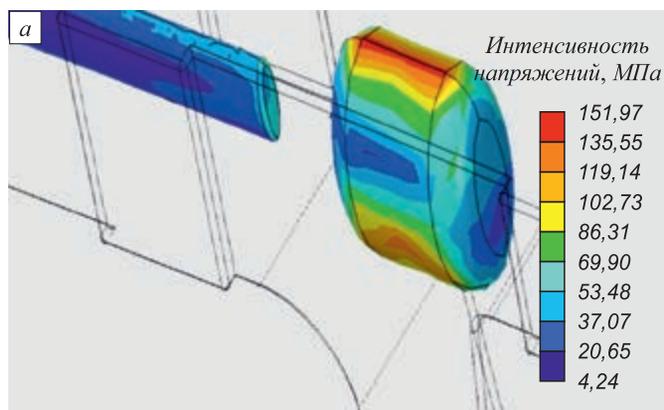


Рис. 4. Интенсивность напряжений, возникающих при эксплуатации внутри металла, расположенного у усадочных раковин: а – вид сбоку (включая верхнюю часть); б – вид снизу

Fig. 4. Stress intensity arising during operation inside the metal located near shrinkage cavities: а – side view (including the top part), б – bottom view

– нагрузка, приходящаяся на верхнюю поверхность колосника: 15,140 кг (исходя из расчета веса максимального объема окатышей, давящих на деталь при максимальной высоте слоя окатышей);

– температура на поверхности контакта колосника с окатышами 1250 °С [9 – 13];

– температура окружающей среды 600 °С [9 – 13];

– ограничения степеней свободы, обусловленные условиями установки колосника на решетку [1];

– время нахождения детали в зоне высоких температур 5 мин (соответствует среднему времени нахождения колосника в зоне обжига при его эксплуатации).

Исследование заключалось в определении величин температурных градиентов, суммарных напряжений в различных участках детали и степеней деформации в колоснике во время эксплуатации.

Из анализа построенной модели градиента температур по сечению детали во время эксплуатации (рис. 5) следует, что наибольшему прогреву (до температур 880 – 1200 °С) подвергается верхняя часть детали, при этом замковая часть имеет высокий градиент температур: от 624 °С на нижних до 1200 °С на верхних поверхностях детали. Учитывая, что процесс выделения

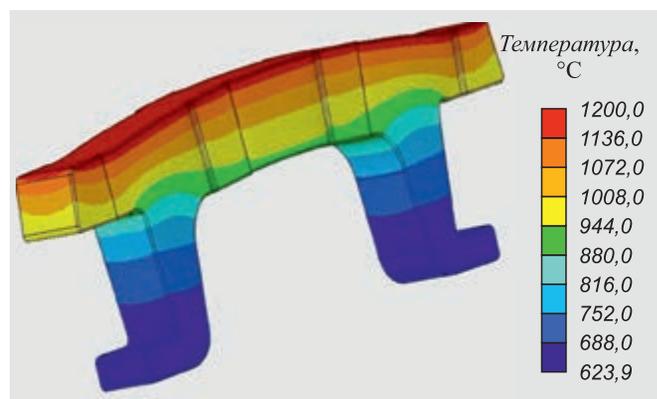


Рис. 5. Распределение температур по сечению колосника после прохождения зоны обжига

Fig. 5. Temperature distribution over the cross section after passing through the firing zone

карбидов начинается от температур 550 °С и получает наибольшее развитие при температурах 750 – 950 °С [1, 14 – 20], можно сделать заключение, что в результате эксплуатации создаются благоприятные условия для выделения карбидов в структуре стали, что подтверждает выводы о протекании обильного карбидообразования при эксплуатации колосников, полученные ранее [1].

Анализ деформаций и интенсивностей напряжений, возникаемых при температурном расширении колосников, выполнен на двух моделях: в колосниках без усадочных раковин и с ними.

В колосниках без усадочных раковин (рис. 1, б) величина деформации увеличивается от периферии к центру детали и в пике составляет от 2 до 2,26 мм. В колосниках, имеющих усадочные раковины (рис. 1, в), деформации распределены таким же образом, но имеют большие значения – от 2,3 до 3,45 мм в пике. В колосниках с усадочными раковинами зоны деформаций с величинами более 2 мм имеют значительно больший объем по сравнению с колосниками без усадочных раковин. Максимальные деформации в центре, при наличии усадочных раковин, увеличились на 52 % и составили от 3,1 до 3,45 мм. Полученная модель коробления колосников, имеющих усадочные раковины, при эксплуатации (рис. 1, в) имеет полное сходство с реальной картиной коробления детали (рис. 1, а). Исходя из этого, следует, что причиной коробления колосников при эксплуатации являются усадочные раковины, которые увеличивают внутренние напряжения в детали во время ее термоциклирования.

Распределение интенсивности напряжений по сечению колосника без усадочных раковин (рис. 2, б) показало, что зоны максимальных напряжений расположены в замковой части, что может быть связано с геометрической сложностью отливки. Интенсивность напряжений в этих зонах находится в пределах от 68,49 до 122,97 МПа, а в остальных участках детали в пределах

от 0,38 до 95,73 МПа. Таким образом, зона максимальной интенсивности напряжений находится в замковой части отливки (в углах, по краям) и имеет пиковые значения более чем на 28 % выше, чем во всех остальных участках детали. Схема распределения интенсивности напряжений по сечению колосника с тремя усадочными раковинами (рис. 2, в) имеет аналогичный вид. Однако в зонах максимальных напряжений интенсивность напряжений возросла и составляет от 58,64 до 175,28 МПа в замковой части, при этом в остальных участках детали интенсивность напряжений находится в пределах от 0,31 до 116,96 МПа. Таким образом, пиковые напряжения в замковой части возросли более чем на 42 % при том, что в остальных участках детали выросли в среднем на 22 % по отношению к результатам моделирования колосника без усадочных раковин.

Вышеописанная модель распределения напряжений позволила объяснить такой распространенный дефект колосников обжиговых тележек, как трещинообразование (приводящее к излому) в замковой части (рис. 2, а). Установлено, что зона максимальных избыточных напряжений образуется в замковой части, что также совпадает с экспериментальными данными [21]. Из-за наличия усадочных пустот и, как показано ранее, коробления, в следствии наличия избыточных напряжений в замковой части колосника, в этой зоне образуется трещина. Дальнейшая эксплуатация такого колосника приводит к распространению трещины и, в конечном итоге, излому замковой части детали. В колосниках, не имеющих в своей структуре усадочные пустоты, напряжения в этих участках детали имеют значительно меньшие значения. Можно предположить, что чем большие размеры и распространение имеют усадочные раковины в колосниках, тем выше внутренние напряжения при их эксплуатации. Вышеописанный механизм более точно описывает процесс протекания излома и доказывает, что усадочные пустоты увеличивают склонность колосников обжиговых тележек к трещинообразованию. Стоит отметить, что защемление колосникового ряда искривленными в процессе эксплуатации подколосниковыми балками является не единственной и не основной причиной образования данного дефекта, как это предполагалось в работе [2].

Анализ интенсивности напряжений, возникающих при эксплуатации колосников в области металла, прилегающего к усадочным раковинам, показал, что внутри больших раковин округлой формы, расположенных в замковых частях колосника, имеются три зоны с интенсивностью напряжений резко выше, чем во всех остальных участках. Одна зона находится сверху усадочной раковины (рис. 4, а) и две зоны внизу раковины (рис. 4, б). Интенсивность напряжений в этих зонах составляет от 86,31 до 151,97 МПа при том, что в остальных участках она находится в пределах от 4,24 до 86,31 МПа. Исходя из этого, следует, что в усадоч-

ных раковинах существуют разноориентированные зоны с интенсивностью напряжений выше на 76 %, чем в остальных участках металла, прилегающего к усадочным раковинам. Полученная модель распределения интенсивности напряжений показывает, что причиной образования продольных трещин колосников обжиговых тележек при эксплуатации (рис. 3, в) является наличие в последних пустот усадочного происхождения. Это также объясняет протекание трещинообразования по принципу, отличному от описанного в работе [22]: трещины должны иметь направление, перпендикулярное к плоскости действия основных растягивающих напряжений при эксплуатации. В случае с колосниками, направление трещин совпадает с плоскостью основных растягивающих напряжений, что объясняется наличием зон с большой интенсивностью напряжений внутри усадочных раковин колосника.

После построения 3D-модели колосника во время эксплуатации были получены графические и количественные результаты, которые в полном объеме отразили и объяснили существующую картину дефектообразования, полученную в результате анализа подверженных короблению и трещинообразованию колосников, демонтированных после эксплуатации на обжиговой машине ОК-306.

Выводы. В процессе проведенных исследований и моделирования с применением метода конечных элементов бывших в эксплуатации колосников обжиговых тележек получены следующие результаты:

- при эксплуатации колосников обжиговых тележек в них образуется сильный градиент температур, верхняя зона колосника при эксплуатации прогревается до температур, достаточных для протекания процесса карбидообразования;
- трещинообразование и коробление колосников протекает по одному механизму, что в большей степени определяется размерами и расположением усадочных пустот;
- описан механизм протекания коробления колосников обжиговых тележек: дефект развивается из-за наличия избыточных деформационных напряжений в центре детали, а наличие усадочных пустот резко увеличивает склонность колосников к короблению;
- описан механизм протекания разноориентированного трещинообразования и изломов колосников: протекание процесса обусловлено избыточными напряжениями в различных участках детали, которые появились из-за наличия усадочных раковин.

Таким образом, для снижения и возможного исключения процесса появления таких дефектов, как коробление, трещинообразование и изломы замковых частей колосников обжиговых тележек необходимо изменить технологию их изготовления и разливки в сторону устранения (минимизации) возможности появления усадочных пустот в структуре детали, т. е. вывести усадочные пустоты в прибыльную часть отливки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Д.И., Кожухов А.А., Уразова Л.Ф. Механизм высоко-температурной коррозии жаростойкой хромоникелевой стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 3. С. 180 – 184.
2. Иванов Д.И., Кожухов А.А. Определение и анализ причин раннего выхода из строя колосников обжиговых тележек // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: Матер. XII Всероссийской науч.-практич. конф. – Старый Оскол: СТИ НИТУ «МИСиС», 2015. С. 14 – 19.
3. Копоть Н.Н., Воробьев А.Б., Гончаров С.С. и др. Сравнительный анализ теплотехнических схем современных обжиговых конвейерных машин // Сталь. 2010. № 3. С. 8 – 13.
4. Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов. – 5-е изд., перераб. – М.: Металлургия, 1977. – 647 с.
5. Захаров Б.П. Термист. – Свердловск, Москва: Машгиз, Уралосибирское отделение, 1961. – 313 с.
6. Остапенко Н.Н., Криповицкий Н.Н. Технология металлов: Учебник для проф.-тех. училищ. – 2-е изд. – М.: Высшая школа, 1970. – 344 с.
7. Стерин И.С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки: Учеб. пособие. – СПб.: Политехника, 2003. – 344 с.
8. Буталов В.А. Технология металлов. – 3-е изд. – М.: Металлургия, 1962. – 512 с.
9. Буткарев А.А., Буткарев А.П., Бородин А.А. и др. Опыт эксплуатации модернизированных обжиговых машин ОК-306 Лебединского ГОКа и пути их совершенствования с целью повышения эффективности производства // Сталь. 2005. № 3. С. 7 – 10.
10. Буткарев А.А., Буткарев А.П., Зинчук Б.А. и др. Разработка технологических решений по увеличению производительности обжиговой машины фирмы Лурги // Сталь. 2007. № 6. С. 2 – 6.
11. Буткарев А.А., Буткарев А.П., Жомирук Е.А. и др. Отработка технологических режимов обработки окатышей на модернизированной обжиговой машине ОК-124 // Сталь. 2010. № 3. С. 16 – 19.
12. Буткарев А.А. Исследование и совершенствование процесса управления термообработкой окатышей на обжиговых конвейерных машинах // Сталь. 2011. № 5. С. 4 – 8.
13. Буткарев А.А. Оценка реверсивной схемы охлаждения окатышей на обжиговых машинах // Сталь. 2005. № 4. С. 71 – 73.
14. Идельчик Б.М., Лященко А.Е. Защита от коррозии компрессорных машин. – Ленинград: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1984. – 119 с.
15. Дьяков В.Г., Медведев Ю.С. и др. Легированные стали для нефтехимического оборудования. – М.: Машиностроение, 1971. – 183 с.
16. Семенова И.В., Флорианович Г.М. и др. Коррозия и защита от коррозии. – М.: Физматлит, 2002. – 336 с.
17. Никольс Р.В. Конструирование и технология изготовления сосудов давления: Пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1975. – 464 с.
18. Колотыркин Я.М. Коррозия и защита от коррозии. Т. 3. – М.: 1974. – 208 с.
19. Зрунек М. Противокоррозионная защита металлических конструкций: Пер. с чешск. Л.М. Левина. – М.: Машиностроение, 1984. – 136 с.
20. Миллер С.А. Ацетилен, его свойства, получение и применение. Т. 1. – Ленинград: Химия, Ленингр. отд-ние, 1969. – 680 с.
21. Иванов Д.И., Кожухов А.А. Механизм коррозионного разрушения жаростойкой хромоникелевой стали // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: Матер. XII Всероссийской науч.-практич. конф. – Старый Оскол: СТИ НИТУ «МИСиС», 2015. С. 244 – 249.
22. Гудков А.А. Трещиностойкость стали. – М.: Металлургия, 1989. – 376 с.

Поступила 2 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 536–542.

MATHEMATICAL MODELING OF OPERATION OF THE PALLET CARS' GRATE BARS MADE OF STEEL 40Kh24N12SL

D.I. Ivanov^{1,2}, A.A. Kozhukhov², V.A. Sklyar²

¹OJS JSC “Stoilenskii Mining and Processing Works”, Stary Oskol, Belgorod Region, Russia

²Ugarov Stary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS”, Stary Oskol, Belgorod Region, Russia

Abstract. To determine the reasons that decrease life of the grate bars of pellet cars from steel 40Kh24N12SL during the operation, a comparative analysis of the results of macro-investigations of the grate bars after operation with the results of modeling the operating conditions for the grate was performed. The modeling of the operating conditions was carried out using the finite element method, which allowed achieving high reliability of the obtained results. For the reliability of the modeling results, the maximum possible number of boundary modeling conditions was obtained, obtained from both macro-examples conducted earlier and from the scientific literature. The application of the finite element method made it possible to determine that a high temperature gradient with local overheating zones is formed along the section of the component. It is shown that the nature of overheating is predictable and is related to the conditions of the coolant supply to the working area during operation of the part. It is established that zones with large values of internal stresses and deformations are locally formed during operation. The regularity of appearance of these zones is shown, which highly depends on the presence of inhomogeneities in the structure

of the part, and is also supposedly related to geometric complexity of the casting. It is also established that in the presence of shrinkage shells, all values of stresses and deformations increase sharply, especially in local maximums. In this case, the distribution of local zones with high stresses and deformations in the presence of shrinkage shells remains practically unchanged. An analysis of the location of zones with high stresses and strains made it possible to explain the existing principle of the destruction of the grate by cracking during operation. It is proved that one of the main causes of buckling, cracking and fracture of the grates of the pellet cars made of steel 40Kh24N12SL is the presence of shrinkage shells in the metal structure. As a result of modeling the operating conditions, mechanism of the occurrence of buckling, cracking and fracture of the grates of steel 40Kh24N12SL during operation is described, which completely coincides with the results of macro-investigations and observations obtained during operation.

Keywords: buckling deformation, fracture, grate bars, steel, defects, cracking, operating lifetime, temperature gradient, stress, deformation, shrinkage cavities, cavities, modeling, operation, finite elements method.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-536-542

REFERENCES

1. Ivanov D.I., Kozhukhov A.A., Urazova L.F. Mechanism of high-temperature corrosion of heat-resistant chromium-nickel steel. *Iz-*

- vestiya VUZov. *Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 3, pp. 180–184. (In Russ.).
2. Ivanov D.I., Kozhukhov A.A. Identification and analysis of the causes of early shutting-down of pellet cars' grate bars. In: *Sovremennye problemy gorno-metallurgicheskogo kompleksa. Nauka i proizvodstvo: materialy Dvenadtsatoi Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, s mezhdunarodnym uchastiem* [Modern problems of the mining and metallurgical complex. Science and production: materials of the 12th All-Russian Sci. and Pract. Conf., with int. participation]. Stary Oskol: STI NITU MISiS, 2015, pp. 14–19. (In Russ.).
 3. Kopot' N.N., Vorob'ev A.B., Goncharov S.S., Butkarev A.A., Butkarev A.P. Comparison of heating systems in conveyor roasting machines. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 233–238.
 4. Gulyaev A.P. *Metallovedenie: ucheb. dlya studentov vuzov* [Metal science: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 647 p. (In Russ.).
 5. Zakharov B.P. *Termist* [Heat treater]. Sverdlovsk, Moscow: Mashgiz, 1961, 313 p.
 6. Ostapenko N.N., Kripovnitkii N.N. *Tekhnologiya metallov: ucheb. dlya professional'no-tekhnicheskikh uchilishch* [Metal Technology: Proc. for vocational schools]. Moscow: Vysshaya shkola, 1970, 344 p. (In Russ.).
 7. Sterin I.S. *Mashinostroitel'nye materialy. Osnovy metallovedeniya i termicheskoi obrabotki: uchebnoe posobie* [Engineering materials. Fundamentals of metallurgy and heat treatment: Manual]. St. Petersburg: Politekhnik, 2003, 344 p. (In Russ.).
 8. Butalov V.A. *Tekhnologiya metallov* [Metal technology]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 512 p. (In Russ.).
 9. Butkarev A.A., Butkarev A.P., Borodin A.A., Zhilin S.N., Malyavin B.Ya. Modernized roasting machines at Lebedinskii GOK Joint Stock Company. *Steel in Translation*. 2005, vol. 35, no. 3, pp. 1–5.
 10. Butkarev A.A., Butkarev A.P., Zinchuk B.A., Zinchuk B.A., Shevchenko A.A., Dvornichenko I.F., Posokhov A.V. Improving the productivity of a Lurgi roasting machine. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 6, pp. 505–509.
 11. Butkarev A.A., Butkarev A.P., Zhomiruk P.A., Martynenko V.V., Grinenko N.V. Pellet heating on modernized OK-124 roasting machine. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 3, pp. 239–242.
 12. Butkarev A.A. Improving the control of pellet heat treatment in conveyor roasting machines. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 395–399.
 13. Butkarev A.A., Butkarev A.P. Evaluation of the reversing scheme of pellet cooling on the firing machines. *Stal'*. 2005, no. 4, pp. 71–73. (In Russ.).
 14. Idel'chik B.M., Lyashchenko A.E. *Zashchita ot korrozii kompressornykh mashin* [Corrosion protection of compressor machines]. Leningrad: Mashinostroenie, 1984, 119 p. (In Russ.).
 15. D'yakov V.G., Medvedev Yu.S. etc. *Legirovannye stali dlya neftekhimicheskogo oborudovaniya* [Alloyed steels for petrochemical equipment]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 183 p. (In Russ.).
 16. Semenova I.V., Florianovich G.M. etc. *Korroziya i zashchita ot korrozii* [corrosion and corrosion Protection]. Moscow: Fizmatlit, 2002, 336 p.
 17. *Pressure vessel engineering technology*. Nichols R.W. ed. New York: Elsevier, 1971, 603 p. (Russ.ed.: Nichols R.W. *Konstruirovaniye i tekhnologiya izgotovleniya sosudov davleniya*. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 464 p.).
 18. Kolotyркиn Ya.M. *Korroziya i zashchita ot korrozii* [Corrosion and corrosion protection]. Vol. 3. Moscow: 1974, 208 p. (In Russ.).
 19. Zrunek M. *Protivokorrozionnaya zashchita metallicheskh konstrukttsii* [Corrosion protection of metal structures]. Transl. from Czech. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 136 p. (In Russ.).
 20. Ivanov D.I., Kozhukhov A.A. Mechanism of corrosion destruction of heat-resistant chromium-nickel steel. In: *Sovremennye problemy gorno-metallurgicheskogo kompleksa. Nauka i proizvodstvo: materialy Dvenadtsatoi Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, s mezhdunarodnym uchastiem* [Modern problems of the mining and metallurgical complex. Science and production: materials of the 12th All-Russian Sci. and Pract. Conf., with int. participation]. Stary Oskol: STI NITU MISiS, 2015, pp. 244–249. (In Russ.).
 21. Gudkov A.A. *Treshchinostoitkost' stali* [Fracture toughness steel]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 376 p. (In Russ.).

Information about the authors:

D.I. Ivanov, Shift Leader, Postgraduate (axel-crusader@mail.ru)
A.A. Kozhukhov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova"
V.A. Sklyar, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metallurgy and Metal Science named after S.P. Ugarova"

Received December 2, 2016

УДК 621.74.02

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЗАКРЫТЫХ ПРИБЫЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИИ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Федосов А.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Технологии формообразования и художественная обработка материалов» (fedosov-sol@mail.ru)

Чумаченко Г.В.¹, к.т.н., доцент, зав. кафедрой «Технологии формообразования и художественная обработка материалов»

Ходарев М.А.², главный специалист по чугунному литью

Голомеев В.В.², ведущий инженер-технолог цеха чугунного литья

¹ Донской государственный технический университет
(344010, Россия, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

² ООО «Ростовский литейный завод»
(344029, Россия, Ростов-на-Дону, ул. Менжинского, 2)

Аннотация. Проведен краткий анализ существующих методов уменьшения объема прибылей. Выделены их преимущества и недостатки. Обосновывается область применения методов оптимизации формы прибылей с целью увеличения выхода годного. Рассмотрено фактическое положение усадочных дефектов в прибылях различной конструкции. Отмечены закономерности расположения и формы усадочных раковин в зависимости от формы верхней части прибыли, что позволило выделить четыре группы прибылей и отметить отличия в эффективности их работы. Для уточнения механизма формирования усадочных дефектов в прибылях с различной формой верхней части и оценки эффективности их работы предложено использовать методы математического моделирования. Целесообразность применения методов математического моделирования подчеркивается возможностью идеализации внешних воздействующих факторов на тепловые процессы в форме, что труднодостижимо в фактических условиях литейного производства. В качестве среды моделирования использовалось приложение SOLIDCast. Начальные и граничные условия математического моделирования были идентичны для всех типов прибылей. Результаты прогноза усадочных дефектов представлены в виде изоповерхностей, размеры которых были положены в основу оценки эффективности работы прибыли. На основании результатов математического моделирования предложен подход к оценке эффективности тепловой работы прибылей различной конструкции. В основе оценки эффективности рекомендовано использовать характеристики положения усадочного дефекта в объеме прибылей. Продемонстрирован расчет эффективности применения прибылей равных габаритов, но с различной конструкцией верхней части. Предложенный показатель эффективности хорошо согласуется с геометрическим модулем (отношением объема к площади поверхности прибыли). Увеличение значения модуля прибыли увеличивает ее тепловую эффективность. Показано, что применение концентратора позволяет увеличить эффективность прибыли. На основании анализа изотермических линий в продольном сечении прибылей предложено объяснение механизма тепловой работы концентратора и его влияния на расположение усадочной раковины. Обосновываются рекомендации по увеличению выхода годного литья за счет изменения формы верхней части прибыли. Показана возможность увеличения выхода годного на 4 % и уменьшения брака отливок за счет оптимизации формы верхней части прибылей.

Ключевые слова: прибыль, усадка, сталь, отливка, усадочная раковина, выход годного, математическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-543-550

Основным методом компенсации объемной усадки стали и устранения усадочных дефектов из тела отливки является установка прибылей. Несмотря на то, что коэффициент объемной усадки стали имеет небольшие значения (2,7 – 3,0 %) [1], относительный расход металла на прибыли для фасонных отливок в среднем на порядок больше (20 – 55 %) [2 – 7], что, в свою очередь, существенно уменьшает значения одного из основных производственных показателей – выхода годного (ВГ). Поэтому мероприятия, направленные на увеличение эффективности работы прибылей, представляют несомненный интерес с позиции уменьшения издержек производства и себестоимости продукции.

Существует множество решений по улучшению эффективности работы прибылей, которые укрупненно можно разделить на три группы [2 – 8]: оптимизация геометрической формы прибыли; использование прибылей атмосферного и сверхатмосферного давления; теплоизоляция и экзотермический обогрев прибылей. Каждый из подходов имеет преимущества и недостатки, которые определяют их область применения.

Из перечисленных подходов наименьшее распространение получили прибыли атмосферного и сверхатмосферного давления. Причиной этому послужили снижение технологичности процесса изготовления форм и необходимость расчета, дозирования и контро-

ля материалов вставок, создающих повышенное давление на фоне относительно невысокой эффективности метода [2, 3, 9].

Применение экзотермических вставок, безусловно, является наиболее эффективным средством, позволяющим максимально увеличить значения выхода годного [10, 11]. Несмотря на некоторое увеличение трудоемкости процесса формовки за счет дополнительной операции установки экзотермических вставок и необходимость обеспечения условий их хранения, данная технология получила широкое распространение именно благодаря высокому коэффициенту использования металла, который в среднем составляет 30 – 40 % [11 – 13]. Однако основным недостатком экзотермических вставок является их стоимость. Таким образом, целесообразность применения экзотермических вставок будет оцениваться, исходя из баланса между стоимостью жидкого металла, который позволяет сэкономить вставка, и, собственно, ее стоимостью. Вполне вероятно, что при изготовлении малых и средних отливок из рядовых марок сталей на предприятиях с высокой серийностью производства будет существовать некоторый порог целесообразности применения экзотермических вставок. Фактически это приводит к тому, что применение обычных прибылей сохраняет свою актуальность как технологического решения, не требующего дополнительных затрат и увеличения трудоемкости процесса формовки. Поэтому работы по оптимизации геометрической формы прибылей, несмотря на минимальную эффективность, позволяют получить стабильный положительный экономический эффект и несомненно требуют отдельного внимания.

На сегодняшний день представленные в литературе рекомендации в основном касаются методов оптимизации размеров прибылей, их расположения и сечений питателей [14 – 17], а вопросу оптимизации формы прибылей, особенно ее верхней части, уделяется значительно меньше внимания. При этом на многих предприятиях, в том числе и на ООО «Ростовский литейный завод» (РЛЗ), параллельно может использоваться целый ряд прибылей с различной геометрической формой для питания подобных тепловых узлов. Причинами этому могут служить смена подходов и методов при проектировании технологии, опробование новых решений, поиск различных вариантов реализации технологии и т.д. При этом оценить эффективность применения прибылей с различной геометрией в производственном потоке очень сложно ввиду того, что коэффициент использования прибылей изменяется незначительно и его влияние может быть подавлено колебанием других технологических факторов процесса.

Таким образом, целью настоящей работы является разработка подхода, позволяющего оценить влияние геометрической формы прибылей на эффективность их применения, и выработка на его основе рекомендаций по уменьшению металлоемкости литниково-питающей системы.

По мнению авторов, основная сложность при решении поставленной цели заключается в небольшом уровне воздействия геометрической формы прибыли на величину ВГ, что затрудняет оценку эффекта в нестабильных производственных условиях. В таких случаях прибегают к использованию различных методов моделирования, которые позволяют стабилизировать входные и возмущающие параметры и зафиксировать результат. При выборе между физическими методами моделирования и математическими, на сегодняшний день большее предпочтение отдается последним. Непрерывное развитие программных комплексов для математического моделирования литейных процессов обеспечило значительный рост адекватности и уровня доверия к результатам прогнозирования, так что их применение становится неотъемлемой частью подготовки и оптимизации литейных технологий в современном производстве [18, 19]. Учитывая положительный опыт применения средств компьютерного моделирования как при отработке технологий производства отливок, так и в исследовательских работах [13], применение методов компьютерного моделирования является наиболее рациональным подходом при решении поставленной задачи.

В качестве среды моделирования в данной работе использовалось приложение SOLIDCast, решатель которого основан на методе конечных разностей. Данный метод использует регулярные расчетные сетки, что положительно сказывается на стабильности результатов расчета симметричных объемов, таких как прибыли. Как и во всех системах математического моделирования, при задании начальных условий в SOLIDCast возможно организовать идентичность входящих параметров. Таким образом, для всех экспериментов были установлены следующие условия: размер расчетной ячейки 1 мм³; материал сплава Ст35Л с температурой 1580 °С; материал формы – песчано-глинистая смесь с начальной температурой 20 °С. Единственным изменяемым параметром является геометрическая форма прибыли, что позволяет однозначно выявить ее влияние на протекание процесса кристаллизации и, как следствие, результирующие поля распределения материала.

Хорошо известно, что наименьшими тепловыми потерями обладает объем в форме шара, для которого геометрический модуль ($M_G = V/S$) имеет максимальное значение. Однако применение прибылей такой формы в условиях машинной формовки с горизонтальной плоскостью разъема не всегда технологично. Кроме того, в условиях бокового питания прибыль должна обеспечивать определенное металлостатическое давление, а значит ее высота должна превышать высоту теплового узла. Так, широкое распространение получили цилиндрические прибыли с соотношением H/D более единицы и небольшими формовочными уклонами (2 – 5°). Вероятно, что простая цилиндрическая форма прибыли не является оптимальной в отношении ее те-

пловой эффективности, в связи с чем на практике, в том числе и на ООО «РЛЗ», используются различные альтернативные варианты геометрической конструкции прибылей. Можно выделить три направления, по которым производится оптимизация геометрии прибылей:

- увеличение геометрического модуля M_G ;
- выполнение в верхней части прибыли выемок различной конфигурации;
- комбинированный подход, объединяющий первые два.

В соответствии с первым подходом, верхнюю часть прибыли стараются выполнить в виде купола, что существенно уменьшает тепловые потери и увеличивает ее тепловую эффективность, однако не всегда фактические результаты применения таких прибылей соответствуют ожиданиям. В то же время, применение прибылей с выемками часто сопровождается улучшением и стабилизацией показателей качества, несмотря на то, что модуль M_G уменьшается. Если механизм воздействия в первом варианте очевиден, то во втором случае он значительно сложнее и требует более подробного анализа.

Выемка в верхней части прибыли в процессе формовки заполняется формовочной смесью, образуя болван – концентратор. При заполнении формы жидким металлом, концентратор оказывается погружен в него, благодаря чему разогревается сильнее, чем смесь вокруг прибыли. Таким образом, он выступает в роли «горячей точки», замедляющей затвердевание металла и формирование сплошной твердой оболочки, наличие которой является причиной образования разряжения внутри объема прибыли, ухудшающего условия питания отливки.

Для подтверждения высказанных предположений и количественной оценки эффективности применения прибылей с различной геометрической конфигурацией была проведена серия экспериментов. На первом этапе

осуществлен анализ формы и размеров фактических усадочных раковин, образующихся в прибылях различной конструкции. Фотографии сечений прибылей наиболее характерной формы представлены на рис. 1.

Из рис. 1 хорошо видно, что форма, размер и расположение усадочных раковин сильно отличаются в прибылях различной конфигурации, что, очевидно, сказывается на условиях питания тепловых узлов отливки. Способность прибыли обеспечивать питание может быть выражена отношением высоты нижней части прибыли, непораженной усадкой, к ее полной высоте (H/H_n). В работе [13] это отношение называют «коэффициентом безопасности», выражающим надежность питания теплового узла. Относительная высота раковины (h_p/H_n) отражает условия ее формирования и, как видно из рис. 1, может быть рассредоточенной или компактной.

Прибыли первых трех групп имеют рассредоточенные раковины. Основной особенностью этих раковин является то, что они изолированы внутри прибыли и не имеют выходных каналов наружу. Наименьшая толщина сплошной корки стали во всех трех группах отмечается в верхней части прибылей. В первой группе корка имеет максимальную толщину. Во второй группе раковина несколько смещена вверх. В прибылях третьей группы выполнен небольшой концентратор, благодаря которому толщина сплошной корки уменьшается. Однако, ввиду недостаточного его размера, раковина остается изолированной и рассредоточенной. Протяженность изолированных раковин приближается к половине общей высоты прибылей ($h_p/H_p = 0,45 - 0,46$).

Среди рассмотренных сечений хорошим запасом по надежности питания обладают прибыли второй группы ($H/H_n = 0,48$), имеющие куполообразную верхнюю часть, что, безусловно, увеличивает их тепловую эффективность. Прибыли первой и третьей групп имеют наиболее неблагоприятное расположение раковин

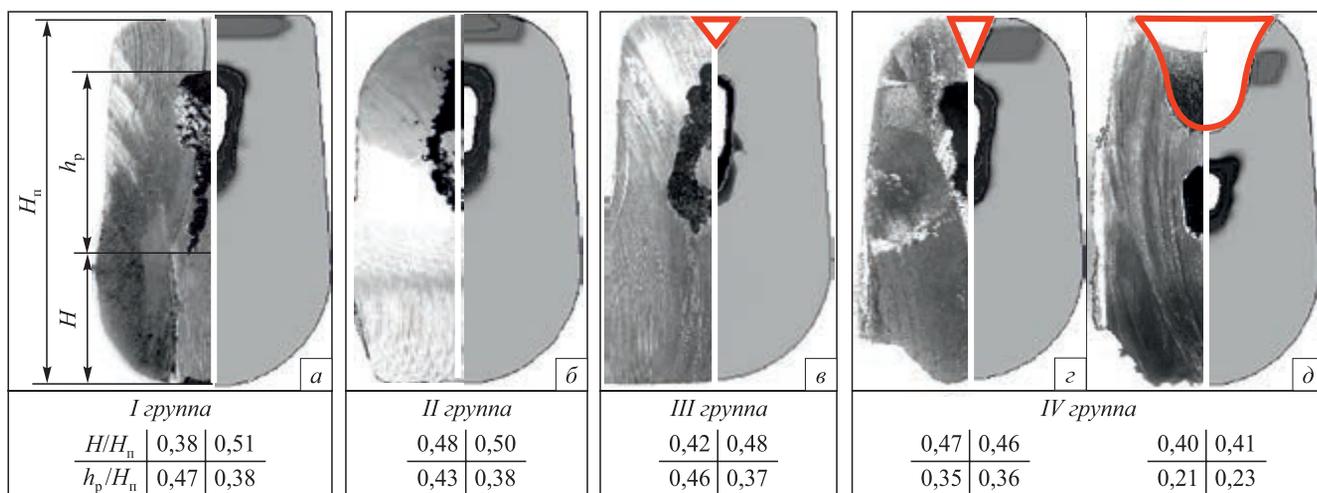


Рис. 1. Расположение усадочных раковин в прибылях различной формы

Fig. 1. Shrinkage cavities position in feeders of various design

($H/H_{II} = 0,38 - 0,42$). Форма этих прибылей характеризуется развитой наружной поверхностью теплообмена, что способствует интенсивному росту твердой корки в верхней части прибыли, ранней изоляции усадочной раковины и ее смещению вниз.

Форма прибылей четвертой группы оптимизирована с применением комбинированного подхода. Усадочные раковины в этих прибылях компактные и имеют наименьшие размеры ($h_p/H_{II} = 0,21 - 0,35$). Особенностью этих раковин является то, что они имеют выходящие наружу каналы, благодаря которым внутри раковины не формировалось разряжение. Кроме этого, отсутствие изоляции раковин благоприятно сказывается на удалении газов из литейной полости. Расположение раковин в прибылях четвертой группы сильно зависит от размеров концентратора ($H/H_{II} = 0,40 - 0,47$). Увеличение высоты концентратора смещает раковину вниз к потенциально питаемому тепловому узлу, однако при этом уменьшается и сам размер раковины.

Сечения фактических прибылей были сопоставлены с результатами моделирования их виртуальных аналогов. Из рис. 1 также видно, что результаты моделирования хорошо повторяют тенденции, отмеченные при анализе раковин фактических прибылей. Однако следует отметить, что протяженность изолированных раковин фактических прибылей практически во всех случаях значительно больше, чем в их виртуальных аналогах. По мнению авторов, это связано с тем, что в реальных условиях размер изолированной раковины увеличивается за счет газов, выделяющихся при формировании отливки, что не может быть спрогнозировано в процессе математического моделирования. Существующие модели при расчете усадочных дефектов, как правило, оперируют только характеристиками усадки сплавов, поэтому в случаях формирования неизолированных раковин их расчетные размеры хорошо согласуются с фактическими. Таким образом, результаты моделирования демонстрируют хорошую адекватность с тепловой точки зрения и могут быть использованы для анализа закономерностей поведения усадочных раковин относительно изменений геометрии прибылей.

На втором этапе экспериментов оценивались закономерности влияния формы прибыли на расположение усадочной раковины. Для этого были проведены расчеты серии прибылей с одинаковыми габаритами, но различной формой. Прибыль простой цилиндрической формы (первая группа), обладающая наибольшим объемом, была принята за базовую точку, относительно которой представлены следующие результаты расчета: изменения объема (ΔV) и расположения (ΔH) раковины. Зависимость между этими данными показана на рис. 2. Рядом с расчетными точками представлен контур сечения соответствующей прибыли, благодаря чему можно наглядно оценить влияние формы прибылей на положение усадочных раковин и изменение их объемов.

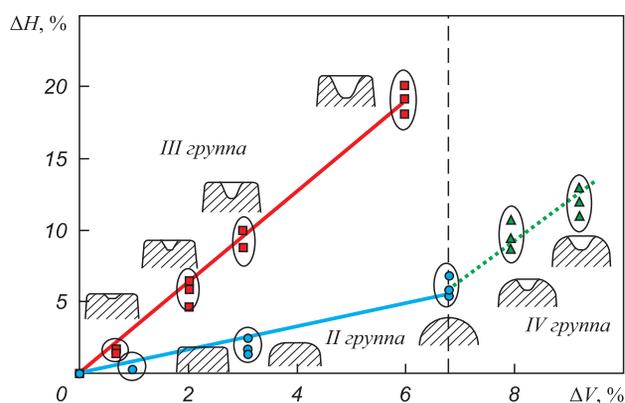


Рис. 2. Зависимость изменения расположения раковин ΔH от величины относительного уменьшения объема прибылей

Fig. 2. Dependence of the change of shrinkage cavities position ΔH on relative decrease of the feeder's volume

Начало координат графика (см. рис. 2) соответствует прибылям первой группы. Прибыли второй группы показывают наименьшую чувствительность расположения раковин при изменении их геометрии, и это вполне закономерно, поскольку в этом случае происходит увеличение модуля M_G и, соответственно, тепловой эффективности объема. Расположение раковин в прибылях третьей группы, в которых объем уменьшается за счет концентратора, значительно сильнее зависит от изменения геометрии, что неблагоприятно сказывается на эффективности работы прибылей. Так, если сравнивать эти две группы относительно одного значения $\Delta V = 7\%$, то для второй группы раковина сместится примерно на 5% , тогда как для третьей группы это изменение уже составит 20% .

Кроме точек, на графике отображена вертикальная пунктирная прямая, положение которой соответствует максимально возможному изменению объема прибыли ($6,5 - 7,0\%$) посредством выполнения скруглений. Фактически, это является пределом для первого подхода по оптимизации объема прибыли, преодолеть который можно путем совмещения первого и второго подходов. Добавление небольших концентраторов к скругленным прибылям позволяет дополнительно уменьшить объем прибыли на $2 - 3\%$, но при этом избежать критического влияния на расположение раковин. Геометрия четвертой группы прибылей оптимизирована с помощью комбинированного подхода. Фактически, базовой точкой для них является прибыль с максимальным скруглением, относительно которой расчетные точки четвертой группы размещаются по прямой, подобно прибылям третьей группы. Таким образом, используя комбинированный подход, можно достичь уменьшения объема прибыли порядка 10% при изменении положения раковины на $12 - 13\%$. Насколько это оправданно и эффективно, можно судить только после приведения всех вариантов к одному базовому значению.

На третьем этапе эксперимента оценивали эффективность работы прибылей различной конструкции. В качестве значения, к которому будут приводиться характеристики всех прибылей, хорошо подходит величина H , отвечающая за надежность питания узла, т. е. характеристики всех прибылей должны обеспечить одинаковое расположение нижней границы раковин. Логично предположить, что изменение расположения усадочного дефекта можно компенсировать увеличением высоты прибыли. Для этого необходимо определить коэффициент, выражающий чувствительность положения нижней границы раковин (H) при изменении высоты прибыли на 1 мм:

$$k_H = \frac{H_1 - H_0}{H_{n1} - H_{n0}},$$

где индексы 0 и 1 выражают характеристики исходной и увеличенной однотипных прибылей соответственно.

Данный коэффициент необходимо определять для каждого типа прибылей, поскольку очевидно, что различные условия теплообмена, определяемые геометрией верха прибыли, влияют и на чувствительность положения границ усадочного дефекта так же, как и на размер раковины. Причем положение рассредоточенных раковин будет менее чувствительно к увеличению общей высоты прибыли, тогда как положение компактных раковин будет в большей степени зависеть от высоты, что может оказать важное воздействие на значение эффективности прибыли.

С помощью этого коэффициента можно рассчитать скомпенсированный объем прибыли, высота которой позволит обеспечить положение усадочной раковины относительно некоторого базового значения H_6 :

$$V_k = V_0 + \Delta V_{+1} \left(\frac{H_6 - H_0}{k_H} \right), \text{ мм}^3,$$

где V_0 – исходный объем прибыли, мм³; ΔV_{+1} – изменение объема прибыли при увеличении ее высоты на 1 мм, мм³/мм.

Теперь, сопоставляя скомпенсированные объемы прибылей, можно судить об их эффективности. Данный объем является критерием оптимальности, минимальные значения которого обеспечивают максимальную эффективность работы прибыли.

Как и на предыдущем этапе, при сопоставлении различных прибылей в качестве базовой точки используются характеристики простой цилиндрической прибыли. Тогда значения базовой величины H_6 будут соответствовать положению раковины в этой прибыли. Изменение скомпенсированных объемов также будем оценивать относительно объема базовой прибыли V_6 :

$$\Delta V_{k(n)} = \left(\frac{V_6 - V_{k(n)}}{V_6} \right) 100,$$

где $V_{k(n)}$ – скомпенсированный объем n -ой прибыли, мм³.

Для базовой прибыли величина ΔV_k будет равна нулю. Положительные значения ΔV_k принимает, если скомпенсированный объем рассматриваемой прибыли меньше объема базовой, что свидетельствует о более высокой эффективности ее работы. Отрицательные значения свидетельствуют о худшей эффективности относительно базовой. Для представления полученных результатов на графике в качестве оси абсцисс был принят модуль M_G (рис. 3).

Из графика видно, что группы прибылей разместились по разные стороны от оси абсцисс. Прибыли третьей группы показывают отрицательную динамику в отношении применения второго подхода по оптимизации геометрии, что, очевидно, связано с уменьшением геометрического модуля. Увеличение эффективности работы прибылей третьей группы является ожидаемым результатом, который, как уже отмечалось, достигает своего предельного значения (в данном примере 3,1 %). Прибыли четвертой группы преодолевают данный предел, несмотря на то, что их модуль M_G уменьшается. Выполнение концентратора в данном случае приводит к дополнительному понижению границы усадки, но при этом коэффициент k_H принимает близкие к единице значения, что позволяет легко компенсировать негативное воздействие концентратора за счет увеличения высоты прибыли.

Представленные выше результаты исследований демонстрируют положительную роль концентратора как элемента, позволяющего увеличить эффективность работы прибыли. Однако механизм действия концентратора остается не раскрыт. Для этой цели были рассмотрены поперечные сечения трех прибылей в процессе их кристаллизации. Все три сечения на рис. 4 представлены в одинаковый момент от начала кристаллизации.

На рис. 4, а наглядно видно формирование твердой корки по всему периметру прибыли, изолирующей

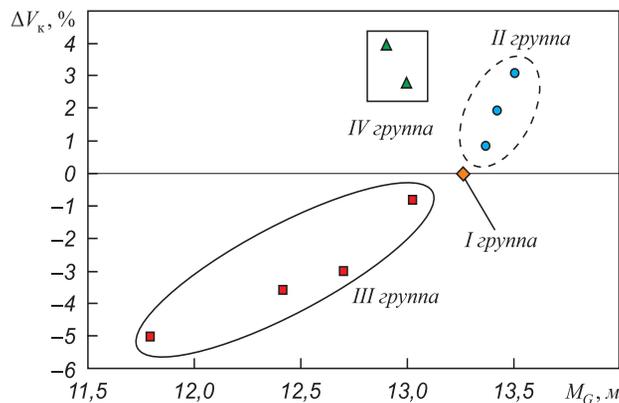


Рис. 3. Зависимость относительного скомпенсированного объема ΔV_k от геометрического модуля

Fig. 3. Dependence of the relative offset of compensated volume ΔV_k on geometric module

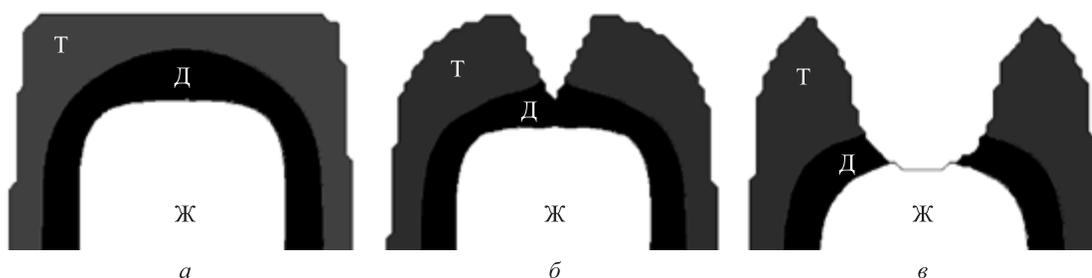


Рис. 4. Распределение фазового состава сплава по сечению прибылей через 2 мин от момента начала кристаллизации (Ж – жидкая фаза, Д – двухфазная область, Т – твердая фаза):
а – без «концентратора»; б, в – с «концентратором»

Fig. 4. Distribution of the alloy's phase composition over the feeder's cross section after 2 minutes from crystallization start (Ж – liquid phase, Д – two-phase region, Т – solid phase):
а – with notch; б – without notch

часть затвердевающего металла практически с самого начала процесса кристаллизации. Температура формовочной смеси на границе раздела (для условий моделирования) не поднимается выше 1280 °С, причем нагрев смеси происходит равномерно по всему периметру прибыли.

На рис. 4, б представлено сечение прибыли с конусным концентратором среднего размера, из которого видно, что часть формовочной смеси на пике концентратора контактирует с двухфазной зоной сплава. Таким образом, в отличие от первого варианта, в этой прибыли сохраняется возможность выравнивания давления внутри затвердевающего объема с атмосферным, что способствует формированию компактной усадочной раковины. Температура смеси в пике концентратора очень быстро достигает значений, близких к температуре плавления сплава (1486 °С), благодаря чему тепловой градиент в этой точке и скорость кристаллизации резко снижаются. Поскольку теплопроводность формовочной смеси более, чем на порядок ниже теплопроводности железоуглеродистых сплавов при сопоставимом уровне теплоемкости, этот небольшой объем формовочной смеси надолго остается «горячей точкой», существенно замедляющей кристаллизацию сплава. При наличии конвективных потоков происходит обновление металла вокруг «горячей точки», что в итоге будет способствовать концентрации последних объемов горячего металла и усадочной раковины именно в области пика концентратора. Однако следует учитывать и тот факт, что нагрев смеси концентратора требует дополнительного теплоотвода, вследствие которого скорость роста твердой фазы сверху прибыли возрастает и, как это видно из рис. 4, б, толщина твердой корки в верхней части прибыли становится заметно больше, чем в первом случае. Это способствует перемещению усадочного дефекта вниз. Так, выполнение концентратора приводит к появлению двух факторов, воздействующих на положение усадочного дефекта в разных направлениях, баланс между которыми и будет определять итоговое расположение раковины.

Сечение прибыли с концентратором большого размера представлено на рис. 4, в. В этом случае прилизительно треть поверхности формовочной смеси концентратора контактирует с жидкой фазой. В таких условиях значительно улучшаются условия удаления газов из затвердевающей отливки и увеличивается вероятность формирования компактной, неизолированной усадочной раковины. Также наблюдается разогрев смеси на пике концентратора, хотя и не такой большой, как во втором варианте (1450 °С). Уменьшение интенсивности нагрева концентратора связано с увеличением его массы, это же приводит к усиленному охлаждению металла в верхней части прибыли и большему смещению раковины вниз. Таким образом, в третьем варианте формируется наиболее компактная раковина, но при этом сильно смещенная вниз прибыли.

Представленный анализ хорошо подтверждает сделанные выше предположения о механизме работы концентратора, что позволяет определить основные цели при его проектировании:

- формирование компактной усадочной раковины минимальных размеров;
- максимальное время и площадь контакта формовочной смеси с жидкой фазой прибыли;
- минимизация объема прибыли.

Достижение экстремумов по этим параметрам позволяет обеспечить максимальную эффективность работы прибыли.

На практике, при выборе формы и размера концентратора, следует учитывать ограничения, связанные с особенностями получения болванов при различных способах формовки и возможностью применения других технологических приемов, например стержней атмосферного давления [20]. Поэтому оптимальная форма и размер концентратора для разных технологий формовки могут существенно отличаться. Тем не менее, предложенный выше подход и критерии могут быть использованы для определения формы прибыли, характеризующейся максимальной эффективностью. Так, на базе ООО «РЛЗ» были реализованы рекоменда-

ции по изменению конструкции прибылей для отливок «обойма», изготавливаемых по технологии промышленного и гражданского строительства. Это позволило, без привлечения дополнительных средств и снижения производительности и технологичности процесса формовки, увеличить выход годного на 4 %. Кроме того, применение прибылей с концентратором позволило в два раза снизить объем внешнего брака за счет практически полного исключения из него газовых раковин.

Выводы. Предложен подход по оценке эффективности применения прибылей на основе данных об изменении их объема при заданных условиях расположения усачных раковин, позволяющий определить оптимальную геометрическую форму прибыли.

В процессе анализа механизма тепловой работы концентратора сформулированы три основные цели его проектирования, обеспечение которых позволяет получить максимальную эффективность работы прибыли.

Разработка рекомендаций на основе предложенного подхода и их внедрение в производство ООО «РЛЗ» позволили подтвердить основные положения работы на базе производства стальных отливок «обойма» и получить увеличение выхода годного на 4 % и уменьшение объема внешнего брака в два раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
2. Нехендзи Ю.А. Стальное литье. – М.: Металлургиздат, 1948. – 768 с.
3. Василевский П.Ф. Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 1974. – 406 с.
4. Производство стальных отливок: Учебник для вузов / Л.Я. Козлов, В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин и др. / Под ред. Л.Я. Козлова. – М.: Изд-во МИСиС, 2003. – 351 с.
5. Campbell J. Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Techniques and Design. 1st edition. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2011. – 1220 p.
6. Справочник литейщика / Под. ред. Н.Н. Рубцова. – М.: Машгиз, 1962. – 611 с.
7. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов: Учеб. пособие для вузов. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
8. Дубинин Н.П. Стальное литье: Справочник для мастеров литейного производства. – М.: Машгиз, 1961. – 887 с.
9. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. – М.: Машгиз, 1960. – 416 с.
10. Гацуро В.М., Вовся С.А. Применение экзотермических вставок при производстве стального литья – путь к экономии // Литье и металлургия. 2008. № 2 (46). С. 131 – 133.
11. Сошкин В.Е., Молодых Л.А. Улучшение качества литья при применении экзотермических вставок // Литейщик России. 2013. № 6. С. 12 – 14.
12. Кукуй Д.М., Фасевич Ю.Н., Турок А.И. Влияние вида наполнителя на прочностные и теплофизические свойства экзотермических смесей // Литье и металлургия. 2010. № 3 (57). С. 125 – 127.
13. Williams T.J., Hardin R.A., Beckermann C. Thermophysical properties and performance of riser sleeves for steel castings // Inter Metalcast. 2016. Vol. 10. No. 4. P. 535 – 555.
14. Kamble B.S. etc. Optimization & experimental validation of feeding system for steel casting using traditional and simulation technique-a case study // IRJET. 2016. Vol. 3. No. 6. P. 1684 – 1689.
15. Perzyk M. etc. Optimization of side feeders systems by means of simulation of solidification // Archives of Foundry Engineering. 2015. Vol. 15. No.1. P. 69 – 74.
16. Sutaria M. etc. Automatic optimization of casting feeders using feed-paths generated by VEM // ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. American Society of Mechanical Engineers, 2011. P. 137 – 146.
17. Morthland T.E. etc. Optimal riser design for metal castings // MMTB. 1995. Vol. 26. No. 4. P. 871 – 885.
18. Монастырский А.В. О современных методах разработки и оптимизации технологических процессов в литейном производстве // Литейное производство. 2010. № 5. С. 19 – 22.
19. Ваченко А.С., Жокин А.В. Математическое моделирование как инструмент технолога-литейщика // Литейное производство. 2015. № 3. С. 30 – 32.
20. Варианты исполнения (типоразмеры) экзотермических вставок [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.beltr.ru/materiali_vstavka_ekzotermicheskaia-var.php (Дата обращения: 15.04.2018).

Поступила 17 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 543–550.

ASSESSMENT OF THE EFFICIENCY OF USING BLIND FEEDERS OF VARIOUS GEOMETRY BASED ON MATHEMATICAL SIMULATION RESULTS

A.V. Fedosov¹, G.V. Chumachenko¹, M.A. Khodarev², V.V. Golomeev²

¹ Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

² LLC “The Rostov Foundry”, Rostov-on-Don, Russia

Abstract. A short analysis of existing methods for reducing the feeders' volume is carried out. Their advantages and disadvantages are singled out. The area of application of optimization methods of the feeders' form is substantiated with the purpose of increasing the casting yield. The actual location of shrinkage defects in variously designed feeders is considered. The patterns of location and shape of shrinkage cavity are shown depending on the shape of the feeder upper section. This allowed to distinguish four groups of feeders and noted the differences in the effectiveness of their work. To clarify the mechanism of shrinkage defects formation in feeders with a different form of the upper

section and to estimate the effectiveness of their work, it is proposed to use methods of mathematical modeling. The appropriateness of using mathematical modeling methods is emphasized, by means of the possibility of idealizing external influencing factors on thermal processes in the form that is difficult to achieve in real conditions of foundry production. The SOLIDCast application is used as the modeling means. The initial and boundary conditions for mathematical modeling were identical for all types of feeders. The results of the shrinkage cavities prediction are presented as isosurfaces diagrams, the sizes were used for estimation of the feeders work efficiency. The method of estimation of variously designed feeders' effectiveness is proposed on the basis of mathematical modeling results. Characteristics of shrinkage defects location in feeders' volume are proposed to use for estimation of feeder's effectiveness. Its calculation for the feeders of equal size but having differently designed top part is shown. The introduced efficiency index has a good adjustment with geometric module (ratio

between volume and surface of feeder). Increasing feeder's geometric module increases its thermal efficiency. It is shown that the use of a notch allows to increase feeder's efficiency. The explanation of mechanism of notch thermal behavior and its influence on shrinkage defects location is offered on the basis of analysis of isothermal lines in feeders' cross section. Recommendations towards maximization of casting yield are substantiated due to the change in feeder top part design. The opportunity of increasing of casting yield up to 4% and reducing casting defects by optimization feeder's upper section shape is shown.

Keywords: feeder, shrinkage, steel, casting, shrinkage cavity, casting yield, mathematical modeling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-543-550

REFERENCES

1. Efimov V.A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Casting and crystallization of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 552 p. (In Russ.).
2. Nekhendzi Yu.A. *Stal'noe lit'e* [Steel castings]. Moscow: Metallurgizdat, 1948, 768 p. (In Russ.).
3. Vasilevskii P.F. *Tekhnologiya stal'nogo lit'ya* [Technology of steel casting]. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 406 p. (In Russ.).
4. Kozlov L.Ya., Kolokol'tsev V.M., Vdovin K.N. etc. *Proizvodstvo stal'nykh otlivok* [Production of steel castings]. Moscow: MISIS, 2003, 351 p. (In Russ.).
5. Campbell J. *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Techniques and Design*. 1st edition. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2011, 1220 p.
6. Rubtsov N.N. *Spravochnik liteishchika* [Caster's guide]. Rubtsov N.N. ed. Moscow: Mashgiz, 1962, 611 p. (In Russ.).
7. Gulyaev B.B. *Teoriya liteinykh protsessov. Ucheb. posobie dlya vuzov* [Theory of foundry processes. Textbook for universities]. Leningrad: Mashinostroenie, 1976, 216 p. (In Russ.).
8. Dubinin N.P. *Stal'noe lit'e: spravochnik dlya masterov liteinogo proizvodstva* [Steel casting: a guide for foundry masters]. Moscow: Mashgiz, 1961, 887 p. (In Russ.).
9. Gulyaev B.B. *Liteinye protsessy* [Foundry processes]. Moscow: Mashgiz, 1960, 416 p. (In Russ.).
10. Gatsuro V.M., Vovsya S.A. Application of exothermic plugs at production of steel casting as the way to economy. *Lit'e i metallurgiya*. 2008, vol. 46, no. 2, pp. 131–133. (In Russ.).
11. Soshkin V.E., Molodykh L.A. Increase of castings quality while applying exothermal inserts. *Liteishchik Rossii*. 2013, no. 6, pp. 12–14. (In Russ.).
12. Kukui D.M., Fasevich Yu.N., Turok A.I. Influence of the filler type on strength and thermal properties of exothermic mixtures. *Lit'e i metallurgiya*. 2010, vol. 57, no. 3, pp. 125–127. (In Russ.).
13. Williams T.J., Hardin R.A., Beckermann C. Thermophysical properties and performance of riser sleeves for steel castings. *Inter Metalcast*. 2016, vol. 10, no. 4, pp. 535–555.
14. Kamble B.S. etc. Optimization & experimental validation of feeding system for steel casting using traditional and simulation technique—a case study. *IRJET*. 2016, vol. 3, no. 6, pp. 1684–1689.
15. Perzyk M. etc. Optimization of side feeders systems by means of simulation of solidification. *Archives of Foundry Engineering*. 2015, vol. 15, no. 1, pp. 69–74.
16. Sutaria M. etc. Automatic optimization of casting feeders using feed-paths generated by VEM. *ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. American Society of Mechanical Engineers*, 2011. pp. 137–146.
17. Morthland T.E. etc. Optimal riser design for metal castings. *MMTB*. 1995, vol. 26, no. 4, pp. 871–885.
18. Monastyrskii A.V. Modern methods of developing and optimizing the manufacturing processes in foundry industry. *Liteinoe proizvodstvo*. 2010, no. 5, pp. 19–22. (In Russ.).
19. Vachenko A.S., Zhokin A.V. Mathematical simulation as the tool of the technologist-caster. *Liteinoe proizvodstvo*. 2015, no. 3, pp. 30–32. (In Russ.).
20. *Varianty ispolneniya (tiporazmery) ekzotermicheskikh vstavok* [Variants of design (size) of exothermic inserts]. Electronic resource. Available at URL: http://www.beltl.ru/materiali_vstavka_ekzotermicheskaja-var.php (Accessed 15.04.2018). (In Russ.).

Information about the authors:

A.V. Fedosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Molding and Art Materials Processing” (fedosov-sol@mail.ru)

G.V. Chumachenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Molding and Art Materials Processing”

M.A. Khodarev, Chief Specialist of Cast Iron Casting

V.V. Golomeev, Senior Engineer-Technologist of Iron Casting Shop

Received November 17, 2016

УДК 621.77:669.14.018.27

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА СТАЛЬНОГО ПРОКАТА ДЛЯ ХОЛОДНОЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ

Филиппов А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры производственной безопасности и экологии

Пачурин Г.В.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой производственной безопасности и экологии

Кузьмин Н.А.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Автомобильный транспорт»

Матвеев Ю.И.², д.т.н., профессор, зав. кафедрой эксплуатации судовых энергетических установок

Деев В.Б.³, д.т.н., профессор, зам. зав. кафедрой «Технология литейных процессов» (deev.vb@mail.ru)

¹Нижегородский государственный технический университет им. Р.А. Алексеева
(603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

²Волжский государственный университет водного транспорта
(603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Нестерова, 5а)

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Во всех отраслях машиностроения используются метизные изделия, получаемые из проката методом холодной высадки, качество которого оценивается требуемыми химическим составом и пластичностью, отсутствием разброса механических характеристик по всей длине, отсутствием внутренних и поверхностных дефектов. Конкурентное преимущество готовых метизных металлоизделий является результатом оптимизации на всех технологических переделах: от выплавки металла проката до высадки готовых метизных изделий. При этом, работая над снижением себестоимости и достижением требуемого качества метизов, важным условием является обеспечение безопасности и уменьшения энергоемкости и трудозатратности процесса их изготовления. Важную контролируемую роль в этой технологической цепочке играет этап подготовки материала для его холодной объемной штамповки. Высокопрочный крепеж, получаемый в условиях холодной высадки, чаще всего получают из хромистых сталей. В последнее время активно внедряются альтернативные борсодержащие стали. Однако из-за возможного образования оксидов и нитридов бора, приводящих к снижению прокаливаемости, они обладают нестабильностью термического упрочнения в процессе закалки металлоизделий. Кроме того, прокат хромистых сталей, как правило, на 12 – 16 % дешевле. А с учетом того, что зарубежные поставки таких сталей связаны с дополнительными расходами, производимый из борсодержащих сталей крепеж получается с еще большим увеличением стоимости, что опять говорит в пользу хромистых сталей. В работе получены стандартные механические характеристики, а также критерии разрушения проката из стали 40Х, подвергнутой патентованию в селитровой ванне с различной температурой и последующего волочения с разной степенью деформации при обжатии. Выявлен оптимальный режим подготовки параметров структуры и механических характеристик проката перед операцией холодной объемной штамповки метизных металлоизделий: патентирование (температура селитровой ванны 400 °С) и волочение (степень деформации при обжатии в пределах от 5 до 10 %). Установлено, что обработка по этому режиму обеспечивает получение требуемого качества проката и является более предпочтительной, чем действующая на производстве.

Ключевые слова: сталь, горячекатаный прокат, холодная объемная штамповка, крепежные изделия, дефекты, термическая обработка, степень обжатия, структура, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-551-556

ВВЕДЕНИЕ

Наблюдающееся в настоящее время ужесточение условий эксплуатации машин, оборудования и механизмов предъявляет повышенные требования к основным конструкционным материалам в отношении их механических характеристик и эксплуатационных свойств [1 – 3]. Самыми распространенными металлоизделиями являются получаемые высадкой крепежные изделия [4 – 6], используемые практически во всех отраслях машиностроения [7, 8].

Для обеспечения волочения и холодной объемной штамповки сталь должна обладать соответствующим химическим составом и рядом необходимых технологических свойств (например, пластичностью) и други-

ми характеристиками [9, 10]. Важным является уровень качества поверхности проката – отсутствие внутренних и поверхностных дефектов [11] (окалины, обезуглероживания поверхностного слоя и др.), которые могут ухудшить его механические характеристики [12] и привести к появлению деформационных трещин, возникновению брака в процессе холодной штамповки [13].

Требуемое качество металлоизделий обеспечивается на всех этапах технологических процессов: от выплавки металла до высадки металлоизделий [14, 15]. Превалирующую роль в этой цепочке играет подготовка проката к высадке [16], формирующая необходимую структуру качественных болтовых изделий [17, 18].

Для высадки крепежа широко используется стандартизованная сталь 40Х (ГОСТ 10702-78).

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Определение стандартных характеристик металлопроката из стали 40X (ГОСТ 1497-81) σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ и ψ после всех режимов обработки осуществлялось [19] на цилиндрических образцах по схеме статического растяжения на машине ЦДМ-100 со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Расчет среднего арифметического значения и квадратического отклонения, а также коэффициента вариации проводился с помощью пакета программ Statistica.

Микроструктуру металла после каждой технологической операции изучали на микроскопе НЕОРНОТ-21 (Carl Zeiss).

В работе [20] показано, что важной характеристикой материала являются критерии его работоспособности, оцениваемые удельной энергией деформации до момента разрушения:

$$W_c = 0,5(\sigma_T + \sigma_k)\varepsilon_{\text{пред}},$$

где σ_T – предел текучести, МПа; $\sigma_k = \sigma_b(1 + \delta)$ – сопротивление разрушению, МПа; $\varepsilon_{\text{пред}} = \ln\left(\frac{1}{1 - \psi}\right)$ – истинная деформация при разрушении; W_c – энергоемкость металла, МДж/м³.

Критерий зарождения трещины (безразмерная величина)

$$K_{\text{зт}} = \frac{W_c}{\sigma_T},$$

критерий роста трещины

$$K_{\text{рт}} = W_{\text{с. крит.}} \sigma_T, (\text{МДж/м}^3)\text{МПа},$$

где $W_{\text{с. крит.}}$ – критическая предельная удельная энергия деформации в вершине трещины:

$$W_{\text{с. крит.}} \approx (0,75 - 0,5)W_c K_{\text{рт}}, [(\text{МДж/м}^3)\text{МПа} \approx (\text{МДж/м}^3)^2].$$

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

У проката в состоянии поставки структура представляет «зернистый перлит с элементами феррита» (рис. 1).

После патентирования при температурах 400 и 450 °С формируется достаточно однородная микроструктура «сорбит патентирования» (рис. 2).

Патентирование при 500 °С формирует микроструктуру «сорбит с элементами мартенсита» (рис. 3).

После патентирования при 370 °С образуется микроструктура «троостит» (рис. 4).

Результаты экспериментов по определению механических характеристик и критериев разрушения проката после патентирования с разными температурами селит-

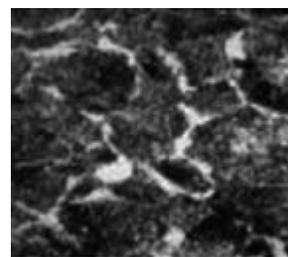


Рис. 1. Структура проката, $\times 500$

Fig. 1. Rolled metal structure, $\times 500$

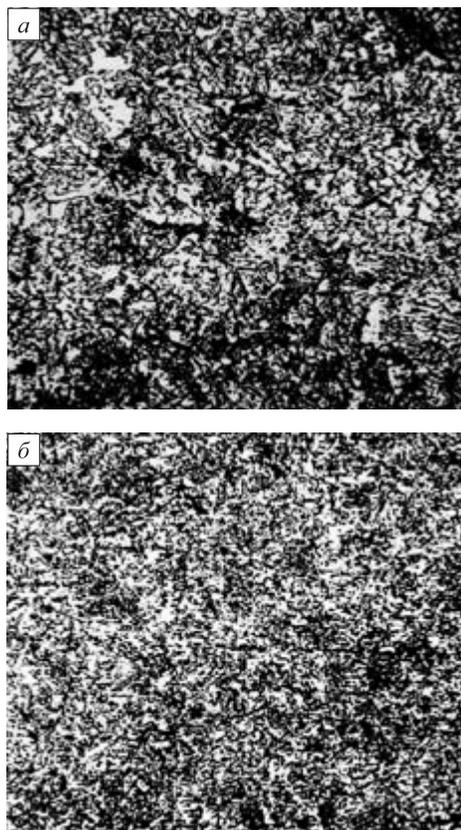


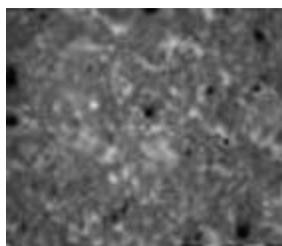
Рис. 2. Микроструктура «сорбит патентирования» проката после патентирования при 400 (а) и 450 °С (б), $\times 500$

Fig. 2. Microstructure “patenting sorbitol” of rolled metal after patenting at 400 (a) and 450 °C (б), $\times 500$



Рис. 3. Микроструктура «сорбит с участками мартенсита», $\times 200$

Fig. 3. Microstructure “sorbitol with martensite zones”, $\times 200$

Рис. 4. Микроструктура «троостит», $\times 200$ Fig. 4. Microstructure “troostite”, $\times 200$

ровой ванны и последующего обжата с различной степенью деформации представлены в табл. 1.

Критерии работоспособности в дополнение к стандартным механическим свойствам позволяют [20] оценивать работоспособность материала. От начала приложения нагрузки до окончательного разрушения металла в его структуре одновременно происходят процессы пластической деформации и трещинообразования. На рис. 5, 6 представлены результаты сравнения параметров энергоёмкости для различных режимов обработки.

Таблица 1

**Стандартные механические характеристики и критерии работоспособности проката
(средние значения – коэффициент вариации параметров не более 0,021)**

*Table 1. Standard mechanical characteristics and performance criteria of rolled products
(averages – coefficient of parameters variation not more than 0.021)*

Степень обжата, %	НВ	σ_b , МПа	σ_t , МПа	Ψ , %	δ , %	W_c , МДж/м ³	K_{3T}	K_{PT} , (МДж/м ³) $\cdot 10^{-6}$
Патентирование при 370 °С								
5	306	1097	970	47	10,8	635	0,60	0,37
10	306	1098	965	47	11,0	692	0,71	0,40
20	316	1160	985	45	9,8	674	0,68	0,39
30	298	1320	1190	20	6,9	290	0,24	0,21
40	306	1340	1180	17	5,2	235	0,20	0,17
60	330	1360	1190	17	5,2	238	0,20	0,17
Патентирование при 400 °С								
5	285	950	840	57	13,0	886	1,05	0,46
10	280	995	910	56	12,5	857	0,94	0,46
20	315	1110	970	55	11,5	881	0,91	0,51
30	283	1270	1110	45	9,5	702	0,63	0,46
40	302	1250	1070	40,9	7,8	635	0,59	0,41
60	318	1290	1240	22,1	6,9	326	0,26	0,24
Патентирование при 450 °С								
5	260	973	910	49,2	13,0	680	0,75	0,37
10	235	1010	940	53	12,5	783	0,83	0,44
20	255	1075	940	50	11,0	785	0,83	0,44
30	313	1310	1200	32	5,2	483	0,40	0,34
40	298	1280	1130	30	4,4	441	0,39	0,30
60	–	–	–	–	–	–	–	–
Патентирование при 500 °С								
5	298	1110	996	40	10,8	568	0,57	0,34
10	247	1055	990	40	8,9	546	0,55	0,32
20	247	1160	1050	29	8,35	394	0,38	0,25
30	–	–	–	–	–	–	–	–
40	–	–	–	–	–	–	–	–
60	–	–	–	–	–	–	–	–

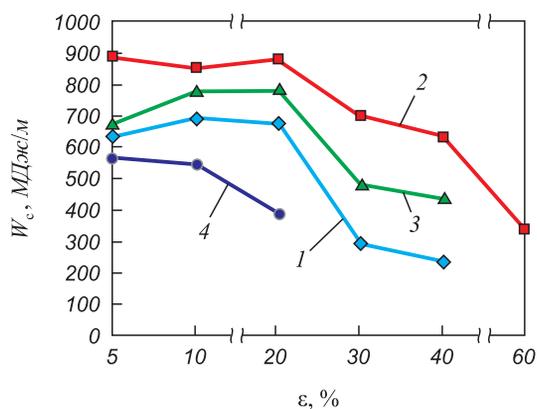


Рис. 5. Зависимость показателя энергоёмкости от степени деформации после патентирования при различных температурах, °С: 1 – 370; 2 – 400; 3 – 450; 4 – 500

Fig. 5. Dependence of the energy intensity index on deformation degree after patenting at various temperatures at °C: 1 – 370; 2 – 400; 3 – 450; 4 – 500

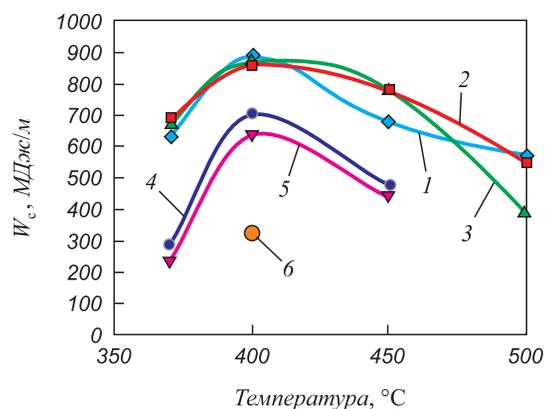


Рис. 6. Зависимость показателей энергоёмкости от температуры патентирования при различных степенях деформации, %: 1 – 5; 2 – 10; 3 – 20; 4 – 30; 5 – 40; 6 – 60

Fig. 6. Dependence of energy intensity indexes on patenting temperature at different deformation degrees at %: 1 – 5; 2 – 10; 3 – 20; 4 – 30; 5 – 40; 6 – 60

Наибольшей величиной показателя энергоёмкости W_c обладает прокат после патентирования при 400 °С и волочения с обжатием 5 %, а самой низкой – после патентирования при 370 °С и волочения с обжатием 40 %.

Механические свойства и критерии работоспособности подготовленного к высадке болтовых металлоизделий проката по действующей на производстве и предлагаемой технологиям представлены в табл. 2.

Согласно данным работы [20], чем выше значение показателя энергоёмкости, тем позднее в прокате зарождаются и медленнее распространяются трещины, и тем лучшей работоспособностью будут обладать готовые металлоизделия. Поэтому прокат из стали 40Х после изотермической обработки при температуре 400 °С и волочения со степенью обжатия 5 % является более предпочтительным перед обработанным по другим режимам, включая действующий на производстве.

Выводы

Установлено, что в результате патентирования при температуре 500 °С и последующего волочения с обжатием 30, 40 и 60 % образуется структура «сорбит с участками мартенсита», обуславливающая полную

потерю пластичности и разрушение металла вследствие образования внутренних трещин. Поэтому данная микроструктура не может использоваться для проката под холодную высадку болтовых изделий.

Патентирование при температуре 370 °С формирует микроструктуру «троостит», с которой связаны высокие прочностные и низкие пластические характеристики, что также не может быть рекомендовано для подготовки проката к холодной высадке болтов.

Выявлено, что рациональное сочетание механических характеристик (достаточно высокая прочность и низкое сопротивление пластической деформации) достигается патентированием при температуре 400 °С и последующим волочением с обжатием от 5 до 10 %. При этом анализ критериев разрушения показал, что прокат, обработанный по данному режиму, является более рациональным, чем подготовленный по действующей на производстве технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 228 с.
2. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. – 254 с.

Таблица 2

Механические свойства и критерии работоспособности подготовленного по действующей (1) и предлагаемой (2) технологиям (средние значения – коэффициент вариации параметров не более 0,021)

Table 2. Mechanical properties and performance criteria according to the current (1) and proposed (2) technologies (averages – coefficient of parameters variation of not more than 0.021)

Вариант	НВ	σ_b , МПа	σ_t , МПа	Ψ , %	δ , %	W , МДж/м ³	$K_{зт}$	$K_{рт}$, (МДж/м ³)10 ⁻⁶
1	235	860	695	57	13	708	1,02	0,33
2	269	950	840	57	13	886	1,05	0,46

3. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. – 515 с.
4. Гуров В.Д., Виноградов А.Г. Улучшение качества крепежных изделий и снижение расхода металла при производстве // Сталь. 2005. № 12. С. 52 – 54.
5. Соколов А.А., Артюхин В.И. Критерии выбора материалов и технологических параметров для производства проволоки для холодной объемной штамповки // Метизы. 2008. № 2 (18). С. 50 – 54.
6. Амиров М.Г., Лавриненко Ю.А. Основы технологии автоматизирования холодновысадочного производства: Учеб. пособие. – Уфа: УАИ, 1992. – 142 с.
7. Мойсейчик Е.А. Работа растянутых высокопрочных болтов в элементах стальных конструкций и их склонность к замедленному разрушению // Вестник МГСУ. 2014. № 11. С. 58 – 67.
8. Бунатян Г.В. Крепежные изделия. Перспективы – в консолидации // Метизы. 2010. № 1 (22). С. 12 – 15.
9. Pachurin G.V., Vlasov V.A. Mechanical properties of sheet structural steels at operating temperatures // Metal Science and Heat Treatment. 2014. Vol. 56. Issue 3 – 4. P. 219 – 223.
10. Лавриненко В.Ю. Математические модели процессов холодной объемной штамповки крепежных изделий // Метизы. 2007. № 1. С. 35 – 37.
11. Дзиро Томигана, Кинья Вахимото, Тошимичи Мори и др. Производство катанки с высокой способностью к удалению окислов // Метизы. 2008. № 2 (18). С. 32 – 42.
12. Анджело Зинути, Джанкарло Саро. Волочение проволоки на станах // Метизы. 2003. № 2 (03). С. 41 – 47.
13. Кулеша В.А. Особенности производства стали для высококачественных метизов // Труды третьего конгресса прокатчиков. – М., 2000. С. 543 – 546.
14. Pachurin G.V., Filippov A.A. Economical preparation of 40X steel for cold upsetting of bolts // Russian Engineering Research. 2008. Vol. 28. Issue 7. P. 670 – 673.
15. Filippov A.A., Pachurin G.V., Naumov V.I., Kuzmin N.A. Low-cost treatment of rolled products used to make long high-strength bolts // Metallurgist. 2016. Vol. 59. Issue 9 – 10. P. 810 – 815.
16. Ивченко А.В., Амбражей М.Ю., Мачуская Н.Д., Кокашинская Г.В. Высокопрочный крепеж класса 8.8. из термомеханически упрочненной катанки // Метизы. 2010. № 1 (22). С. 58 – 63.
17. Галкин В.В. К вопросу микроструктурной оценки распределения пластических деформаций металла холодно-высаженных крепежных изделий // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2014. № 8. С. 11 – 14.
18. Галкин В.В. Структурно-деформационная оценка упрочнения металла в многооперационных процессах холодного деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 8. С. 8 – 12.
19. Пачурин Г.В. Филиппов А.А. Выбор рациональных значений степени обжатия горячекатаной стали 40X перед холодной высадкой метизов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 7. С. 23 – 25.
20. Скуднов В.А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: Учеб. пособие для вузов. – Нижний Новгород: НГТУ, 2007. – 191 с.

Поступила 6 марта 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 551–556.

EVALUATION OF QUALITY OF ROLLED STEEL FOR COLD VOLUME FORGING

A.A. Filippov¹, G.V. Pachurin¹, N.A. Kuz'min¹, Yu.I. Matveev², V.B. Deev³

¹ Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

² Volga State University of Water Transport, Nizhny Novgorod, Russia

³ National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Metal products obtained by cold heading from rolled metal are used in all branches of mechanical engineering. Its quality is estimated by the required chemical composition and plasticity, the absence of a dispersion of mechanical characteristics along the entire length, the absence of internal and surface defects. The competitive advantage of metalware is the result of optimization during all technological processes: from rolled metal smelting to heading of finished metalware. At the same time, to reduce costs and to achieve the required quality of metalware, an important condition is to ensure safety and to reduce the energy intensity and labor input of its manufacturing process. An important controlling role in this technological chain is the preparation of the material for its cold volume forging. High-strength fasteners, obtained in conditions of cold heading, are most often obtained from chromium steels. Recently, alternative boron-containing steels have been actively introduced. However, because of the possible formation of boron oxides and nitrides, which lead to a decrease in hardenability, they exhibit instability of thermal hardening during thermohardening of metal products. In addition, the rolled metal of chromium steels, as a rule, is cheaper by 12 – 16 %. And as the fact that foreign deliveries of such steels are associated with additional costs, the fasteners produced from boron-containing steel are obtained with even higher increase in value, which again shows the favor of chromium steels. The standard mechanical characteristics were obtained as well as the destruction cri-

teria of 40Kh rolled steel, subjected to patenting in a nylon bath with different temperatures and subsequent drawing with different degrees of deformation during cobbing. The optimum mode of preparation of structure parameters and mechanical characteristics of rolled products before the operation of metalware cold volume forging was identified: patenting (temperature of salt bath of 400 °C) and drawing (deformation degree in the range of 5 – 10 %). It was established that treatment under this mode ensures the obtaining of the required quality of rolled products and is more preferable than the one that operates in production.

Keywords: steel, hot-rolled steel, cold forging, fasteners, defects, heat treatment, reduction ratio, structure, mechanical properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-551-556

REFERENCES

1. Terent'ev V.F. *Ustalost'naya prochnost' metallov i splavov* [Fatigue durability of metals and alloys]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002, 228 p. (In Russ.).
2. Terent'ev V.F. *Ustalost' metallicheskih materialov* [Fatigue of metal materials]. Moscow: Nauka, 2003, 254 p. (In Russ.).
3. Terent'ev V.F., Petukhov A.N. *Ustalost' vysokoprochnykh metallicheskih materialov* [Fatigue of high-strength metal materials]. Moscow: IMET RAN – TsIAM, 2013, 515 p. (In Russ.).
4. Gurov V.D., Vinogradov A.G. Improvement in quality of fasteners. *Stal'*. 2005, no. 12, pp. 52–54. (In Russ.).
5. Sokolov A.A., Artyukhin V.I. Criteria of the choice of materials and technological parameters for production of a wire for cold volume forging. *Metizy*. 2008, no. 2 (18), pp. 50–54. (In Russ.).
6. Amirov M.G., Lavrinenko Yu.A. *Osnovy tekhnologii avtomatizirovaniya kholodnovysadochnogo proizvodstva. Uchebnoe posobie* [Technological basics of automatization of cold headed production. Manual]. Ufa: UAI, 1992, 142 p. (In Russ.).

7. Moiseichik E.A. Operation of stretched high-strength bolts in elements of steel structures and their tendency to the slowed-down destruction. *Vestnik MGSU*. 2014, no. 11, pp. 58–67. (In Russ.).
8. Bunatyan G.V. Fasteners. Prospects – in consolidation. *Metizy*. 2010, no. 1 (22), pp. 12–15. (In Russ.).
9. Pachurin G.V., Vlasov V.A. Mechanical properties of sheet structural steels at operating temperatures. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014, vol. 56, Issue 3-4, pp. 219–223.
10. Lavrinenko V.Yu. Mathematical models of processes of cold volume forging of fasteners. *Metizy*. 2007, no. 1, pp. 35–37. (In Russ.).
11. Dziro Tomigana, Kin'ya Vakimoto, Toshimichi Mori, Masaki Murakami, Takafumi Ioshimura. Production of rod iron with high ability to scale removal. *Metizy*. 2008, no. 2(18), pp. 32–42. (In Russ.).
12. Andzhelo Zinuti, Dzhankarlo Saro. Drawing of a wire on mills. *Metizy*. 2003, no. 2 (03), pp. 41–47. (In Russ.).
13. Kulesha V.A. Features of production of steel for high-quality metalware. In: *Trudy tret'ego kongressa prokatchikov, Moskva, 2000* [Proc. Of the 3rd Congress of Rollers, Moscow, 2000], pp. 543–546. (In Russ.).
14. Pachurin G.V., Filippov A.A. Economical preparation of 40X steel for cold upsetting of bolts. *Russian Engineering Research*. 2008, vol. 28, no. 7, pp. 670–673.
15. Filippov A.A., Pachurin G.V., Naumov V.I., Kuzmin N.A. Low-cost treatment of rolled products used to make long high-strength bolts. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 9-10, pp. 810–815.
16. Ivchenko A.V., Ambrazhei M.Yu., Machuskaya N.D., Kokashinskaya G.V. High-strength fastener of 8.8. class from thermomechanically strengthened rod iron. *Metizy*. 2010, no. 1 (22), pp. 58–63. (In Russ.).
17. Galkin V.V. On microstructural assessment of distribution of plastic deformations of metal of cold headed fasteners. *Kuznechno-shtampovnoye proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2014, no. 8, pp. 11–14. (In Russ.).
18. Galkin V.V. Structural and deformation assessment of metal hardening in multioperational processes of cold deformation. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2014, no. 8, pp. 8–12. (In Russ.).
19. Pachurin G.V., Filippov A.A. Choice of rational reduction ratio of hot-rolled 40Kh steel before cold heading of metalware. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 7, pp. 23–25. (In Russ.).
20. Skudnov V.A. *Sinergetika yavlenii i protsessov v metallovedenii, uprochnyayushchikh tekhnologiyakh i razrushenii: uchebnoe posobie dlya studentov vuzov* [Synergetics of phenomena and processes in metallurgical science, strengthening technologies and destruction: Manual for university students]. Nizhny Novgorod: NGTU, 2007, 191 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.A. Filippov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Industrial Safety and Ecology

G.V. Pachurin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Industrial Safety and Ecology

NA. Kuz'min, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Automobile transport"

Yu.I. Matveev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Operation of Marine Power Plants

V.B. Deev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Head of Chair "Technology of Foundry Processes" (deev.vb@mail.ru)

Received March 6, 2018

УДК 662.613.12.003

ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ УТИЛИЗАЦИИ ЗОЛОШЛАКОВЫХ ОТХОДОВ ТЭЦ. ЧАСТЬ 2

Подгородецкий Г.С., к.т.н., директор научно-образовательного центра

«Инновационные металлургические технологии» (podgs@misiss.ru)

Горбунов В.Б., к.т.н., зам. директора научно-образовательного центра

«Инновационные металлургические технологии» (vbg1953@mail.ru)

Агапов Е.А., инженер 1-й категории научно-образовательного центра

«Инновационные металлургические технологии» (ageger@yandex.ru)

Ерохов Т.В., инженер 1-й категории научно-образовательного центра

«Инновационные металлургические технологии» (timofeyerokhov@gmail.com)

Козлова О.Н., инженер 1-й категории научно-образовательного центра

«Инновационные металлургические технологии» (o_kozlova1@mail.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Для существующих и уже строящихся угольных ТЭЦ известные методы утилизации золошлаковых отходов (ЗШО) могут быть востребованы при учете всех возникающих новых экологических и экономических рисков, но для нового электрогенерирующего источника при выборе технологии сжигания угля необходимо более существенно повышать значимость экологической составляющей проекта. Считается, что наиболее перспективными технологиями сжигания угля, повышающими экологическую безопасность именно методом сжигания, являются технологии на основе циркулирующего кипящего слоя. Они позволяют существенно снизить выбросы оксидов серы и азота за котлом, но решение проблемы золошлаковых отходов остается на прежнем уровне. Проблему утилизации ЗШО при реализации новых энергетических проектов или при замене выбывающих мощностей угольной генерации предлагается решить заменой сжигания угля в потоке или кипящем слое на сжигание твердого топлива в барботируемом шлаковом расплаве. Даны описания и схемы данных методов. Представлено сравнение основных качественных технических и экологических показателей технологий пылеугольного сжигания и сжигания в шлаковом расплаве. Развитие угольной генерации предполагается по двум основным направлениям: сжигание угля с повышением параметров пара и газогенерация с комбинированным циклом электрогенерации: паровым и газовым, основанным на газификации твердых топлив. Эти направления позволяют увеличить электрический КПД паросиловых установок от 30 – 36 до 44 – 45 % на сверхкритических параметрах пара, а при использовании парогазового комбинированного цикла до 50 – 55 %. Предложена технологическая схема газификации угля в шлаковом расплаве, повышающая электрический КПД установки. Показана экологическая и экономическая эффективность метода газификации твердого топлива и простота производства изделий из шлака методом литья. При этом качество литых шлакокаменных изделий значительно выше аналогичных цементно-песчаных изделий с добавлением золы уноса, а легкость перехода с одной формы литья на другую позволяет быстро реагировать на запросы рынка.

Ключевые слова: уголь, утилизация золошлаковых отходов, газификация, барботаж, шлаковый расплав, шлакокаменное литье.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-557-563

Для существующих и уже строящихся угольных ТЭЦ известные методы утилизации золошлаковых отходов (ЗШО) [1] могут быть востребованы при учете всех возникающих новых экологических и экономических рисков. Однако для нового генерирующего источника (теплоэлектроцентрали (ТЭЦ) или конденсационные электростанции (КЭС)) при выборе технологии сжигания угля необходимо более существенно повышать значимость экологической составляющей проекта.

Активно развивающимися технологиями сжигания и/или газогенерации угля, повышающими экологическую безопасность именно методом сжигания, являются технологии на основе циркулирующего кипящего слоя [2, 3]. Они позволяют существенно снизить выб-

росы оксидов серы и азота за котлом [4, 5], но проблема утилизации золошлаковых отходов может быть решена только теми же способами, как и для других традиционных технологий сжигания.

Альтернативой технологии сжигания и/или газогенерации угля с более низкими экологическими рисками как по выбросам вредных веществ, так и по эффективности утилизации ЗШО, являются технологии сжигания угля в барботируемом шлаковом расплаве.

Метод сжигания (газификации) угля в шлаковом расплаве основан на использовании технологии производства цветных металлов и чугуна процесса плавки в жидкой ванне в барботажных печах, разработанных в НИТУ «МИСиС» (процесс Ванюкова, процесс Ро-

мелт) [6, 7]. Технология прошла экспериментальную проверку на барботажных опытно-промышленных и промышленных металлургических агрегатах, для которых режим газификации угля является режимом холодного хода. Основываясь на полученных результатах эксплуатации опытной промышленной установки на Новолипецком металлургическом комбинате, на Несветай ГРЭС в Ростовской области были начаты работы по созданию установки с газификацией угля в шлаковом расплаве. Проект разрабатывался совместно Научно-исследовательским институтом экологических проблем энергетики, НПО «Алгон», НИТУ «МИСиС», Гинцветмет, Стальпроект, ОАО ТКЗ «Красный котельщик» и другими предприятиями [8, 9], но из-за финансовых проблем работы по созданию этой установки были прекращены.

Общий вид установки сжигания угля в шлаковом расплаве, спроектированный для Несветай ГРЭС, представлен на рис. 1 [9]. В терминах энергетического котлостроения данный агрегат представляет собой котел для паросиловой установки (ПСУ) с топкой сжигания твердого топлива широкого фракционного состава в шлаковом расплаве. Процесс сжигания угля или иного твердого топлива происходит следующим образом. В шлаковую ванну, находящуюся в нижней части реактора (топки), через нижние фурмы вдувают кислородсодержащее дутье ниже уровня поверхности шлака. Содержание кислорода в дутье 40–100 %. При этом расплав (шлак), находящийся на уровне нижних фурм и выше при температурах 1400–1600 °С, переходит в барботируемое газонасыщенное состояние, характеризующееся высокой интенсивностью перемешивания. Сверху в реактор непрерывно загружается уголь и при необходимости флюсы для корректировки состава расплава. После попадания частиц угля в шлак в результате быстрого нагрева из них выделяются летучие компоненты и влага. За счет высокой интенсивности перемешивания происходит замешивание частиц окисленного топлива в объем барботируемой фурменной зоны. Кислород дутья, проходя через шлак, окисляет углерод замешанных в шлаке частиц угля до СО, а зола угля растворяется в шлаке. Далее СО дожигается кислородсодержащим дутьем в области тепловоспринимающих поверхностей котла.

Шлак выводится из подфурменной слабо перемешиваемой зоны в копильник, что позволяет избежать механических потерь не полностью сгоревшего топлива со шлаком, т. е. механический недожог в данном методе сжигания отсутствует.

При определенных технологических условиях оксиды железа в золе угля восстанавливаются с получением металла, по составу близкого к доменному чугуно, который накапливается на подине реактора и выводится через предназначенный для него копильник или периодически через шпур шлакового копильника. Металлы, имеющие температуру парообразования ниже

температуры шлакового расплава, удаляются в газовую фазу, конденсируются при охлаждении и улавливаются в газоочистных установках. Скачиваемый жидкий шлак гранулируется в щебень [10].

В табл. 1 представлено сравнение основных качественных технических и экологических показателей технологий пылеугольного сжигания и сжигания в шлаковом расплаве.

Близкий по техническому решению метод сжигания угля в шлаковом расплаве предлагается немецкими инженерами [11]. Отличительной особенностью данного метода является вдувание угля фракции 0–1 мм в слой шлака через нижние фурмы. Следует отметить, что аналогичное решение уже предлагалось для печи Ромелт, прообразом которой является энергетический котел [12].

Дальнейшее развитие угольной генерации предполагается по двум основным направлениям: повышение параметров пара и газогенерация с комбинированным циклом электрогенерации: паровым и газовым, что позволит увеличить электрическое КПД паросиловых установок от 30–36 до 44–45 % на сверхкритических параметрах пара, а при использовании парогазового комбинированного цикла до 50–55 % [13].

В настоящее время технологии газификации угля активно развиваются не только на стадиях научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ, но и на промышленной стадии. В табл. 2 представлен примерный перечень зарубежных заводов, использующих газификацию угля для электрогенерации [14].

В России перспективными технологиями газификации считаются установки с прямоточно-вихревым газогенератором (ЗАО «Компомаш-ТЭК»), горновой газификацией (ОАО «Всероссийский теплотехнический институт» (ВТИ)), газификацией в циркулирующем кипящем слое (ОАО «ВТИ») и газификацией в шлаковом расплаве [15,16].

Однако, за исключением технологии газификации в расплаве, вышеперечисленные технологии по своей сущности соответствуют таким методам газификации, как методы Винклера, Шелл-Копперс, Тексако, Сименс и аналогичные им [17]. С точки зрения удаления золошлаковых отходов, они практически ничем не отличаются от традиционных технологий.

Разработанный в НИТУ «МИСиС» на базе печей барботажного типа политопливный газогенератор [17] более соответствует технологии газификации, в отличие от проекта, выполненного для Несветай ГРЭС, еще более расширяет спектр используемого топлива и решает проблему улавливания ценных компонентов, уходящих в процессе газификации в газовую фазу (рис. 2).

Жидкий шлак при температуре 1400–1600 °С сливается в ковш и транспортируется к формам для литейного металла. Аппаратурное оформление участка литейного металла достаточно простое (рис. 3). Печь кристаллизации

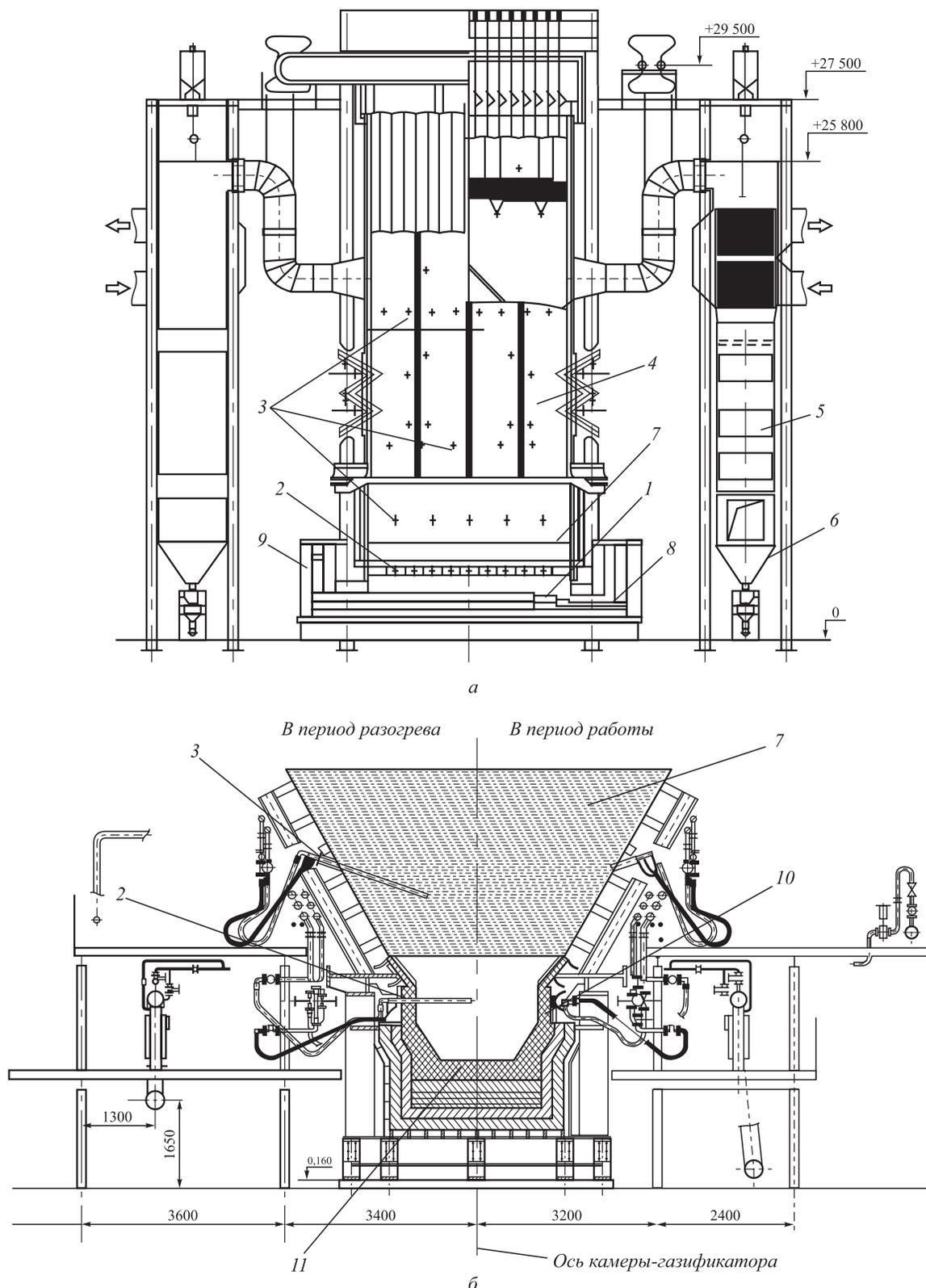


Рис. 1. Общий вид установки (а) и камера сжигания угля (б) в шлаковом расплаве [9]:

1 – камера-газификатор; 2 – нижние фурмы для барботажу расплава; 3 – фурмы дожига; 4 – радиационная часть котла; 5 – конвективная часть котла; 6 – пылесборник; 7 – экономайзер; 8 – летка выпуска металлического расплава; 9 – летка выпуска шлакового расплава; 10 – водоохлаждаемые элементы газификатора; 11 – футеровка

Fig. 1. General view of the installation (a) and the chamber (b) for coal burning in the slag melt:

1 – gasification chamber; 2 – bottom tuyeres for melt bubbling; 3 – afterburn tuyeres; 4 – radiation part of the boiler; 5 – convective part of the boiler; 6 – dust collector; 7 – economizer; 8 – release tap-hole of metal melt; 9 – tap-hole of melt slag; 10 – water-cooled elements of the gasifier; 11 – lining

Таблица 1

Сравнение основных качественных технических и экологических показателей технологий пылеугольного сжигания и сжигания в шлаковом расплаве

Table 1. Comparison of the main qualitative technical and environmental indicators of pulverized coal combustion and incineration technologies in slag melt

Показатель	Пыле-угольное сжигание	Сжигание в шлаковом расплаве
Относительные капитальные затраты, %	100	90 – 94
Маневренность котла по нагрузке, %	60 – 100	30 – 100
Маневренность котла по топливу	Низкая	Высокая
Требования к фракционному составу топлива	Есть	Нет
Механический недожег, %	5 – 20	–
Потери тепла с отходящими газами, %	5 – 15	3 – 8
Содержание NO _x за котлом, мг/м ³	200 – 300	60 – 100
Необходимость строительства золошлакового отвала	Есть	Нет
Возможность получения побочных продуктов	Отдельное производство	Металл, гранулированный шлак

Таблица 2

Краткий сравнительный анализ внедрения проектов основных «чистых» угольных технологий в России и в мире [14]

Table 2. Brief comparative analysis of the projects implementation of the main “clean” coal technologies in Russia and in the world [14]

Установка	Количество	
	в мире	в России
ЦКС	>1000	Первый энергоблок 330 МВт на Новочеркасской ГРЭС введен в эксплуатацию в 2015 г.
ССКП	~150	1 (опытная установка 0,4 МВт ВТИ)
ПГУ с газификацией угля (для производства электроэнергии)	~15	0

и отжига применяется только для определенного вида изделий.

Литые каменные изделия обладают пористостью не выше 2 %, в них поры замкнутые и поэтому материал практически не поглощает воду, изделия обладают высокой морозостойкостью и большой прочностью: при сжатии до 400 МПа, при изгибе до 65 МПа и малой истираемостью. Для сравнения прочность цементно-

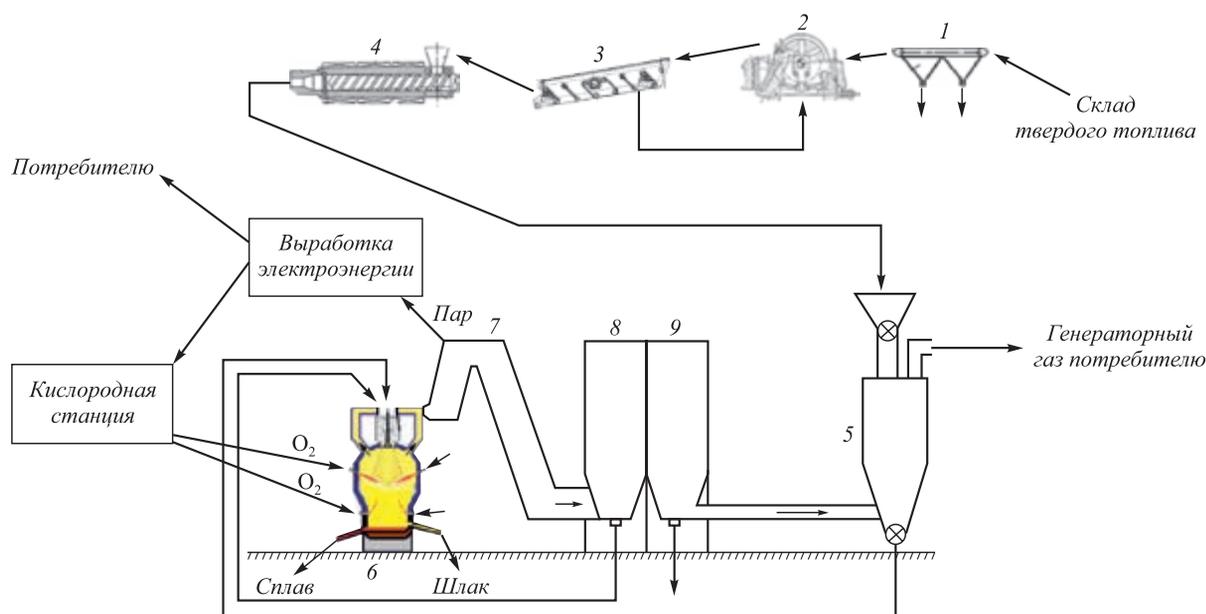


Рис. 2. Технологическая схема политопливного газогенератора:

1 – вакуум-фильтры; 2 – дробилка; 3 – грохот; 4 – экструдер; 5 – сушилка для брикетов; 6 – газификатор с барботируемым шлаковым расплавом; 7 – котел утилизатор; 8, 9 – система газоочистки

Fig. 2. Flow chart of polyfuel gas generator

1 – vacuum filters; 2 – crusher; 3 – screen; 4 – extruder; 5 – dryer for briquettes; 6 – gasifier with bubbling slag melt; 7 – waste heat boiler; 8, 9 – gas cleaning system

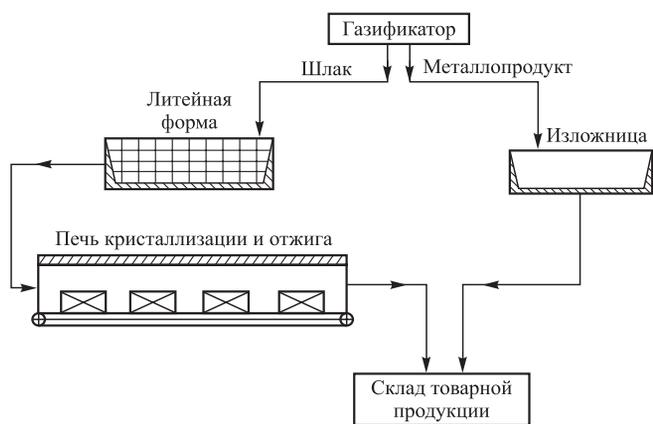


Рис. 3. Участок каменного литья

Fig. 3. Stone casting site

песчаных изделий, где применяется зола уноса, не превышает 44 МПа [18].

Изделиям из каменного литья свойственны высокие диэлектрические показатели, термостойкость и химическая стойкость. Некоторые виды изделий представлены на рис. 4. Легкость перехода с одной формы литья на другую позволяет быстро реагировать на запросы рынка.

Операционную экономическую привлекательность подобного проекта можно очень грубо оценить по двум составляющим дополнительного денежного потока: денежный поток от продаж изделий и отсутствие платы за хранение отходов третьего класса опасности.

Для примера проведем расчет для строящейся угольной ТЭЦ в г. Советская Гавань Хабаровского края электрической мощностью 126 МВт в составе трех паровых котлов Е-210-13, 8-560, работающих на ка-

менном угле Ургальского месторождения зольностью 33,6 % на сухую массу. Срок ввода – 2018 г. Выход золы – 30,77 т/ч, шлака – 0,54 т/ч, при годовом времени работы 5000 ч годовой выход золы – 153 850 т, шлака – 2700 т [19]. Ставка платы за 1 т загрязняющих веществ в 2018 г.: отходы III класса опасности (умеренно опасные – золы уноса) – 1327 руб, отходы IV класса опасности (малоопасные – шлаковые отходы) – 663,2 руб [20]. Плата за хранение отходов составит 205 949 590 руб.

Минимальный выход шлака в год – не ниже выхода ЗШО – 156 550 т, выход годного продукта 150 288 т. Выберем изделие с наименьшей ценой за тонну – фундаментные бетонные блоки, минимальная цена которых составляет 1800 руб/т. Стоимость продаж получается 270 518 400 руб. Итого дополнительный денежный поток составит минимум 476 млн руб/год.

Таким образом, выбор технологии сжигания и газификации углей в шлаковом расплаве существенно повышает экологичность и экономичность производства тепла и электроэнергии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Агапов Е.А. и др. Проблемы и перспективы утилизации золошлаковых отходов ТЭЦ. Часть 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. С. 439 – 446.
2. Родионов В.Г. Энергетика: проблемы настоящего и возможности будущего. – М.: ЭНАС, 2010. – 352 с.
3. Рябов Г.А. Перспективы освоения технологии сжигания угля в циркулирующем кипящем слое на российских угольных ТЭС: Междунар. науч.-практич. конф. «УгольЭко-2016». 27–28 сентября 2016 г. Москва, НИУ «МЭИ». [Электронный ресурс] URL: <http://coaleco.ru/wp-content/uploads/2016/10/3-Ryabov-VI-Coaleco2016.pdf>. (дата обращения 16.04. 2018).
4. Рябов Г.А., Толчинский Е.Н., Надыров И.И. и др. Применение котлов с циркулирующим кипящим слоем для замены уста-



Циклоны



Трубы



Желоба



Плитка



Плитка



Каменная вата

Рис. 4. Виды изделий из каменного литья

Fig. 4. Types of products made of stone casting

- ревших пылеугольных котлов // Теплоэнергетика. 2000. № 8. С. 14 – 19.
5. Goral A.D. Lagisza 460 MWe Supercritical CFB. Design, start-up and initial operation experience. Foster Wheeler Energia Polska. Presentation. Coal-Gen Europe. Septetember 1 – 4, 2009. Katowice, Poland, 2009.
 6. Ванюков А.В., Быстров В.П., Васкевич А.Д. Плавка в жидкой ванне. – М.: Металлургия, 1988. – 208 с.
 7. Процесс Ромелт / Под ред. В.А. Роменца. – М: МИСиС, Изд. дом «Руда и металлы», 2005. – 400 с.
 8. Дьяков А.Ф., Мадоян А.А., Доброхотов В.И. и др. Новые подходы к технологии использования твердого топлива в электроэнергетике // Теплоэнергетика. 1998. № 2. С. 14 – 19.
 9. Баласанов А.В., Лехерзак В.Е., Роменец В.А. Газификация угля в шлаковом расплаве. – М.: Институт Стальпроект, 2008. – 288 с.
 10. Комков А.А., Баласанов А.В., Дитятковский Л.И. и др. Пирометаллургическая технология как эффективный способ утилизации золошлаковых отходов и безотходного сжигания различных типов твердого топлива // Уголь. 2013. № 9 (1050). С. 65 – 70.
 11. Гарбер В., Сераг М. Энергетический котел с сжиганием угля в барботируемом шлаковом расплаве: Междунар. науч.-практич. конф. «УгольЭко-2016». 27 – 28 сентября 2016 г. Москва, НИУ «МЭИ». [Электронный ресурс] URL: <http://coaleco.ru/news/coaleco-2016-presentations/> (дата обращения 16.04. 2018).
 12. Валавин В.С., Роменец В.А., Похвиснев Ю.В. и др. Технические и проектные решения по вдуванию пылеугольного топлива (ПУТ) в шлаковую ванну печи Ромелт // Тр. Шестой Междунар. науч.-практич. конф. «Энергосберегающие технологии в промышленности. Печные агрегаты. Экология». – М.: МИСиС, 2012. С. 77 – 85.
 13. Тумановский А.Г. Перспективы развития угольных ТЭС России // Теплоэнергетика. 2017. № 6. С. 3 – 13.
 14. Славинская Л. Газификация угля: мировые тенденции // Нефтегазовая вертикаль. 2011. № 18. С. 13 – 16.
 15. Инновационные проекты в российской энергетике. Фонд «Энергия без границ» [Электронный ресурс] URL: http://energy-fund.ru/upload/docs/Фонд_Энергия_Буклет.pdf. (дата обращения 04.04. 2018).
 16. Кожуховский И.С., Алешинский Р.Е., Говсиевич Е.Р. Проблемы и перспективы угольной генерации в России // Уголь. 2016. № 2. С. 4 – 15.
 17. Подгородецкий Г.С., Юсфин Ю.С., Сажин А.Ю. и др. Современные тенденции развития технологии производства генераторных газов из различных видов твердого топлива. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 6. С. 393 – 401.
 18. Гусев К.П., Ларичкин В.В., Ларичкина Н.И. Перспективы использования золошлаковых отходов теплоэнергетики Сибири в производстве тротуарного камня // Известия Самарского научного центра РАН. 2011.Т. 13. № 1.С. 2058 – 2061.
 19. Строительство ТЭЦ в г. Советская Гавань Хабаровского края. Проектная документация. Раздел 12. Подраздел 3. «Оценка воздействия объекта на окружающую среду». Институт «СибВНИИЭнергопром». Иркутский филиал. 2012 г.
 20. Постановление Правительства РФ от 13 сентября 2016 г. № 913 «О ставках платы за негативное воздействие на окружающую среду и дополнительных коэффициентах».

Поступила 15 мая 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 557–563.

CHALLENGES AND OPPORTUNITIES OF UTILIZATION OF ASH AND SLAG WASTE OF TPP (THERMAL POWER PLANT). PART 2

G.S. Podgorodetskii, V.B. Gorbunov, E.A. Agapov, T.V. Erokhov, O.N. Kozlova

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. For existing and already constructed coal TPP plants, known methods of utilization of fly ash and slag wastes (FASW) may be in demand when all emerging environmental and economic risks are taken into account. But for the new power generating source when choosing coal combustion technology, it is necessary to increase the significance of the environmental component of the project more essentially. It is known that the most promising technologies for coal combustion, which increase environmental safety exactly by burning, are technologies based on a circulating fluidized bed. These technologies can significantly reduce sulfur and nitrogen oxide emissions behind the boiler, but the solution to the problem of fly ash and slag waste remains at the same level. It is proposed to solve the problem of FASW utilization during the implementation of new energy projects or when replacing the decommissioning capacities of coal generation by replacing the method of coal combustion in a stream or fluidized bed with methods of burning solid fuel in a bubbling slag melt. The descriptions and schemes of these methods are given. The comparison of the main qualitative technical and ecological parameters of pulverized coal combustion and technologies of coal combustion in slag melt is presented. The development of coal generation is expected in two main areas: coal combustion with increasing steam parameters and gas generation with a combined cycle of electricity generation: steam and gas, based on the gasification of solid fuels. These directions will allow achieving electric efficiency of steam-power plants from 30 – 36 %, up to 44 – 45 %

on supercritical steam parameters, and using a combined steam-gas cycle up to 50 – 55 %. A technological scheme of gasification of coal in a slag melt is proposed, which increases the electrical efficiency of the installation. The ecological and economic efficiency of the gasification method for solid fuel and the simplicity of the production of slag products by casting are shown. The quality of cast slagstone products is much higher than similar cement-sand products with the addition of fly ash, and the ease of transition from one casting mold to another allows quickly responding to market demands.

Keywords: coal, utilization of ash and slag wastes, gasification, bubbling, slag melt, slagstone casting.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-557-563

REFERENCES

1. Podgorodetskii G.S., Gorbunov V.B., Agapov E.A., Erokhov T.V., Kozlova O.N. Challenges and opportunities utilization of ash and slag waste of TPP (thermal power plant). Part 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 6, pp. 439–446. (In Russ.).
2. Rodionov V.G. *Energetika: problemy nastoyashchego i vozmozhnosti budushchego* [Electric power industry: challenges of the present and opportunities for the future]. Moscow: ENAS, 2010, 352 p. (In Russ.).
3. Ryabov G.A. Prospects for mastering the technology of coal combustion in the circulating fluidized bed at Russian coal TPP. In: *Mezhdunarodnaya nauchno-prakticheskaya konferentsiya “Ugol’Eko-2016” TES 27–28 sentyabrya 2016 goda, MEL, g. Moskva* [Int. Sci. and Pract. Conf. “Ugol’Eco-2016” TPP, September 27–28, 2016, MPEI, Moscow]. Electronic resource. Available at

- URL: <http://coaleco.ru/wp-content/uploads/2016/10/3-Ryabov-VTI-Coaleco2016.pdf>. (Accessed 16.04. 2018). (In Russ.).
4. Ryabov G.A., Tolchinskii E.N., Nadyrov I.I., Folomeev O.M., Trukhachev S.N., Shaposhnik D.A. Using boilers with a circulating fluidized bed to replace old pulverized-coal boilers. *Thermal Engineering*. 2000, vol. 48, no. 8, pp. 679–686.
 5. Goral A.D. Lagisza 460 MWe Supercritical CFB. Design, start-up and initial operation experience. Foster Wheeler Energia Polska. Presentation. *Coal-Gen Europe. Septetember 1–4, 2009*. Katowice, Poland, 2009.
 6. Vanyukov A.B., Bystrov V.P., Vaskevich A.D. *Plavka v zhidkoi vanne* [Melting in liquid bath]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 208 p. (In Russ.).
 7. *Protsess Romelt* [Romelt process]. Roments V.A. ed. Moscow: MISiS, ID Ruda i metally, 2005, 400 p. (In Russ.).
 8. D'yakov A.F., Madoyan A.A., Dobrokhotoy V.I., Levchenko G.I., Kushnarev F.A., Khristich L.M. New approaches to using solid fuel in the electric power industry. *Thermal Engineering*. 1998, vol. 45, no. 2, pp. 103–108.
 9. Balasanov A.V., Lekherzak V.E., Romanets V.A. *Gazifikatsiya uglya v shlakovom rasplave: Monografiya* [Coal gasification in slag melt: Monograph]. Moscow: Institut Stal'proekt, 2008, 288 p. (In Russ.).
 10. Komkov A.A., Balasanov A.V., Dityatovskii L.I. etc. Pyrometallurgical technology as an effective method of ash and slag waste disposal and waste-free combustion of various types of solid fuel. *Ugol'*. 2013, no. 9 (1050), pp. 65–70. (In Russ.).
 11. Garber V., Serat M. Energy boiler with coal combustion in a bubbling slag melt. In: *Mezhdunarodnaya nauchno-prakticheskaya konferentsiya "Ugol'Eko-2016"*, 27 – 28 sentyabrya 2016 goda, MEI, g. Moskva [Int. Sci. and Pract. Conf. "Ugol'Eco-2016" TPP, September 27-28, 2016, MPEI, Moscow]. Electronic resource. Available at URL: <http://coaleco.ru/news/coaleco-2016-presentations/> (Accessed 16.04. 2018). (In Russ.).
 12. Valavin V.S., Romanets V.A., Pokhvisnev Yu.V., Makeev S.A. etc. Technical and design solutions for the injection of pulverized coal (PUT) into the slag bath of the Romelt furnace. In: *Trudy shestoi mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Energoberegayushchie tekhnologii v promyshlennosti. Pechnye agregaty. Ekologiya"* [Proceedings of the Sixth Int. Sci. and Pract. Conf. "Energy Saving Technologies in Industry. Furnace aggregates. Ecology"]. Moscow: MISiS, 2012, pp. 77–85. (In Russ.).
 13. Tumanovskii A.G. Prospects for the development of coal-steam plants in Russia. *Teplenergetika*. 2017, vol. 64, no. 6, pp. 399–407.
 14. Slavinskaya L. Coal gasification: world trends. *Neftegazovaya veritikal'*. 2011, no. 18, pp. 13–16. (In Russ.).
 15. *Innovatsionnye proekty v rossiiskoi energetike. Fond "Energiya bez granits"* [Innovative projects in the Russian energy sector. Foundation "Energy without Borders"]. Electronic resource. Available at URL: http://energy-fund.ru/upload/docs/Fond_EHnergiya_Buklet.pdf. (Accessed 04.04. 2018). (In Russ.).
 16. Kozhukhovskii I.S., Aleshinskii R.E., Govsieyev E.R. Challenges and prospects of coal generation in Russia. *Ugol'*. 2016, no. 2, pp. 4–15. (In Russ.).
 17. Podgorodetskiy G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Manufacturing trends of generator gases from different types of solid fuel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 6, pp. 393–401. (In Russ.).
 18. Gusev K.P., Larichkin V.V., Larichkina N.I. Prospects of using the ashes waste from Siberia power system in manufacture the paving tile. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2011, vol. 13, no. 1, pp. 2058–2061. (In Russ.).
 19. *Stroitel'stvo TETs v g. Sovetskaya Gavan' Khabarovskogo kraja. Proektnaya dokumentatsiya. Razdel 12. Podrazdel 3: Otsenka vozdeistviya ob'ekta na okruzhayushchuyu sredu* [Construction of a TPP plant in Sovetskaya Gavan, Khabarovsk Territory. Project documentation. Section 12. Subsection 3. Assessment of the impact of the facility on the environment]. Irkutsk: SibVNIPIenergoprom. Irkutskii filial, 2012. (In Russ.).
 20. *Postanovlenie Pravitel'stva RF ot 13 sentyabrya 2016 g. № 913 "O stavkakh platy za negativnoe vozdeistvie na okruzhayushchuyu sredu i dopolnitel'nykh koeffitsientakh"* [Resolution of the Government of the Russian Federation of September 13, 2016 No. 913 "On rates of payment for the negative impact on environment and additional coefficients"].

Information about the authors:

G.S. Podgorodetskiy, Cand. Sci. (Eng.), Director of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies" (podgs@misys.ru)

V.B. Gorbunov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies" (vbg1953@mail.ru)

E.A. Agapov, Engineer of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies" (ageger@yandex.ru)

T.V. Erokhov, Engineer of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies" (timofeyerokhov@gmail.com)

O.N. Kozlova, Engineer of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies" (o_kozlova1@mail.ru)

Received May 15, 2018

УДК 669.15-198:541.123

АНАЛИТИЧЕСКИЕ ВЫРАЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ Fe–Si–Al–Mn И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМОСИЛИКОМАРГАНЦА

Мухамбетгалиев Е.К.^{1,2}, научный сотрудник лаборатории металлургических расплавов (mr._west@inbox.ru)

Роцин В.Е.², д.т.н., профессор кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии»

Байсанов С.О.¹, д.т.н., профессор, заведующий лабораторией металлургических расплавов

¹Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева
(100009, Республика Казахстан, Караганда, ул. Ермакова, 63)

²Южно-Уральский государственный университет
(454080, Россия, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. В работе приведены расчеты аналитических выражений четверной металлической системы Fe–Si–Al–Mn и фазовые составы комплексного сплава алюмосиликомарганца. Аналитические выражения получены методом выведения уравнений трансформации, выражающих любую вторичную систему через первичные компоненты базовой системы. Месторасположение заданного состава расплава определяли по положительным величинам коэффициентов уравнений определенного политопа, рассчитанного по уравнению Хиза. Полученный в полупромышленных условиях химический состав комплексного сплава алюмосиликомарганца соответствует тетраэдру $FeAl_3-Al-Si-Mn_{11}Si_9$, с объемом $V = 0,216811$. При этом установлено, что составы алюмосиликомарганца, получаемые из углей Карагандинского угольного бассейна, в отличие от сплава АМС из экибастузских углей, стремятся в области тетраэдров с относительно большим объемом. Составы сплавов, моделируемые такими тетраэдрами с большим объемом, более устойчивы и технологически предсказуемы. Практическое применение результатов термодинамически-диаграммного анализа к составам различных марок алюмосиликомарганца сводится к нахождению элементарных тетраэдров, внутри которых ограничиваются их составы, а нормативное распределение первичных фаз между вторичными соединениями для них равны 100 % рассматриваемого тетраэдра. Ориентируясь на нормативное распределение первичных фаз между соединениями (вторичными фазами), находящимися на вершинах тетраэдра Fe–Si–Al–Mn, можно дать металлургическую оценку расплавов. Это впоследствии позволит определить фазовый состав металлических продуктов при выплавке различных марок алюмосиликомарганца и предельные остаточные содержания в них кремния и алюминия при одновременном использовании последних в процессах восстановления марганца из марганцевой руды, а также кремния и алюминия из высокозольного угля. Выведенные аналитические выражения для оценки вида и количества образующихся в ней вторичных фаз системы Fe–Si–Al–Mn являются универсальными и могут использоваться как при выплавке различных марок алюмосиликомарганца, так и при оценке составов ферросиликоалюминия и ферросиликомарганца.

Ключевые слова: термодинамически-диаграммный анализ, фазовый состав, металлическая система, элементарный тетраэдр, уравнение трансформации, комплексный сплав, алюмосиликомарганец.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-564-571

Положительные свойства, проявляемые глубиной раскисления стали и формированием неметаллических включений благоприятного характера, стали основной причиной многолетних исследований, посвященных вопросам получения и использования комплексных сплавов [1 – 5].

В связи с выработкой богатых руд и увеличением доли более сложного, неблагоприятного по составу сырья в шихте ферросплавных печей, становятся актуальными проблемы производства и применения сплавов с нестандартным составом. Рост цен на все виды сырья также стимулирует интерес к производству комплексных сплавов из некондиционных материалов.

В Химико-металлургическом институте (ХМИ) в 1960-е годы были проведены исследования по выплавке и использованию комплексного сплава АМС (алюминий-марганец-кремний) [6, 7]. Однако сплав не получил дальнейшего развития вследствие ряда при-

чин. Каждый элемент в этом сплаве выполнял ведущую роль при раскислении и легировании, что затрудняло проведение контролируемой обработки стали с попаданием в требуемый химический состав в условиях скоротечности операций по раскислению и легированию в ковше. Кроме того, после остывания сплав рассыпался до порошкообразного состояния [8, 9].

Существующие расхождения в теории и практике раскисления стали комплексными сплавами указывают на необходимость более глубокого изучения физико-химических параметров системы Fe–Si–Al–Mn, являющейся базовой для сплава алюмосиликомарганца.

В данной работе предпринята попытка создания математической модели для оценки вида и количества образующихся в ней вторичных фаз. Это позволит адекватно определять композиции сплава с более высокой раскислительной или легирующей способностью.

Перечень элементарных тетраэдров в системе Fe–Si–Al–Mn и их объемы относительно объема исходной четверной системы, равного 1 в условных единицах

Table 1. List of elementary tetrahedrons in Fe–Si–Al–Mn system and their volumes relative to the volume of initial quaternary system equal to 1 in conventional units

Номер	Тетраэдры	Элементарные объемы
1	Fe ₂ Al ₅ – Mn – MnAl ₄ – Mn ₃ Si	0,043701
2	Fe ₂ Al ₅ – MnAl ₄ – Mn ₃ Si – Mn ₅ Si ₃	0,026755
3	Fe ₂ Al ₅ – FeAl ₃ – MnAl ₄ – Mn ₅ Si ₃	0,003537
4	MnAl ₄ – FeAl ₃ – MnAl ₆ – Mn ₅ Si ₃	0,008045
5	MnAl ₆ – FeAl ₃ – Al – Mn ₅ Si ₃	0,024282
6	Fe ₂ Al ₅ – MnSi – Al – Mn ₅ Si ₃	0,046901
7	Fe ₂ Al ₅ – Al – MnSi – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,059175
8	Fe ₂ Al ₅ – FeAl ₃ – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,023722
9	FeAl ₃ – Al – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,216811
10	Fe – Fe ₃ Al – Fe ₃ Si – Mn	0,019915
11	Fe ₃ Al – Fe ₃ Si – Fe ₂ Si – Mn	0,007956
12	Fe ₃ Al – Fe ₂ Si – FeAl – Mn	0,037584
13	FeAl – Fe ₂ Si – FeAl ₂ – Mn	0,033288
14	FeAl ₂ – Fe ₂ Si – Fe ₂ Al ₅ – Mn	0,011180
15	Fe ₂ Si – Fe ₂ Al ₅ – Mn – Mn ₃ Si	0,063649
16	Fe ₂ Si – Fe ₂ Al ₅ – Mn ₃ Si – Mn ₅ Si ₃	0,038967
17	Fe ₂ Si – Fe ₂ Al ₅ – Mn ₅ Si ₃ – MnSi	0,045267
18	Fe ₂ Si – Fe ₅ Si ₃ – Fe ₂ Al ₅ – MnSi	0,011175
19	Fe ₅ Si ₃ – FeSi – Fe ₂ Al ₅ – MnSi	0,037221
20	FeSi – Fe ₂ Al ₅ – MnSi – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,047558
21	Fe ₂ Al ₅ – FeSi – FeSi ₂ – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,048469
22	Fe ₂ Al ₅ – FeSi ₂ – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,144842
Сумма		1,000000

Изучение строения жидких расплавов, полученных от пирометаллургической переработки различных сырьевых материалов, является неотъемлемой частью современной научно-прикладной металлургии. Как правило, исходное сырье содержит в своем составе соединения, не устойчивые в жидком состоянии, т. е. распадающиеся на стабильные составные части после преодоления их температуры ликвидуса.

Широко развитый в ХМИ термодинамически-диаграммный анализ (ТДА) сложных систем зарекомендовал себя, как наиболее простой и при этом точный метод изучения фазовых закономерностей в сравнении с классическими термодинамическими исследованиями металлургических процессов.

Эффективность метода, как приложения к металлургической технологии, заключается в возможности выявить особенности фазового строения образующихся расплавов в процессе металлургического передела различных сырьевых материалов. На основе результатов таких исследований построены диаграммы фазового состава, позволяющие проследить фазовый метаморфизм и прогнозировать конечное состояние отдельно взятой системы, моделирующей состав исследуемого расплава [10 – 12].

Фазовый состав комплексного ферросплава алюмосиликомарганца можно охарактеризовать четырехкомпонентной металлической системой Fe–Si–Al–Mn. Она состоит из четырех тройных систем: Fe–Al–Si, Fe–Mn–Si, Fe–Al–Mn и Si–Al–Mn. На основе вычисленных термодинамических данных построена диаграмма четырехкомпонентной системы Fe–Si–Al–Mn и создана математическая модель ее фазовой структуры [13, 14]. Неизвестные термодинамические константы бинарных соединений рассчитаны по известным в литературе моделям [15 – 19]. В результате выяснилось, что данная металлическая система состоит из 22 элементарных тетраэдров, объемы (относительно объема общей системы, равного 1 в условных единицах) которых представлены в табл. 1.

Разбивка общей системы осуществлена с учетом конгруэнтно плавящихся соединений и объединением метастабильных коннод инконгруэнтных компонентов в стабильные тетраэдры. Сумма относительных объемов элементарных тетраэдров равна единице (1,000000), что подтверждает верность проведенной тетраэдрации.

В работе [20] изложен простейший и доступный для ручного расчета метод выведения уравнений трансформации, выражающих любую вторичную систему через первичные компоненты базовой системы. Критерием месторасположения заданного состава расплава в одну из квазисистем являются положительные величины всех коэффициентов *n*-го количества вторичных компонентов определенного политопа, рассчитанных по уравнению Хиза. С учетом вышеуказанного, в табл. 2 сведены коэффициенты, вычисленные авторами по методике [20] для каждого вторичного компонента из 22

конгруэнтно и инконгруэнтно плавящихся квазисистем базового тетраэдра.

Практическое применение результатов ТДА к выплавке комплексного сплава алюмосиликомарганца сводится к нахождению элементарных тетраэдров, внутри которых ограничиваются их составы, а нормативное распределение первичных фаз между вторичными соединениями для них равны 100 % рассматриваемого тетраэдра. Для определения технологичности образующихся сплавов в процессе плавки пересчитаны их средневзвешенные вещественные составы на четыре основных элемента системы Fe–Si–Al–Mn, которые приведены в табл. 3. Фазовый состав в каждом из приведенных в табл. 1 тетраэдров можно описать при подстановке соответствующих коэффициентов из табл. 2 в уравнение [20]

Перечень элементарных тетраэдров, их объемы и коэффициенты уравнений для расчета равновесных соотношений вторичных компонентов системы Fe–Si–Al–Mn

Table 2. List of elementary tetrahedra, volumes and equation coefficients to calculate the equilibrium ratios of the secondary components of Fe–Si–Al–Mn system

Исходные компоненты	Коэффициенты	Тетраэдры, их объемы и коэффициенты трансформации				
		1	2	3	4	5
		$Fe_2Al_5 - Mn - MnAl_4 - Mn_3Si$	$Fe_2Al_5 - MnAl_4 - Mn_3Si - Mn_5Si_3$	$Fe_2Al_5 - FeAl_3 - MnAl_4 - Mn_5Si_3$	$MnAl_4 - FeAl_3 - MnAl_6 - Mn_5Si_3$	$MnAl_6 - FeAl_3 - Al - Mn_5Si_3$
Объемы		0,043701	0,026755	0,003537	0,008045	0,024282
Fe	a_1	2,20785	0	17,95489	8,89374	3,9468
	a_2	0,61482	0	-19,91943	0	0
	a_3	-1,82267	2,63339	2,96454	-7,89374	-2,9468
	a_4	0	-1,63339	0	0	0
Si	b_1	0	0	-58,53352	-28,99389	-12,86669
	b_2	-5,86813	0	64,938	0	0
	b_3	0	-8,58492	-9,66451	25,73386	9,60665
	b_4	6,86813	9,58492	4,26003	4,26003	4,26003
Al	c_1	0	0	-9,13947	-3,01811	0
	c_2	-0,50902	1,50902	10,13947	0	0
	c_3	1,50902	-1,34046	0	4,01811	1
	c_4	0	0,83143	0	0	0
Mn	d_1	0	2,20785	13,24693	4,3745	0
	d_2	1	-1,82267	-12,24693	2,44942	2,44942
	d_3	0	1,61907	0	-5,82392	-1,44942
	d_4	0	-1,00424	0	0	0
		6	7	8	9	10
		$Fe_2Al_5 - MnSi - Al - Mn_5Si_3$	$Fe_2Al_5 - Al - MnSi - Mn_{11}Si_{19}$	$Fe_2Al_5 - FeAl_3 - Si - Mn_{11}Si_{19}$	$FeAl_3 - Al - Si - Mn_{11}Si_{19}$	$Fe - Fe_3Al - Fe_3Si - Mn$
Объемы		0,046901	0,059175	0,023722	0,216811	0,019915
Fe	a_1	2,20785	2,20785	13,24692	2,44942	1
	a_2	0	-1,20785	-12,24692	-1,44942	0
	a_3	-1,20785	0	0	0	0
	a_4	0	0	0	0	0
Si	b_1	0	0	0	0	-5,96524
	b_2	7,39025	0	0	0	0
	b_3	0	-4,06475	1	1	6,96524
	b_4	-6,39025	5,06475	0	0	0
Al	c_1	0	0	-9,13947	0	-6,20929
	c_2	0	1	10,13947	1	7,20929
	c_3	1	0	0	0	0
	c_4	0	0	0	0	0
Mn	d_1	0	0	0	0	0
	d_2	-2,26692	0	0	0	0
	d_3	0	3,58928	-0,88303	-0,88303	0
	d_4	3,26692	-2,58928	1,88303	1,88303	1

Таблица 2 (продолжение)

Table 2 (continuation)

Исходные компоненты	Коэффици- циенты	Тетраэдры, их объемы и коэффициенты трансформации			
		11	12	13	14
		$\text{Fe}_3\text{Al} - \text{Fe}_3\text{Si} -$ $- \text{Fe}_2\text{Si} - \text{Mn}$	$\text{Fe}_3\text{Al} - \text{Fe}_2\text{Si} -$ $- \text{FeAl} - \text{Mn}$	$\text{FeAl} - \text{Fe}_2\text{Si} -$ $- \text{FeAl}_2 - \text{Mn}$	$\text{FeAl}_2 - \text{Fe}_2\text{Si} -$ $- \text{Fe}_2\text{Al}_5 - \text{Mn}$
Объемы		0,007956	0,037584	0,033288	0,01118
Fe	a_1	0	1,74157	2,96632	9,83231
	a_2	3,50296	0	0	0
	a_3	-2,50296	-0,74157	-1,96632	-8,83231
	a_4	0	0	0	0
Si	b_1	0	-6,92596	-11,79663	-39,10171
	b_2	-13,93079	4,97686	4,97686	4,97686
	b_3	14,93079	2,9491	7,81977	35,12486
	b_4	0	0	0	0
Al	c_1	7,20929	-3,6046	-3,06978	-8,14036
	c_2	-21,7509	0	0	0
	c_3	15,54162	4,6046	4,06978	9,14037
	c_4	0	0	0	0
Mn	d_1	0	0	0	0
	d_2	0	0	0	0
	d_3	0	0	0	0
	d_4	1	1	1	1
		15	16	17	18
		$\text{Fe}_2\text{Si} - \text{Fe}_2\text{Al}_5 -$ $- \text{Mn} - \text{Mn}_3\text{Si}$	$\text{Fe}_2\text{Si} - \text{Fe}_2\text{Al}_5 -$ $- \text{Mn}_3\text{Si} - \text{Mn}_5\text{Si}_3$	$\text{Fe}_2\text{Si} - \text{Fe}_2\text{Al}_5 -$ $- \text{Mn}_5\text{Si}_3 - \text{MnSi}$	$\text{Fe}_2\text{Si} - \text{Fe}_5\text{Si}_3 -$ $- \text{Fe}_2\text{Al}_5 - \text{MnSi}$
Объемы		0,063649	0,038967	0,045267	0,011175
Fe	a_1	-1,0361	-1,0361	0	12,7221
	a_2	1,82792	1,82792	0	-13,23334
	a_3	-1,22165	-1,78725	3,26692	0
	a_4	1,42984	1,99543	-2,26692	1,51124
Si	b_1	0	0	0	-24,88499
	b_2	0	0	0	25,885
	b_3	-5,86813	-8,58492	-6,39025	0
	b_4	6,86813	9,58492	7,39025	0
Al	c_1	0	1,25145	-1,0361	-6,21677
	c_2	0	0	1,82792	5,38885
	c_3	1	2,15872	-1,33035	1,82792
	c_4	0	-2,41018	1,53853	0
Mn	d_1	1,25145	0	1,25145	7,5089
	d_2	0	0	0	-6,50891
	d_3	1,47557	2,63339	1,60686	0
	d_4	-1,72702	-1,63339	-1,85831	0

Таблица 2 (продолжение)

Table 2 (continuation)

Исходные компоненты	Коэффициенты	Тетраэдры, их объемы и коэффициенты трансформации			
		19	20	21	22
		Fe ₅ Si ₃ – FeSi – Fe ₂ Al ₅ – MnSi	FeSi – Fe ₂ Al ₅ – MnSi – Mn ₁₁ Si ₁₉	Fe ₂ Al ₅ – FeSi – FeSi ₂ – Mn ₁₁ Si ₁₉	Fe ₂ Al ₅ – FeSi ₂ – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉
Объемы		0,037221	0,047558	0,048469	0,144842
Fe	a ₁	3,30837	-1,24428	0	0
	a ₂	-3,8196	1,82792	2,63881	0
	a ₃	0	-1,69241	-3,52184	-0,88303
	a ₄	1,51124	2,10877	1,88303	1,88303
Si	b ₁	-6,47131	0	0	0
	b ₂	7,47131	0	-2,98837	0
	b ₃	0	-4,06475	3,98837	1
	b ₄	0	5,06475	0	0
Al	c ₁	-2,6944	1,5029	1,82792	1,82792
	c ₂	1,86648	0	-2,48852	-1,66066
	c ₃	1,82792	2,04417	1,6606	0,83274
	c ₄	0	-2,54707	0	0
Mn	d ₁	3,25443	0	0	0
	d ₂	-2,25443	0	3,00575	2,00582
	d ₃	0	3,58928	-2,00575	-1,00582
	d ₄	0	-2,58928	0	0

Таблица 3

Средневзвешенный химический состав алюмосиликомарганца и тетраэдры, в которых они располагаются

Table 3. Average chemical composition of alumosilicomanganese and tetrahedrons in which they are located

Марка сплава	Fe	Si	Al	Mn	Тетраэдр	Объем
По технологии получения АМС						
АМС-1	15	50	10	25	Fe ₂ Al ₅ – FeSi ₂ – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,144842
АМС-2	14	40	5,5	40,5	Fe ₂ Al ₅ – FeSi – FeSi ₂ – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,048469
По технологии получения алюмосиликомарганца						
AlSiMn-10	15	50	25	10	FeAl ₃ – Al – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,216811
AlSiMn-20	20	45	15	20	FeAl ₃ – Al – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,216811
AlSiMn-30	20	40	10	30	Fe ₂ Al ₅ – FeSi ₂ – Si – Mn ₁₁ Si ₁₉	0,144842

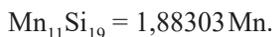
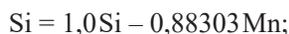
$$X_i = a_i \text{Fe} + b_i \text{Si} + c_i \text{Al} + d_i \text{Mn},$$

являющееся уравнением трансформации по Хизу, где X_i – количество образующейся вторичной фазы; a_i , b_i , c_i , и d_i – коэффициенты трансформации; Fe, Si, Al, Mn – количество первичных металлических компонентов в расплаве.

При анализе составов высокопроцентного алюмосиликомарганца, полученного из высококремнистой марганцевой руды месторождения «Западный Камыс» и высоко-

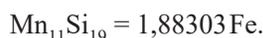
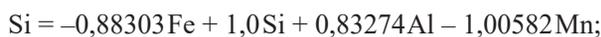
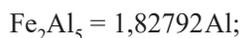
козольного угля Карагандинского бассейна с позиции полученных уравнений трансформации, установлено:

- Состав богатого алюминием сплава алюмосиликомарганца (15 % Fe; 50 % Si; 25 % Al; 10 % Mn) моделируется тетраэдром FeAl₃–Al–Si–Mn₁₁Si₁₉ (относительный объем $V = 0,216811$), для которого уравнения трансформации для расчета равновесных соотношений вторичных компонентов через первичный компонент записываются в виде системы из четырех линейных выражений:



Отсюда следует, что данный алюмосиликомарганец в области субсолидусного состояния включает в себя, %: 36,74 FeAl₃; 3,26 Al; 41,17 Si; 18,83 Mn₁₁Si₁₉.

• Составы низкопроцентного по алюминию алюмосиликомарганца (20 % Fe; 40 % Si; 10 % Al; 30 % Mn) ограничены тетраэдром Fe₂Al₅–FeSi₂–Si–Mn₁₁Si₁₉ (относительный объем $V = 0,144842$), для которого расчет равновесных соотношений вторичных компонентов для сплавов, расположенных внутри него, осуществляется в соответствии с уравнениями трансформации (коэффициенты взяты из табл. 3) в виде системы из четырех выражений:



Образующийся сплав в области температур ниже солидуса будет включать, %: 18,28 Fe₂Al₅; 43,57 FeSi₂; 0,49 Si и 37,66 Mn₁₁Si₁₉. Для определения технологичности образующихся сплавов в процессе плавки по разным технологиям пересчитаны их средневзвешенные вещественные составы на четыре основных элемента системы Fe–Si–Al–Mn, которые приведены в табл. 3. С помощью этих параметров изучено фазовое строение четырехкомпонентной системы Fe–Si–Al–Mn и создана математическая модель фазовой структуры для всех элементарных политопов этой системы. Определены квазиобъемы в системе Fe–Si–Al–Mn, моделирующие составы образующихся металлических продуктов при выплавке различных марок алюмосиликомарганца в процессе восстановления марганца из марганцевой руды, а также кремния и алюминия из высокозольного угля.

Установлено, что состав богатого алюминием сплава алюмосиликомарганца AlSiMn-10 (15 % Fe; 50 % Si; 25 % Al; 10 % Mn) моделируется тетраэдром FeAl₃–Al–Si–Mn₁₁Si₁₉ с большим относительным объемом $V = 0,216811$. Составы низкопроцентного по алюминию алюмосиликомарганца из Карагандинских высокозольных углей AlSiMn-30 (20 % Fe; 40 % Si; 10 % Al; 30 % Mn), а также составы сплава АМС, полученного с применением углей Экибастузского угольного бассейна, соответственно ограничены тетраэдром Fe₂Al₅–FeSi₂–Si–Mn₁₁Si₁₉ (относительный объем $V = 0,144842$). Составы ранее выплавлявшегося сплава АМС с высоким (более 30 %) содержанием марганца располагаются

в области тетраэдра Fe₂Al₅–FeSi–FeSi₂–Mn₁₁Si₁₉ с относительно малым объемом $V = 0,048469$. Необходимо отметить, что составы алюмосиликомарганца, получаемые из углей Карагандинского угольного бассейна, в отличие от сплава АМС из экибастузских углей, сдвинуты в области тетраэдров с относительно большими объемами, что свидетельствует об их повышенной устойчивости и технологической предсказуемости. Учитывая вышесказанное, при выплавке сплавов надо стремиться попасть в тетраэдр, отвечающий наиболее благоприятным условиям осуществления процесса плавки и имеющий относительно большой объем, так как составы сплавов, моделируемые такими тетраэдрами, более устойчивы и технологически предсказуемы.

Выводы. Из приведенных теоретических данных следует подтверждение того факта, что ТДА, при котором пренебрегается сложный математический аппарат, позволяет с помощью диаграмм фазового строения многокомпонентных систем установить оптимальные области составов более технологичных сплавов. Далее, с учетом данных о температурах плавления вторичных компонентов элементарного объема можно определять относительные температуры плавления полученных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Szudio A., Jastrzebski R. Wybrane aspektu teoretyczne i praktyczne zastosowania ztoru FeSiAl w procesie obtlania stali // Hutnik (PRL). 1981. Vol. 48. No. 8 – 9. P. 371 – 375.
2. Манько В.А., Емлин Б.И., Гасик М.И. и др. Исследование и разработка технологии выплавки ферросиликоалюминия // Теория и практика получения и применения комплексных ферросплавов. – Тбилиси, 1974. С. 98 – 99.
3. Емлин Б.И., Манько В.А., Друинский М.И. и др. Выплавка ферросиликоалюминия из агломерированного боксита // Сталь. 1973. № 10. С. 903 – 904.
4. Бородаенко Л.Н., Такенов Т.Д., Габдуллин Т.Г. Электротермия комплексных сплавов с активными элементами. – Алма-Ата, 1990. – 120 с.
5. Толымбеков М.Ж., Ахметов А.Б. Применение комплексных ферросплавов в металлургии // Сталь. 2007. № 8. С. 51 – 52.
6. Медведев Г.В., Лаппо С.И., Букетов Е.А. и др. Полупромышленные опытные плавки сплава АМС (алюминий-марганец-кремний) на джездинской и каражальской марганцевых руд и экибастузского угля // Тр. Химико-металлургического института АН КазССР. – Алма-Ата: Наука, 1969. Т. 10. С. 144 – 151.
7. Медведев Г.В., Волков С.С., Лаппо С.И. и др. Возможность производства сплава АМС из низкосортного сырья и использование его в металлургии // Сталь. 1970. № 7. С. 616 – 618.
8. Друинский М.И., Жучков В.И. Получение комплексных ферросплавов из минерального сырья Казахстана. – Алма-Ата: Наука, 1988. – 208 с.
9. Медведев Г.В., Такенов Т.Д. Сплав АМС. – Алма-Ата: Наука, 1979. – 140 с.
10. Бережной А.С. Многокомпонентные системы окислов. – Киев: Наукова думка, 1970. – 544с.
11. Процюк А.П., Карапетьянц М.Х. О термодинамическом исследовании процессов в многокомпонентных системах // Журнал прикладной химии. 1977. Т. 1. С. 169 – 171.
12. Свойства элементов: Справ. изд. В 2-х кн. Кн. 1 / Под ред. М.Е. Дрица. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд. дом «Руда и Металлы», 2003. – 448 с.

13. Мухамбеталиев Е.К., Байсанов С.О., Байсанов А.С., Касенов Б.К. Температурная зависимость теплоемкости, энтальпия и энтропия плавления соединений в металлической системе Fe-Si-Al-Mn // *Электроталлургия*. 2013. № 10. С. 25 – 28.
14. Мухамбеталиев Е.К., Байсанов С.О., Байсанов А.С. Термодинамически-диаграммный анализ системы Fe-Si-Al-Mn применительно к описанию составов комплексного сплава – алюмосиликомарганца // *Электроталлургия*. 2014. № 4. С. 30 – 35.
15. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии: Справочник. – М: Металлургия, 1985. – 137 с.
16. Методы прикладной термодинамики в химии и металлургии / Б.К. Касенов, М.К. Алдабергенов, А.С. Пашинкин и др. – Караганда: Гласир, 2008. – 332 с.
17. Моисеев Г.К., Ватолин Н.А., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. – М.: Металлургия, 1994. – 353 с.
18. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Руководство к выполнению термодинамических расчетов. – Л.: ЛПИ им. М.И. Калинина, 1975. – 66 с.
19. Алюминий и его сплавы в жидком состоянии / В.М. Денисов, В.В. Пингин, Л.Т. Антонова и др. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 267 с.
20. Heath D.L. Mathematical treatment of multicomponent systems // *Jour. Amer. Ceram. Soc.* 1957. Vol. 40. No. 2. P. 50 – 53.

Поступила 11 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 7, pp. 564–571.

ANALYTICAL EXPRESSIONS FOR Fe–Si–Al–Mn METAL SYSTEM AND PHASE COMPOSITION OF ALUMOSILICOMANGANESE

E.K. Mukhambetgaliev^{1,2}, *V.E. Roshchin*², *S.O. Baisanov*¹

¹Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan

²South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. Calculations of analytical expressions of Fe–Si–Al–Mn quaternary metal system and phase compositions of complex aluminosilicomanganese alloy are presented in the article. Analytical expressions were obtained by the derivation of transformation equations that show any secondary system through the primary components of the base system. The location of the melt given composition was determined from positive values of coefficients of the equations of certain polytope calculated by Heath equation. Chemical composition of the complex aluminosilicomanganese alloy obtained under semi-industrial conditions corresponds to the tetrahedron FeAl₃–Al–Si–Mn₁₁Si₁₉ with the volume equal to $V = 0,216811$. It was established that compositions of aluminosilicomanganese obtained from coals of the Karaganda coal basin, in contrast to the AMS alloy from Ekibastuz coals, tend to be in the region of tetrahedra with a relatively large volume. The alloy compositions modeled by such large-volume tetrahedrons are more stable and technologically predictable. Practical application of the results of the thermodynamic-diagram analysis (TDA) to the compositions of different grades of aluminosilicomanganese reduces to finding of elementary tetrahedra within which their compositions are limited, and the normative distribution of primary phases between secondary compounds for them is equal to 100 % of the considered tetrahedron. Based on the normative distribution of the primary phases between the compounds (secondary phases) located on vertices of the Fe–Si–Al–Mn tetrahedron, a metallurgical evaluation of the melts can be made. This will subsequently allow to determine the phase composition of metal products at smelting of various grades of aluminosilicomanganese and to limit the residual content of silicon and aluminum in them while using the latter in the recovery of manganese from manganese ore, as well as silicon and aluminum from high-ash coal. The derived analytical expressions for estimating the type and number of secondary phases of Fe–Si–Al–Mn system formed in it are universal and can be used both at smelting of various grades of aluminosilicomanganese and in assessing the compositions of ferrosilicoaluminum and ferrosilicomanganese.

Keywords: thermodynamic-diagram analysis, phase composition, metal system, elementary tetrahedron, equation transformation, complex alloy, aluminosilicomanganese.

REFERENCES

1. Szudnio A., Jastrzebski R. Wybrane aspektu teoretyczne i praktyczne zastosowania ztoru FeSiAl w procesie obtleniania stali. *Hutnik* (PRL), 1981, vol. 48, no. 8-9, pp. 371–375. (in Pol.)
2. Man'ko V.A., Emlin B.I., Gasik M.I. etc. Research and development of smelting technology for ferrosilicoaluminum. In: *Teoriya i praktika polucheniya i primeneniya kompleksnykh ferrosplavov* [Theory and practice of obtaining and using complex ferroalloys]. Tbilisi, 1974, pp. 98–99. (In Russ.)
3. Emlin B.I., Man'ko V.A., Druinskii M.I., Semenov V.E., Melikaev N.P. Ferrosilicoaluminum smelting from sintered bauxite. *Stal'*. 1973, no. 10, pp. 903–904. (In Russ.)
4. Borodaenko L.N., Takenov T.D., Gabdullin T.G. *Elektrotermiya kompleksnykh splavov s aktivnymi elementami* [Electrothermics of complex alloys with active elements]. Alma-Ata, 1990, 120 p. (In Russ.)
5. Tolymbekov M. Zh., Akhmetov A.B. Application of complex ferroalloys in the steel industry. *Stal'*. 2007, no. 8, pp. 51–52. (In Russ.)
6. Medvedev G.V., Lappo S.I., Buketov E.A. etc. Semi-industrial experimental melting of AMS alloy (aluminum-manganese-silicon) on the Dzhezdin and Karazhal manganese ores and Ekibastuz coal. In: *Trudy Khimiko-metallurgicheskogo instituta AN KazSSR* [Proceedings of the Chemico-Metallurgical Institute of the Academy of Sciences of the Kazakh SSR]. Vol. 10. Alma-Ata: Nauka, 1969, pp. 144–151. (In Russ.)
7. Medvedev G.V., Volkov S.S., Lappo S.I., Takenov T.D., Buketov E.A. etc. Possibility of AMS alloys production from low-grade raw materials and its use in metallurgy. *Stal'*. 1970, no. 7, pp. 616–618. (In Russ.)
8. Druinskii M.I., Zhuchkov V.I. *Poluchenie kompleksnykh ferrosplavov iz mineral'nogo syr'ya Kazakhstana* [Production of complex ferroalloys from mineral raw materials of Kazakhstan]. Alma-Ata: Nauka, 1988, 208 p. (In Russ.)
9. Medvedev G.V., Takenov T.D. *Splav AMS* [AMS alloy]. Alma-Ata: Nauka, 1979, 140 p. (In Russ.)
10. Bereznoi A.S. *Mnogokomponentnye sistemy okislov* [Multicomponent systems of oxides]. Kiev: Naukova dumka, 1970, 544 p. (In Russ.)
11. Protsyuk A.P., Karapet'yants M.H. Thermodynamic study of processes in multicomponent systems. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 1977, vol. 1, pp. 169–171. (In Russ.)
12. *Svoistva elementov: Sprav. izd.: v 2-kh kn. Kn. 1* [Elements' properties: Guide in 2 books. Book 1]. Drits M.E. ed. Moscow: Izd. Dom "Ruda i Metally", 2003, 448 p. (In Russ.)
13. Mukhambetgaliev E.K., Baisanov S.O., Baisanov A.S., Kasenov B.K. Temperature dependence of heat capacity, enthalpy and

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-564-571

- entropy of compounds melting in Fe-Si-Al-Mn metal system. *Elektrometallurgiya*. 2013, no. 10, pp. 25–28. (In Russ.).
14. Mukhambetgaliev E.K., Baisanov S.O., Baisanov A.S. Thermodynamic-diagram analysis of Fe-Si-Al-Mn system as applied to description of the complex alloy-alumosilicomanganese compositions. *Elektrometallurgiya*. 2014, no. 4, pp. 30–35. (In Russ.).
 15. Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Termodinamicheskie raschety v metallurgii. Spravochnik* [Thermodynamic calculations in metallurgy. Guide]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 137 p. (In Russ.).
 16. Kasenov B.K., Aldabergenov M.K., Pashinkin A.S. etc. *Metody prikladnoi termodinamiki v khimii i metallurgii* [Methods of applied thermodynamics in chemistry and metallurgy]. Karaganda: Glasir, 2008, 332 p. (In Russ.).
 17. Moiseev G.K., Vatolin N.A., Trusov B.G. *Termodinamicheskoe modelirovanie v vysokotemperaturnykh neorganicheskikh sistemakh* [Thermodynamic modeling in high-temperature inorganic systems]. Moscow: Metallurgiya, 1994, 353 p. (In Russ.).
 18. Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Rukovodstvo k vypolneniyu termodinamicheskikh raschetov* [Guide to the implementation of thermodynamic calculations]. Leningrad: LPI im. M.I. Kalinina, 1975, 66 p. (In Russ.).
 19. Denisov V.M., Pingin V.V., Antonova L.T., Istomin S.A., Pastukhov E.A., Ivanov V.V. *Alyuminii i ego splavy v zhidkom sostoyanii* [Aluminum and its alloys in liquid state.] Ekaterinburg: UrO RAN, 2005, 267 p. (In Russ.).
 20. Heath D.L. Mathematical treatment of multicomponent systems. *Jour. Amer. Ceram. Soc.* 1957, vol. 40, no. 2, pp. 50–53.

Information about the authors:

E.K. Mukhambetgaliev, Research Associate of the Laboratory of Metallurgical Melts (mr._west@inbox.ru)

V.E. Roshchin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Pyrometallurgical and Foundry Technology”

S.O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Laboratory of Metallurgical Melts

Received December 11, 2013

УДК 621.77.014

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВ ПРОВОЛОКИ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ 50 ПРИ ВОЛОЧЕНИИ*

Чукин М.В., д.т.н., профессор, первый проректор – проректор по научной и инновационной работе, зав. кафедрой технологий обработки материалов

Полякова М.А., к.т.н., доцент кафедры технологий обработки материалов

Пивоварова К.Г., к.т.н., доцент кафедры технологий обработки материалов (kgpivovarova@gmail.com)

Ефимова Ю.Ю., к.т.н., доцент кафедры технологий обработки материалов

Гулин А.Е., к.т.н., научный сотрудник кафедры технологий обработки материалов

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
(455000, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. В работе описан метод непрерывного деформационного наноструктурирования проволоки. Сущность метода состоит в одновременном наложении на непрерывно движущуюся проволоку деформации растяжения волочением, деформации изгиба при прохождении через систему роликов и деформации кручения. Совмещение деформационных воздействий на проволоку позволяет в широких пределах изменять ее механические свойства, сочетая при этом высокую прочность и пластичность. Преимуществами такой схемы деформирования являются использование имеющегося в метизном производстве инструмента, совместимость со скоростями грубого и среднего волочения проволоки, а также простота установки. Приведена схема лабораторной установки для осуществления данного метода. В качестве объекта исследований была выбрана углеродистая проволока из стали марки 50, поскольку она является востребованным видом метизной продукции. Представлены химический состав и механические свойства проволоки в исходном состоянии. Проведены эксперименты по исследованию эффективности получения ультрамелкозернистой структуры в проволоке с применением метода деформационного наноструктурирования на лабораторной установке. Приведены режимы деформационной обработки проволоки и маршрут ее волочения. Исследована микроструктура проволоки из углеродистой стали марки 50 в продольном и поперечном сечениях на поверхности и в центральной области после различных видов деформационной обработки. В ходе экспериментальных исследований установлено влияние вида деформационной обработки на микроструктуру стали и ее анизотропию по сечению проволоки. Представлены результаты исследования механических свойств проволоки из углеродистой стали марки 50 при различных видах деформационной обработки. Проведена проверка уровня механических свойств на соответствие требованиям действующих в настоящее время стандартов на проволоку. Показано, что механические свойства проволоки при всех видах обработки удовлетворяют требованиям ГОСТ 17305-91. Результаты металлографических исследований и механических испытаний после комбинированного деформационного воздействия позволяют судить о перспективности выбранного направления по совмещению различных методов деформирования для формирования ультрамелкозернистой структуры в углеродистой проволоке.

Ключевые слова: волочение, знакопеременный изгиб, кручение, микроструктура, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-572-578

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы наметились новые пути повышения свойств конструкционных материалов за счет целенаправленного формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры металлов и сплавов в процессе деформационного наноструктурирования. В связи с высокой эффективностью процессы деформационного наноструктурирования являются предметом исследований российских и зарубежных авторов [1 – 22].

Многочисленными исследованиями, выполненными научными школами под руководством Р.А. Андриевско-

* Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (Договоры № 02.G25.31.0178 от 01.12.2015 г.; № МК204895 от 27.07.2015 г.).

го, Э.В. Козлова, Н.А. Коневой, А.М. Глезера, Р.З. Валиева и других установлено, что для формирования УМЗ структуры необходимо обеспечить наличие значительных сдвиговых деформаций, приводящих к измельчению структурных составляющих металлов и сплавов. С этой точки зрения актуальной задачей, стоящей перед исследователями, является создание такого метода, который, с одной стороны, обеспечивал бы формирование ультрамелкозернистой структуры, с другой – по своим техническим и технологическим характеристикам был бы совместим с существующими процессами металлургического и метизного производств.

В настоящее время такой метод разработан коллективом специалистов ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» [23]. Метод непрерывного деформационного

Химический состав исследуемой стали, %

Table 1. Chemical composition of the investigated steel, %

Марка стали	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	As
50	0,47 – 0,55	0,17 – 0,37	0,50 – 0,80	до 0,250	до 0,040	до 0,035	до 0,250	до 0,250	до 0,080

наноструктурирования проволоки из высокоуглеродистых марок стали основан на совмещении волочения с другими методами деформационного воздействия. Данный метод включает деформацию длинномерного металла волочением через две последовательно соосно расположенные и неподвижно закрепленные конусные волоки с дополнительным деформационным воздействием сдвигом за счет одновременного знакопеременного изгиба металла и его кручения вокруг своей продольной оси в зоне между волоками. При этом скорости перемещения металла в осевом направлении и его вращения вокруг своей продольной оси поддерживают постоянными.

Осуществление деформационного процесса длинномерных заготовок за счет одновременного знакопеременного изгиба металла и его вращения вокруг своей продольной оси в зоне между волоками позволяет обеспечить за цикл обработки значительные суммарные деформации. При этом, благодаря большим сдвиговым деформациям, в обрабатываемом металле формируется УМЗ структура с повышенными физико-механическими свойствами, что позволяет получать изделия широкого размерно-марочного сортамента.

Преимуществами такой схемы деформирования являются использование имеющегося в метизном производстве инструмента, совместимость со скоростями грубого и среднего волочения проволоки, а также простота установки.

Отметим, что данный метод непрерывного деформационного наноструктурирования широко используется при лабораторных исследованиях по установлению влияния различных технологических факторов на формирование ультрамелкозернистой структуры в низко- и высокоуглеродистой проволоке различных марок и диаметров [24 – 25]. Что касается проволоки из среднеуглеродистых сталей, например, стали марки 50,

Таблица 2

Механические свойства проволоки в исходном состоянии

Table 2. Mechanical properties of the wire in initial state

Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
988	706	8,92	60,26

то сведения о ее структуре и свойствах с применением таких схем волочения малочисленны [26].

Исследование структуры и некоторых свойств проволоки из углеродистой стали 50 при волочении представлено в настоящей работе.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования была выбрана проволока из углеродистой стали марки 50, широко применяемая не только как товарный продукт, но также в качестве исходной заготовки для производства других видов металлопродукции. Химический состав и механические свойства проволоки в исходном состоянии представлены в табл. 1, 2.

Проведена серия экспериментов с использованием установки (рис. 1), позволяющей реализовать на проволоке различные виды пластической деформации: растяжение волочением, знакопеременный изгиб и кручение [27].

Проволока с начальным диаметром 3,45 мм заправляется в первую по ходу ее движения неподвижно закрепленную коническую волоку и далее направлялась в систему роликов, обеспечивающую знакопеременный изгиб проволоки. Далее проволока, имеющая после первой волоки диаметр 2,9 мм, поступала во вторую неподвижно закрепленную расположенную соосно с первой коническую волоку меньшего диаметра, после которой она имела диаметр 2,75 мм с последующим закреплением ее переднего конца в намоточном устройстве. После

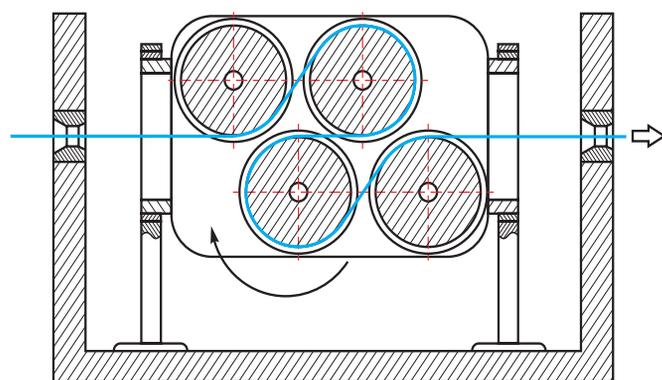


Рис. 1. Принципиальная схема непрерывного метода деформационного наноструктурирования проволоки

Fig. 1. Principal scheme of continuous method of wire deformational nanostructuring

этого осуществлялся процесс последовательной комбинированной деформации металла волочением за счет тянущего усилия, создаваемого вращением намоточного устройства. При этом одновременно с деформацией волочением в зоне между волокнами производилась дополнительная деформация сдвигом за счет вращения системы роликов вокруг продольной оси металла, обеспечивающей совместный знакопеременный изгиб металла и его вращение вокруг своей продольной оси. При этом в процессе последовательной деформации металла скорости его перемещения в осевом направлении и вращения вокруг своей продольной оси поддерживались постоянными. Процесс обработки производился при комнатной температуре со скоростью 0,06 м/с. При волочении использовалась волочильная смазка СВС-У. Диаметры роликов скручивающего блока были равны 90 мм. Расстояния между выходом из первой волоки до входа на ролик скручивающего блока и между выходом с ролика скручивающего блока до входа во вторую волоку были равны 330 и 250 мм соответственно. Скорость вращения принималась 50, 100, 150 об/мин.

В табл. 3 приведены принятые для исследования режимы деформационной обработки.

Для анализа микроструктуры на линии пробоподготовки фирмы Buechler по стандартной методике были приготовлены микрошлифы в продольном и поперечном сечениях. Для выявления микроструктуры поверхность шлифа подвергали травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490 LV во вторичных электронах при увеличениях более 1000.

Механические свойства проволоки исследовали по стандартным методикам ГОСТ 10446-80, ГОСТ 9450-60 и ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микроструктура проволоки из углеродистой стали марки 50 в продольном и поперечном сечениях на по-

верхности и в центральной области после различных видов деформационной обработки представлена на рис. 2.

Микроструктура состоит из ферритокарбидной смеси и небольшого количества структурно свободного феррита, который располагается в виде отдельных островков по границам перлитных колоний. В продольном сечении на всех образцах наблюдается вытягивание перлитных колоний и структурно свободного феррита вдоль оси деформации, имеется деформация и разрушение цементитных пластин.

При волочении в центральной области образца анизотропия перлитных колоний проявилась в большей степени, чем на поверхности. При сочетании волочения и изгиба анизотропия перлитных колоний наблюдается как в центре, так и на поверхности проволоки. Однако в центральной области она развивается интенсивнее, что приводит к получению ультрамелкозернистой структуры. Микроструктура при сочетании волочения с изгибом и кручением изменяется аналогично, как и после волочения с изгибом. Однако анизотропия носит более выраженный характер и проявляется в большей степени. Кроме того, структура более однородная и дисперсная по сравнению с предыдущими видами обработки. При всех видах деформационной обработки в микроструктуре наблюдается деформация и разрушение цементитных пластин. Однако при сочетании волочения с изгибом и волочения с изгибом и кручением деформация и разрушение цементитных пластин происходит в большей степени.

Результаты механических испытаний проволоки после непрерывного деформационного наноструктурирования представлены на рис. 3. Как видно из полученных результатов, совмещение деформационных воздействий на проволоку позволяет в широких пределах изменять ее механические свойства, сочетая при этом высокую прочность и пластичность.

Показатели микротвердости проволоки после различных видов деформационной обработки представлены на рис. 4. Анализ данных свидетельствует о том,

Таблица 3

Режимы деформационной обработки

Table 3. Modes of deformation processing

Номер режима	Волочение				Изгиб	Кручение
	маршрут волочения	обжатие в первой волоке, %	обжатие во второй волоке, %	суммарная степень деформации, %		
1	3,45 → 2,90 → 2,75	29,34	10,08	36,46	Отсутствует	Отсутствует
2						Отсутствует
3						50
4						100
5						150

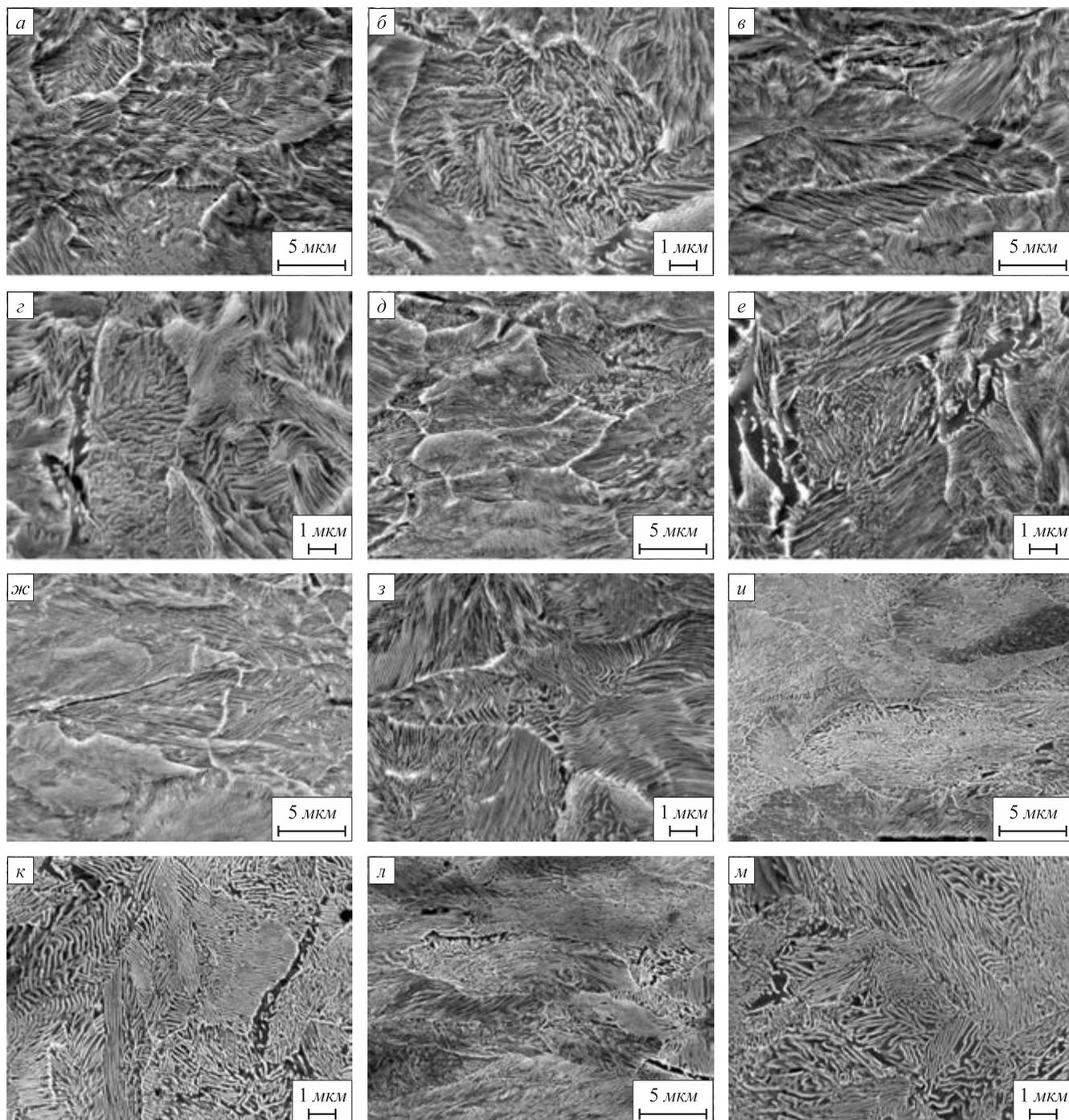


Рис. 2. Микроструктура проволоки из стали марки 50 после различных видов деформационной обработки:
a – г – деформация волочением (*a, б* – поверхность в продольном и поперечном направлениях соответственно;
в, г – центральная область в продольном и поперечном направлениях соответственно); *д – з* – деформация волочением
с деформацией изгибом (*д, е* – поверхность в продольном и поперечном направлениях соответственно;
ж, з – центральная область в продольном и поперечном направлениях соответственно); *и – м* – деформация волочением с изгибом и кручением
при 150 об/мин (*и, к* – поверхность в продольном и поперечном направлениях соответственно;
л, м – центральная область в продольном и поперечном направлениях соответственно)

Fig. 2. Microstructure of wire of carbon steel of grade 50 after different kinds of deformational processing:
a – г – deformation by drawing (*a, б* – surface in longitudinal and transversal directions, respectively; *в, г* – central area
in longitudinal and transversal directions, respectively); *д – з* – deformation by drawing with bending (*д, е* – surface in longitudinal
and transversal directions, respectively; *ж, з* – central area in longitudinal and transversal directions, respectively);
и – м – deformation by drawing with bending and torsion at 150 RPM (*и, к* – surface in longitudinal and transversal directions, respectively;
л, м – central area in longitudinal and transversal directions, respectively)

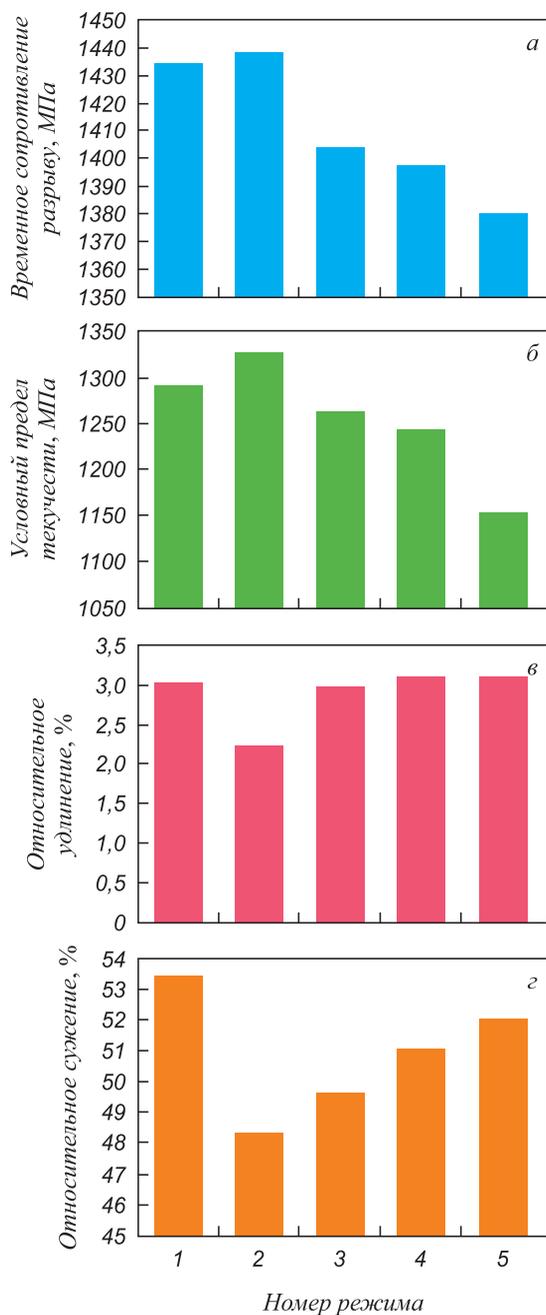


Рис. 3. Механические свойства проволоки из стали марки 50 после различных видов деформационной обработки:

1 – волочение; 2 – волочение с изгибом; 3 – волочение с изгибом и кручением 50 об/мин; 4 – волочение с изгибом и кручением 100 об/мин; 5 – волочение с изгибом и кручением 150 об/мин

Fig. 3. Mechanical properties of wire of carbon steel of grade 50 after different kinds of deformational processing:

1 – drawing; 2 – drawing with bending; 3 – drawing with bending and torsion at 50 RPM; 4 – drawing with bending and torsion at 100 RPM; 5 – drawing with bending and torsion at 150 RPM

что минимальную твердость имеют образцы проволоки после деформации волочением с изгибом.

Проведенные исследования показали, что в результате различных видов деформационной обработки механические свойства углеродистой проволоки из стали 50 удовлетворяют требованиям ГОСТ 17305-91.

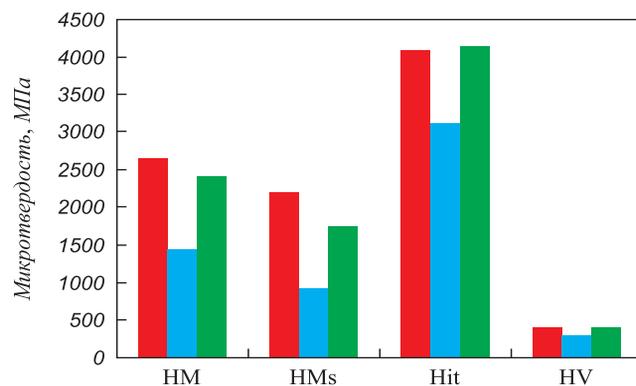


Рис. 4. Микротвердость проволоки из стали марки 50 после различных видов деформационной обработки:

■ – волочение; ■ – волочение с изгибом; ■ – волочение с изгибом и кручением

Fig. 4. Microhardness of wire of carbon steel of grade 50 after different kinds of deformational processing:

■ – drawing; ■ – drawing with bending; ■ – drawing with bending and torsion

Выводы

Результаты металлографических исследований показали, что совмещение различных деформационных воздействий на проволоку из углеродистой стали марки 50 ведет к измельчению отдельных структурных составляющих, размер которых становится меньше 1000 нм, что позволяет классифицировать полученную структуру как ультрамелкозернистую. Изменение значений механических свойств чувствительно к изменению технологических параметров процесса деформационного наноструктурирования, прежде всего к скорости вращения при кручении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Буторин Д.Е. Связь дислокационных механизмов упрочнения с показателями прочности, трещиностойкости и износостойкости углеродистых сталей: Дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2002. – 206 с.
2. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю. и др. Закономерности и механизмы термомеханического упрочнения проката из малоуглеродистой стали // Успехи физики металлов. 2010. Т. 11. С. 241 – 268.
3. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Костерев В.Б. и др. Механизмы формирования предела текучести малоуглеродистой стали при термомеханическом упрочнении // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2011. № 3. С. 50 – 55.
4. Бубнов В.А., Костенко С.Г. Механизмы упрочнения аустенитных сталей при пластическом деформировании // Изв. вуз. Машиностроение. 2008. № 6. С. 63 – 70.
5. Ведяков И.И., Одесский П.Д. Сталь в строительных металлических конструкциях. Часть 4. Механизмы упрочнения и разрушения сталей. – М.: ОАО НИЦ «Строительство», 2013. – 52 с.
6. Петрова Л.Г., Чудина О.В. Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе управления структурообразованием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 7. С. 3 – 11.
7. Харитонов В.А., Зайцева М.В. Способы повышения механических свойств проволоки из низкоуглеродистых сталей. Деп. в ВИНТИ 19.04.05, № 547-B2005. – 28 с.

8. Харитонов В.А., Иванцов А.Б., Харитонов В.А. Обработка бунтовой арматурной стали по схеме «растяжение – знакопеременный изгиб» (теория, технология оборудование) // *Металлург*. 2010. № 4. С. 78 – 83.
9. Брюханов А.А., Шкатуляк Н.М., Родман М. и др. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства листов низкоуглеродистой стали // *Технология металлов*. 2012. № 11. С. 19 – 24.
10. Зильберг Ю.В., Бах Ф.-В., Борман Д. и др. Влияние знакопеременного изгиба на структуру и свойства полос магниевого сплава AZ31 // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 4. С. 20 – 25.
11. Гуль Ю.П., Перчун Г.И. Влияние циклической деформации на свойства холоднодеформированной низкоуглеродистой стали // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1990. № 3. С. 105 – 108.
12. Вакуленко И.А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2003. – 94 с.
13. Зильберг Ю.В., Кузнецов Д.С., Машура С.В. Влияние кручения на твердость проволоки из низкоуглеродистой стали // *Сталь*. 2010. № 11. С. 66 – 69.
14. Хван А.Д. Напряженно-деформированное состояние цилиндрической заготовки при осадке (растяжении) с кручением // *Кузнечно-штамповочное производство*. 2010. № 11. С. 11 – 19.
15. Буркин С.П., Исхаков Р.Ф., Андрюкова Е.А. Особенности прокатки с кручением в многовалковых калибрах // *Производство проката*. 2008. № 9. С. 34 – 36.
16. Kulisch W., Freudenstein R., Ruiz A. etc. Nanostructured materials for advanced technological applications: A brief introduction // *Nanostructured Materials for Advanced Technological Applications*. NATO Science for Peace and Security Series B: Physics and Biophysics. 2009. P. 3 – 34.
17. Clement K., Iseli A., Karote D. etc. Nanostructured materials: industrial applications // *Handbook of Industrial Chemistry and Biotechnology*. 2012. P. 265 – 306.
18. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels // *Microstructure and Texture in Steels*. 2009. P. 325 – 344.
19. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
20. Chukin M.V., Emaleeva D.G., Polyakova M.A., Gulin A.E. State and application prospects of deformation methods for bulk materials microstructure refinement // *Metallurgist*. 2016. № 3. P. 73 – 79.
21. Харитонов В.А., Усанов М.Ю. Состояние и направления развития непрерывных способов наноструктурирования круглой проволоки // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2013. № 3 (43). С. 69 – 73.
22. Чукин М.В., Копцева Н.В., Барышников М.П. и др. Инновационный потенциал новых технологий производства метизных изделий из наноструктурных сталей // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2009. № 2. С. 64 – 68.
23. Пат. 2467816 РФ: МПКВ21С 1/04. Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением с кручением / М.А. Полякова, С.Е. Носков, М.В. Чукин и др. Опубл. 02.28.2011.
24. Gulin A.E., Polyakova M.A., Golubchik E.M. Effect of stress-strain state during combined deformation on microstructure evolution of high carbon steel wire // *Solid State Phenomena*. 2016. Vol. 870. P. 460 – 465.
25. Чукин М.В., Полякова М.А., Гулин А.Е. Особенности влияния комбинирования различных видов пластической деформации на измельчение микроструктуры и механические свойства углеродистой проволоки // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 8. С. 552 – 557.
26. Polyakova M., Calliari I., Gulin A. Effect of microstructure and mechanical properties formation of medium carbon steel wire through continuous combined deformation // *Key Engineering Materials*. 2016. Vol. 716. P. 201 – 207.
27. Пат. 130525 РФ: МПКВ21С 1/00. Устройство для изготовления проволоки с ультрамелкозернистой структурой / М.А. Полякова, М.В. Чукин, Э.М. Голубчик Э.М. и др. Опубл. 02.04.2013.

Поступила 10 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, pp. 572–578.

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND SEVERAL PROPERTIES OF CARBON STEEL OF GRADE 50 DEFORMED BY DRAWING

M.V. Chukin, M.A. Polyakova, K.G. Pivovarova, Yu.Yu. Efimova, A.E. Gulin

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The continuous method of deformational nanostructuring is presented. It consists of simultaneous applying of the tensile deformation by drawing, bending deformation while going via the rolls system and twisting deformation to the continuously moving wire. Combination of different kinds of deformation makes it possible to change in a wide range its mechanical properties matching high strength and ductility. The advantage of this scheme of deformational processing consists in arranging together tools which are used in metal ware manufacturing industrial processes as well as its simplicity and compatibility with rates at coarse and middle drawing processes. The scheme of the laboratory unit for the method implementation is considered. Wire from medium carbon steel of grade 50 was chosen as the object for investigation because it is considered to be the needed kind of metal ware product. Chemical composition and mechanical properties of this wire are described. Experiments on investigation of the possibility for ultrafine-grained structure formation effectiveness in carbon steel wire were conducted using the developed laboratory unit. Deformation modes

and drawing route are given. Microstructure of the wire from medium carbon steel of grade 50 was studied after different kinds of deformational processing in longitudinal and transversal cross-sections. During experimental researches the effect of deformational processing on carbon steel wire microstructure was specified as well as its anisotropy in the cross section. The mechanical properties of the wire of grade 50 steel were studied after different kinds of deformational processing. The verification of these properties was carried out in accordance with the demands in current national wire standards. It was proved that carbon steel wire mechanical properties matches well with norms set in GOST17305-91. Investigation results of microstructure and mechanical properties of the wire from medium carbon steel of grade 50 after different kinds of deformational processing show the perceptiveness of the chosen direction for combination of different kinds of deformation for ultrafine-grained structure formation in carbon steel wire.

Keywords: wire, drawing, reverse bend, torsion, microstructure, mechanical properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-572-578

REFERENCES

1. Butorin D.E. *Svyaz' dislokatsionnykh mekhanizmov uprochneniya s pokazatelyami prochnosti, treshchinnostoičnosti i iznosostoičnosti*

- uglerodistykh stalei: dis. ... kand. tekhn. nauk* [Correlation of dislocation hardening mechanisms with strength, fracture resistance and wear resistance of carbon steels: Cand. Tech. Sci. Diss.]. Novosibirsk, 2002, 206 p. (In Russ.).
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B., Konovalov S.V. Regularities and mechanisms of thermomechanical hardening of rolled products from low-carbon steel. *Uspekhi fiziki metallov*. 2010, vol. 11, pp. 241–268. (In Russ.).
 3. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kosterev V.B., Efimov O.Yu., Konovalov S.V., Tang G. Mechanisms of yield stress formation of low-carbon steel at thermomechanical hardening. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2011, no. 3, pp. 50–55. (In Russ.).
 4. Bubnov V.A., Kostenko S.G. Mechanisms of austenitic steels hardening during plastic deformation. *Izv. vuz. Mashinostroenie*. 2008, no. 6, pp. 63–70. (In Russ.).
 5. Vedyakov I.I., Odesskii P.D. *Stal' v stroitel'nykh metallicheskiikh konstruktivnykh. Chast' 4. Mekhanizmy uprochneniya i razrusheniya stali* [Steel in building metal structures. Part 4: Mechanisms of hardening and destruction of steels]. Moscow: Stroitel'stvo, 2013, 52 p. (In Russ.).
 6. Petrova L.G., Chudina O.V. Forecasting the hardening level of metals and alloys based on the management of structure formation. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2007, no. 7, pp. 3–11. (In Russ.).
 7. Kharitonov V.A., Zaitseva M.V. *Sposoby povysheniya mekhanicheskikh svoystv provoloki iz nizkouglerodistykh stalei* [Methods for improving the mechanical properties of wire from low-carbon steels]. VINITI Dep. No. 547-V2005, 28 p. (In Russ.).
 8. Kharitonov V.A., Ivantsov A.B., Kharitonov V.A. Production of bundled reinforcement steel by the tension – Alternating bending scheme (theory, technology, equipment). *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 3-4, pp. 252–259.
 9. Bryukhanov A.A., Shkatulyak N.M., Rodman M., Shaper M., Usov V.V., Kloze Kh. Influence of reverse bend on texture, structure and mechanical properties of sheets of low-carbon steel. *Tekhnologiya metallov*. 2012, no. 11, pp. 19–24. (In Russ.).
 10. Zil'berg Yu.V., Bakh F.-V., Borman D., Rodman M., Shaper M., Khepke M. Effect of alternating bending on the structure and properties of strips from AZ31 magnesium alloy. *Metal Science and Heat Treatment*. 2009, vol. 51, no. 3-4, pp. 170–175.
 11. Gul' Yu.P., Perchun G.I. Effect of cyclic deformation on the properties of cold-deformed low-carbon steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990, no. 3, pp. 105–108. (In Russ.).
 12. Vakulenko I.A. *Struktura i svoystva uglerodistoi stali pri znako-peremennom deformirovani* [Structure and properties of carbon steel under alternating deformation]. Dnepropetrovsk: Gaudeamus, 2003, 94 p. (In Russ.).
 13. Zil'berg Yu.V., Kuznetsov D.S., Mashura S.V. Effect of torsion on the hardness of wire from low-carbon steel. *Stal'*. 2010, no. 11, pp. 66–69. (In Russ.).
 14. Khvan A.D. Stress-strain state of a cylindrical billet under draft (tension) with torsion. *Kuznechno-shtampovnoye proizvodstvo*. 2010, no. 11, pp. 11–19. (In Russ.).
 15. Burkin S.P., Iskhakov R.F., Andryukova E.A. Features of rolling with torsion in multi-roll calibers. *Proizvodstvo prokata*. 2008, no. 9, pp. 34–36. (In Russ.).
 16. Kulisch W., Freudenstein R., Ruiz A., Valsesia A., Sirghi L., Ponti J., Colpo P., Rossi F. Nanostructured materials for advanced technological applications: A brief introduction. *Nanostructured Materials for Advanced Technological Applications. NATO Science for Peace and Security. Series B: Physics and Biophysics*. 2009, pp. 3–34.
 17. Clement K., Iseli A., Karote D., Cremer J., Rajagopalan S. Nanostructured materials: industrial applications. *Handbook of Industrial Chemistry and Biotechnology*. 2012, pp. 265–306.
 18. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels. *Microstructure and Texture in Steels*. 2009, pp. 325–344.
 19. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy* [Bulk nanostructured metallic materials]. Moscow: Akademkniga, 2007, 398 p. (In Russ.).
 20. Chukin M.V., Emaleeva D.G., Polyakova M.A., Gulin A.E. State and application prospects of deformation methods for bulk materials microstructure refinement. *Metallurgist*. 2016, no. 3, pp. 73–79.
 21. Kharitonov V.A., Usanov M.Yu. State and directions of the development of continuous methods for round wire nanostructuring. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2013, no. 3 (43), pp. 69–73. (In Russ.).
 22. Chukin M.V., Koptseva N.V., Baryshnikov M.P., Efimova Yu.Yu., Nosov A.D., Noskov E.P., Kolomiets B.A. Innovative potential of new technologies for production of metal ware products from nanostructured steels. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2009, no. 2, pp. 64–68. (In Russ.).
 23. Polyakova M.A., Noskov S.E., Chukin M.V. etc. *Sposob polucheniya ul'tramelkozernistykh polufabrikatov volocheniem s krucheniem* [Method of production of workpieces with ultrafinegrained structure by drawing with torsion]. Patent RF no. 2467816: MPK V21S 1/04. Publ. 02.28.2011. (In Russ.).
 24. Gulin A.E., Polyakova M.A., Golubchik E.M. Effect of stress-strain state during combined deformation on microstructure evolution of high carbon steel wire. *Solid State Phenomena*. 2016, vol. 870, pp. 460–465.
 25. Chukin M.V., Polyakova M.A., Gulin A.E. Features of the effect of combining different kinds of plastic deformation on the microstructure grinding and mechanical properties of the carbon wire. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 8, pp. 552–557. (In Russ.).
 26. Polyakova M., Calliari I., Gulin A. Effect of microstructure and mechanical properties formation of medium carbon steel wire through continuous combined deformation. *Key Engineering Materials*. 2016, vol. 716, pp. 201–207.
 27. Polyakova M.A., Chukin M.V., Golubchik E.M. etc. *Ustroistvo dlya izgotovleniya provoloki s ul'tramelkozernistoi strukturoi* [Device for manufacturing ultrafine-grain wire]. Patent RF no. 130525: MPK V21S 1/00. Publ. 02.04.2013. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of Russia within the framework of the implementation of a comprehensive project to create high-tech production with the participation of a higher educational institution (Contract No. 02.G25.31.0178 of 01.12.2015, No. MK204895 of 27.07.2015).
- Information about the authors:**
- M.V. Chukin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, First Vice-Rector – Vice Rector for Research and Innovation, Head of the Chair “Materials Processing Technologies”
- M.A. Polyakova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials Processing Technologies”
- K.G. Pivovarova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials Processing Technologies” (kgpivovarova@gmail.com)
- Yu.Yu. Efimova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials Processing Technologies”
- A.E. Gulin**, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Chair “Materials Processing Technologies”

Received May 10, 2017

УДК 669.014

РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Co–Cr, СОДЕРЖАЩИХ ВАНАДИЙ*

Александров А.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (a.a.aleksandrov@gmail.com)

Дашевский В.Я.^{1,2}, д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, зав. лабораторией (vdashev@imet.ac.ru)

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

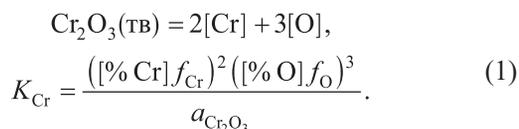
Аннотация. Проведен термодинамический анализ влияния ванадия на растворимость кислорода в расплавах системы Fe–Co–Cr. Ванадий в расплавах системы Fe–Co–Cr при малых содержаниях повышает концентрацию кислорода, которая определяется количеством хрома. При более высоком содержании ванадия после смены механизма процесса взаимодействия хрома и ванадия с кислородом, когда уже ванадий определяет растворимость кислорода в расплаве, концентрация кислорода первоначально снижается, а затем, после прохождения точки минимума, растет.

Ключевые слова: система Fe–Co–Cr, ванадий, расплавы, кислород, растворимость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-579-583

Сплавы системы Fe–Co–Cr широко применяются в современной технике как магнитотвердые материалы, а также при изготовлении нагревателей для обработки подземных пластов при добыче углеводородов [1–3]. В качестве легирующего элемента в этих сплавах используют ванадий, а одной из вредных примесей является кислород. Наличие данных о термодинамике растворов кислорода в жидких железе и кобальте [4, 5] позволяет оценить влияние хрома и ванадия на растворимость кислорода в расплавах системы Fe–Co–Cr–V.

В расплавах системы Fe–Co–Cr при содержании хрома выше 2,0–2,5 % (в зависимости от содержания кобальта) продуктом реакции взаимодействия хрома с кислородом, содержащимся в расплаве, является оксид Cr₂O₃ [6]



Концентрацию кислорода, равновесную с заданным содержанием хрома в расплаве, для реакции (1) можно рассчитать по уравнению

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Cr}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{\text{Cr}} + \lg a_{\text{Cr}_2\text{O}_3} - 2 \lg[\% \text{Cr}] - \right.$$

$$\left. - [2e_{\text{Cr}}^{\text{Cr}} + 3e_{\text{O}}^{\text{Cr}}][\% \text{Cr}] - [3e_{\text{O}}^{\text{O}} + 2e_{\text{Cr}}^{\text{O}}][\% \text{O}] - \right.$$

$$\left. - 3r_{\text{O}}^{\text{Cr}}[\% \text{Cr}]^2 \right\}, \quad (2)$$

где e_i^j – параметр взаимодействия первого порядка, а r_i^j – параметр взаимодействия второго порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах. Поскольку оксид Cr₂O₃ при 1873 К твердый ($T_{\text{пл}} = 2603 \text{ К}$ [7]), $a_{\text{Cr}_2\text{O}_3} = 1$. Величину [%O] в правой части уравнения (2) можно выразить через отношение $\left(\frac{K_{\text{Cr}}}{[\% \text{Cr}]^2 f_{\text{Cr}}^2 f_{\text{O}}^3} \right)^{1/3}$. При [%O] → 0 коэффициент активности $f_{\text{O}} \rightarrow 1$. В связи с малостью величины [%O] можно принять $\frac{K_{\text{Cr}}}{[\% \text{Cr}]^2 f_{\text{Cr}}^2 f_{\text{O}}^3} \approx \frac{K_{\text{Cr}}}{[\% \text{Cr}]^2 f_{\text{Cr}}^2}$. Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [8]. Тогда уравнение (2) примет вид

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Cr}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{\text{Cr}} - 2 \lg[\% \text{Cr}] - \right.$$

$$\left. - [2e_{\text{Cr}}^{\text{Cr}} + 3e_{\text{O}}^{\text{Cr}}][\% \text{Cr}] - [3e_{\text{O}}^{\text{O}} + 2e_{\text{Cr}}^{\text{O}}] \left(\frac{K_{\text{Cr}}}{[\% \text{Cr}]^2 f_{\text{Cr}}^2} \right)^{1/3} - \right.$$

$$\left. - 3r_{\text{O}}^{\text{Cr}}[\% \text{Cr}]^2 \right\}. \quad (2a)$$

В сплавах Fe–Co–Cr–V при низких содержаниях ванадия в расплаве растворимость кислорода зависит главным образом от содержания хрома. В этом случае уравнение (2a) примет вид

$$\lg[\% \text{O}]_{\text{Cr+V}} = \lg[\% \text{O}]_{\text{Cr}} - \left[\frac{2}{3} e_{\text{Cr}}^{\text{V}} + e_{\text{O}}^{\text{V}} \right] [\% \text{V}]. \quad (3)$$

* Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00.

Взаимодействие ванадия с кислородом при более высоких его содержаниях, когда ванадий определяет растворимость кислорода в расплаве, можно описать реакцией

$$V_2O_3(тв) = 2[V] + 3[O],$$

$$K_V = \frac{([\% V]f_V)^2 ([\% O]f_O)^3}{a_{Al_2O_3}}. \quad (4)$$

Концентрация кислорода, равновесная с заданным содержанием ванадия, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg[\% O]_{V+Cr} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_V + \lg a_{V_2O_3} - 2 \lg[\% V] - \right.$$

$$\left. - [2e_V^V + 3e_O^V][\% V] - [2e_V^{Cr} + 3e_O^{Cr}][\% Cr] - \right.$$

$$\left. - [3e_O^O + 2e_V^O] \left(\frac{K_V}{[\% V]^2 f_V^2} \right)^{1/3} - 3r_O^{Cr} [\% Cr]^2 \right\}. \quad (5)$$

Совместное решение уравнений (3) и (5) позволяет определить содержание ванадия, при котором происходит смена механизма процесса взаимодействия с кислородом хрома и ванадия.

Для расплавов системы Fe–Co–Cr из всего многообразия их составов можно выделить два наиболее часто встречающихся состава основы сплавов: Fe – 10 % Co – 10 % Cr и Fe – 20 % Co – 25 % Cr [3, 9]. Рассмотрим зависимость растворимости кислорода в этих сплавах от содержания хрома и ванадия. Значения констант равновесия реакции раскисления железокобальтовых сплавов, содержащих 10 и 20 % Co, хромом и ванадием, а также значения параметров взаимодействия, характе-

ризующие растворы кислорода в этих расплавах, приведены в таблице. Данные для сплавов Fe – 10 % Co и Fe – 20 % Co рассчитаны по методике, описанной в работах [6, 10].

В расплавах Fe – 10 % Co и Fe – 20 % Co при 1873 К растворимость кислорода составляет 0,21 и 0,19 % соответственно [12]. Равновесная концентрация кислорода в расплавах Fe – 10 % Co – 10 % Cr и Fe – 20 % Co – 25 % Cr, рассчитанная по уравнению (2а) с учетом значений величины константы равновесия реакции (1) и параметров взаимодействия (см. таблицу), составляет:

для сплава Fe – 10 % Co – 10 % Cr

$$\lg[\% O]_{Cr} = -1,281 - \frac{2}{3} \lg[\% Cr] + 0,0536[\% Cr] +$$

$$+ \frac{1,450 \cdot 10^{-2}}{[\% Cr]^{2/3}} - 5,259 \cdot 10^{-4} [\% Cr]^2 = -1,461,$$

$$[O] = 3,462 \cdot 10^{-2} \%;$$

для сплава Fe – 20 % Co – 25 % Cr

$$\lg[\% O]_{Cr} = -1,304 - \frac{2}{3} \lg[\% Cr] + 0,0553[\% Cr] +$$

$$+ \frac{1,318 \cdot 10^{-2}}{[\% Cr]^{2/3}} - 4,745 \cdot 10^{-4} [\% Cr]^2 = -1,147,$$

$$[O] = 7,123 \cdot 10^{-2} \%.$$

Концентрацию кислорода в расплавах Fe – 10 % Co – 10 % Cr и Fe – 20 % Co – 25 % Cr, равновесную с заданным содержанием хрома и ванадия, при низких содержаниях ванадия можно рассчитать по уравнению (3). С учетом значений параметров взаимодействия (см. таблицу) уравнение (3) примет вид:

Значения констант равновесия реакций раскисления расплавов Fe – 10 % Co и Fe – 20 % Co и параметров взаимодействия при 1873 К

Equilibrium constants for deoxidation reactions of Fe – 10 % Co, Fe – 20 % Co melts and interaction parameters at 1873 K

Параметр (оксид)	Fe	Fe – 10 % Co	Fe – 20 % Co	Co
$\lg K_{Cr} (Cr_2O_3)$	-3,907 [6]	-3,843	-3,911	-7,029 [6]
$\lg K_V (V_2O_3)$	-5,596 [10]	-5,713	-5,871	-8,830 [10]
e_O^O	-0,17 [4]	-0,155	-0,139	0 [5]
e_{Cr}^{Cr}	0 [4]	0	0	0 [6]
e_O^{Cr}	-0,052 [4]	-0,0536	-0,0553	-0,07 [5]
e_{Cr}^O	-0,178 [4]	-0,184	-0,189	-0,24 [5]
e_V^V	0,022 [4]	0,0215	0,0209	0,016 [10]
e_{Cr}^V	0,012 [4]	0,0133	0,0145	0,0258 [11]
e_V^{Cr}	0,0119 [4]	0,0131	0,0144	0,0254 [11]
e_O^V	-0,14 [4]	-0,153	-0,166	-0,28 [5]
e_V^O	-0,46 [4]	-0,500	-0,541	-0,9 [5]
r_O^{Cr}	$5,758 \cdot 10^{-4}$ [4]	$5,259 \cdot 10^{-4}$	$4,745 \cdot 10^{-4}$	0 [5]

для сплава Fe – 10 % Co – 10 % Cr

$$\lg[\%O]_{Cr+V} = -1,461 + 0,144[\%V];$$

для сплава Fe – 20 % Co – 25 % Cr

$$\lg[\%O]_{Cr+V} = -1,147 + 0,156[\%V].$$

При более высоких содержаниях ванадия в расплаве, концентрацию кислорода, равновесную с заданным содержанием ванадия и хрома, можно рассчитать по уравнению (5). Оксид V_2O_3 при 1873 К твердый ($T_{пл} = 2230$ К [13]), поэтому $a_{V_2O_3} = 1$. С учетом величины константы равновесия реакции раскисления ванадием и параметров взаимодействия (см. таблицу) уравнение (5) примет вид:

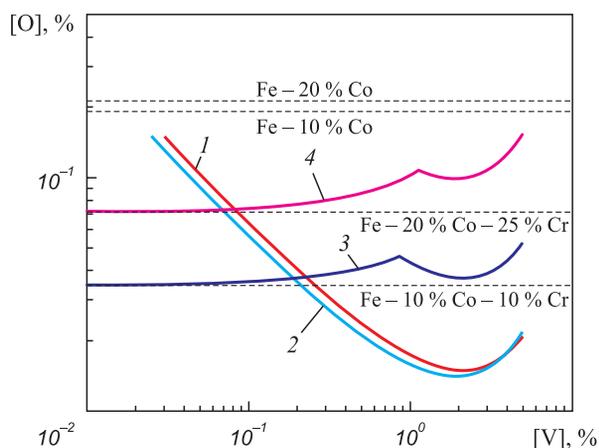
для сплава Fe – 10 % Co – 10 % Cr

$$\lg[\%O]_{V+Cr} = -1,508 - \frac{2}{3}\lg[\%V] + 0,138[\%V] + \frac{6,084 \cdot 10^{-3}}{[\%V]^{2/3}};$$

для сплава Fe – 20 % Co – 25 % Cr

$$\lg[\%O]_{V+Cr} = -1,110 - \frac{2}{3}\lg[\%V] + 0,152[\%V] + \frac{5,513 \cdot 10^{-3}}{[\%V]^{2/3}}.$$

Решая совместно уравнения (3) и (5), можно определить содержание ванадия $[\%V]^*$, при котором происходит смена механизма раскисления. При решении в первом приближении пренебрегаем членами, содержащими



Зависимость концентрации кислорода от содержания ванадия в расплавах Fe – 10 % Co (1), Fe – 20 % Co (2), Fe – 10 % Co – 10 % Cr (3) и Fe – 20 % Co – 25 % Cr (4) при 1873 К

Dependence of oxygen concentration on vanadium content in Fe – 10 % Co (1), Fe – 20 % Co (2), Fe – 10 % Co – 10 % Cr (3) and Fe – 20 % Co – 25 % Cr (4) melts at 1873 K

параметры взаимодействия, в связи с их малостью, тогда для сплава Fe – 10 % Co – 10 % Cr $[V]^* = 0,850$ %; для сплава Fe – 20 % Co – 25 % Cr $[V]^* = 1,137$ %.

Рассчитанные по уравнениям (3) и (5) равновесные концентрации кислорода в расплавах Fe – 10 % Co – 10 % Cr и Fe – 20 % Co – 25 % Cr при 1873 К приведены на рисунке в сравнении с данными о растворимости кислорода в расплавах систем Fe–Co [12] и Fe–Co–V [10]. Растворимость кислорода в расплавах систем Fe–Co и Fe–Co–Cr показана штриховыми линиями.

Зависимость концентрации кислорода от содержания ванадия для сплавов Fe – 10 % Co и Fe – 20 % Co при 1873 К может быть описана уравнениями [10]:

$$\lg[\%O]_{Fe-10\%Co} = -1,904 - \frac{2}{3}\lg[\%V] + 0,138[\%V] + \frac{6,084 \cdot 10^{-3}}{[\%V]^{2/3}}; \quad (6a)$$

$$\lg[\%O]_{Fe-20\%Co} = -1,957 - \frac{2}{3}\lg[\%V] + 0,152[\%V] + \frac{5,513 \cdot 10^{-3}}{[\%V]^{2/3}}. \quad (6б)$$

Как видно из приведенных данных, ванадий в расплавах Fe–Co–Cr повышает растворимость кислорода как при низких его содержаниях, когда растворимость кислорода определяется содержанием хрома, так и при более высоких содержаниях ванадия, когда уже он определяет растворимость кислорода в расплаве. После смены механизма процесса взаимодействия хрома и ванадия с кислородом, когда уже ванадий определяет растворимость кислорода в расплаве, концентрация кислорода первоначально снижается, а затем, после прохождения точки минимума, растет.

Кривые растворимости кислорода в расплавах Fe–Co–Cr–V, как и расплавах Fe–Co–V, проходят через минимум. Содержания ванадия, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [10]

$$[\%R]' = -\frac{m}{2,3(me_R^R + ne_O^R)}, \quad (7)$$

где m и n – коэффициенты в формуле оксида R_mO_n . В случае оксида V_2O_3 уравнение (7) примет вид

$$[\%V]' = -\frac{2}{2,3(2e_V^V + 3e_O^V)}. \quad (7a)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (7a) значения содержаний ванадия в точках минимума и соответствующие им концентрации кислорода:

Расплав	[%V] [']	[%O] _{мин}
Fe – 10 % Co	2,094	0,0150
Fe – 20 % Co	1,909	0,0141
Fe – 10 % Co – 10 % Cr	2,094	0,0373
Fe – 20 % Co – 25 % Cr	1,909	0,0991

С ростом содержания ванадия выше 2,094 и 1,909 % (в зависимости от состава сплава) растворимость кислорода в расплавах возрастает.

Выводы. Показано, что в расплавах системы Fe–Co–Cr растворимость кислорода ниже, чем в расплавах системы Fe–Co. С ростом содержания хрома растворимость растет. Ванадий в расплавах системы Fe–Co–Cr при малых содержаниях повышает концентрацию кислорода, которая определяется содержанием хрома. При более высоком содержании ванадия, после смены механизма процесса взаимодействия хрома и ванадия с кислородом, когда уже ванадий определяет растворимость кислорода в расплаве, концентрация кислорода первоначально снижается, а затем, после прохождения точки минимума, растет.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Февралева Н.Е. Магнитотвердые материалы и постоянные магниты. – Киев: Наукова Думка, 1969. – 232 с.
2. Сергеев В.В., Булыгина Т.И. Магнитотвердые материалы. – М.: Энергия, 1980. – 224 с.

3. Пат. 2 441 138 РФ. Коррекция композиций сплавов для достижения выбранных свойств в нагревателях с ограничением температуры / М.П. Брейди, Дж.М. Вайтек, Дж.А. Хортон (мл.). Бюл. изобретений. 2012. № 3.
4. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y. – Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. – 325 p.
5. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // *Canadian Metallurgical quarterly*. 1976. Vol. 15. No. 2. P. 123 – 127.
6. Александров А.А., Дашевский В.Я., Линчевский Б.В. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe–Co, содержащих хром // *Металлы*. 2014. № 5. С. 3 – 9.
7. Лякишев Н.П., Гасик М.И. Металлургия хрома. – М.: ЭЛИЗ, 1999. – 582 с.
8. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
9. ГОСТ 24897-81. Материалы магнитотвердые деформируемые. – М.: Изд-во стандартов, 1981. – 2 с.
10. Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe–Co, содержащих ванадий // *Доклады Академии наук*. 2015. Т. 461. № 3. С. 291 – 294.
11. Беляничков Л.Н. Оценка параметров взаимодействия, коэффициентов активности и теплот растворения элементов в сплавах на основе кобальта методом пересчета с их значений в сплавах железа // *Электрометаллургия*. 2009. № 4. С. 16 – 22.
12. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах систем Fe–Ni, Fe–Co и Co–Ni // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. № 1. С. 54 – 60.
13. Лякишев Н.П., Гасик М.И. Физикохимия и технология электроферросплавов. – М.: Элиз, 2005. – 448 с.

Поступила 27 февраля 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 7, PP. 579–583.

OXYGEN SOLUBILITY IN VANADIUM-CONTAINING Fe–Co–Cr MELTS

A.A. Aleksandrov¹, V.Ya. Dashevskii^{1,2}

¹Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

²National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Thermodynamic analysis of the effect of vanadium on the solubility of oxygen in Fe–Co–Cr melts has been carried out. Vanadium in Fe–Co–Cr melts at low contents increases oxygen concentration, which is determined by the chromium content. With a higher content of vanadium after changing the mechanism of the interaction process of chromium and vanadium with oxygen, when vanadium already determines the solubility of oxygen in the melt, the oxygen concentration initially decreases, and then, after passing through the minimum point, increases.

Keywords: Fe–Co–Cr system, vanadium, melts, oxygen, solubility.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-579-583

REFERENCES

1. Fevrалева N.E. *Magnitotverdye materialy i postoyannye magnity* [Hard magnetic materials and permanent magnets]. Kiev, Naukova Dumka, 1969, 232 p. (In Russ.).
2. Sergeev V.V., Bulygina T.I. *Magnitotverdye materialy* [Hard magnetic materials]. Moscow, Energiya, 1980, 224 p. (In Russ.).

3. Breidi M.P., Vaitek D.M., Khorton D.A. (Jr.) *Korreksiya kompozitsii splavov dlya dostizheniya vybrannykh svoystv v nagrevatelyakh s ogranicheniem temperatury* [Correction of alloy composition to reach selected properties in heaters with limited temperature]. Patent RF no. 2441138. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 3. (In Russ.).
4. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988, 325 p.
5. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys. *Canadian Metallurgical quarterly*. 1976, vol. 15, no. 2, pp. 123–127.
6. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya., Linchevskii B.V. Thermodynamics of the oxygen solutions in chromium-containing melts of the Fe–Co system. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014, no. 9, pp. 681–687.
7. Lyakishev N.P., Gasik M.I. *Metallurgiya khroma* [Metallurgy of chromium]. Moscow: ELIZ, 1999, 582 p. (In Russ.).
8. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 504 p. (In Russ.).
9. *GOST 24897-81. Materialy magnitotverdye deformiruemye* [Hard magnetic deformed materials]. Moscow: Izd-vo standartov, 1981, 20 p. (In Russ.).
10. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions in vanadium-containing Fe–Co melts. *Doklady Physical Chemistry*. 2015, vol. 461, no. 1, pp. 53–56.
11. Belyanchikov L.N. Estimating the interaction parameters, activity coefficients and heats of solution of elements in cobalt-based alloys by recalculating their magnitudes for iron alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 4, pp. 16–22. (In Russ.).

12. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions in the Fe–Ni, Fe–Co, and Co–Ni melts. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 1, pp. 54–60. (In Russ.).
13. Lyakishev N.P., Gasik M.I. *Fizikokhimiya i tekhnologiya elektroferrosplavov* [Physicochemistry and technology of electroferroalloys]. Moscow, ELIZ, 2005, 448 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed according to the state assignment No. 007-00129-18-00.

Information about the authors:

A.A. Aleksandrov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher
(a.a.aleksandrov@gmail.com)

V.Ya. Dashevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, Head of the Laboratory (vdashev@imet.ac.ru)

Received February 27, 2018

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 26.07.2018. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 8182. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

APPLICATION OF WATER-AIR COOLING TECHNOLOGIES FOR HEAT TREATMENT OF BEARING RINGS

LOAD AND STRAIN STATUS OF CCM BACKUPS AND STRIPE DEFORMATION AT PRODUCTION OF STEEL SHEETS FOR WELDED PIPES. REPORT 2

CHALLENGES AND OPPORTUNITIES OF UTILIZATION OF ASH AND SLAG WASTE OF TPP (THERMAL POWER PLANT). PART 1

FRACTURE RESISTANCE OF "TRANSITION" AREA IN THREE-LAYER STEEL/VANADIUM ALLOY/STEEL COMPOSITE AFTER THERMOMECHANICAL TREATMENT

REDISTRIBUTION OF CARBON ATOMS IN DIFFERENTIALLY CHARGED RAILS FOR LONG-TERM OPERATION

THERMODYNAMICS OF THE PROCESSES OF INTERACTION OF LIQUID METAL COMPONENTS IN Fe-Mg-Al-La-O SYSTEM

MATHEMATICAL MODEL OF CRANK-TYPE JOINT CLEARANCE OVERTRAVEL ASSESSMENT IN OSCILLATING CRANK DRIVE OF JAW CRUSHER

IMPROVEMENT OF VIBRATING FEEDERS-SCREENS FOR MINING AND METALLURGICAL INDUSTRY

SCOPING OF PILOT TESTING OF ENTERPRISE RESOURCE PLANNING

DIGITAL PROTOTYPES OF MAN-MACHINE SYSTEM PERFORMANCE (IN THE CASE OF DRAWING MILLS)

THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN ALUMINUM-CONTAINING Ni-Cr MELTS

ANALYSIS OF THE WALL THICKNESS VARIATION OF PIPES UNDER INTERNAL PRESSURE