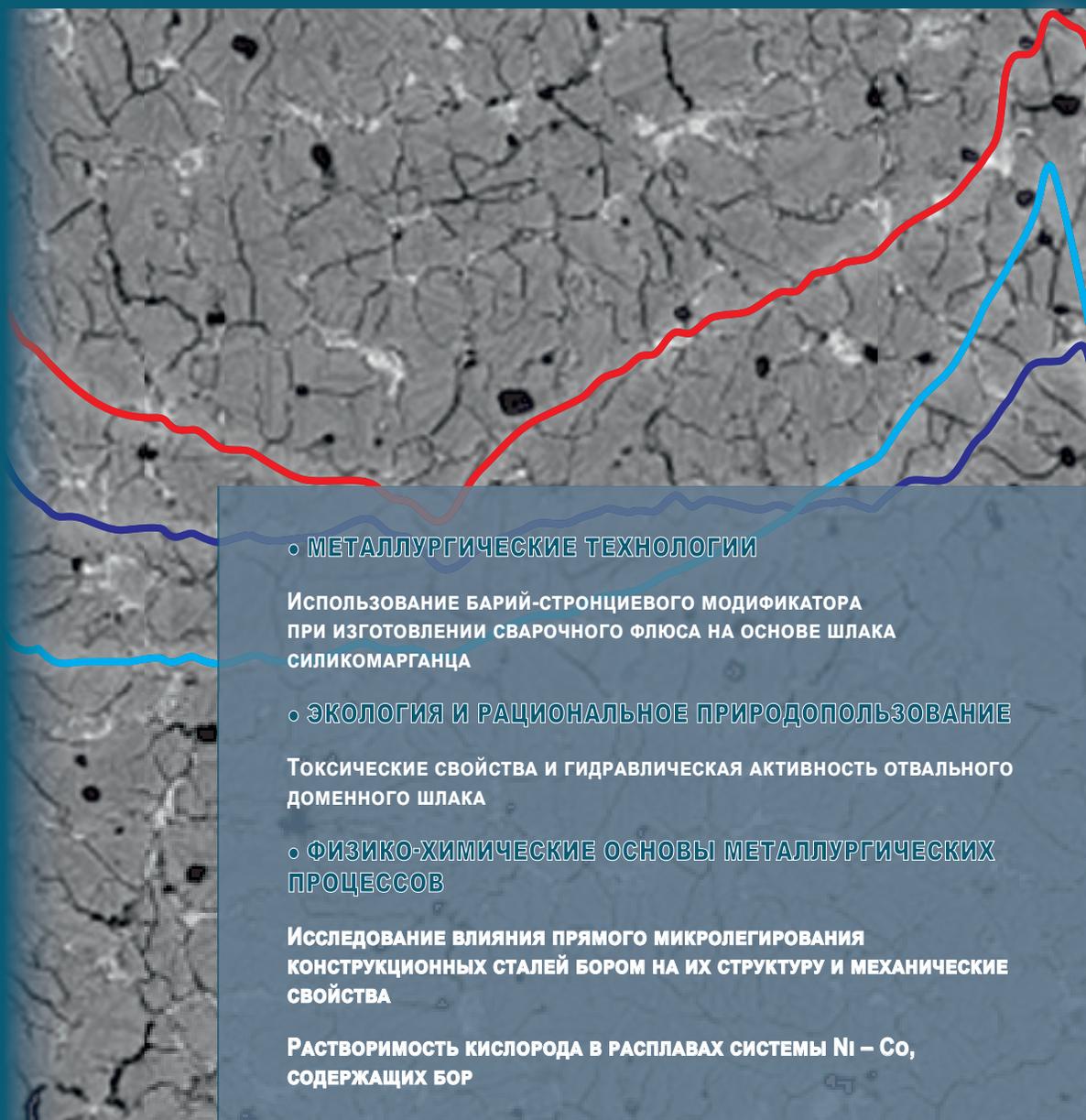


ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 63 Номер 9 2020



◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРИЙ-СТРОНЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА
ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВАРОЧНОГО ФЛЮСА НА ОСНОВЕ ШЛАКА
СИЛИКОМАНГАНЦА

◦ ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ТОКСИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ГИДРАВЛИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ОТВАЛЬНОГО
ДОМЕННОГО ШЛАКА

◦ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЯМОГО МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ БОРОМ НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА

РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni – Co,
СОДЕРЖАЩИХ БОР



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 9, 2020

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 63

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)

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

Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)
АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт 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)
ГРОМОВ 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)
ЖУЧКОВ В.И. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)
ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)
КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

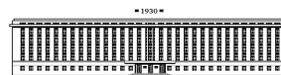
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)
КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)
КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный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

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)
ЧУМАНОВ И.В. (Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)
ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б. (Сибирский государственный индустриальный университет, 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
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

654007, Новокузнецк,
Кемеровская обл. – Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjivz@sibsiu.ru

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

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

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

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)

Deputy Coordinating Editor: BASHCHENKO L.P.
(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)

I.V. CHUMANOV (South Ural State Research
University, Chelyabinsk)

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 "**Metallurgical Technologies**" (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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

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

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

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)

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

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

V.P. MESHALKIN (D.I. Mendeleev Russian Chemical-
Technological University, Moscow)

R.R. MULYUKOV (Institute of Metals Superplasticity
Problems of RAS, Ufa)

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

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

A.KH. NURUMGALIEV (Karaganda State Industrial
University, Karaganda, Republic of Kazakhstan)

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

LORIS PIETRELLI (Italian National Agency for
New Technologies, Energy and Sustainable Economic
Development, Rome, Italy)

G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section
"**Resources Saving in Ferrous Metallurgy**" (National
Research Technological University "MISIS", Moscow)

I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section
"**Innovations in metallurgical industrial and
laboratory equipment, technologies and materials**"
(Russian Research Institute of the Pipe Industry,
Chelyabinsk)

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 (Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk)

V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and
Materials Science of RAS, Moscow)

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

654007, Novokuznetsk,
Kemerovo Region – Kuzbass, 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

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Смирнов Л.А., Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Орыщенко А.С., Калинин Г.Ю. Исследование физико-химических характеристик расплавов коррозионноустойчивых сталей, легированных азотом 679
- Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р., Кибко Н.В., Усольцев А.А. Использование барий-стронциевого модификатора при изготовлении сварочного флюса на основе шлака силикомарганца 686

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Хоботова Э.Б., Игнатенко М.И., Калужная Ю.С., Грайворонская И.В., Ларин В.И. Токсические свойства и гидравлическая активность отвального доменного шлака 693

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Сарычев В.Д., Невский С.А., Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Громов В.Е. Модель формирования наноструктурных слоев при длительной эксплуатации рельсов 699
- Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Будовских Е.А., Chen Xi-zhang Структура быстрорежущего сплава после плазменной наплавки в среде азота и термообработки 707

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Бабенко А.А., Жучков В.И., Акбердин А.А., Сычев А.В., Ким А.С. Исследование влияния прямого микролегирования конструкционных сталей бором на их структуру и механические свойства 716
- Александров А.А., Дашевский В.Я. Растворимость кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих бор 721

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Лехов О.С., Михалев А.В. Напряженно-деформированное состояние металла в очаге деформации при получении сортовых заготовок из стали на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Сообщение 2 730
- Звягина Е.Ю., Огарков Н.Н., Полякова М.А., Сухова М.Д. Определение глубины и степени упрочнения поверхности прокатного вала при текстурировании его дробью 735
- Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Свиридов А.В., Иванкова Е.П. Моделирование и оптимизация выбора свойств материалов и структур оболочковых форм по выплавляемым моделям 742
- Кузнецов В.А., Кузнецова Е.С., Перегудов О.А. Электромеханическая установка на базе генератора мощных токовых импульсов 755

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- L.A. Smirnov, A.G. Gudov, S.P. Burmasov, A.S. Oryshchenko, G.Yu. Kalinin Physicochemical characteristics of melts of corrosion resistant nitrogen-alloyed steels 679
- N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.R. Mikhno, N.V. Kibko, A.A. Usoltsev Use of barium-strontium modifier for the manufacturing of welding flux based on silicomanganese slag 686

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- E.B. Khobotova, M.I. Ignatenko, Yu.S. Kalyuzhnaya, I.V. Graivoronskaya, V.I. Larin Toxic properties and hydraulic activity of dump blast furnace slag 693

MATERIAL SCIENCE

- V.D. Sarychev, S.A. Nevskii, V.E. Kormyshev, A.A. Yur'ev, V.E. Gromov Model of nanostructural layers formation at long-term operation of rails 699
- N.N. Malushin, D.A. Romanov, A.P. Kovalev, E.A. Budovskikh, Chen Xi-zhang Structure of high-speed alloy after plasma surfacing in nitrogen and heat treatment 707

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov, A.A. Akberdin, A.V. Sychev, A.S. Kim Effect of direct microalloying of boron-containing structural steels on their structure and mechanical properties 716
- A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii Oxygen solubility in boron-containing Ni – Co melts 721

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev Stress-strain state of metal in deformation zone during production of steel section billets on the unit of combined continuous casting and deformation. Report 2 730
- E.Yu. Zvyagina, N.N. Ogarkov, M.A. Polyakova, M.D. Sukhova Estimation of depth and degree of mill roll surface hardening during grit texturing 735
- V.I. Odinokov, E.A. Dmitriev, A.I. Evstigneev, A.V. Sviridov, E.P. Ivankova Choice of materials properties and of shell molds structure by investment models 742
- V.A. Kuznetsov, E.S. Kuznetsova, O.A. Peregudov Electromechanical installation based on high power current pulse generator 755

УДК 669.018.8:669-154

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАСПЛАВОВ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Смирнов Л.А.¹, академик РАН, д.т.н., главный научный сотрудник (uim@ural.ru)
Гудов А.Г.², к.т.н., доцент кафедры «Металлургия железа и сплавов» (a.g.gudov@urfu.ru)
Бурмасов С.П.², к.т.н. (s.p.burmasov@urfu.ru)
Орыщенко А.С.³, член-корреспондент РАН, д.т.н., генеральный директор (oac@crism.ru)
Калинин Г.Ю.³, д.т.н., начальник лаборатории «Металловедение сталей
со специальными физическими свойствами» (npr3@crism.ru)

¹ Институт металлургии УрО РАН

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

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

³ ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горьнина НИЦ «Курчатовский институт»

(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

Аннотация. Методом крутильных колебаний тигля с металлом в обеспечивающей стабильное содержание азота в металле по ходу эксперимента атмосфере (80 % азота и 20 % гелия) исследованы физико-химические характеристики расплава легированной азотом стали марки 04X20H6Г11М2АФБ (марочное содержание азота 0,47 – 0,49 %). Используя чувствительность метода к агрегатному состоянию исследуемого вещества, при скорости нагрева 0,0033 – 0,0050 К/с экспериментально определены температуры ликвидуса стали марки 04X20H6Г11М2АФБ (1660 – 1666 К) и низкоазотистой стали ([N] = 0,063 %) с идентичным содержанием других элементов (1685 – 1690 К). Это позволило рекомендовать для расчетной оценки влияния азота на температуру ликвидуса сложно- и высоколегированных сталей значение коэффициента $-60 \text{ К/}\% \text{ [N]}$. Вязкость расплава стали марки 04X20H6Г11М2АФБ $((11,5 \pm 0,7) \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с})$ относительно высокая по сравнению с традиционными аустенитными сталями $((8,2 \pm 0,2) \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с})$ при относительно небольшом парциальном влиянии азота. Методами высокотемпературной вискозиметрии установлена значительная неравновесность структурного состояния расплава стали марки 04X20H6Г11М2АФБ. Сравнительный анализ политерм и изотерм кинематической вязкости расплава стали 04X20H6Г11М2АФБ и ее низкоазотистого ([N] = 0,063 %) аналога позволил сделать вывод о том, что определяющую роль в уровне неравновесности расплава и низкой скорости ее релаксации играет присутствие азота при концентрациях, близких к насыщению. Это нашло подтверждение в результате специально поставленных экспериментов по насыщению азотом низкоазотистой стали, в ходе которых зафиксировано резкое возрастание неравновесности структурного состояния расплава с достижением концентрации азота в металле предельных значений (0,45 – 0,50 %). Отмечена принципиальная возможность повышения и стабилизации эксплуатационных свойств коррозионностойких сталей, легированных азотом, за счет снижения неравновесности структурного состояния расплава путем исключения превышения предельных для рассматриваемого химического состава значений концентраций азота.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь, легирование азотом, температура ликвидуса, расплав, кинематическая вязкость, структурное состояние, неравновесность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-679-685

ВВЕДЕНИЕ

Для теоретической формулировки гарантирующих заданное качество и надежность изделий условий выплавки сталей, легированных азотом, исследованы физико-химические характеристики расплава стали марки 04X20H6Г11М2АФБ (марочное содержание азота 0,47 – 0,49 %).

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты проводили в вакуумном высокотемпературном вискозиметре с использованием тиглей из оксида циркония. С целью исключения изменения хи-

мического состава металла исследование характеристик расплава стали, легированной азотом, проводили в атмосфере, состоящей из 80 % азота и 20 % гелия. В результате проведения специальных опытов было установлено, что при использовании атмосферы такого состава марочное содержание (0,476 %) азота в металле сохраняется стабильным в течение всего эксперимента (более 14 400 с).

Для исследований был использован бесконтактный метод затухающих крутильных колебаний тигля с металлом, разработанный Е.Г. Швидковским [1, 2]. Преимуществом этого метода является оказание минимального возмущающего воздействия на структуру жидкого металла. Именно поэтому, кроме собственно определе-

ния кинематической вязкости, этот метод широко используется для исследования структурных состояний жидких металлов. Из-за чувствительности логарифмического декремента затухающих крутильных колебаний к изменению агрегатного состояния исследуемого вещества этот метод позволяет экспериментально оценить значения температур фазового перехода твердый металл – жидкий металл. В работе [1] при анализе подходов к определению вязкости гетерогенных систем указано наличие определенных закономерностей изменения логарифмического декремента затухания вращательно-колебательного вискозиметра при изменении степени гетерогенности системы.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ

ЛИКВИДУСА СТАЛИ 04X20H6Г11M2АФБ И ПАРЦИАЛЬНОГО ВЛИЯНИЯ НА ЕЕ СНИЖЕНИЕ АЗОТА

Температура ликвидуса – одна из наиболее значимых физико-химических и технологических характеристик стали. Наиболее достоверными могут рассматриваться прямые экспериментальные данные о температурах фазового перехода для металла рассматриваемого состава [3]. Однако объем и степень систематизации информации об экспериментальных значениях температур ликвидуса сталей в настоящее время весьма ограничены, что существенно затрудняет ее использование. В связи с большим количеством марок стали и разнообразием их состава в основном используют расчетные методы определения температуры ликвидуса. При этом исходят из аддитивного подхода, предполагая идентичность парциального влияния элементов на температуры фазового перехода в чистом железе и в его сплавах [4]. Удельный коэффициент снижения температуры ликвидуса от введения в расплав железа 1 % элемента определяют как экспериментально [5], так и расчетным методом на основе фазовых диаграмм состояния бинарных систем [4]. В ряде работ приводят значения коэффициентов без указания методики их определения [6]. При этом анализ и обобщение расчетных и экспериментальных данных для различных групп сталей [7] указывают на значительные колебания величины понижающих коэффициентов в разных публикациях, что существенно затрудняет их использование.

Сопоставление расчетных и экспериментальных значений температур ликвидуса для различных сталей [7–9] в значительном числе случаев свидетельствует об их существенном несовпадении. При этом для высоколегированных сталей точность соответствия расчетных и экспериментальных данных снижается. Это связывают как с отсутствием учета влияния содержащихся в металле газов и других примесей, так и с трудно учитываемым взаимодействием содержащихся в стали элементов. Кроме того, несовпадение расчетных значений коэффициентов связывают с исполь-

зованием различных диаграмм состояния и методик их обработки. Однако даже использование претендующей на повышенную точность расчетной методики, учитывающей нелинейное изменение температуры от концентрации компонента [8, 10–12], не устраняет расхождения расчетных и экспериментальных значений температур ликвидуса.

Вышеизложенное указывает на актуальность при совершенствовании технологии экспериментальной оценки температуры ликвидуса, особенно для высоколегированных сталей, к которым может быть отнесена рассматриваемая марка. Особенностью аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ является присутствие в ее составе азота в значительных концентрациях, однозначного представления о степени влияния которого на температуру ликвидуса сталей до настоящего времени не сформировано. В работе [4] на основе теоретических расчетов предложена величина коэффициента $-90 \text{ K}/\% [\text{N}]$. Автор публикации [12] считает, что коэффициент равен $-72 \text{ K}/\% [\text{N}]$. При экспериментальной оценке [13] влияния азота на понижение температуры начала кристаллизации легированных расплавов систем Fe–Cr–Mn и Fe–Cr–Mn–Ni получен удельный коэффициент снижения температуры ликвидуса $-85 \text{ K}/\% [\text{N}]$. При экспериментальном определении температуры фазового перехода для чистого железа [4] в атмосфере азота при давлении 101,325 кПа (1 атм.) имеет место снижение температуры ликвидуса в равновесных условиях на 2–3 К. Исходя из растворимости азота в железе вблизи температур фазового перехода 0,0436 %, при средней величине снижения температуры ликвидуса на 2,5 К значение коэффициента составит $-57 \text{ K}/\% [\text{N}]$.

Исходя из фазовой диаграммы Fe–N, оценочно коэффициент понижения температуры ликвидуса чистого железа при изменении концентрации азота до 0,42–0,48 % составляет $-70 \text{ K}/\% [\text{N}]$. Из расчетной (с использованием Calphad-метода [14]) диаграммы Fe–N на линейных участках изменения температуры ликвидуса коэффициент снижения этой температуры составляет -65 и $-60 \text{ K}/\% [\text{N}]$ в диапазоне изменения концентрации азота до 0,4 и 0,5 %. Коэффициент линейного понижения температуры ликвидуса в системе Fe–C–Cr–Mn–Ni–Si (0,04 % C; 19–21 % Cr; 10–12 % Mn; 5–7 % Ni; 0,1–0,5 % Si) [14], являющейся аналогом стали марки 04X20H6Г11M2АФБ, составляет $-65 \div -70 \text{ K}/\% [\text{N}]$ при изменении концентрации азота до 0,40–0,45 %.

Таким образом, по мнению разных исследователей коэффициент при концентрации азота в уравнении для расчета температуры ликвидуса в зависимости от химического состава может находиться в достаточно широком диапазоне: от -60 до $-90 \text{ K}/\% [\text{N}]$. При концентрациях азота порядка 0,5 % это может приводить к различию в оценке температуры ликвидуса в 15 К. Экспериментальные данные о температурах ликвидуса

стали марки 04X20H6Г11M2АФБ и ее низкоазотистого аналога могут быть полезны для сравнительной оценки адекватности описания фактических данных значениями коэффициента снижения температуры ликвидуса из приведенного выше интервала.

На рис. 1 и в табл. 1 приведены результаты лабораторных исследований по определению методом крутильных колебаний тигля с металлом значений температуры $T_{л}$ ликвидуса стали марки 04X20H6Г11M2АФБ и низкоазотистой стали ([N] = 0,063 %) с идентичным содержанием других элементов. Оригинальность полученных данных связана не только с использованным методом, но и с существенной близостью условий эксперимента к равновесным. Температуру ликвидуса

определяли при нагреве с использованием ступенчатого режима изменения температуры с шагом 2–3 К и изотермической выдержкой при каждой температуре в течение 600 с перед определением логарифмического декремента затухающих крутильных колебаний, что соответствовало средней скорости нагрева 0,0033 – 0,0050 К/с.

Начало возрастания логарифмического декремента затухающих колебаний соответствует экспериментальной температуре солидуса, а последующая относительная стабилизация значений логарифмического декремента затухающих колебаний – температуре ликвидуса.

Экспериментальные значения температуры ликвидуса составили:

– для стали марки 04X20H6Г11M2АФБ 1660 – 1666 К (среднее значение 1663 К);

– для низкоазотистой стали ([N] = 0,063 %) с идентичным содержанием других элементов 1685 – 1690 К (среднее значение 1688 К).

Полученные экспериментальные данные позволяют оценить величину коэффициента в расчетной зависимости температуры ликвидуса от химического состава. Возрастание концентрации азота с 0,063 до 0,476 % привело к снижению температуры ликвидуса с 1688 до 1663 К. В этом случае расчетное значение коэффициента составляет –60 К/% [N], то есть соответствует минимальным значениям, приводимым другими исследователями.

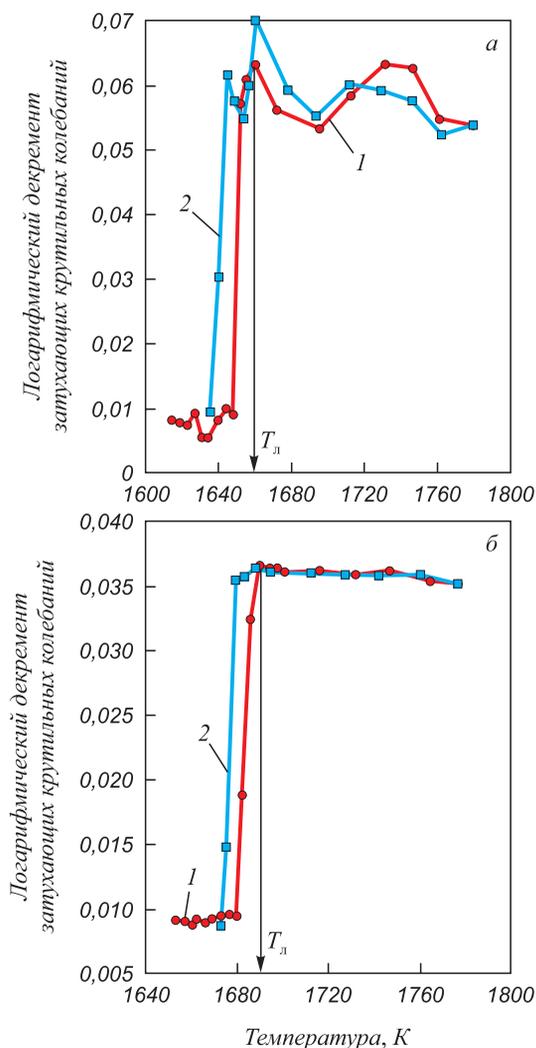


Рис. 1. Зависимость от температуры логарифмического декремента затухающих крутильных колебаний стали марки 04X20H6Г11M2АФБ ([N] = 0,476 %) (а) и стали с идентичным содержанием других элементов, кроме азота ([N] = 0,063 %) (б): 1 – нагрев; 2 – охлаждение

Fig. 1. Temperature dependence of the logarithmic decrement of damped torsional vibrations for 04Kh20N6G11M2AFB steel ([N] = 0.476 %) (a) and for steel with identical content of other elements, except nitrogen ([N] = 0.063 %) (b): 1 – heating; 2 – cooling

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЯЗКОСТИ И НЕРАВНОВЕСНОСТИ РАСПЛАВА СТАЛИ МАРКИ 04X20H6Г11M2АФБ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Оценка влияния легирования азотом на величину реологических свойств расплавов сложнoleгированных сталей, безусловно, имеет самостоятельное научное и прикладное значения. С другой стороны, изуче-

Таблица 1

Экспериментальные значения температур ликвидуса высоколегированных сталей (метод крутильных колебаний тигля с металлом)

Table 1. Experimental values of liquidus temperatures for high-alloy steels (method of torsional vibrations of a crucible with metal)

Сталь	Атмосфера	Опыт	$T_{л}$, К
04X20H6Г11M2АФБ ([N] = 0,476 %)	80 % азота 20 % гелия	1	1660
		2	1666
		среднее	1663
Низкоазотистый аналог ([N] = 0,063 %)	гелий (марка А)	1	1685
		2	1690
		среднее	1688

ние реологических свойств расплавов (характера их временных и температурных зависимостей) выступает в настоящее время в качестве основного физико-химического метода исследований структурных состояний металлических расплавов [15 – 18]. Исходя из установленного научного факта взаимосвязи свойств жидкого и твердого металла, результаты этих исследований используют для выявления резервов повышения и стабилизации эксплуатационных свойств сталей и сплавов [19, 20].

В результате проведенных исследований установлено (табл. 2), что доверительный интервал (M_v) при уровне значимости $\alpha = 0,05$ математического ожидания кинематической вязкости расплава стали марки 04X20H6Г11M2АФБ при температуре 1773 К равен $(11,5 \pm 0,7) \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ ($[10,8 \div 12,2] \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$).

Полученные данные позволяют отметить, что вязкость расплава азотсодержащей высоколегированной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ является относительно высокой:

- кинематическая вязкость расплавов стали углеродистых марок при подобной величине перегрева над температурой ликвидуса в большинстве случаев попадает в интервал $(6,5 \div 9,5) \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$;

- в пределах отмеченного интервала значений фиксируют вязкость расплавов и ряда высоколегированных сталей (доверительный интервал при $\alpha = 0,05$ кинематической вязкости расплава стали марки X18H10Т при температуре 1873 К ($T_{л} = 1747 \text{ К}$) равен $(8,2 \pm 0,2) \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$ ($[8,0 \div 8,4] \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$).

Относительно высокая вязкость расплава стали марки 04X20H6Г11M2АФБ может быть связана, прежде всего, со степенью и сложностью легирования. Легирование азотом повышает вязкость стали незначительно. Увеличение содержания азота с 0,063 до 0,476 % предопределило возрастание среднего значения кинематической вязкости расплава на 6,5 % при фактическом пересечении доверительных интервалов для расплавов низко- и высокоазотистой сталей.

Температурные зависимости кинематической вязкости расплава стали марки 04X20H6Г11M2АФБ, изученные в интервале температура ликвидуса – 1773 К, имеют сложный характер (рис. 2, а). Наряду с тенден-

Т а б л и ц а 2

Кинематическая вязкость расплавов сталей

Table 2. Kinematic viscosity of steel melts

Сталь	T, К	$M_v, \text{ м}^2/\text{с}$, при $\alpha = 0,05$
04X20H6Г11M2АФБ ([N] = 0,476 %)	1773	$(11,5 \pm 0,7) \cdot 10^{-7}$
Низкоазотистый аналог ([N] = 0,063 %)	1773	$(10,8 \pm 0,2) \cdot 10^{-7}$
X18H10Т	1873	$(8,2 \pm 0,2) \cdot 10^{-7}$

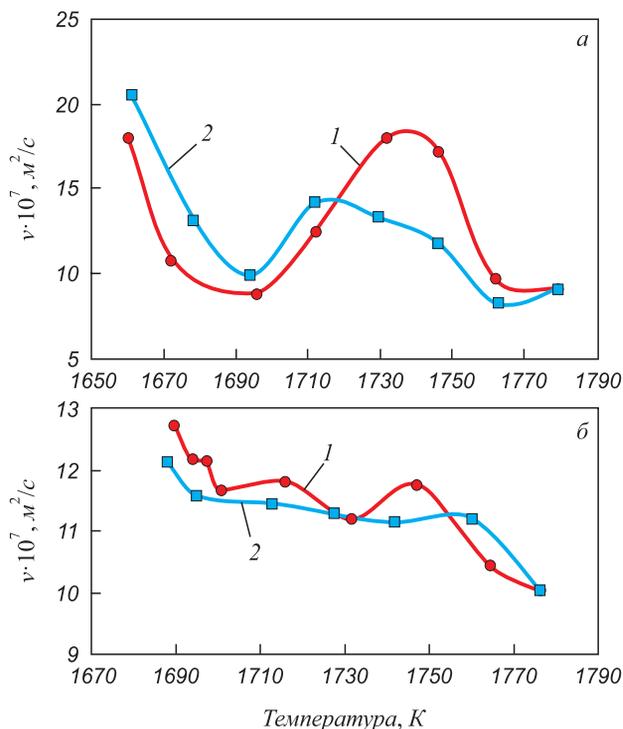


Рис. 2. Температурная зависимость кинематической вязкости расплавов азотистой стали марки 04X20H6Г11M2АФБ (а) и низкоазотистой стали ([N] = 0,063 %) с идентичным содержанием других элементов (б): 1 – нагрев; 2 – охлаждение

Fig. 2. Temperature dependence of the melts kinematic viscosity of 04Kh20N6G11M2AFB nitrogen steel (a) and low nitrogen steel ([N] = 0,063 %) with identical content of other elements (b): 1 – heating; 2 – cooling

цией экспоненциального снижения вязкости отмечено anomальное ее возрастание в интервале 1695 – 1746 К. Подобного явления не отмечено для низкоазотистой ([N] = 0,063 %) стали с близким содержанием других элементов (рис. 2, б), что указывает на возможную природу аномалии, связанную с изменением характера микрогруппировок расплава в условиях предельных концентраций азота в отмеченном температурном интервале.

Anomальный характер политермы кинематической вязкости позволил выдвинуть положение о том, что легирование стали марки 04X20H6Г11M2АФБ азотом до 0,47 – 0,49 % приводит к реализации неравновесного структурного состояния жидкого металла. Для его проверки были поставлены специальные эксперименты с расплавами азотистой стали и ее низкоазотистого аналога ([N] = 0,063 %). Суть экспериментальной методики, использованной для оценки влияния азота на равновесность расплава стали, состояла в изучении динамики формирования расплава в ходе изотермической выдержки при температуре 1773 К с фиксацией характера изменений кинематической вязкости жидкого металла.

Концентрация азота существенно влияет на неравновесность расплавов сложнолегированной стали аус-

теничного класса (рис. 3). В случае низкого (0,063 %) содержания азота динамика изменения вязкости отражает структурное состояние расплава с относительно небольшой степенью исходной неравновесности и явной тенденцией к ее релаксации. Это обеспечило переход в равновесное структурное состояния после 12 000 с выдержки (рис. 3, б). При концентрации азота, близкой к предельной (0,476 %), установление равновесия за время эксперимента (более 14 400 с) не зафиксировано (рис. 3, а). Значительная величина колебаний кинематической вязкости и отсутствие тенденции к ее снижению позволяют говорить не только о существенной неравновесности структурного состояния расплава, но и ее устойчивости при концентрациях азота, близких к насыщению.

Таким образом, сложный химический состав сказывается на микронеоднородности структурного состояния исследуемого металла, однако для стали марки 04X20H6Г11M2АФБ определяющую роль в уровне неравновесности расплава и низкой скорости ее релаксации играет присутствие азота в предельных концентрациях.

Это подтверждают результаты (рис. 4) специально поставленных экспериментов по насыщению азотом низкоазотистой стали ($[N] = 0,063 \%$), имеющей состав, совпадающий по всем основным элементам (кроме азота) с составом исследуемой марки, в услови-

ях изотермической выдержки при температуре 1773 К в атмосфере, состоящей из 80 % особо чистого азота и 20 % гелия. После 4200 с выдержки отмечается скачкообразное увеличение амплитуды колебательной составляющей. Это позволяет говорить о существенном повышении неравновесности структурного состояния жидкого металла. Проведение аналогичного опыта с прекращением выдержки сразу после возрастания амплитуды колебаний и анализом содержания азота в металле после кристаллизации и охлаждения позволило связать резкое возрастание неравновесности структурного состояния расплава с достижением концентрации азота в металле предельных (0,45 – 0,50 %) значений и скачкообразным увеличением микронеоднородности жидкого металла за счет формирования азотсодержащих кластеров сортового упорядочения.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о наличии резервов повышения и стабилизации эксплуатационных свойств азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ за счет снижения неравновесности структурного состояния расплава. В качестве оптимальной степени легирования азотом может рассматриваться концентрация, которая не превышает предельного значения для рассматриваемого химического состава, выше которого резко возрастает неравновесность структурного состояния расплава. Как свидетельствуют данные для промышленных сталей это может существенно стабилизировать и повысить уровень эксплуатационных свойств [19, 20].

Выводы

В ходе проведенных исследований физико-химических характеристик коррозионностойкой легированной азотом стали марки 04X20H6Г11M2АФБ методом кру-

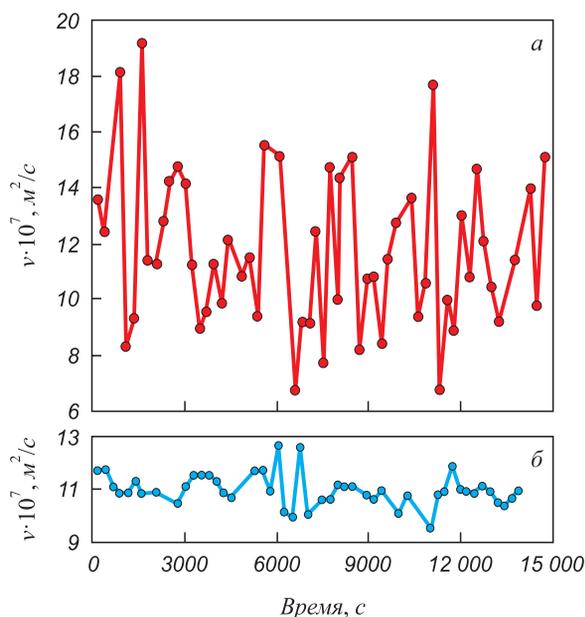


Рис. 3. Динамика изменения кинематической вязкости расплава в ходе изотермической выдержки при температуре 1773 К азотистой стали марки 04X20H6Г11M2АФБ ($[N] = 0,476 \%$) (а) и низкоазотистой стали ($[N] = 0,063 \%$) с идентичным содержанием других элементов (б)

Fig. 3. Dynamics of changes in kinematic viscosity of the melt during isothermal holding at a temperature of 1773 K of 04X20H6Г11M2АФБ nitrogen steel ($[N] = 0.476 \%$) (а) and low nitrogen steel ($[N] = 0.063 \%$) with identical content of other elements (б)

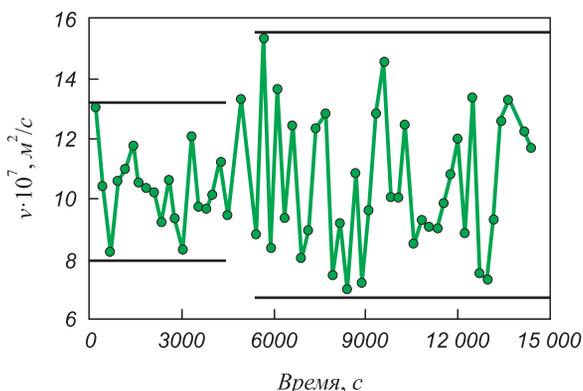


Рис. 4. Динамика изменения кинематической вязкости в ходе насыщения азотом низкоазотистой стали (исходное содержание азота 0,063 %) в условиях изотермической выдержки при температуре 1773 К в атмосфере состава 80 % азота и 20 % гелия

Fig. 4. Dynamics of changes in kinematic viscosity during nitrogen saturation of low-nitrogen steel (initial nitrogen content 0.063 %) in the conditions of isothermal holding at a temperature of 1773 K in atmosphere of 80 % nitrogen and 20 % helium

тильных колебаний тигля с металлом в условиях эксперимента, приближенных к равновесным, определили значение температуры ликвидуса, которое составило 1660 – 1666 К. Полученные результаты могут быть использованы для совершенствования температурного режима выплавки, внепечной обработки и разливки стали. Сравнительный анализ экспериментальных данных о температурах фазового перехода стали марки 04X20H-6Г11М2АФБ и низкоазотистой стали ([N] = 0,063 %) с идентичным содержанием других элементов позволил рекомендовать для расчетной оценки влияния азота на температуру ликвидуса сложно- и высоколегированных сталей значение коэффициента –60 К/% [N]. На основе результатов исследования методом высокотемпературной вискозиметрии структурного состояния расплавов указано на принципиальную возможность повышения и стабилизации эксплуатационных свойств коррозионностойких азотистых сталей за счет снижения неравновесности структурного состояния расплава путем исключения превышения предельных для рассматриваемого химического состава значений концентраций азота.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. – М.: Гостехиздат, 1955. – 206 с.
2. Исследование вязкости жидких расплавов / Э.Э. Шпильрайн, В.А. Фомин, С.Н. Сквородько и др. – М.: Наука, 1983. – 244 с.
3. Горбач В.Д., Кузьмин С.А., Стецукровский Е.В. Исследование возможности применения новой высокоазотистой стали для производства литых заготовок // Литейное производство. 2009. № 6. С. 23 – 28.
4. Roeser Wm.F., Wensel H.T. Freezing temperatures of high-purity iron and some steels // Journal of Research of the National Bureau of Standards. 1941. Vol. 26. P. 273 – 287.
5. Лифшиц А.Г., Еднерал Ф.П. Влияние некоторых легирующих элементов на температуру начала затвердевания стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 1965. № 9. С. 74 – 79.
6. Basic Open Hearth Steelmaking. – New York: The American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1951. – 708 p.
7. Смирнов А.Н., Неделькович Л., Джурджевич М., Чернобаева Т.В., Оданович З. Расчет температуры ликвидус стали // Сталь. 1996. № 3. С. 15 – 19.
8. Howe A.A. Estimation of liquidus temperatures for steels // Iron and Steelmaking. 1988. Vol. 16. No. 3. P. 134 – 142.
9. Казачков Е.А., Макуров С.Л. Экспериментальное исследование теплофизических свойств сталей в жидком, двухфазном и твердом состоянии. – В кн.: Исследование процессов с участием окисных и металлических расплавов. Сб. науч. тр. МИСиС. Вып. 148. – М.: Металлургия, 1983. С. 120 – 127.
10. Xin Wang, Xianyong Wang, Bao Wang, Bin Wang, Qing Liu. differential calculation model for liquidus temperature of steel // Steel Research Int. 2011. Vol. 82. No. 3. P. 164 – 168.
11. Kagawa A., Okamoto T. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steel // Material Science and Technology. 1986. Vol. 2. No. 10. P. 997 – 1008.
12. Andrews K.W. Solidification ranges of steel // A Note Submitted to the Alloy Phase Diagram date Committee of the Metals Society. 1981. P. 1 – 8.
13. Климов С.В. Влияние азота на понижение температуры начала кристаллизации легированных расплавов. – В кн.: Производство и свойства стали и сплавов. Сб. тр. ЦНИИЧМ. Вып. 63. – М.: Металлургия, 1968. С. 28 – 31.
14. Смирнов Л.А., Горбачев И.И., Попов В.В. и др. Исследование растворимости азота в аустенитных сталях при выплавке и последующей кристаллизации с помощью Calphad-метода // Вопросы материаловедения. 2018. № 4 (96). С. 53 – 67.
15. Doolittle A.K. Studies in Newtonian flow. II. The dependence of the viscosity of liquids on free space // Journal of Applied Physics. 1951. Vol. 22. No. 12. P. 1471 – 1475.
16. Bian X., Sun M., Xue X., Qin X. Medium-range order and viscosity of molten Cu – 23 % Sn alloy // Materials Letters. 2003. Vol. 57. No. 13 – 14. P. 2001 – 2006.
17. Cheng S.-J., Biana X.-F., Zhanga J.-X. etc. Correlation of viscosity and structural changes of indium melt // Materials Letters. 2003. Vol. 57. No. 26 – 27. P. 4191 – 4195.
18. Xiaolin Z., Xiufang B., Changchun W., Yunfang L. The evolution of coordination structure in liquid GaSn alloy // Chinese Journal of Physics. 2018. Vol. 56. No. 6. P. 2684 – 2688.
19. Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Дегай А.С. и др. Закономерности формирования расплавов на основе железа и металлургические резервы улучшения эксплуатационных свойств сталей // Сталь. 2010. № 8. С. 42 – 46.
20. Зуев М.В., Бурмасов С.П., Степанов А.И. и др. Совершенствование технологии современного сталеплавильного производства на основе закономерностей формирования металлических расплавов // Сталь. 2013. № 2. С. 27 – 29.

Поступила в редакцию 3 июня 2020 г.
После доработки 29 июня 2020 г.
Принята к публикации 29 июля 2020 г.

PHYSICOCHEMICAL CHARACTERISTICS OF MELTS OF CORROSION RESISTANT NITROGEN-ALLOYED STEELS

L.A. Smirnov¹, A.G. Gudov², S.P. Burmasov², A.S. Oryshchenko³, G.Yu. Kalinin³

¹Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

³Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg, Russia

Abstract. Physicochemical characteristics of the melt of nitrogen-alloyed steel of 04Kh20N6G11M2AFB grade (nitrogen content 0.47 ÷ 0.49 %) were investigated by the method of torsional vibrations of a crucible with a metal in the atmosphere providing a stable nitrogen content during the experiment (80 % nitrogen and 20 % helium). Using sensitivity of the method to aggregate state of the test substance, at a heating rate of 0.0033 ÷ 0.0050 K/s, the liquidus temperatures were experimentally determined for 04Kh20N6G11M2AFB steel (1660 ÷ 1666 K) and low-nitrogen steel ([N] = 0.063 %) with identical content of other elements

(1685 ÷ 1690 K). This made it possible to recommend the value of the coefficient – 60 K/% [N] for the calculated assessment of the effect of nitrogen on liquidus temperature of complex and high-alloy steels. It is shown that the viscosity of the melt of 04Kh20N6G11M2AFB steel has a relatively high level ($(11.5 \pm 0.7) \cdot 10^{-7}$ m²/s) in comparison with the traditional $(8.2 \pm 0.2) \cdot 10^{-7}$ m²/s) austenitic steels with a relatively small partial effect of nitrogen. A significant non-equilibrium of the melt structural state of this steel was established by high-temperature viscometry methods. Comparative analysis of polytherms and isotherms of the melt kinematic viscosity for 04Kh20N6G11M2AFB steel and its low nitrogenous ([N] = 0.063 %) analogue made it possible to conclude that the presence of nitrogen at concentrations close to saturation plays a decisive role in the level of non-equilibrium of the melt and low rate of its relaxation. It was confirmed as a result of special experiments on the saturation of low-nitrogen steel with nitrogen, during which a sharp increase in non-equilibrium of the melt structural state was recorded with achievement of nitrogen concentration in the metal of limiting values (0.45 ÷ 0.50 %). The principal possibility of increasing and stabilizing the operational properties of corrosion resistant nitrogen-alloyed steels is indicated by reducing non-equilibrium of the melt structural state by eliminating the excess of nitrogen concentration limits for the considered chemical composition.

Keywords: corrosion-resistant steel, alloying with nitrogen, liquidus temperature, melt, kinematic viscosity, structural state, non-equilibrium.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-679-685

REFERENCES

- Shvidkovskii E.G. *Nekotorye voprosy vyazkosti rasplavlennykh metallov* [Some Issues of Molten Metals Viscosity]. Moscow: Gos-tekhnizdat, 1955, 206 p. (In Russ.).
- Shpil'rain E.E., Fomin V.A., Skovorod'ko S.N. etc. *Issledovanie vyazkosti zhidkikh rasplavov* [Investigation of Liquid Melts Viscosity]. Moscow: Nauka, 1983, 244 p. (In Russ.).
- Gorbach V.D., Kuz'min S.A., Stetsukovskii E.V. Possibility of using new high-nitrogen steel for the production of cast billets. *Litainoe proizvodstvo*. 2009, no. 6, pp. 23–28. (In Russ.)
- Roeser Wm.F., Wensel H.T. Freezing temperatures of high-purity iron and some steels. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1941, vol. 26, pp. 273–287.
- Lifshits A.G., Edneral F.P. Influence of some alloying elements on the temperature of steel solidification beginning. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1965, no. 9, pp. 74–79. (In Russ.).
- Basic Open Hearth Steelmaking*. New York: The American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1951, 708 p.
- Smirnov A.N., Nedel'kovich L., Dzhurdzhevich M., Chernobaeva T.V., Odanovich Z. Calculation of liquidus temperature of steel. *Stal'*. 1996, no. 3, pp. 15–19. (In Russ.).
- Howe A.A. Estimation of liquidus temperatures for steels. *Iron and Steelmaking*. 1988, vol. 16, no. 3, pp. 134–142.
- Kazachkov E.A., Makurov S.L. Experimental study of the thermo-physical properties of steels in liquid, two-phase and solid state. In: *Issledovanie protsessov s uchastiem oksisnykh i metallicheskiykh rasplavov: Sb. nauch. tr. MISiS. Vyp. 148* [Investigation of processes involving oxide and metallic melts: Collection of sci. papers MISiS. Issue 148]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 120–127. (In Russ.).
- Xin Wang, Xianyong Wang, Bao Wang, Bin Wang, Qing Liu. Differential calculation model for liquidus temperature of steel. *Steel Research Int.* 2011, vol. 82, no. 3, pp. 164–168.
- Kagawa A., Okamoto T. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steel. *Material Science and Technology*. 1986, vol. 2, no. 10, pp. 997–1008.
- Andrews K.W. Solidification ranges of steel. *A Note Submitted to the Alloy Phase Diagram Date Committee of the Metals Society*. 1981, pp. 1–8.
- Klimov S.V. Influence of nitrogen on a decrease in temperature of crystallization beginning of alloyed melts. In.: *Proizvodstvo i svoystva stali i splavov: Sb. tr. TsNIChM. Vyp. 63* [Production and Properties of Steel and Alloys: Coll. of papers of TsNIChM. Issue 63]. Moscow: Metallurgiya, 1968, pp. 28–31. (In Russ.).
- Smirnov L.A., Gorbachev I.I., Popov V.V. Study of nitrogen solubility in austenitic steels during smelting and subsequent crystallization using CALPHAD. *Voprosy materialovedeniya*. 2018, no. 4 (96), pp. 53–67. (In Russ.).
- Doolittle A.K. Studies in Newtonian flow. II. The dependence of the viscosity of liquids on free space. *Journal of Applied Physics*. 1951, vol. 22, no. 12, pp. 1471–1475.
- Bian X., Sun M., Xue X., Qin X. Medium-range order and viscosity of molten Cu – 23 % Sn alloy. *Materials Letters*. 2003, vol. 57, no. 13–14, pp. 2001–2006.
- Cheng S.-J., Biana X.-F., Zhanga J.-X. etc. Correlation of viscosity and structural changes of indium melt. *Materials Letters*. 2003, vol. 57, no. 26–27, pp. 4191–4195.
- Xiaolin Z., Xiufang B., Changchun W., Yunfang L. The evolution of coordination structure in liquid GaSn alloy. *Chinese Journal of Physics*. 2018, vol. 56, no. 6, pp. 2684–2688.
- Burmasov S.P., Gudov A.G., Degai A.S., Stepanov A.I., Smirnov L.A. Formation of iron-based melts and scope for improvement in steel properties. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 8, pp. 741–745.
- Zuev M.V., Burmasov S.P., Stepanov A.I., Gudov A.G., Murzin A.V., Zhitlukhin E.G. Improvement in steel smelting by studying melt behavior. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 2, pp. 106–109.

Information about the authors:

L.A. Smirnov, Academician, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher (uim@ural.ru)

A.G. Gudov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metallurgy Iron and Alloys” (a.g.gudov@urfu.ru)

S.P. Burmasov, Cand. Sci. (Eng.) (s.p.burmasov@urfu.ru)

A.S. Oryshchenko, Corresponding Member of RAS, Dr. Sci. (Eng.), General Director (oac@crism.ru)

G.Yu. Kalinin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory “Metal Science of Steels with Special Physical Properties” (npk3@crism.ru)

Received June 3, 2020

Revised June 29, 2020

Accepted July 29, 2020

УДК 621.791:624

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРИЙ-СТРОНЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВАРОЧНОГО ФЛЮСА НА ОСНОВЕ ШЛАКА СИЛИКОМАРГАНЦА

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

*Крюков Р.Е., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)*

*Михно А.Р., аспирант кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (mikno-mm131@mail.ru)*

*Кибко Н.В., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (krivicheva_nv@mail.ru)*

*Усольцев А.А., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (a.us@rambler.ru)*

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлена возможность использования барий-стронциевого модификатора в качестве газозащитной и рафинирующей добавки для сварочных флюсов, изготовленных на основе шлакового щебня от производства ферросиликомарганца. В качестве материалов для исследования был использован барий-стронциевый модификатор БСК-2 по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 производства ООО «НПК Металлтехнопром». В качестве основы сварочного флюса использовали шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода. Исследование работы новых сварочных флюсов и флюс-добавок проводили с использованием оборудования НПЦ «Сварочные процессы и технологии» и ЦКП «Материаловедение». Применение барий-стронциевой флюс-добавки проводили по двум вариантам. В первом варианте флюс-добавку изготавливали путем измельчения барий-стронция до пылевидной фракции менее 0,2 мм с дальнейшим смешением с жидким натриевым стеклом, сушкой в печи, дроблением и выделением фракции 0,45 – 3,00 мм. Во втором варианте флюс-добавку использовали в виде пыли фракции менее 0,2 мм. Добавки примешивали при соотношении 2 – 10 % от массы шлака производства силикомарганца. Наплавку образцов осуществляли сварочной проволокой марки Св-08ГА на подложку из стали марки 09Г2С толщиной 20 мм. Изучено качество наплавленного металла, исследованы химические составы (наплавленных слоев, шлаковых корок, используемого флюса) рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Изучена степень загрязненности неметаллическими включениями (силикатами недеформирующимися, оксидами точечными, сульфидами) с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в диапазоне увеличений от 100 до 1000. Проведенные лабораторные исследования по наплавке стальных образцов показали, что за счет введения флюс-добавки, изготовленной из барий-стронциевого модификатора, происходит рафинирование металла, снижается концентрация серы и фосфора. Показано, что использование смеси барий-стронциевого модификатора с жидким стеклом в качестве добавки предпочтительнее по отношению к применению добавки в виде пыли. Выявлено, что наилучшими образцами с точки зрения степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями являются образцы, изготовленные с использованием не более 8 % барий-стронциевой флюс-добавки.

Ключевые слова: сварка, флюсы, технология, наплавка, барий-стронциевый модификатор, образцы, неметаллические включения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-686-692

ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных направлений в сварочном производстве является разработка новых и совершенствование старых составов сварочных флюсов, флюс-добавок и обмазки электродов, способных к повышению рафинирующих свойств шлаковой ванны и способствующих образованию газовой защиты. В качестве таких материалов для изготовления флюсов, флюс-добавок и обмазки электродов чаще всего используются природные карбонаты кальция,

магния, натрия и калия. В последнее время широкое применение нашли карбонаты бария и стронция. Используются материалы месторождений комплексных карбонатных руд, содержащих стронций, барий и кальций следующего минерального состава: 10 % калиевого полевого шпата; 10 – 20 % пироксена; 70 – 80 % стронций-кальций-бариевого карбоната. Выпуск барий-стронциевого модификатора БСК-2 по ТУ 1717-001-75073896 – 2005 освоен на ООО «НПК Металлтехнопром». Модификатор используется для производства стали, чугуна и цветных сплавов, а так-

же для покрытий сварочных электродов [1 – 3]. Барий-стронциевый карбонатит содержит 13,0 – 19,0 % BaO; 3,5 – 7,5 % SrO; 19,8 – 29,8 % SiO₂; 17,5 – 25,5 % CaO; 2,5 – 3,5 % K₂O; 0,7 – 1,1 % MgO; 0 – 0,4 % MnO; 1,5 – 6,5 % Fe₂O₃; 16,0 – 20,0 % CO₂; 1,0 – 2,0 % Na₂O; 1,9 – 3,9 % Al₂O₃; 0,7 – 1,1 % TiO₂.

Диссоциация карбонатов (MgO, CaO, BaO, SrO), содержащихся в барий-стронциевом карбонатите, повышает основность шлака, а также способствует рафинированию металла сварного шва от неметаллических включений [4 – 18].

Исследования по применению флюс-добавки на основе барий-стронциевого модификатора в сварочные флюсы на основе шлака производства силикомарганца изучали ранее в работах [19, 20], последующие исследования проведены в настоящей работе.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В качестве основного флюса использовали шлак силикомарганца производства Западно-Сибирского электрометаллургического завода следующего химического состава: 22,85 – 31,70 % CaO; 46,46 – 48,16 % SiO₂; 6,48 – 7,92 % MgO; 8,01 – 8,43 % MnO; 6,91 – 9,62 % Al₂O₃; 0,27 – 0,81 % FeO; 0,28 – 0,76 % F; 0,26 – 0,36 % Na₂O; 0,01 % P; 0,15 – 0,17 % S.

Исследования проводили по двум вариантам. В первом варианте в качестве флюс-добавки применяли смесь барий-стронциевого модификатора с жидким натриевым стеклом в соотношении 75 и 25 % соответственно. После смешения смесь выдерживали при комнатной температуре в течение суток, осуществляли сушку в течение 4 ч в печи при температуре 350 °С, охлаждение, дробление и просев с выделением фракции 0,45 – 3,00 мм. Во втором варианте использовали в ка-

честве флюс-добавки пыль барий-стронциевого модификатора фракции менее 0,2 мм.

Исследуемые соотношения флюса и флюс-добавки приведены в табл. 1. В проведенных опытах использовали шлак производства силикомарганца фракции 0,45 – 3,00 мм без добавок (образец М) и с введением флюс-добавок, изготовленных по двум вариантам. По первому варианту (с жидким натриевым стеклом) добавку вводили в количестве 2, 4, 6, 8, 10 % (образцы флюса М2, М4, М6, М8, М10). Второй вариант – использовали флюс-добавку (пыль) в количестве 2, 6, 8, 10 % (образцы флюса М21, М61, М81, М101)

Наплавку проводили с использованием стали марки 09Г2С, образцы размером 150×150 мм. Процесс наплавки образцов проводили проволокой Св-08ГА diam. 4 мм с использованием сварочного трактора АSAW-1250. Режим наплавки: сила тока – 680 А, напряжение – 28 В, скорость сварки – 28 см/мин.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Химические составы флюсов, шлаковых корок и наплавленного металла приведены в табл. 2 – 4.

Как видно из рис. 1, происходит незначительное восстановление бария и стронция из материала, причем изменение химического состава наплавленного слоя указывает на повышение степени десульфурации и дефосфорации при использовании флюс-добавки.

При введении флюс-добавки происходит восстановление бария, стронция, а также снижение концентрации серы и фосфора.

Металлографические исследования наплавленных слоев на наличие и размер неметаллических включений проводили на оптическом микроскопе марки OLYMPUS GX-51 при увеличении 100 методом

Таблица 1

Исследуемые соотношения флюс – флюс-добавки

Table 1. Investigated ratios of flux – flux-additives

Образец	Количество барий-стронциевой добавки, % (по массе)		Количество шлака производства силикомарганца, % (по массе)
	с жидким стеклом	пылеобразной	
М	–	–	100
М2	2	–	98
М4	4	–	96
М6	6	–	94
М8	8	–	92
М10	10	–	90
М21	–	2	98
М61	–	6	94
М81	–	8	92
М101	–	10	90

Таблица 2

Химический состав флюса

Table 2. Flux chemical composition

Образец	Содержание элементов, % (по массе)															
	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	S	P	ZnO	Cr ₂ O ₃	F	BaO	SrO	TiO ₂
М	0,50	7,97	31,34	46,09	6,61	5,74	0,40	0,01	0,33	0,011	0,0040	0,050	0,45	–	–	0,07
М2	1,39	7,68	31,27	46,31	6,48	5,40	0,52	0,04	0,20	0,022	0,0080	0,030	0,48	0,35	0,180	0,09
М4	0,77	7,69	30,56	46,11	6,42	5,42	0,49	0,03	0,38	0,022	0,0014	0,040	0,36	0,35	0,210	0,08
М6	1,11	7,12	29,27	45,52	6,87	4,75	0,75	0,20	0,17	0,037	0,0012	0,040	0,45	0,79	0,410	0,14
М8	1,04	7,14	31,65	43,93	6,22	3,71	0,79	0,27	0,13	0,044	0,0030	0,033	0,41	0,95	0,440	0,16
М10	2,08	7,09	30,16	43,90	7,17	3,58	0,62	0,20	0,12	0,027	0,0110	0,039	0,34	1,45	0,600	0,13
М21	1,32	8,14	32,09	45,19	6,20	5,35	0,36	0,01	0,43	0,014	0,0090	0,050	0,40	0,15	0,087	0,07
М61	0,33	8,02	30,97	46,38	6,71	6,01	0,29	0,01	0,18	0,013	0,0090	0,030	0,42	0,16	0,092	0,07
М81	1,89	7,90	30,79	40,07	5,71	3,03	0,48	0,57	0,13	0,090	0,0050	0,028	0,52	1,57	0,990	0,22
М101	1,01	7,22	31,62	44,99	6,71	3,29	0,40	0,32	0,14	0,061	0,0030	0,021	0,40	2,97	1,110	0,15

Таблица 3

Химический состав шлаковых корок

Table 3. Chemical composition of slag crusts

Образец	Содержание элементов, % (по массе)															
	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	S	P	ZnO	Cr ₂ O ₃	F	BaO	SrO	TiO ₂
М	1,69	7,78	32,35	42,50	6,59	5,55	0,30	0,010	0,21	0,011	0,012	0,040	0,37	–	–	0,07
М2	2,07	7,54	31,91	43,63	6,52	5,92	0,31	0,010	0,16	0,012	0,006	0,100	0,45	0,19	0,098	0,08
М4	2,11	7,15	31,45	45,31	6,38	5,42	0,43	0,030	0,18	0,017	0,008	0,070	0,41	0,38	0,200	0,09
М6	1,93	7,20	31,37	44,30	7,46	5,26	0,39	0,020	0,23	0,017	0,008	0,050	0,46	0,34	0,190	0,09
М8	2,00	7,83	31,19	44,55	7,35	3,68	0,53	0,130	0,11	0,023	0,005	0,037	0,42	0,64	0,390	0,12
М10	1,12	7,16	30,60	44,90	6,48	3,10	0,84	0,320	0,14	0,047	0,013	0,026	0,56	1,52	0,580	0,16
М21	2,34	7,42	31,97	43,30	6,59	5,56	0,31	0,300	0,21	0,014	0,004	0,070	0,38	0,34	0,200	0,07
М61	2,21	6,95	30,26	45,55	7,06	4,99	0,33	0,130	0,17	0,017	0,011	0,040	0,38	0,64	0,390	0,11
М81	1,84	7,78	31,94	45,21	6,87	3,94	0,34	0,077	0,12	0,019	0,004	0,039	0,38	0,83	0,410	0,11
М101	2,04	7,36	31,25	44,43	7,50	3,75	0,38	0,200	0,12	0,030	0,003	0,035	0,48	1,03	0,540	0,14

сравнения с эталонными шкалами в соответствии с ГОСТ 1778 – 70.

В результате исследования наплавленного металла были выявлены следующие неметаллические включения: оксиды точечные, сульфиды и силикаты недеформирующиеся (рис. 2). Характеристика неметаллических включений наплавленного слоя приведена в табл. 5.

Показано, что при использовании флюс-добавки на основе смеси барий-стронциевого модификатора в количестве 2 – 8 %, изготовленной с использованием жидкого стекла, степень загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями меньше по

сравнению с применением флюс-добавки в виде пыли барий-стронциевого модификатора, а также с содержанием флюс-добавки более 10 %.

Выводы

Показана принципиальная возможность применения барий-стронциевого модификатора в качестве газо-защитной и рафинирующей флюс-добавки для сварочных флюсов. Использование флюс-добавки на основе барий-стронциевого модификатора с жидким стеклом лучше по отношению флюс-добавки в виде пыли. Разработанные добавки на основе барий-стронциевого

Химический состав наплавленных валиков

Table 4. Chemical composition of welded beds

Образец	Содержание элементов, % (по массе)												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Nb	S	P	Ba	Sr
M	0,07	0,43	1,16	0,05	0,11	0,14	0,007	0,021	0,003	0,029	0,018	–	–
M2	0,08	0,26	0,83	0,05	0,13	0,15	0,003	0,020	0,004	0,026	0,015	0,0041	0,0004
M4	0,07	0,29	0,84	0,05	0,13	0,15	0,005	0,020	0,003	0,025	0,014	0,0054	0,0006
M6	0,09	0,26	0,77	0,04	0,10	0,15	0,004	0,020	0,003	0,021	0,011	0,0065	0,0008
M8	0,04	0,41	1,28	0,05	0,08	0,13	0,001	0,010	0,012	0,013	0,011	0,0096	0,0010
M10	0,04	0,36	1,20	0,05	0,08	0,12	0,001	0,010	0,010	0,014	0,012	0,0119	0,0011
M21	0,09	0,31	0,76	0,05	0,13	0,15	0,004	0,019	0,002	0,028	0,016	0,0049	0,0001
M61	0,08	0,23	0,77	0,05	0,13	0,14	0,004	0,017	0,003	0,026	0,014	0,0058	0,0003
M81	0,05	0,41	1,25	0,04	0,08	0,13	0,003	0,010	0,011	0,013	0,011	0,0086	0,0005
M101	0,04	0,41	1,26	0,04	0,08	0,13	0,001	0,010	0,011	0,012	0,011	0,0112	0,0006

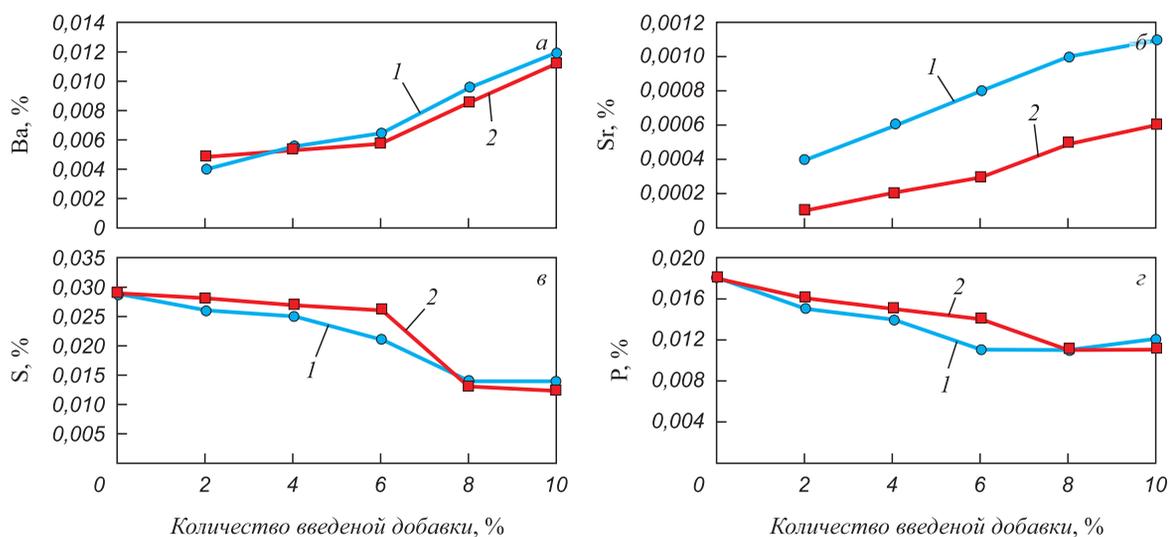


Рис. 1. Влияние количества введенной добавки в наплавленном слое на концентрацию бария (а), стронция (б), серы (в) и фосфора (г): 1 – BaSr + жидкое стекло; 2 – BaSr (пыль)

Fig. 1. Influence of the amount of added additive in the deposited layer on the concentration of barium (a), strontium (б), sulfur (в) and phosphorus (г):

1 – BaSr + liquid glass; 2 – BaSr (dust)

карбоната позволяют снизить загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями, а также повысить десульфурующую способность сварочных флюсов. Выявлено, что наилучшими образцами, с точки зрения степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями, являются образцы, изготовленные с использованием не более 8 % барий-стронциевой флюс-добавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерябин А.А., Берестов Е.Ю. О механизме модифицирования стали щелочноземельными металлами // Электрометаллургия. 2008. № 6. С. 35 – 38.
2. Дерябин А.А., Павлов В.В., Могильный В.В. и др. Эффективность нанотехнологий модифицирования рельсовой стали барием // Сталь. 2007. № 11. С. 134 – 141.
3. Григорьев Ю.В., Рябчиков И.В., Рошин В.Е. Термодинамический анализ совместного восстановления кремния и бария углеродом // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 7. С. 3 – 5.
4. Ферросплавы с редкоземельными и щелочноземельными металлами / И.В. Рябчиков, В.Г. Мизин, Н.П. Лякишев, А.С. Дубровин. – М.: Металлургия, 1983. – 272 с.
5. Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Дмитриенко В.И., Платонов М.А. Модифицирование стали барием и стронцием // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 10. С. 871 – 875.
6. Ивакин В.Л., Черняк С.С., Пимнев Д.Ю. Новая технология повышения качества металлов и сплавов барий-стронциевым карбонатом. – Иркутск: изд. Иркутского гос. университета, 2004. – 123 с.

Т а б л и ц а 5

**Характеристика неметаллических включений
наплавленного металла**

**Table 5. Characteristics of non-metallic inclusions of
deposited metal**

Образец	Неметаллические включения, балл		
	Силикаты недеформирующиеся	Оксиды точечные	Сульфиды
М	1б, 2б, редко 3б	1а	1а
М2	1б, 2б	1а	–
М4	1б, 2б	1а	–
М6	1б, 2б	1а	–
М8	1б, 2б	1а	–
М10	1б, 2б, редко 3б	1а	1а
М21	1б, 2б	1а	–
М61	1б, 2б	1а	–
М81	1б, 2б	1а	–
М101	1б, 2б, редко 4б	1а	2б

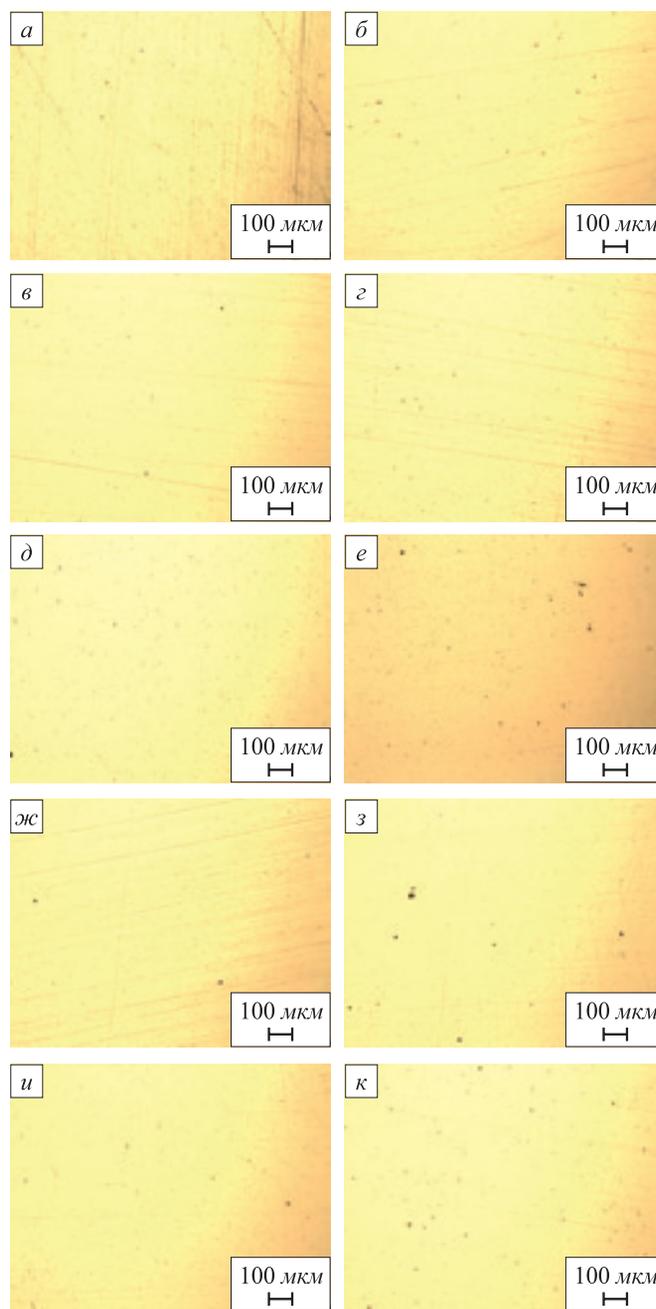


Рис. 2. Характер неметаллических включений в наплавленном слое образцов М (а); М2 (б); М4 (в); М6 (г); М8 (д); М10 (е); М21 (ж); М61 (з); М81 (и); М101 (к)

Fig. 2. Nature of non-metallic inclusions in the deposited layer of samples М (а); М2 (б); М4 (в); М6 (г); М8 (д); М10 (е); М21 (ж); М61 (з); М81 (и); М101 (к)

7. Kartashev M.F., Naumov S.V., Urchenko A.N., Sheksheev M.A. Study of welding properties of fused weld flux produced by electric arc granulation // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 511. No. 1. Article 012034.

8. Gupta P., Roy J., Rai R.N., Rao A.K.P., Saha S.C. Effect of B₂O₃ containing fluxes on the microstructure and mechanical properties in submerged arc welded mild steel plates // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 114. No. 1. Article 012102.

9. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // Welding International. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 – 893.

10. Kartsev D.S., Zernin E.A. Use of refractory nanoparticles as a component of welding materials in welding and surfacing with coated electrodes and flux cored wires // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 142. No. 1. Article 012008.

11. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O., Pozol J.A. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO – SiO₂ – CaO – Al₂O₃ – CaF₂ system by fusion // Welding International. 2007. Vol. 21. No. 7. P. 502 – 511.

12. Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-la E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 649 – 653.

13. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S., Kipiani P.N., Shes-tov D.V., Pavlov N.V., Savchenko A.I. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 4. P. 298 – 300.

14. Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxing // Welding International. 1987. Vol. 1. No. 10. P. 951 – 954.

15. Babushkin P.L., Persits V.Yu. Determination of hydrogen in the form of moisture in basic electrode coatings and fluxing materials in metallurgical production // Welding International. 1991. Vol. 5. No. 9. P. 741, 742.

16. Naumov S.V., Ignatov M.N., Sheksheev M.A. Technology of mineral raw materials granulation by electric arc for manufacturing of welding fused flux // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 265. P. 290 – 295.

17. Муруев С.Б., Римкевич Б.С., Буцкий Е.Б., Сидорина Т.Н., Романов П.М. Применение барийстронциевого карбоната при производстве заготовок из инструментальной стали Р6М5 и Х12МФ // Электromеталлургия. 2008. № 6. С. 35 – 38.

18. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Платонов М.А., Дмитриенко В.И. Восстановление бария и стронция в процессе обработки стали // Черные металлы. 2011. № 4. С. 29 – 31.

19. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырева О.Е. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали с использованием отходов металлургического производства. Сообщение 3. Флюс добавки

для сварочных флюсов, содержащих барий стронциевый карбонатит // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2017. Вып. 6 (1410). С. 95 – 98.

20. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Бурнаков М.А., Михно А.Р., Федотов Е.Е. Использование барийстронциевого карбоната при изготовлении сварочных флюсов на основе шлака производства силикомарганца. – В кн.: Металлургия: технологии, инновации,

качество. Труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 1. – Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2017. С. 296 – 299.

Поступила в редакцию 13 марта 2018 г.
После доработки 10 апреля 2018 г.
Принята к публикации 18 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 9, PP. 686–692.

USE OF BARIUM-STRONTIUM MODIFIER FOR THE MANUFACTURING OF WELDING FLUX BASED ON SILICOMANGANESE SLAG

N.A. Kozыrev, R.E. Kryukov, A.R. Mikhno, N.V. Kibko,
A.A. Usol'tsev

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. The possibility of using a barium-strontium modifier as a gas-protective and refining additive for welding the fluxes based on crushed slag from the production of ferrosilicomanganese is presented. The barium-strontium modifier BSK-2 produced by JSC “NPK Metalltekhнопrom” according to TU 1717-001-75073896–2005 was used as a material for the study. The base of the welding flux was silicomanganese slag produced by the West Siberian Electrometallurgical Plant. The research work on new welding fluxes and flux-additives was carried out using the equipment of the Scientific and Production Center “Welding Processes and Technologies” and the Center for Collective Use “Materials Science”. The use of barium-strontium flux additive was carried out in two ways. In the first option, the flux-additive was made by grinding barium-strontium to a dust-like fraction of less than 0.2 mm with further mixing with liquid sodium glass, drying in a furnace, crushing and separating a fraction of 0.45 – 3.00 mm. In the second option, the flux additive was used in the form of dust with a fraction of less than 0.2 mm. The additives were mixed at a ratio of 2 – 10 % of mass of the slag produced by silicomanganese. Surfacing of the samples was carried out with a welding wire of the sv-08GA grade on a substrate of steel grade 09G2S with a thickness of 20 mm. Quality of the deposited metal was studied, the chemical compositions (deposited layers, slag crusts, the used flux) were investigated by X-ray fluorescence method on XRF-1800 spectrometer and by atomic emission method on DFS-71 spectrometer. The degree of contamination with non-metallic inclusions (non-deforming silicates, point oxides, sulfides) was studied using OLYMPUS GX-51 optical microscope in the magnification range from 100 to 1000. The laboratory studies on the surfacing of steel samples have shown that due to introduction of a flux additive made from barium-strontium modifier, the metal is refined, and the concentration of sulfur and phosphorus decreases. The use of a mixture of a barium-strontium modifier with liquid glass as an additive is preferable to the use of an additive in the form of a dust. It was revealed that the best samples from the point of view of the degree of contamination of the deposited metal with nonmetallic inclusions are samples made using no more than 8 % of barium-strontium flux additive.

Keywords: welding, flux, technology, surfacing, barium-strontium modifier, sample, non-metallic inclusions.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-686-692

REFERENCES

1. Deryabin A.A., Berestov E.Yu. On mechanism of steel modification with alkaline earth metals. *Elektrometallurgiya*. 2008, no. 6, pp. 35–38. (In Russ.).
2. Deryabin A.A., Pavlov V.V., Mogil'nyi V.V., Godik L.A., Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Gorkavenko V.V., Berestov E.Yu. Nanomodification of Rail Steel with Barium. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 966–973.
3. Grigor'ev Yu.V., Ryabchikov I.V., Roshchin V.E. Thermodynamic analysis of joint reduction of silicon and barium by carbon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 7, pp. 3–5. (In Russ.).
4. Ryabchikov I.V., Mizin V.G., Lyakishev N.P., Dubrovin A.S. *Ferrosplavy s redkozemel'nymi i shchelochnozemel'nymi metallami* [Ferrous alloys with rare earth and alkaline earth metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 272 p. (In Russ.).
5. Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Dmitrienko V.I., Platonov M.A. Modification of steel by barium and strontium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 10, pp. 871–875. (In Russ.).
6. Ivakin V.JI., Chernyak S.S., Pimnev D.Yu. *Novaya tekhnologiya povysheniya kachestva metallov i splavov bariistrontsiyevym karbonatom* [New technology for improving the quality of metals and alloys with barium strontium carbonate]. Irkutsk: izd. Irkutskogo gos. universiteta, 2004, 123 p. (In Russ.).
7. Kartashev M.F., Naumov S.V., Urchenko A.N., Shekshchev M.A. Study of welding properties of fused weld flux produced by electric arc granulation. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019, vol. 511, no. 1, article 012034.
8. Gupta P., Roy J., Rai R.N., Rao A.K.P., Saha S.C. Effect of B₂O₃ containing fluxes on the microstructure and mechanical properties in submerged arc welded mild steel plates. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 114, no. 1, article 012102.
9. Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.
10. Kartsev D.S., Zernin E.A. Use of refractory nanoparticles as a component of welding materials in welding and surfacing with coated electrodes and flux cored wires. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 142, no. 1, article 012008.
11. Crespo A.C., Puchol R.Q., Gonzalez L.P., Sanchez L.G., Gomez Perez C.R., Cedre E.D., Mendez T.O., Pozol J.A. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO–SiO₂–CaO–Al₂O₃–CaF₂ system by fusion. *Welding International*. 2007, vol. 21, no. 7, pp. 502–511.
12. Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhe-la E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 649–653.
13. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S., Kipiani P.N., Shes-tov D.V., Pavlov N.V., Savchenko A.I. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 4, pp. 298–300.
14. Potapov N.N., Kurlanov S.A. A criterion for evaluating the activity of fused welding fluxing. *Welding International*. 1987, vol. 1, no. 10, pp. 951–954.
15. Babushkin P.L., Persits V.Yu. Determination of hydrogen in the form of moisture in basic electrode coatings and fluxing materials in metallurgical production. *Welding International*. 1991, vol. 5, no. 9, pp. 741, 742.

16. Naumov S.V., Ignatov M.N., Sheksheev M.A. Technology of mineral raw materials granulation by electric arc for manufacturing of welding fused flux. *Solid State Phenomena*. 2017, vol. 265, pp. 290–295.
17. Muruev S.B., Rimkevich B.S., Butskii E.B., Sidorina T.N., Romanov P.M. Application of barium strontium carbonate in the production of ingots from tool steels R6M5 and Kh12MF. *Elektrometallurgiya*. 2008, no. 6, pp. 35–38. (In Russ.).
18. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Platonov M.A., Dmitrienko V.I. Recovery of barium and strontium during steel processing. *Chernye metally*. 2011, no. 4, pp. 29–31. (In Russ.).
19. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Kozyreva O.E. Development of new welding fluxes and flux-additives for welding and surfacing of steel using metallurgical waste. Report 3. Flux additives for welding fluxes containing barium strontium carbonatite. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2017, no. 6 (1410), pp. 95–98. (In Russ.).
20. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Burnakov M.A., Mikhno A.R., Fedotov E.E. Use of barium-strontium carbonatite in manufacture of welding fluxes based on slag of silicomanganese production. In: *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo. Trudy XX Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii: v 2-kh ch.*

Ch. 1 [Metallurgy: Technology, Innovations, Quality: Proceedings of the 20th Int. Sci. and Pract. Conference: in 2 parts, Part 1]. Novokuznetsk: ITs SibGIU, 2017, pp. 296–299. (In Russ.).

Information about the authors:

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

R.E. Kryukov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek_nzrmk@mail.ru)

A.R. Mikhno, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (mikno-mm131@mail.ru)

N.V. Kibko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (krivicheva_nv@mail.ru)

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

Received March 13, 2018

Revised April 10, 2018

Accepted June 18, 2020

УДК 504.064.4:658.567.1

ТОКСИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ГИДРАВЛИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ОТВАЛЬНОГО ДОМЕННОГО ШЛАКА

*Хоботова Э.Б.¹, д.х.н., профессор кафедры технологии дорожно-строительных материалов
и химии (elinahobotova@gmail.com)*

*Игнатенко М.И.¹, к.т.н., доцент кафедры технологии дорожно-строительных материалов
и химии (m_ignatenko@ukr.net)*

Калюжная Ю.С.¹, к.т.н., доцент кафедры экологии (uskalmikova@gmail.com)

*Грайворонская И.В.¹, к.т.н., доцент кафедры метрологии и безопасности
жизнедеятельности (inna_gra@ukr.net)*

Ларин В.И.², д.х.н., директор Научно-исследовательского института химии (ndichem@karazin.ua)

¹ Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет
(61002, Украина, Харьков, ул. Ярослава Мудрого, 25)

² Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина
(61022, Украина, Харьков, пл. Свободы, 4)

Аннотация. Металлургические шлаки накапливаются в больших количествах. Для дальнейшей утилизации они должны обладать необходимыми техническими свойствами. Как один из основных факторов выступает химический и минеральный составы шлаков, оказывающие влияние на их конечные свойства. Элементный состав отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь», определенный методом электронно-зондового микроанализа, позволяет охарактеризовать фракции шлака с точки зрения токсичности. Элементы калий, натрий, сера, хлор, медь и титан, которые не входят в состав минералов, зарегистрированы сканирующим электронным микроскопом. Это позволяет предположить, что они сорбируются поверхностью минеральных частиц. Максимальное содержание калия, натрия и титана характерно для фракции 2,5 – 5,0 мм. Шлак содержит незначительное (менее 1 %) количество железа, титана и меди, которые относятся к третьему классу опасности вещества; это не препятствует дальнейшему использованию шлака. Определен третий класс опасности отвального доменного шлака. Гамма-спектрометрическим методом определены удельные активности и эффективные удельные активности гранулометрических фракций шлака. Обнаружены природные радионуклиды ⁴⁰K, ²²⁶Ra и ²³²Th. Доказано, что шлак и его отдельные фракции относятся к первому классу радиационной опасности и могут быть использованы в строительстве без ограничений. Отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» характеризуется высокой гидравлической активностью с увеличением поглощения оксида кальция CaO во времени. Отвальный доменный шлак может быть рекомендован для производства вяжущих (портландцемента и шлакопортландцемента) по совокупности химических параметров: по отношению к умеренно опасным отходам производства, первому классу радиационной опасности и проявлению высокой гидравлической активности.

Ключевые слова: отвальный доменный шлак, элементный состав, токсичность, класс опасности вещества, радиоактивность, природные радионуклиды, гидравлическая активность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-693-698

ВВЕДЕНИЕ

Металлургические шлаки накапливаются в больших количествах. Для дальнейшей утилизации они должны обладать необходимыми техническими свойствами, химическим и минеральным составом. Металлургические предприятия корректируют качество шлаков при выборе сырья, оптимизации обработки жидкого шлака и всего технологического процесса [1]. Гранулированный доменный и сталеплавильный шлаки нашли применение в гражданском и дорожном строительстве, производстве бетона, цемента, в качестве армирующих камней для гидротехнических сооружений, при стабилизации берегов, как сорбенты при очистке сточных вод [2]. Исследовано влияние различных условий охлаждения на свойства стеклообразных стальных

шлаков в отношении их выщелачивания и объемной стабильности [3]. Изменения в структуре стального шлака отражают процесс постепенного растворения и реагирования извести с оксидом SiO₂ до образования соединения 3CaO·SiO₂ [4].

Не так тщательно изучены отвальные доменные шлаки. Они заменяют портландцемент в бетонных материалах с целью повышения долговечности и повышения прочности, сохранения ресурсов и экономии энергии [5]. Исследование физических и химических свойств доменной пыли показало ее пригодность для асфальтобетонных смесей в строительстве дорог [6]. В работе [7] сопоставлен химический состав, основность, гидравлические свойства, температура плавления и морфология поверхности частиц доменного и купольного шлаков, определяющие различия в их

использовании. В некоторых случаях гидравлическая активность отвального доменного шлака достаточна для использования при изготовлении вяжущих (пуццоланового цемента, золо-шлако-известкового вяжущего, добавки к портландцементу) [8, 9]. Гидравлическая активность определяет направление использования шлаков. На примере гранулированных доменных шлаков доказано уменьшение гидравлической активности во времени, полученная аналитическая зависимость позволяет определить активность шлака в определенный момент времени [10]. Способ охлаждения может влиять на гидравлические свойства шлака, которые коррелируют с содержанием стеклофазы. Зарегистрирована более высокая концентрация аморфных соединений в шлаках с охлаждением водой или жидким азотом [11]. Время сохранения тепла является фактором, определяющим гидравлическую активность, а содержание стеклофазы зависит от температуры нагнетания шлака [12].

Химический состав существенно влияет на скрытую гидравлическую активность отвальных доменных шлаков. Оптимальная гидравлическая активность зарегистрирована при следующем составе шлака: 47 % CaO; 20 % Al₂O₃; 33 % SiO₂ [13]. Реакционная способность доменного шлака зависит от химического и гранулометрического составов, содержания стеклофазы, теплоты гидратации и развития микроструктуры [14]. Гидравлическая активность доменного шлака может быть увеличена при активации несколькими способами [15]: в сильнощелочной среде при pH = 11,8 ÷ 12,2 с добавлением гидроксида кальция и его растворимых солей (хлорида, бромиды, нитрата, формиата и ацетата). Наличие гидравлической активности шлаков легло в основу разработки способов получения на их основе шлакощелочных вяжущих [16].

Металлургические шлаки содержат примеси, которые могут быть токсичными и представлять экологическую опасность. Содержание бария и свинца в отвальных доменных шлаках составляет 611 и 8 мг/кг шлака [17]; обнаружены следующие элементы: As, Au, Ba, Ce, Co, Cr, Cu, Fe, Hf, La, Mn, Mo, Rb, Sb, Sc, Sm, V, W и Zn [18]; S, P, Mn, Cr, Sr, Zn, Ba, Ti [19]. Не найдено корреляции между минеральным составом, долей кристаллического состояния вещества, структурами доменных и сталелитейных шлаков и концентрацией примесных элементов [20]. В доменных шлаках концентрация ниобия широко варьируется, но не превышает 15 мг/кг, концентрация тантала менее 1 мг/кг, скандия менее 17 мг/кг, иттрия около 30 мг/кг. Кроме того, обнаружены редкоземельные элементы (РЗЭ) 0,5 – 36,6 мг/кг [20].

Количество элементов, выбрасываемых в окружающую среду, не всегда соответствует объемному химическому составу шлаков. Выщелачивание металлов-примесей из доменных шлаков менее интенсивное, чем из шлаков цветной металлургии в результате образования в них щелочной среды [21]. Металлы (Cd, Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni, Pb, Se, V и Zn) были выщелочены из

стального шлака, Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni, Pb и Zn показали меньшую выщелачиваемость. Токсичные металлы As, Cd, Se и V не выщелачивались с помощью тестов на выщелачивание и токсичность [22]. Большинство металлов прочно связаны с матрицей шлака, поэтому их концентрация в почвах вблизи шлаковых отвалов меньше, чем в шлаке [23].

Шлаки различного происхождения являются концентраторами естественных радионуклидов (ЕРН). Показаны возможности использования металлургических шлаков в гражданском и дорожном строительстве по показателям радиоактивности [24]. Концентрации ЕРН урана, тория и калия в шлаках производства чугуна и стали можно сопоставить с радиоактивностью известняка и доломита. Определено, что активность ЕРН ниже максимально допустимых уровней, установленных нормами Румынии [18]; для отвального доменного шлака (Великобритания) ²¹⁰Pb < 50 Бк/кг, ²²⁶Ra – 240 Бк/кг [17].

Целью настоящей работы является исследование токсичности и гидравлической активности отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь» как параметров, определяющих ресурсную ценность шлака.

Задачи исследования – изучить элементный и радионуклидный состав отвального доменного шлака; рассчитать индекс токсичности и класс опасности шлака; определить гидравлическую активность шлака.

МЕТОДОЛОГИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Элементный состав отвального доменного шлака определяли методом электронно-зондового микроанализа на сканирующем электронном микроскопе JSM-6390 LV, имеющем систему микрорентгеновского анализа INCA. Гамма-спектрометрический анализ шлака проводили на сцинтилляционном гамма-спектрометре SEG-001.

Идентификацию кислотности поверхностных слоев частиц шлака проводили с помощью рН-метра (милливольтметра), который содержит твердофазный селективный электрод и модифицированный электрод сравнения в полипропиленовых корпусах. Гидравлическая активность определена по количеству поглощенной извести CaO [25].

ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ОТВАЛЬНОГО ДОМЕННОГО ШЛАКА

По результатам электронно-зондового микроанализа рассчитан элементный состав фракций шлака (см. таблицу, рис. 1), который отражает общее содержание элементов, входящих в состав кристаллических и аморфных веществ. Результаты микрорентгеновского анализа фракций шлака четко коррелируют с результатами рентгенофазового анализа [26]. Химические элементы K, Na, S, Cl, Cu и Ti, которые не входят в состав

Микрорентгеновский анализ фракций отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь»

Micro-X-ray analysis of Zaporozhstal waste blast furnace slag fractions

Элемент	Доля, % (по массе), фракций отвального доменного шлака, мм		
	менее 0,63	2,5 – 5,0	более 20
Si	10,42	10,80	8,69
Ca	30,81	25,67	28,53
Al	1,65	1,87	1,10
Fe	0,92	0,66	0,18
S	2,12	2,04	2,64
Mg	0,84	0,97	0,72
K	0,53	0,57	0,33
Na	0,33	0,38	–
Cu	0,50	–	–
Ti	0,17	0,18	0,10
Cl	–	–	0,08
O	51,70	51,69	57,63

минералов, зарегистрированы сканирующим электронным микроскопом; это позволяет предположить, что поверхности минеральных частиц сорбируют их. Например, максимальное содержание калия, натрия и титана характерно для фракции 2,5 – 5,0 мм. Шлак ПАО «Запорожсталь» содержит незначительное (менее 1 %) количество соединений железа, титана и меди (см. таблицу), которые относятся к третьему классу опасности веществ. Однако это не препятствует дальнейшему использованию шлака.

КЛАСС ОПАСНОСТИ ОТВАЛЬНОГО ДОМЕННОГО ШЛАКА ПАО «ЗАПОРОЖСТАЛЬ»

Для количественной оценки воздействия шлаковых отходов на окружающую среду используется метод оценки класса опасности промышленных отходов с учетом индекса токсичности [27]. Расчеты показывают, что индекс токсичности варьируется в пределах 4,3 – 5,4; это соответствует третьему классу опасности (умеренно опасные отходы), то есть отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» может быть использован как вторичное сырье в строительстве.

РАДИОНУКЛИДНЫЙ СОСТАВ ОТВАЛЬНОГО ДОМЕННОГО ШЛАКА ПАО «ЗАПОРОЖСТАЛЬ»

Шлаки накапливают естественные радионуклиды. Гамма-спектрометрическим методом определены удельные активности ЕРН (C_i) и эффективные удельные активности (C_{ef}) гранулометрических фракций шлака (рис. 2). Обнаружены следующие естественные радио-

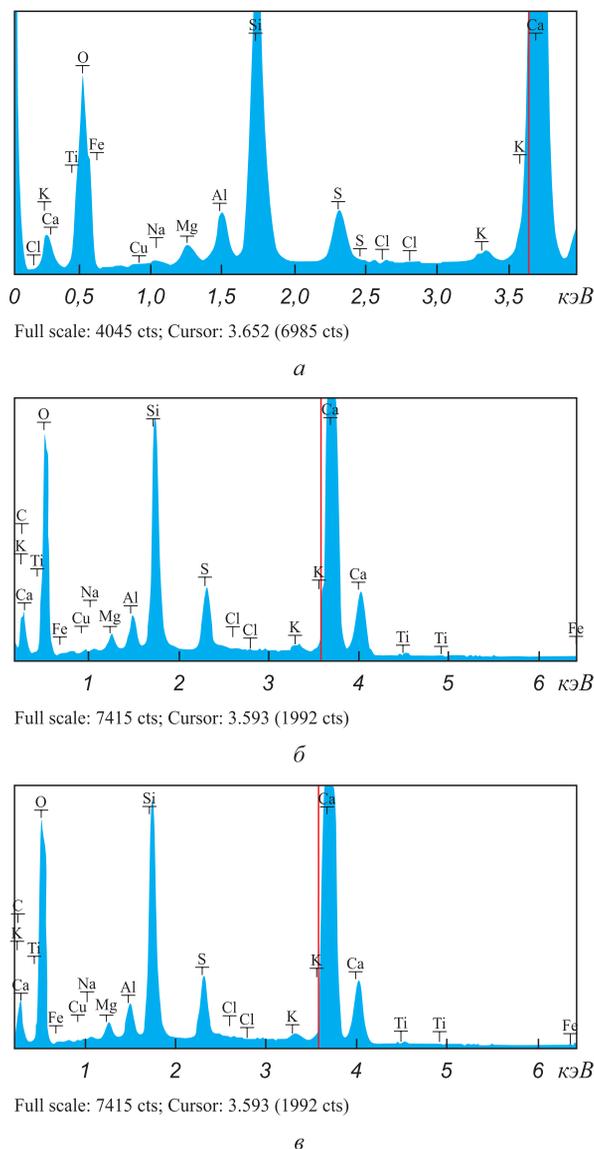


Рис. 1. Энергетический спектр отвального доменного шлака фракций менее 0,63 мм (а) – спектр 3, 2,5 – 5,0 мм (б) – спектр 5 и более 20 мм (в) – спектр 5

Fig. 1. Energy spectrum of dump blast furnace slag of fractions less than 0.63 mm (a) – spectrum 3, 2.5 – 5.0 mm (b) – spectrum 5 and more than 20 mm (v) – spectrum 5

нуклиды: ^{40}K , ^{226}Ra и ^{232}Th . Основной вклад в величину C_{ef} вносит радионуклид ^{226}Ra , затем – ^{232}Th . В работе [28] показано, что наиболее вероятным механизмом накопления ЕРН является гетеровалентное изоморфное замещение в структурах минералов отвальных доменных шлаков, находящихся в кристаллическом и аморфном состояниях.

Основной вклад в суммарную активность доменного шлака вносит изотоп ^{40}K , второй – ^{226}Ra , вклад радия превышает 20 %, что опасно по причине выделения радона. Фракции шлака имеют различную удельную активность. Повышенные удельные активности отмечены для фракций 1,25 – 2,50 и 2,5 – 5,0 мм. Наиболее радиационно-чистые фракции имеют частицы размером бо-

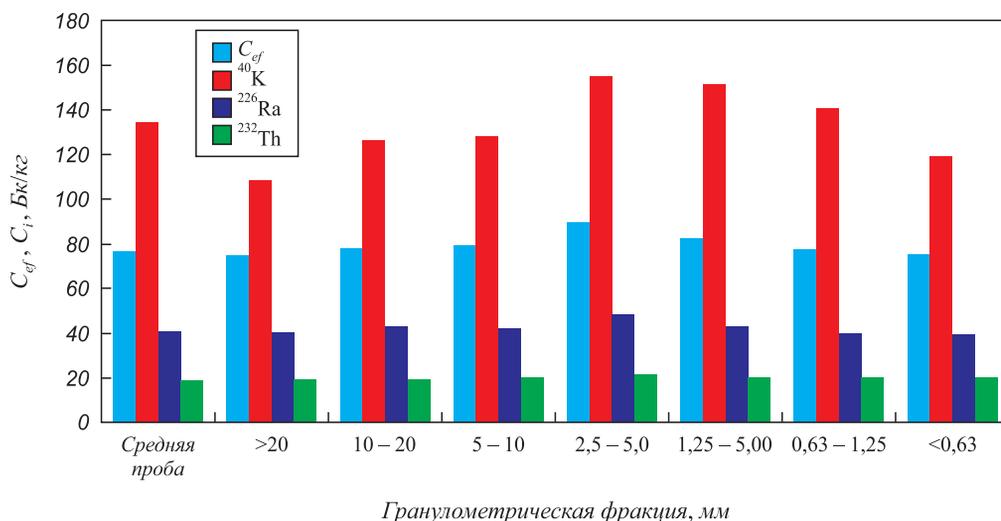


Рис. 2. Удельная активность и эффективная удельная активность для фракций отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь»

Fig. 2. Volume activity and effective volume activities for Zaporozhstal waste blast furnace slag fractions

лее 10 и менее 0,63 мм. Наименьшее значение C_{ef} и низкое содержание ^{226}Ra относятся к фракции с размером частиц более 20 мм (74,3 Бк/кг). Согласно величине C_{ef} шлак и его отдельные фракции относятся к первому классу радиационной опасности ($C_{ef} \leq 370$ Бк/кг [29]) и могут использоваться в строительстве без ограничений.

Кислотность слабо варьируется по фракциям шлака: фракция менее 0,63 мм – $pH = 9,67$; 2,5 – 5,0 мм – $pH = 9,11$; более 20 мм – $pH = 8,17$.

ГИДРАВЛИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ОТВАЛЬНОГО ДОМЕННОГО ШЛАКА ПАО «ЗАПОРОЖСТАЛЬ»

Гидравлическая активность доменных шлаков является важным фактором, определяющим целесообразность их утилизации в производстве шлакопортландцемента. Получены экспериментальные результаты по определению гидравлической активности фракции шлака более 20 мм. При времени контакта 1, 7 и 14 сут. доменных шлаков с раствором $\text{Ca}(\text{OH})_2$ гидравлическая активность шлака по величине поглощения оксида CaO составляет 184, 227, 360 мг/г. Отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» проявляет высокую гидравлическую активность, поглощение оксида кальция увеличивается по времени. Содержание оксида CaO в шлаках, определенное по растворению в воде, равно 13,44 мг/г.

Выводы

Элементный состав шлака, определенный методом электронно-зондового микроанализа, позволяет охарактеризовать его фракции с точки зрения токсичности. Определен третий класс опасности отвального доменного шлака. Расширена база данных по содержа-

нию природных радионуклидов в техногенном сырье. Установлено, что фракции шлака содержат ^{226}Ra , ^{232}Th и ^{40}K . Доказано, что шлак имеет первый класс радиационной опасности, что означает отсутствие ограничений на использование техногенного сырья в строительстве. Отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» проявляет высокую гидравлическую активность с увеличением поглощения оксида кальция во времени. Отвальный доменный шлак можно рекомендовать для производства вяжущих (портландцемента и шлакопортландцемента) по совокупности химических параметров (по отношению к умеренно опасным отходам производства, первому классу радиационной опасности и проявлению высокой гидравлической активности).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Motz H., Geiseler J. Products of steel slags an opportunity to save natural resources // Waste Management. 2001. Vol. 21. No. 3. P. 285 – 293.
2. Хоботова Э.Б., Грайворонская И.В. Вторичное использование металлургических шлаков в качестве сорбентов при очистке сточных вод // Черные металлы. 2019. № 7. С. 55 – 61.
3. Tossavainen M., Engstrom F., Yang Q. etc. Characteristics of steel slag under different cooling conditions // Waste Management. 2007. Vol. 27. No. 10. P. 1335 – 1344.
4. Baricová D., Pribulová A., Futáš P. etc. Change of the chemical and mineralogical composition of the slag during oxygen blowing in the oxygen converter process // Metals. 2018. Vol. 8. No. 10. P. 844 – 857.
5. Ulubeyli G.C., Artir R. Sustainability for blast furnace slag: use of some construction wastes // World Conference on Technology, Innovation and Entrepreneurship, Procedia – Social and Behavioral Sciences. 2015. Vol. 195. P. 2191 – 2198.
6. Ochoa Díaz R. Blast furnace dust and phosphorous slag, new materials for use in road engineering // IOP Conference Series: Journal of Physics. 2017. Vol. 935. Article 012003.
7. Pribulova A., Futas P., Petrik J., Pokusová M. Comparison of cupola furnace and blast furnace slags with respect to possibilities of their utilization // Archives of Metallurgy and Materials. 2018. Vol. 63. No. 4. P. 1865 – 1873.

8. Khotobova E.B., Kalmykova Yu.S. Environmental and chemical grounds for the utilization of blast furnace slag in the production of binders // Russian Journal of General Chemistry. 2012. Vol. 82. No. 13. P. 2180 – 2188.
9. Боброва З.М., Ильина О.Ю., Хохряков А.В., Цейтлин Е.М. Применение отходов горно-металлургических и металлургических производств в целях рационального природопользования // Изв. Уральского государственного горного университета. 2015. Т. 40. № 4. С. 16 – 26.
10. Кравченко В.П. Оценка гидравлической активности доменных шлаков // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. 2010. Вып. 20. С. 44 – 47.
11. Wang H., Cui S.P., Wang Y.L. Influence of cooling ways on the structure and hydraulic activity of blast furnace slag // Key Engineering Materials. 2015. Vol. 633. P. 234 – 239.
12. Wang H., Cui S.P., Wang Y.L. Influence of process conditions on the structure and hydraulic activity of air-cooling blast furnace slag // Materials Science Forum. 2015. Vol. 814. P. 476 – 482.
13. Chang P.-K., Lim Y. Effect of chemical composition on the latent hydraulic activity of blast furnace slag // Journal of the Korean Ceramic Society. 2000. Vol. 37. No. 5. P. 453 – 458.
14. Bougara A., Lynsdale C., Milestone N.B. Reactivity and performance of blastfurnace slags of differing origin // Cement & Concrete composites. 2010. Vol. 32. No. 4. P. 319 – 324.
15. Bellmann F., Stark J. Activation of blast furnace slag by a new method // Cement and Concrete Research. 2009. Vol. 39. No. 8. P. 644 – 650.
16. Калмыкова Ю.С., Хоботова Э.Б., Ларин В.И. Рациональные пути использования отвальных доменных шлаков // Энергетика: экономика, технология, экология. 2016. № 1. С. 44 – 50.
17. Molin F.D. Characterisation of radioactivity arising from the integrated steelworks in the UK and assessment of occupational exposure situations. A thesis submitted in fulfillment of the requirements of the University of Surrey for the degree of doctor of philosophy, 2018. – 281 p.
18. Ene A., Pantelică A. Characterization of metallurgical slags using low-level gamma-ray spectrometry and neutron activation analysis // Romanian Journal of Physics. 2011. Vol. 56. No. 7-8. P. 1011 – 1018.
19. Johnson W.J. The effect of chemical composition of blast-furnace slag on compressive strength and durability properties of mortar specimens. Graduate Theses and Dissertation, 2017. – 83 p.
20. Kasina M., Michalik M. Iron metallurgy slags as a potential source of critical elements – Nb, Ta and REE // Mineralogia. 2016. Vol. 47. No. 1-4. P. 15 – 28.
21. Piatak N.M., Parsons M.B., Seal II R.R. Characteristics and environmental aspects of slag: A review // Applied Geochemistry. 2015. Vol. 57. P. 236 – 266.
22. Sasmita C., Biswajit P., Manish K. Short-term leaching study of heavy metals from LD slag of important steel industries in Eastern India // Journal of Material Cycles and Waste Management. 2017. Vol. 19. No. 2. P. 851 – 862.
23. Proctor D.M., Fehling K.A., Shay E.C. etc. Physical and chemical characteristics of blast furnace, basic oxygen furnace, and electric arc furnace steel industry slags // Environmental Science and Technology. 2000. Vol. 34. No. 8. P. 1576 – 1582.
24. Žak A., Isajenko K., Piotrowska B. etc. Natural radioactivity of wastes // Nukleonika. 2008. Vol. 55. No. 3. P. 387 – 391.
25. ГОСТ 22688 – 77. Известь строительная. Методы испытаний. – М., 1977. – 19 с.
26. Хоботова Э.Б., Игнатенко М.И., Сторчак О.Г., Калужная Ю.С., Грайворонская И.В. Минеральный состав отвальных доменных шлаков // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 10. С. 774 – 781.
27. ДСанПіН 2.2.7.029 – 99. Гігієнічні вимоги щодо поводження з промисловими відходами та визначення їх класу небезпеки для здоров'я населення. – Киев, 1999. – 21 с.
28. Хоботова Э.Б., Калмыкова Ю.С., Игнатенко М.И., Ларин В.И. Естественные радионуклиды доменных шлаков // Черные металлы. 2017. № 1. С. 23 – 28.
29. Нормы радиационной безопасности Украины (НРБУ – 97) и основные санитарные правила работы с радиоактивными веществами и другими источниками ионизирующих излучений. – Киев, 1998. – 159 с.

Поступила в редакцию 20 января 2020 г.
После доработки 23 июня 2020 г.
Принята к публикации 20 июля 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 9, PP. 693–698.

TOXIC PROPERTIES AND HYDRAULIC ACTIVITY OF DUMP BLAST FURNACE SLAG

*E.B. Khotobova¹, M.I. Ignatenko¹, Yu.S. Kalyuzhnaya¹,
I.V. Graivoronskaya¹, V.I. Larin²*

¹ Kharkiv National Automobile and Highway University, Ukraine, Kharkiv

² V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine, Kharkiv

Abstract. Metallurgical slags accumulate in large quantities. For further disposal, they must have the certain technical properties. Among the main factors there are chemical and mineral compositions of slags, which affect their final properties. Elemental composition of Zaporozhstal dump blast furnace slag, determined by electron probe microanalysis, makes it possible to characterize the slag fractions in terms of toxicity. Potassium, sodium, sulfur, chlorine, copper and titanium, which are not part of the minerals, are recorded by scanning electron microscope; this suggests that they are sorbed by mineral particles surface. The maximum content of potassium, sodium and titanium is typical for the 2.5 – 5.0 mm fraction. Slag contains an insignificant (less than 1 %) amount of metals – iron, titanium and copper, which belong to the third hazard class of the substance; this does not impede further use of the slag. The third hazard class of dump blast furnace slag has been identified. Volume activities and effective volume activi-

ties of granulometric slag fractions have been determined by gamma-spectrometric method. ⁴⁰K, ²²⁶Ra and ²³²Th natural radio nuclides have been found. It has been proven that slag and its individual fractions belong to the first class of radiation hazard and can be used in construction without restrictions. Zaporozhstal dump blast furnace slag is characterized by high hydraulic activity with an increase in absorption of calcium oxide CaO over time. Dump blast furnace slag can be recommended for production of binders (Portland cement and slag Portland cement) in terms of combination of chemical parameters: to moderately hazardous production wastes of the first class of radiation hazard with manifestation of high hydraulic activity.

Keywords: dump blast furnace slag, elemental composition, toxicity, hazard class of a substance, radioactivity, natural radionuclides, hydraulic activity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-693-698

REFERENCES

1. Motz H., Geiseler J. Products of steel slags an opportunity to save natural resources. *Waste Management*. 2001, vol. 21, no. 3, pp. 285–293.

2. Khotobova E.B., Graivoronskaya I.V. Secondary use of metallurgical slags as sorbents in wastewater treatment. *Chernye metally*. 2019, no. 7, pp. 55–61. (In Russ.).
3. Tossavainen M., Engstrom F., Yang Q. etc. Characteristics of steel slag under different cooling conditions. *Waste Management*. 2007, vol. 27, no. 10, pp. 1335–1344.
4. Baricová D., Pribulová A., Futáš P. etc. Change of the chemical and mineralogical composition of the slag during oxygen blowing in the oxygen converter process. *Metals*. 2018, vol. 8, no. 10, pp. 844–857.
5. Ulubeyli G.C., Artir R. Sustainability for blast furnace slag: Use of some construction wastes. *World Conference on Technology, Innovation and Entrepreneurship, Procedia – Social and Behavioral Sciences*. 2015, vol. 195, pp. 2191–2198.
6. Ochoa Díaz R. Blast furnace dust and phosphorous slag, new materials for use in road engineering. *IOP Conference Series: Journal of Physics*. 2017, vol. 935, article 012003.
7. Pribulova A., Futas P., Petřík J., Pokusová M. Comparison of cupola furnace and blast furnace slags with respect to possibilities of their utilization. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018, vol. 63, no. 4, pp. 1865–1873.
8. Khotobova E.B., Kalmykova Yu.S. Environmental and chemical grounds for the utilization of blast furnace slag in the production of binders. *Russian Journal of General Chemistry*. 2012, vol. 82, no. 13, pp. 2180–2188.
9. Bobrova Z.M., Il'ina O.Yu., Khokhryakov A.V., Tseitlin E.M. Use of waste from mining and metallurgical industries for rational use of natural resources. *Izv. Ural'skogo gosudarstvennogo gornogo universiteta*. 2015, vol. 40, no. 4, pp. 16–26. (In Russ.).
10. Kravchenko V.P. Assessment of hydraulic activity of blast-furnace slag. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskije nauki*. 2010, no. 20, pp. 44–47. (In Russ.).
11. Wang H., Cui S.P., Wang Y.L. Influence of cooling ways on the structure and hydraulic activity of blast furnace slag. *Key Engineering Materials*. 2015, vol. 633, pp. 234–239.
12. Wang H., Cui S.P., Wang Y.L. Influence of process conditions on the structure and hydraulic activity of air-cooling blast furnace slag. *Materials Science Forum*. 2015, vol. 814, pp. 476–482.
13. Chang P.-K., Lim Y. Effect of chemical composition on the latent hydraulic activity of blast furnace slag. *Journal of the Korean Ceramic Society*. 2000, vol. 37, no. 5, pp. 453–458.
14. Bougara A., Lynsdale C., Milestone N.B. Reactivity and performance of blastfurnace slags of differing origin. *Cement & Concrete composites*. 2010, vol. 32, no. 4, pp. 319–324.
15. Bellmann F., Stark J. Activation of blast furnace slag by a new method. *Cement and Concrete Research*. 2009, vol. 39, no. 8, pp. 644–650.
16. Kalmykova Yu.S., Khotobova E.B., Larin V.I. Rational ways of using dump blast furnace slag. *Energetika: ekonomika, tekhnologii, ekologiya*. 2016, no. 1, pp. 44–50. (In Russ.).
17. Molin F.D. *Characterization of radioactivity arising from the integrated steelworks in the UK and assessment of occupational exposure situations. A thesis submitted in fulfillment of the requirements of the University of Surrey for the degree of doctor of philosophy*, 2018, 281 p.
18. Ene A., Pantelică A. Characterization of metallurgical slags using low-level gamma-ray spectrometry and neutron activation analysis. *Romanian Journal of Physics*. 2011, vol. 56, no. 7-8, pp. 1011–1018.
19. Johnson W.J. The effect of chemical composition of blast-furnace slag on compressive strength and durability properties of mortar specimens. *Graduate theses and dissertation*, 2017, 83 p.
20. Kasina M., Michalik M. Iron metallurgy slags as a potential source of critical elements – Nb, Ta and REE. *Mineralogia*. 2016, vol. 47, no. 1-4, pp. 15–28.
21. Piatak N.M., Parsons M.B., Seal II R.R. Characteristics and environmental aspects of slag: A review. *Applied Geochemistry*. 2015, vol. 57, pp. 236–266.
22. Sasmita C., Biswajit P., Manish K. Short-term leaching study of heavy metals from LD slag of important steel industries in Eastern India. *Journal of Material Cycles and Waste Management*. 2017, vol. 19, no. 2, pp. 851–862.
23. Proctor D.M., Fehling K.A., Shay E.C. etc. Physical and chemical characteristics of blast furnace, basic oxygen furnace, and electric arc furnace steel industry slags. *Environmental Science and Technology*. 2000, vol. 34, no. 8, pp. 1576–1582.
24. Zak A., Isajenko K., Piotrowska B. etc. Natural radioactivity of wastes. *Nukleonika*. 2008, vol. 55, no. 3, pp. 387–391.
25. GOST 22688 – 77. *Izvest' stroitel'naya. Metody ispytaniy* [GOST 22688 – 77. Building lime. Test methods]. Moscow, 1977, 19 p. (In Russ.).
26. Khotobova E.B., Ignatenko M.I., Storchak O.G., Kalyuzhnaya Yu.S., Graivoronskaya I.V. Mineral composition of dump blast furnace slag. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 10, pp. 774–781. (In Russ.).
27. DSanPiN 2.2.7.029–99. *Gigienichni vimogi shchodo povodzhennya z promislovimi vidkhodami ta viznachennya ikh klasu nebezpeki dlya zdorov'ya naseleennya* [DSanPiN 2.2.7.029 – 99. Hygienic requirements for industrial waste management of and determining their hazard class for public health]. Kiev, 1999, 21 p. (In Ukr.).
28. Khotobova E.B., Kalmykova Yu.S., Ignatenko M.I., Larin V.I. Natural radionuclides of blast furnace slags. *Chernye metally*. 2017, no. 1, pp. 23–28. (In Russ.).
29. *Normy radiatsionnoi bezopasnosti Ukrainy (NRBU-97) i osnovnye sanitarnye pravila raboty s radioaktivnymi veshchestvami i drugimi istochnikami ionizirovannykh izlucheniy* [Radiation safety standards of Ukraine (NRBU-97) and basic sanitary rules for working with radioactive substances and other sources of ionized radiation]. Kiev, 1998, 159 p. (In Russ.).

Information about the authors:

E.B. Khotobova, Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair of Technology of Road Construction Materials and Chemistry

(elinhobotova@gmail.com)

M.I. Ignatenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Technology of Road Construction Materials and Chemistry

(m_ignatenko@ukr.net)

Yu.S. Kalyuzhnaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ecology (uskalmikova@gmail.com)

I.V. Graivoronskaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metrology and Life Safety (inna_gra@ukr.net)

V.I. Larin, Dr. Sci. (Chem.), Professor, Director of the Chemistry Research Institute (ndichem@karazin.ua)

Received January 20, 2020

Revised June 23, 2020

Accepted July 20, 2020

УДК 539.4:548.4:621.77:669.539.382:669.17

МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ*

Сарычев В.Д.¹, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (sarychev_vd@mail.ru)

Невский С.А.¹, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)

Кормышев В.Е.¹, к.т.н., инженер кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (8923923000@mail.ru)

Юрьев А.А.², к.т.н., менеджер по управлению продуктами и ресурсами (Ant-yurev@yandex.ru)

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Космическое шоссе, 16)

Аннотация. Разработана математическая модель и предложен механизм формирования наноразмерных структурно-фазовых состояний на мере рельсовой стали при длительной эксплуатации. Считается, что при интенсивных пластических деформациях материал ведет себя подобно вязкой несжимаемой жидкости. Для учета скольжения колеса относительно рельса предлагается модель в виде двухслойной жидкости, верхний слой которой скользит с определенной скоростью относительно первой. В этом случае развивается неустойчивость Кельвина-Гельмгольца. Для каждого слоя записаны уравнения Навье-Стокса, кинематические и динамические граничные условия. Решение полученной системы в виде нормальных мод возмущений проведено исходя из предположения о вязко-потенциальном течении материала. В этом приближении считается, что эффекты вязкости имеют место только на границе раздела слоев. Выведено дисперсионное уравнение. Это уравнение проанализировано с помощью графического представления функций, входящих в аналитическое решение. Установлен диапазон характеристик материала и параметров внешнего воздействия (скорость движения слоя), при которых наблюдаются два максимума в зависимости скорости роста возмущений от волнового числа. Первый максимум (гидродинамический) обусловлен движением слоев относительно друг друга, второй связан с эффектами вязкости жидкости. Получены приближенные формулы зависимости скорости роста возмущений от волнового числа. Найдены условия для реализации только одного максимума. Вязкостно обусловленный максимум при скоростях скольжения порядка 1 м/с может находиться в наноразмерном диапазоне длин волн. Полагая, что белый слой в рельсах при длительной эксплуатации формируется главным образом из-за действия интенсивных пластических деформаций, считаем, что полученные результаты детализируют механизм формирования белых слоев в рельсах при длительной эксплуатации.

Ключевые слова: структура, рельсовая сталь, белый слой, длительная эксплуатация, неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, скорость роста, вязкость, скорость скольжения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-699-706

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности движения железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов [1], в поверхностных слоях которых при длительной эксплуатации формируются повреждения. Это может являться причиной изъятия рельсов. Уже при сравнительно небольшом (100 – 500 млн т) пропущенном тоннаже в поверхностных слоях рельсов формируются наноразмерные структурно-фазовые со-

стояния с размером зерен в несколько десятков нанометров [2 – 6] и даже образуется аморфный «белый» слой [7 – 10]. Этот «белый слой» способен приводить к образованию трещин после его хрупкого разрушения из-за высокой твердости. Анализ этого процесса уделяется самое пристальное внимание в Японии [11], Нидерландах [12], Австралии [13], Великобритании [14]. Среди различных механизмов формирования таких слоев [9, 10, 15] особое внимание уделяется роли интенсивной пластической [1, 10] или мегапластической деформации [16]. Формирующиеся при сверхвысоких пластических деформациях, реализуемых при длительной эксплуатации рельсов, структурно-фазовые состояния трудно предсказуемы. К сожалению, подавляющее большинство авторов, исследующих влияние сверх-

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 19-32-60001 Перспектива.

высоких пластических деформаций [17] и длительной эксплуатации рельсов [18–20], ограничивается изучением конечных структур и свойств, не анализируя физических процессов, протекающих при гигантских степенях пластического течения [16]. Естественно, что специалисты по моделированию не могли обойти своим вниманием крайне сложные и многофакторные вопросы природы формирования поверхностных слоев с необычными свойствами [21, 22]. Как показывают результаты работ [23, 24], нанокристаллические материалы деформируются по механизму зернограничного проскальзывания и ведут себя так, как если бы обладали ньютоновской вязкостью. Внутри зон интенсивного пластического сдвига существуют поверхности тангенциального разрыва скорости [25].

С точки зрения гидродинамики на таких поверхностях имеет место абсолютная неустойчивость поверхностей раздела, так называемая неустойчивость Кельвина-Гельмгольца (НКГ), развитие которой приводит к формированию ячеек кристаллизации с размером, пропорциональным длинам волн максимального роста. Возникновением и развитием НКГ объясняется образование наноструктур при воздействии на поверхность концентрированных потоков энергии [26, 27] и в условиях интенсивной пластической деформации [28, 29]. В работе [27] численно исследовано дисперсионное уравнение, полученное в приближении вязко-потенциальной модели [30]. В работе [29] получены приближенные выражения для волновых чисел максимального роста для двухмодовой зависимости скорости роста от волнового числа. Первый максимум обусловлен гидродинамическим режимом, который реализуется при отсутствии вязкости, а при учете вязкости ее роль незначительна. Второй максимум обусловлен вязкостью, а его волновое число может соответствовать наноразмерному диапазону длин волн; таким образом, вязкость генерирует определенные упорядоченные состояния. Ранее подобная ситуация была описана в работе [31] при численном анализе трансцендентного дисперсионного уравнения, но выводы носят качественный характер. Двойственная роль вязкости НКГ анализируется в работе [32].

Целью настоящей работы является создание математической модели образования наноструктур в рельсовой стали при длительной эксплуатации.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассмотрим устойчивость плоского стационарного течения двухслойной несжимаемой жидкости. Выберем направление оси x вдоль границы раздела между слоями, ось y перпендикулярна оси x и направлена в сторону второго слоя (рис. 1). Первый слой ($-\infty < x < \infty$; $-h < y < \eta(x, t)$, где η – возмущение поверхности раздела; h – толщина нижнего слоя) занимает вязкая неподвижная жидкость с вязкостью ν_1 и плотностью ρ_1 .

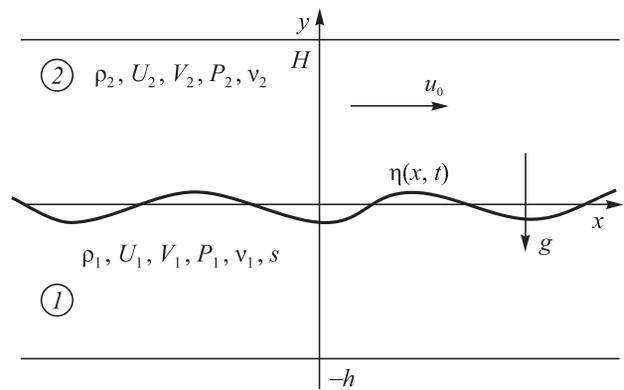


Рис. 1. К постановке задачи об образовании наноструктур по механизму неустойчивости Кельвина-Гельмгольца

Fig. 1. To formulation of the problem of nanostructures formation according to the Kelvin-Helmholtz instability mechanism

Второй слой ($-\infty < x < \infty$; $\eta(x, t) < y < H$, где H – толщина верхнего слоя) занимает жидкость с вязкостью ν_2 и плотностью ρ_2 , которая движется с постоянной скоростью u_0 , направленной вдоль оси x . Ускорение g направлено в сторону, противоположную оси y . Уравнения движения имеют вид:

– для первого слоя

$$\begin{aligned} \frac{\partial U_1}{\partial t} + U_1 \frac{\partial U_1}{\partial x} + V_1 \frac{\partial U_1}{\partial y} &= \\ &= -\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial P_1}{\partial x} + \nu_1 \left(\frac{\partial^2 U_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U_1}{\partial y^2} \right); \\ \frac{\partial V_1}{\partial t} + U_1 \frac{\partial V_1}{\partial x} + V_1 \frac{\partial V_1}{\partial y} &= \\ &= -\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial P_1}{\partial y} + \nu_1 \left(\frac{\partial^2 V_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 V_1}{\partial y^2} \right) - g; \\ \frac{\partial U_1}{\partial x} + \frac{\partial V_1}{\partial y} &= 0; \end{aligned} \quad (1)$$

– для второго слоя

$$\begin{aligned} \frac{\partial U_2}{\partial t} + U_2 \frac{\partial U_2}{\partial x} + V_2 \frac{\partial U_2}{\partial y} &= \\ &= -\frac{1}{\rho_2} \frac{\partial P_2}{\partial x} + \nu_2 \left(\frac{\partial^2 U_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U_2}{\partial y^2} \right); \\ \frac{\partial V_2}{\partial t} + U_2 \frac{\partial V_2}{\partial x} + V_2 \frac{\partial V_2}{\partial y} &= \\ &= -\frac{1}{\rho_2} \frac{\partial P_2}{\partial y} + \nu_2 \left(\frac{\partial^2 V_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 V_2}{\partial y^2} \right) - g; \\ \frac{\partial U_2}{\partial x} + \frac{\partial V_2}{\partial y} &= 0, \end{aligned} \quad (2)$$

где U_n, V_n – компоненты вектора скорости; P_n – давление; $n = 1, 2$ – номера слоев.

Кинематические граничные условия имеют вид:

$$\begin{aligned} y = H: V_2 = 0; \quad y = -h: V_1 = 0; \\ y = 0: \frac{\partial \eta}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \eta}{\partial x} = V_2; \quad \frac{\partial \eta}{\partial t} = V_1. \end{aligned} \quad (3)$$

Условия равенства нормальных и касательных напряжений на границе раздела слоев 1 и 2 будут иметь вид:

$$\begin{aligned} \sigma_{1n} - \sigma_{2n} = \sigma_0 K = 0; \\ \tau_1 = \tau_2, \end{aligned} \quad (4)$$

где σ_0 – межфазное поверхностное натяжение; $K \approx \eta_{xx}$ – кривизна линии раздела;

$$\begin{aligned} \sigma_{1n} = -P_1 + 2\rho_1 v_1 \frac{\partial V_1}{\partial y}; \quad \sigma_{2n} = -P_2 + 2\rho_2 v_2 \frac{\partial V_2}{\partial y}; \\ \tau_1 = \rho_1 v_1 \left(\frac{\partial U_1}{\partial y} + \frac{\partial V_1}{\partial x} \right); \quad \tau_2 = \rho_2 v_2 \left(\frac{\partial U_2}{\partial y} + \frac{\partial V_2}{\partial x} \right). \end{aligned}$$

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для получения дисперсионного уравнения применим вязко-потенциальное приближение [30]. Суть заключается в том, что эффекты, связанные с вязкостью материала, имеют место только вблизи поверхности раздела слоев. В этом случае компоненты скорости можно представить в виде:

$$U_1 = \frac{\partial \Phi_1}{\partial x}; \quad V_1 = \frac{\partial \Phi_1}{\partial y}; \quad U_2 = \frac{\partial \Phi_2}{\partial x}; \quad V_2 = \frac{\partial \Phi_2}{\partial y}, \quad (5)$$

где Φ – потенциал скорости.

Подстановка значений (5) в уравнения (1) и (2) приводит их к следующему виду:

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \Phi_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Phi_1}{\partial y^2} = 0; \quad \frac{\partial^2 \Phi_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Phi_2}{\partial y^2} = 0; \\ \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial \Phi_1}{\partial t} + \frac{P_1}{\rho_1} + \frac{1}{2} |\nabla \Phi_1|^2 + gy \right) = 0; \\ \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial \Phi_2}{\partial t} + \frac{P_2}{\rho_2} + \frac{1}{2} |\nabla \Phi_2|^2 + gy \right) = 0. \end{aligned} \quad (6)$$

Кинематические граничные условия с учетом выражений (5) примут вид:

$$\begin{aligned} y = H: \frac{\partial \Phi_2}{\partial y} = 0; \quad y = -h: \frac{\partial \Phi_1}{\partial y} = 0; \\ y = 0: \frac{\partial \eta}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{\partial \Phi_2}{\partial y}; \quad \frac{\partial \eta}{\partial t} = \frac{\partial \Phi_1}{\partial y}. \end{aligned} \quad (7)$$

В рамках вязко-потенциального приближения динамические граничные условия (4) примут вид:

$$\begin{aligned} \rho_1 \left(\frac{\partial \Phi_1}{\partial t} + g\eta \right) + 2\rho_1 v_1 \frac{\partial^2 \Phi_1}{\partial y^2} - \\ - \rho_2 \left(\frac{\partial \Phi_2}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \Phi_2}{\partial x} + g\eta \right) - 2\rho_2 v_2 \frac{\partial^2 \Phi_2}{\partial y^2} - \sigma \frac{\partial^2 \eta}{\partial x^2} = 0. \end{aligned} \quad (8)$$

Для линеаризации уравнений (6) – (8) представим потенциалы скорости в следующем виде:

$$\Phi_1 = \beta \varphi_1; \quad \Phi_2 = u_0 y + \beta \varphi_2; \quad \Theta = \beta \eta, \quad (9)$$

где β – малый параметр.

Подстановка выражения (9) в зависимости (6) – (8) дает следующее:

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \varphi_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \varphi_1}{\partial y^2} = 0; \quad \frac{\partial^2 \varphi_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \varphi_2}{\partial y^2} = 0; \\ y = H: \frac{\partial \varphi_2}{\partial y} = 0; \quad y = -h: \frac{\partial \varphi_1}{\partial y} = 0; \\ y = 0: \frac{\partial \Theta}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \Theta}{\partial x} = \frac{\partial \varphi_2}{\partial y}; \quad \frac{\partial \Theta}{\partial t} = \frac{\partial \varphi_1}{\partial y}; \\ \rho_1 \left(\frac{\partial \varphi_1}{\partial t} + g\eta \right) + 2\rho_1 v_1 \frac{\partial^2 \varphi_1}{\partial y^2} - \\ - \rho_2 \left(\frac{\partial \varphi_2}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \varphi_2}{\partial x} + g\eta \right) - \\ - 2\rho_2 v_2 \frac{\partial^2 \varphi_2}{\partial y^2} - \sigma_0 \frac{\partial^2 \Theta}{\partial x^2} = 0. \end{aligned} \quad (10)$$

Таким образом, поставленная математическая задача состоит в определении потенциалов φ_1 и φ_2 , удовлетворяющих уравнениям Лапласа и граничным условиям (10). Решение уравнений Лапласа, удовлетворяющее этим условиям, можно записать в виде:

$$\begin{aligned} \varphi_1 = A_1 \exp(\omega t - ikx) \cosh [k(y + h)]; \\ \varphi_2 = A_2 \exp(\omega t - ikx) \cosh [k(y - H)]; \\ \Theta = B \exp(\omega t - ikx), \end{aligned} \quad (11)$$

где k – волновое число; $\omega = \alpha + i\Omega$; α – скорость роста возмущений; Ω – циклическая частота.

Подстановка выражений (11) в уравнения (10) даст систему алгебраических уравнений для A_1, A_2, B . Определитель этой системы будет являться дисперсионным уравнением:

$$\begin{aligned} (R_1 + R_2) \omega^2 + 2\omega [iR_2 u_0 k + (R_1 v_1 + R_2 v_2) k^2] - \\ - gk [R_1 \tanh(kh) - R_2 \tanh(kH)] + \\ + u_0 (-2iR_2 v_2 k^3) - R_2 k^2 u_0^2 + \sigma k^3, \end{aligned} \quad (12)$$

где $R_1 = \rho_1 \coth(kh)$; $R_2 = \rho_2 \coth(kH)$.

Рассмотрим случай, когда $v_2 = 0, g = 0, h \rightarrow \infty$. Тогда выражение (12) примет вид:

$$(R_1 + R_2)\omega^2 + 2(v_1 k R_1 + i R_2 u_0)k\omega - k^2(R_2 u_0^2 - k\sigma) = 0$$

или

$$\omega^2 + 2\omega(a + ib) - c = 0, \tag{13}$$

где

$$a = a_0 k^2; b = b_0 k; c = \frac{1 + \mu}{\mu} (b_0 k)^2 - c_0 k^3;$$

$$a_0 = \frac{v_1}{1 + \mu}; b_0 = \frac{\mu u_0}{1 + \mu}; \mu = \frac{\rho_2}{\rho_1} \coth(kH);$$

$$c_0 = \frac{\sigma_0}{(1 + \mu)\rho_1}.$$

Решение уравнения (13) имеет вид:

$$\alpha = \sqrt{\frac{F + \sqrt{F^2 + 4a^2 b^2}}{2}} - a;$$

$$\Omega = \sqrt{\frac{-F + \sqrt{F^2 + 4a^2 b^2}}{2}} - b, \tag{14}$$

где $F = a^2 - b^2 + c$.

Запишем выражение (14) в безразмерных переменных:

$$\bar{\alpha} = x \sqrt{\frac{f(x) + \sqrt{f(x)^2 + g(x)^2}}{2}} - \sqrt{\varepsilon} x^2;$$

$$\bar{\Omega} = x \sqrt{\frac{-f(x) + \sqrt{f(x)^2 + g(x)^2}}{2}} - \sqrt{\mu} x;$$

$$\bar{\alpha} = \frac{\alpha}{\alpha_0}; \bar{\Omega} = \frac{\Omega}{\alpha_0}; x = \frac{k}{k_0}; \tag{15}$$

$$f(x) = \varepsilon x^2 - x + 1; g(x) = 2\sqrt{\varepsilon \mu} x;$$

$$\alpha_0 = \frac{\rho_1 u_0^3 \mu^{3/2}}{(1 + \mu)^2 \sigma_0}; \varepsilon = \mu \left[\frac{v_1 u_0 \rho_1}{(1 + \mu) \sigma_0} \right]^2;$$

$$k_0 = \frac{\mu \rho_1 u_0^2}{(1 + \mu) \sigma_0}.$$

Формулы (15) дают аналитические зависимости скорости роста возмущений и частоты от волнового числа, однако они громоздки. Для получения физических следствий найдем приближенные выражения. Важную роль в процессе их нахождения играют соотношения между функциями $f(x) = \varepsilon x^2 - x + 1, |f(x)|, g(x) = 2\sqrt{\varepsilon \mu} x$. Эти функции представлены на рис. 2. В первом случае прямая, заданная уравнением $g(x)$, может пересекать графики функций $f(x)$ и $|f(x)|$ в четырех точках: M_1, P_1, M_2 и P_2 ; во втором случае прямая выше $|f(x)|$ и пересе-

кает только параболу $f(x)$ в точках M_1 и P_2 . Абсциссы этих точек и нули функции $f(x)$ при $\varepsilon \ll 1$ можно представить в следующем виде:

$$x_{M_1} = 1 - 2\sqrt{\varepsilon \mu}; x_1 = 1; x_{P_1} = 1 + 2\sqrt{\varepsilon \mu};$$

$$x_{M_2} = \frac{1}{\varepsilon} - 2\sqrt{\frac{\mu}{\varepsilon}}; x_2 = \frac{1}{\varepsilon}; x_{P_2} = \frac{1}{\varepsilon} + 2\sqrt{\frac{\mu}{\varepsilon}}. \tag{16}$$

Заметим, что $\bar{\alpha}(x_0) = 0$ при $x_0 = \mu + 1$ – это отсекающее волновое число, так как при $0 \leq x \leq x_0$ скорость роста удовлетворяет условию $\bar{\alpha}(x) \geq 0$, что означает реализацию неустойчивости в этом интервале.

Для первого случая область аргумента разбивается на два интервала, где зависимость скорости роста от волнового числа имеет следующий вид:

– при $0 < x < x_{M_1}$

$$\bar{\alpha}_1 \approx x \left(\sqrt{\varepsilon x^2 - x + 1 + \frac{2\varepsilon \mu x^2}{\varepsilon x^2 - x + 1}} - \sqrt{\varepsilon} x \right);$$

$$x_{m1} = \frac{2}{3} - \frac{8}{27} \sqrt{3\varepsilon},$$

– при $x_{P_1} < x < x_{M_2}$

$$\bar{\alpha}_2 \approx \sqrt{\varepsilon} x^2 \left(\sqrt{\frac{\mu}{x - 1 - \varepsilon x^2}} - 1 \right);$$

$$x_{m2} = \frac{9}{16} \mu.$$

$$\tag{17}$$

При $\varepsilon \approx 0$ первое уравнение (17) преобразуется к виду $\bar{\alpha} = x\sqrt{1-x}$ и соответствует случаю, когда вязкость равна нулю. Здесь появляется отсекающее волновое число $x = 1$ и явно находится значение $x_m = 2/3$, при котором скорость роста достигает максимума. Если $\varepsilon \neq 0$, то

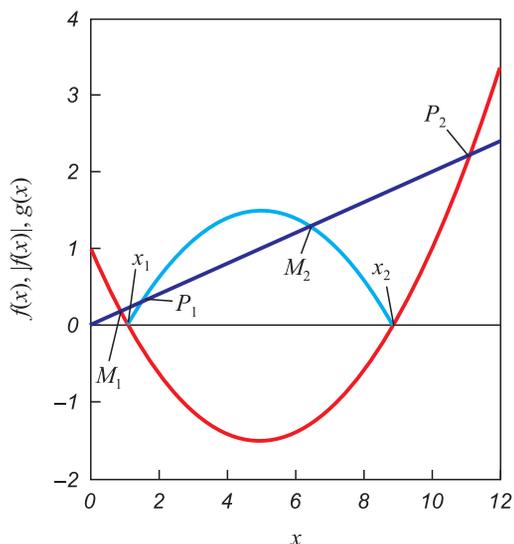


Рис. 2. Соотношения между функциями $f(x), |f(x)|, g(x)$

Fig. 2. Relationship between the functions $f(x), |f(x)|, g(x)$

максимальное значение скорости роста $\bar{\alpha}_1$ достигается при $x_{m1} = \frac{2}{3} - \frac{8}{27}\sqrt{3\varepsilon}$. Отсюда следует, что вязкость не играет большой роли в развитии неустойчивости Кельвина-Гельмгольца в рассматриваемом интервале волновых чисел. В работе [33] отмечалось, что вязкость в развитии этой неустойчивости вообще не играет существенной роли. Однако это не так, и это подтверждает анализ второго уравнения (17). Если $\varepsilon \neq 0$, то зависимость скорости роста $\bar{\alpha}_2$ от x может иметь одну или две критические точки при различных значениях ε (рис. 3).

Для второго случая, когда прямая $g(x)$ пересекает параболу в двух точках M_1 и P_2 (пересечения $g(x)$ с $|f(x)|$ нет), возможны два варианта:

1 – при условии, когда $0 < x < x_{M_1}$, выполняются неравенства $f(x) > 0, f(x) > g(x)$. Тогда зависимость декремента от волнового числа совпадает с первым уравнением (17);

2 – при условии, когда $x_{M_1} < x < x_{P_1}$, выполняется неравенство $g(x) > |f(x)|$. Тогда приближенная зависимость декремента от волнового числа имеет вид:

$$\bar{\alpha} \approx x \left[\sqrt{\frac{g}{2}} \left(1 + \frac{f}{2g} + \frac{f^2}{4g^2} \right) - \sqrt{\varepsilon x} \right]. \quad (18)$$

Наиболее простое приближение выражения (18) имеет вид:

$$\bar{\alpha} \approx x \left(\sqrt{\frac{g}{2}} - \sqrt{\varepsilon x} \right) = x \left(\sqrt{\sqrt{\varepsilon \mu} x} - \sqrt{\varepsilon x} \right); \quad (19)$$

$$x_{m3} = \frac{9}{16} \sqrt{\frac{\mu}{\varepsilon}}.$$

На рис. 3 представлены зависимости безразмерной скорости роста (15) при различных значениях ε и μ . Видно, что при $\varepsilon = 10^{-3}$ и $\mu = 10$ данная зависимость имеет два максимума (рис. 3, а).

Уменьшение значения ε до 10^{-7} приводит к практически полному исчезновению второго максимума. Это означает, что при малых значениях вязкости преобладающим является механизм относительного движения слоев (рис. 3, б). При значении $\varepsilon = 10^{-2}$ первый максимум не наблюдается, что позволяет сделать вывод о том, что максимум скорости роста обусловлен эффектами вязкости.

Приближенные оценки волнового числа, на которое приходится максимум скорости роста (рис. 4), при $\varepsilon = 10^{-3}$ и $\mu = 10$ согласно выражению (17) составляют

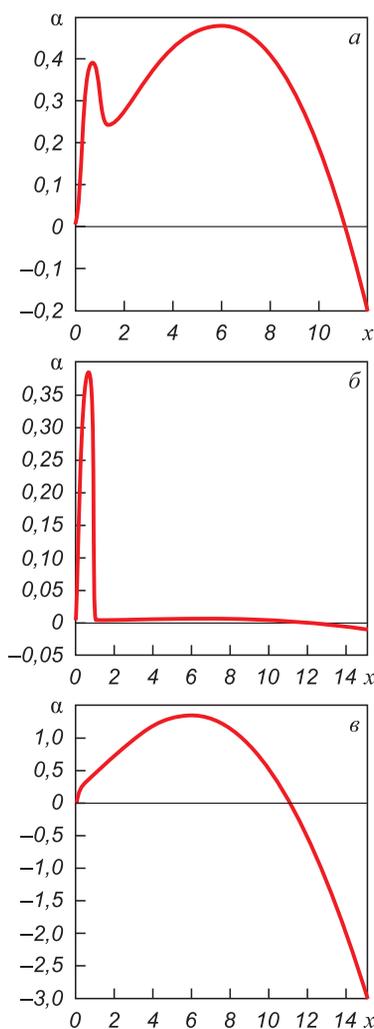


Рис. 3. Зависимость безразмерной скорости роста от безразмерного волнового числа:

а – $\varepsilon = 10^{-3}$ и $\mu = 10$; б – $\varepsilon = 10^{-7}$ и $\mu = 10$; в – $\varepsilon = 10^{-2}$ и $\mu = 10$

Fig. 3. Dependence of dimensionless growth rate on dimensionless wave number:

а – $\varepsilon = 10^{-3}$ and $\mu = 10$; б – $\varepsilon = 10^{-7}$ and $\mu = 10$; в – $\varepsilon = 10^{-2}$ and $\mu = 10$

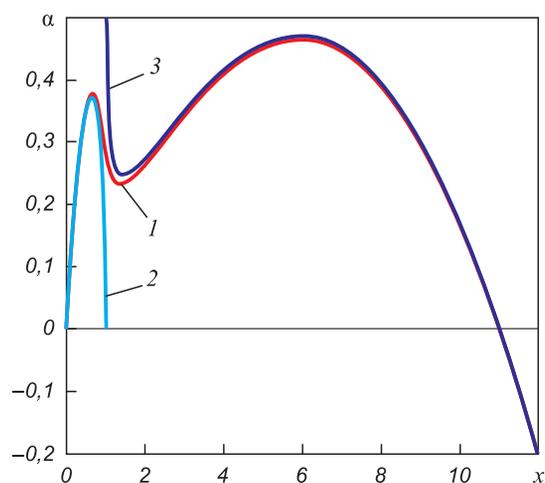


Рис. 4. Зависимость безразмерной скорости роста от безразмерного волнового числа:

1 – вычисленная по первому уравнению системы (15); 2 – вычисленная по первому уравнению системы (17); 3 – вычисленная по второму уравнению системы (17)

Fig. 4. Dependence of dimensionless growth rate on dimensionless wave number:

1 – calculated by the first equation of system (15); 2 – calculated by the first equation of system (17); 3 – calculated by the second equation of system (17)

$x_{m1} \approx 0,651$ и $x_{m2} \approx 5,883$, а согласно зависимости (15) – $x_{m1} \approx 0,677$ и $x_{m2} \approx 5,888$. Это позволяет сделать вывод об адекватности представленных приближений. Сравнение зависимостей (15) и приближений (17) показало, что они дают адекватную оценку волнового числа, на которое приходится максимум скорости роста возмущений.

Выводы

Предложен механизм формирования поверхностных наноструктурных состояний при относительном движении двух слоев, основанный на развитии неустойчивости Кельвина-Гельмгольца в наноразмерном диапазоне длин волн. Выведено дисперсионное уравнение для двух вязких конечных слоев в приближении вязко-потенциальной жидкости или коротких волн. Для зависимости скорости роста от волнового числа и параметров задачи получено аналитическое выражение, которое является сложным для выявления физических следствий. Проведен асимптотический теоретический анализ зависимостей скорости роста от волнового числа, который показал, что возможны три варианта развития неустойчивости. В первом варианте имеется только один максимум, который реализуется в отсутствии вязкости, а при ненулевой вязкости волновое число максимального роста слабо зависит от вязкости. Для реализации такого варианта в наноразмерном диапазоне длин волн скорости относительного движения должны достигать нескольких километров в секунду. Во втором варианте зависимость скорости роста от волнового числа так же имеет один максимум, но при отсутствии вязкости этот максимум исчезает, то есть вязкость способствует генерации ячеек кристаллизации. В этом случае наноразмер ячеек может быть достигнут при скорости скольжения слоев порядка нескольких метров в секунду. В третьем варианте существуют два максимума, природа первого соответствует гидродинамическому режиму, а второй обусловлен вязкостью. Для волновых чисел максимального роста получены приближенные выражения, которые применяются для расчета скорости скольжения слоев. Полученные результаты могут быть использованы для моделирования формирования «белых» слоев в рельсах при длительной эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации / В.Е. Громов, О.А. Перегудов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, А.А. Юрьев. – Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 164 с.
2. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // *Steel Tech.* 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
3. Ivanisenko Yu., MacLaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe-C composite // *Acta Materialia.* 2006. Vol. 54. No. 6. P. 1659 – 1669.
4. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanavaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work

- hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A.* 2013. Vol. 581. P. 81 – 89.
5. Baumann G., Fecht H.J., Liebelt S. Formation of white-etching layers on rail treads // *Wear.* 1996. Vol. 191. No. 1-2. P. 133 – 140.
6. Österle R., Pyzalla A., Wang L.W. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction // *Materials Science and Engineering: A.* 2001. Vol. 303. P. 150 – 157.
7. Wild E., Wang L., Hasse B., Wroblewski T., Goerigk G., Pyzalla A. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation // *Wear.* 2003. Vol. 254. No. 9. P. 876 – 883.
8. Zhang H.W., Ohsaki S., Mitao S., Ohnuma M., Hono K. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail // *Materials Science and Engineering: A.* 2006. Vol. 421. P. 191 – 199.
9. Takahashi J., Kawakami K., Ueda, M. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface // *Acta Materialia.* 2010. Vol. 58. No. 10. P. 3602 – 3612.
10. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks // *Materials Science and Engineering: A.* 2001. Vol. 303. No. 1-2. P. 197 – 208.
11. Ishida M. Rolling contact fatigue (RCF) defects of rails in Japanese railways and its mitigation strategies // *Electronic Journal of Structural Engineering.* 2013. Vol. 13. No. 1. P. 67 – 74.
12. Steenbergen M., Dollevoet R. On the mechanism of squat formation on train rails – Part I: Origination // *International Journal of Fatigue.* 2013. Vol. 47. P. 361 – 372.
13. Pal S., Valente C., Daniel W., Farjo M. Metallurgical and physical understanding of rail squat initiation and propagation // *Wear.* 2012. Vol. 284-285. P. 30 – 42.
14. Clayton P. Tribological aspects of wheel-rail contact: A review of recent experimental research // *Wear.* 1996. Vol. 191. P. 170 – 183.
15. Wang L., Pyzalla A., Stadlbauer W., Werner E.A. Microstructure features on rolling surfaces of railway rails subjected to heavy loading // *Materials Science and Engineering: A.* 2003. Vol. 359. No. 1-2. P. 31 – 43.
16. Глезер А.М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации // *Известия РАН. Серия физическая.* 2007. Т. 71. № 12. С. 1767 – 1776.
17. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Имаев Р.М. Деформационные методы наноструктурирования материалов: предпосылки, история, настоящее и перспективы // *Изв. вуз. Физика.* 2008. Т. 51. № 5. С. 47 – 59.
18. Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregudov O.A., Kononov S.V., Ivanov Y.F., Glezer A.M., Semin A.P. Physical nature of surface structure degradation in long term operated rails // *Key Engineering Materials, AIP Conference Proceeding.* 2017. No. 1909. P. 020066-1 – 020066-4.
19. Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kononov S.V., Semin A.P., Sundeev R.V. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation // *Materials Letters.* 2017. Vol. 209. P. 224 – 227.
20. Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // *Изв. вуз. Черная металлургия.* 2017. Т. 60. № 10. С. 826 – 830.
21. Zerbst U., Schodel M., Heyder R. Damage tolerance investigation on rails // *Engineering Fracture Mechanics.* 2009. Vol. 76. No. 17. P. 2637 – 2653.
22. Zerbst U., Lunden R., Edel K.-O., Smith R.A. Introduction to the damage tolerance behavior on railway rails – A review // *Engineering Fracture Mechanics.* 2009. Vol. 76. No. 17. P. 2563 – 2601.
23. Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. Одномерная модель неоднородного сдвига при трении скольжения // *Физическая мезомеханика.* 2012. Т. 15. № 4. С. 103 – 108.

24. Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев А.В., Горбатенко В.В. Анализ микроскопических полей деформации при трении скольжении // Изв. вуз. Физика. 2013. Т. 56. № 7-2. С. 350 – 355.
25. Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. Неоднородность деформации и сдвиговая неустойчивость материала при трении // Изв. вуз. Физика. 2011. № 11-3. С. 215 – 220.
26. Сарычев В.Д., Вашук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. Образование наноразмерных структур в металлах при воздействии импульсных плазменных струй электрического взрыва // Письма в журнал технической физики. 2010. Т. 36. № 14. С. 41 – 48.
27. Грановский А.Ю., Сарычев В.Д., Громов В.Е. Модель формирования внутренних нанослоев при сдвиговых течениях материалов // Журнал технической физики. 2013. Т. 83. № 10. С. 155 – 158.
28. Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е. Модель образования наноструктур в рельсовой стали при интенсивной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 6. С. 25 – 29.
29. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin-Helmholtz instability for short waves // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1783. No. 1. Article 020198.
30. Funada T., Joseph D.D. Viscous potential flow analysis of Kelvin-Helmholtz instability in a channel // Journal of Fluid Mechanics. 2001. Vol. 445. P. 263 – 283.
31. Li X., Tankin R.S. On the temporal instability of a two-dimensional viscous liquid sheet // Journal of Fluid Mechanics. 1991. Vol. 226. P. 425 – 443.
32. Dasgupta D., Nath S., Bhanja D. A study on dual role of viscosity on the stability of a viscous planar liquid sheet surrounded by inviscid gas streams of equal velocities, and prediction of resulting droplet distribution using maximum entropy formulation // Physics of Fluids. 2019. Vol. 31. No. 7. Article 74103.
33. Ширяева С.О., Григорьев А.И., Суханов С.А. О роли вязкости жидкости в реализации неустойчивости Кельвина-Гельмгольца // Электронная обработка материалов. 2013. Т. 49. № 5. С. 56 – 61.

Поступила в редакцию 10 октября 2019 г.

После доработки 24 октября 2019 г.

Принята к публикации 24 апреля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 9, pp. 699–706.

MODEL OF NANOSTRUCTURAL LAYERS FORMATION AT LONG-TERM OPERATION OF RAILS

V.D. Sarychev¹, S.A. Nevskii¹, V.E. Kormyshev¹,
A.A. Yur'ev², V.E. Gromov¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

² JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

Abstract. A mathematical model was developed and a mechanism was proposed for the formation of nanoscale structural-phase states on the example of rail steel at long-term operation. It was believed that during intense plastic deformations, the material behaves like a viscous incompressible fluid. In order to take into account the sliding of the wheel relative to the rail, a two-layer fluid model was proposed, the top layer of which slides at a certain speed relative to the first. In this case, the Kelvin-Helmholtz instability develops. For each layer, we have written the Navier-Stokes equations and kinematic and dynamic boundary conditions. Solution of the obtained system in the form of normal perturbation modes was carried out on the basis of assumption of the viscous-potential material flow. In this approximation, it was believed that viscosity effects occur only at the layer interface. A dispersion equation was derived, which was analyzed using a graphical representation of the functions included in the analytical solution. A range of characteristics of the material and parameters of the external influence (the velocity of the layer) was established, at which two peaks are observed in dependence of disturbances growth rate on the wave number. The first (hydrodynamic) maximum is due to the motion of the layers relative to each other; the second is associated with the effects of fluid viscosity. Approximate formulas were obtained for dependence of the growth rate of perturbations on the wave number. Conditions for realization of only one maximum were found. The viscously determined maximum at slip velocities of the order of 1 m/s can be in the nanoscale wavelength range. Assuming that the white layer in the rails during long-term operation is formed mainly due to the action of intense plastic deformations, we believe that the obtained results detail the mechanism of white layers formation in the rails in this case.

Keywords: structure, rail steel, white layer, long-term operation, Kelvin-Helmholtz instability, growth rate, viscosity, sliding speed.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-699-706

REFERENCES

- Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Yur'ev A.A. *Evolutsiya strukturno-fazovykh sostoyanii metalla rel'sov pri dlitel'noi ekspluatatsii* [Evolution of structural-phase states of rails metal during long-term operation]. Novokuznetsk: ITS SibGIU; Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2017, 164 p. (In Russ.).
- Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel Tech.* 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
- Ivanisenko Yu., MacLaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Materialia.* 2006, vol. 54, no. 6, pp. 1659–1669.
- Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanava L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A.* 2013, vol. 581, pp. 81–89.
- Baumann G., Fecht H.J., Liebelt S. Formation of white-etching layers on rail treads. *Wear.* 1996, vol. 191, no. 1-2, pp. 133–140.
- Österle R., Pyzalla A., Wang L.W. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering: A.* 2001, vol. 303, pp. 150–157.
- Wild E., Wang L., Hasse B., Wroblewski T., Goerigk G., Pyzalla A. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation. *Wear.* 2003, vol. 254, no. 9, pp. 876–883.
- Zhang H.W., Ohsaki S., Mitao S., Ohnuma M., Hono K. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail. *Materials Science and Engineering: A.* 2006, vol. 421, pp. 191–199.
- Takahashi J., Kawakami K., Ueda M. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface. *Acta Materialia.* 2010, vol. 58, no. 10, pp. 3602–3612.
- Lojowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks. *Materials Science and Engineering: A.* 2001, vol. 303, no. 1-2, pp. 197–208.
- Ishida M. Rolling contact fatigue (RCF) defects of rails in Japanese railways and its mitigation strategies. *Electronic Journal of Structural Engineering.* 2013, vol. 13, no. 1, pp. 67–74.

12. Steenbergen M., Dollevoet R. On the mechanism of squat formation on train rails – Part I: Origination. *International Journal of Fatigue*. 2013, vol. 47, pp. 361–372.
13. Pal S., Valente C., Daniel W., Farjoo M. Metallurgical and physical understanding of rail squat initiation and propagation. *Wear*. 2012, vol. 284–285, pp. 30–42.
14. Clayton P. Tribological aspects of wheel-rail contact: A review of recent experimental research. *Wear*. 1996, vol. 191, pp. 170–183.
15. Wang L., Pyzalla A., Stadlbauer W., Werner E.A. Microstructure features on rolling surfaces of railway rails subjected to heavy loading. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, vol. 359, no. 1–2, pp. 31–43.
16. Glezer A.M. On the nature of ultrahigh plastic (Megaplastic) strain. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2007, vol. 71, no. 12, pp. 1722–1730.
17. Mulyukov R.R., Nazarov A.A., Imaev R.M. Deformation methods of materials nanostructuring: prerequisites, history, present situation and prospects. *Izv. vuz. Fizika*. 2008, vol. 51, no. 5, pp. 47–59. (In Russ.).
18. Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregudov O.A., Konovalov S.V., Ivanov Y.F., Glezer A.M., Semin A.P. Physical nature of surface structure degradation in long term operated rails. *Key Engineering Materials, AIP Conference Proceedings*. 2017, no. 1909, pp. 020066-1–020066-4.
19. Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Konovalov S.V., Semin A.P., Sundeev R.V. Defect substructure change in 100-m differentially hardened rails in long-term operation. *Materials Letters*. 2017, vol. 209, pp. 224–227.
20. Yur'ev A.A., Gromov V.E., Morozov K.V., Peregudov O.A. Changes in structure and phase composition of the surface of differentially hardened 100-meter rails in operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 10, pp. 826–830. (In Russ.).
21. Zerbst U., Schodel M., Heyder R. Damage tolerance investigation on rails. *Engineering Fracture Mechanics*. 2009, vol. 76, no. 17, pp. 2637–2653.
22. Zerbst U., Lunden R., Edel K.-O., Smith R.A. Introduction to the damage tolerance behavior on railway rails – A review. *Engineering Fracture Mechanics*. 2009, vol. 76, no. 17, pp. 2563–2601.
23. Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev A.V. One-dimensional model of inhomogeneous shear in sliding. *Physical Mesomechanics*. 2012, vol. 15, no. 5–6, pp. 337–341.
24. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev A.V., Gorbatenko V.V. Analysis of microscopic strain fields at sliding friction. *Izv. vuz. Fizika*. 2013, vol. 56, no. 7–2, pp. 350–355. (In Russ.).
25. Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev A.V. Deformation inhomogeneity and shear instability of material during friction. *Izv. vuz. Fizika*. 2011, no. 11–3, pp. 215–220. (In Russ.).
26. Sarychev V.D., Vashchuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Nanosized structure formation in metals under the action of pulsed electric-explosion-induced plasma jets. *Technical Physics Letters*. 2010, vol. 36, no. 7, pp. 656–659.
27. Granovskii A.Yu., Sarychev V.D., Gromov V.E. Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material. *Technical Physics*. 2013, vol. 58, no. 10, pp. 1544–1547.
28. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Gromov V.E. Model of nanostructures formation in rail steel under intense plastic deformation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2016, no. 6, pp. 25–29. (In Russ.).
29. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin-Helmholtz instability for short waves. *AIP Conference Proceedings*. 2016, vol. 1783, no. 1, article 020198.
30. Funada T., Joseph D.D. Viscous potential flow analysis of Kelvin-Helmholtz instability in a channel. *Journal of Fluid Mechanics*. 2001, vol. 445, pp. 263–283.
31. Li X., Tankin R.S. On the temporal instability of a two-dimensional viscous liquid sheet. *Journal of Fluid Mechanics*. 1991, vol. 226, pp. 425–443.
32. Dasgupta D., Nath S., Bhanja D. A study on dual role of viscosity on the stability of a viscous planar liquid sheet surrounded by inviscid gas streams of equal velocities, and prediction of resulting droplet distribution using maximum entropy formulation. *Physics of Fluids*. 2019, vol. 31, no. 7, article 74103.
33. Shiryaeva S.O., Grigor'ev A.I., Sukhanov S.A. On the role of fluid viscosity in realization of the Kelvin-Helmholtz instability. *Elektronnaya obrabotka materialov*. 2013, vol. 49, no. 5, pp. 56–61. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by the grant of RFBR No. 19-32-60001 Perspektiva.

Information about the authors:

V.D. Sarychev, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (sarychev_vd@mail.ru)
S.A. Nevskii, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (nevskiy_sa@physics.sibsib.ru)
V.E. Kormyshev, *Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (89239230000@mail.ru)
A.A. Yur'ev, *Cand. Sci. (Eng.), Manager of Product and Resource Management* (Ant-yurev@yandex.ru)
V.E. Gromov, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (gromov@physics.sibsib.ru)

Received October 10, 2019
 Revised October 24, 2019
 Accepted April 24, 2019

УДК 621.791.92

СТРУКТУРА БЫСТРОРЕЖУЩЕГО СПЛАВА ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ В СРЕДЕ АЗОТА И ТЕРМООБРАБОТКИ*

*Малушин Н.Н.*¹, к.т.н, доцент, старший научный сотрудник (nmalushin@mail.ru)
*Романов Д.А.*¹, д.т.н, доцент, главный научный сотрудник (romanov_da@physics.sibsiu.ru)
*Ковалев А.П.*², начальник углеобогатительной фабрики (da_rom@live.ru)
*Будовских Е.А.*¹, д.т.н, доцент, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (budovskikh@mail.ru)
*Chen Xi-zhang*³, PhD, Professor (chenxizhang@wzu.edu.cn)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

³ College of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University Institute
of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing
(Wenzhou, 325024, China)

Аннотация. Исследовано влияние плазменной наплавки и последующего высокотемпературного отпуска на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных покрытий из хромовольфрамовой стали высокой твердости типа стали P18, дополнительно легированной алюминием и азотом (0,86 % С; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N). В качестве основного металла использовали сталь 30ХГСА с высокими механическими свойствами. Особенностью проведенной наплавки явилось применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева, а также термического цикла наплавки. Цикл наплавки состоял из трех основных стадий: первая стадия наплавки обеспечивала ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращала рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур; вторая стадия – нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии; третья стадия – получение наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин. Методом растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа исследованы морфология поверхности и элементный состав покрытий в двух состояниях: непосредственно после наплавки; в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска. Установлено, что в первом случае основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит сложного состава и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена переменного состава (Fe_4W_2N , $FeWN_2$ и Fe_4W_2C). Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и, возможно, фаза AlN. Высокотемпературный отпуск приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, количественному изменению элементного состава и равномерному распределению легирующих элементов по объему материала. Показано, что предложенный способ плазменной наплавки с высокотемпературным отпуском обеспечивает все основные требования к поверхности рабочих валков холодной прокатки, что подтверждают результаты испытаний партии наплавленных валков.

Ключевые слова: наплавка, хромовольфрамовый наплавленный металл, растровая электронная микроскопия, морфология поверхности, элементный состав, термический цикл наплавки, структура, фазовый состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-707-715

ВВЕДЕНИЕ

Основными требованиями, предъявляемыми к материалам поверхностных слоев деталей машин и инструментов горно-металлургического оборудования, которые работают в условиях абразивного изнашивания (например, рабочих и опорных прокатных валков), являются высокая и равномерная твердость, теплостой-

кость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность [1 – 3]. Материал поверхностного слоя должен обеспечивать стойкость против образования трещин [4], выкрошек и других поверхностных дефектов [5], высокое качество поверхности после обработки, высокие механические свойства [6]. Достижению этих свойств способствует применение современных методов моделирования [7 – 9]. Кроме того, технология изготовления и металл должны обеспечивать оптимальное распределение и минимальную величину остаточных напряжений [10] по всему сечению валка после закалки и отпуска (необходим плавный переход от закаленного слоя к внутренней области валка), отсутствие

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8, а также исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

металлургических дефектов и загрязнений [11] (грубых неметаллических включений) в стали, флоконов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки, крупноиглового мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры, а также дефектов механической обработки [12 – 14]. Твердость по всей площади бочки валков должна быть одинаковой. Наружная поверхность валков должна быть гладкой и чистой, без острых кромок и дефектов, видимых невооруженным глазом.

В Сибирском государственном индустриальном университете разработаны способы изготовления деталей горно-металлургического оборудования, которые включают плазменную наплавку теплостойкими сталями высокой твердости [15]. Для предотвращения образования холодных трещин, характерных для данного класса сталей, предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности») [15]. Особенностью предлагаемых способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 230 \div 280 \text{ }^\circ\text{C}$) и термического цикла наплавки, состоящего из трех основных стадий [15]. Первая стадия термического цикла обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур, может быть реализована путем применения высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с температурой $T_{\text{под}} = M_{\text{н}} + (50 \div 100) \text{ }^\circ\text{C}$. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения температуры $T_{\text{под}}$ ниже температуры $M_{\text{н}}$. При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации при мартенситном или бейнитном превращении. Такой термический цикл позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низкими остаточными напряжениями и обеспечивает высокую и равномерную твердость наплавленного металла после трех-четырёхкратного высокотемпературного отпуска при температуре $560 - 580 \text{ }^\circ\text{C}$ [15]. Эффективным методом создания покрытий с высокой износостойкостью является электровзрывное напыление [16]. Для создания зеркально гладкой поверхности электровзрывных покрытий и устранения поверхностных дефектов используется электронно-пучковая обработка [17].

Целью настоящей работы является исследование морфологии поверхности и элементного состава поверхности деталей, сформированной плазменной наплавкой хромовольфрамовым металлом высокой твер-

дости типа стали P18, дополнительно легированной алюминием и азотом после высокотемпературного отпуска.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали влияние способа изготовления (плазменная наплавка с высокотемпературным отпуском) на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных хромовольфрамовых сталей типа стали P18, дополнительно легированной алюминием и азотом. Использовали сталь следующего химического состава: 0,86 % C; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N; остальное – железо. В качестве основного металла использовали сталь 30ХГСА, обладающую комплексом высоких механических свойств. Сталь 30ХГСА содержит от 0,28 до 0,34 % углерода, от 0,9 до 1,2 % кремния, от 0,8 до 1,1 % марганца, не более 0,3 % никеля, не больше 0,025 % серы, менее 0,025 % фосфора, от 0,8 до 1,1 % хрома и менее 0,3 % меди.

Наплавку заготовки осуществляли на установке для плазменной наплавки тел вращения [15]. Валки наплавливали плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Плазменную наплавку осуществляли по термическому циклу, описанному в работе [4]. Заготовку с припусками под наплавку 5 – 10 мм на сторону устанавливали в центре наплавочной установки, проводили предварительный подогрев до температуры $230 \text{ }^\circ\text{C}$, включали охлаждение шеек валка с расходом холодной воды до 2 л/мин. После завершения подготовительных операций проводили наплавку 5 – 6 слоев. Режим наплавки: сварочный ток $I_{\text{св}} = 150 \div 160 \text{ А}$, напряжение на дуге $U_{\text{д}} = 50 \div 55 \text{ В}$, скорость наплавки $v_{\text{н}} = 18 \text{ м/ч}$, скорость подачи порошковой проволоки $v_{\text{п.пр}} = 60 \text{ м/ч}$, смещение с зенита 10 – 12 мм, длина дуги $l_{\text{д}} = 20 \text{ мм}$, расход защитного газа (азота) $Q_{\text{защ}} = 20 \div 22 \text{ л/мин}$, расход плазмообразующего газа (аргона) $Q_{\text{плазм}} = 6 \div 8 \text{ л/мин}$, диаметр проволоки 3,7 мм. После окончания наплавки заготовку охлаждали на воздухе. Режим наплавки обеспечивал скорость охлаждения наплавленного металла $15 - 20 \text{ }^\circ\text{C/с}$ в интервале температур перлитного превращения $750 - 860 \text{ }^\circ\text{C}$ и замедленное охлаждение со скоростью $0,10 - 0,08 \text{ }^\circ\text{C/с}$ при температурах бейнитного превращения $400 - 200 \text{ }^\circ\text{C}$. Дефекты наплавки при визуальном осмотре валков не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное.

Образцы вырезали на станке электроискровой резки из верхних слоев наплавленного металла. Половину образцов подвергали термической обработке, режимы которой в случае наплавленных образцов выбирали по рекомендациям для близких по составу кованых сталей P18 (температура нагрева $580 \text{ }^\circ\text{C}$, время выдержки 1 ч, число отпусков 4) [15].

Исследование полученных образцов проводили в двух состояниях: 1 – образец непосредственно в состоянии после наплавки; 2 – образец в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска. Для исследований образцы разрезали на электроискровом станке в керосине на несколько частей. Затем образцы механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, после чего электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. Для электрополировки образцов из сталей использовали электролит состава $80 \text{ мл } \text{H}_3\text{PO}_4 + 6 \text{ г } \text{Cr}_2\text{O}_3 + 14 \text{ мл } \text{H}_2\text{O}$. Электрополировку всех типов подложек проводили при напряжении на электродах 10 – 70 В. Травление поверхности образцов проводили в 2 %-ном растворе азотной кислоты.

Анализ поверхности образцов проводили на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA 3 LMH, оснащенный приставкой X-Act ADD (Oxford Instruments Standard AZtec Energy). Все исследования проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ при увеличениях 500, 1000, 2000 и при необходимости 5000 крат. Состав определяли локально в отдельных частицах и в режиме картирования ЭДС (распределение элементов по площади образца; интенсивностью свечения обозначается наличие и количество присутствующего элемента).

Для анализа элементного состава применяется рентгеноспектральный анализ, в котором детектируется характеристическое рентгеновское излучение вещества, возникающее при облучении поверхности образца электронами. В настоящей работе использовали энергодисперсионный детектор. Исследования методом растровой электронной микроскопии проводили по определенной схеме поверхностей исследования: 1 – поверхность; 2 – центральная часть наплавленного металла; 3 и 4 – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны основного металла.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структурно-фазовое состояние наплавленного металла и прилегающего объема основного материала изучали методом РЭМ, исследования проводили на травленных шлифах в четырех местах. На рис. 1 показаны изображения травленных шлифов после плазменной наплавки без термообработки. Как видно, кристаллизация наплавленного материала приводит к формированию структуры, которую по морфологическому признаку в любом из четырех исследованных участков можно условно разделить на несколько характерных областей, отличающихся формой, размерами и расположением ферритных и перлитных зерен. На рис. 1, а (поверхность) наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. Основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит, который

представляет собой карбид железа Fe_3C и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена переменного состава $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{N}$, FeWN_2 и $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Так как наплавленная сталь имеет большое количество легирующих элементов, то, по всей видимости, цементит имеет сложный состав типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$. Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и, возможно, фаза AlN . Другие три части образца (центральная часть наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки, зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны основного металла) существенно не отличаются от морфологии поверхности первого образца. Надо отметить, что в этих образцах ориентированность дендритной структуры менее выражена.

Что касается образца после плазменной наплавки и высокотемпературного отпуска, то здесь картина несколько другая (рис. 2). Ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Видны более четкие границы перлитных зерен. Количество зерен сложного цементита в стыках зерен и по их границам существенно меньше. Видны следы выпадения цементита (черные образования по границам перлитных зерен). Во-первых, возможно их выкрашивание при высокотемпературном отпуске и, во-вторых, при распаде сложных карбидов возможно их растворение и образование твердых растворов или других фаз в материале матрицы. Об этом более точно можно судить по параметру кристаллической решетки материала при исследовании методом рентгеноструктурного анализа.

Интересно отметить, что на материале стыка со стороны металла просматриваются иглы, по структуре напоминающие мартенсит. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в первом образце с наплавкой (поверхность) присутствующие элементы, такие как углерод, азот, алюминий, кремний, ванадий, хром, железо, молибден, распределены равномерно по поверхности материала (рис. 3). И только вольфрам четко повторяет рисунок цементита по границам и стыкам зерен. Это подтверждает предположение о наличии сложного состава цементита типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}, \text{W})_3\text{C}$, что характерно для всех образцов этой серии. Количество легирующих добавок хрома, молибдена, ванадия, алюминия, азота, определенных методом МРСА, колеблется около значения для исходной стали P18Ю для всех образцов этой серии (рис. 3). И только количество вольфрама уменьшается по мере удаления от наплавленной поверхности примерно от 20 до 7 % (ат.).

После наплавки и последующего высокотемпературного отпуска картина несколько другая. Здесь равномерное распределение имеют практически все легирующие добавки, в том числе и вольфрам. Вероятно, вольфрам в результате высокотемпературного отжига перераспределился по объему материала. Проведенные исследования показали, что в наплавленном металле отсутствуют поверхностные дефекты, дефекты

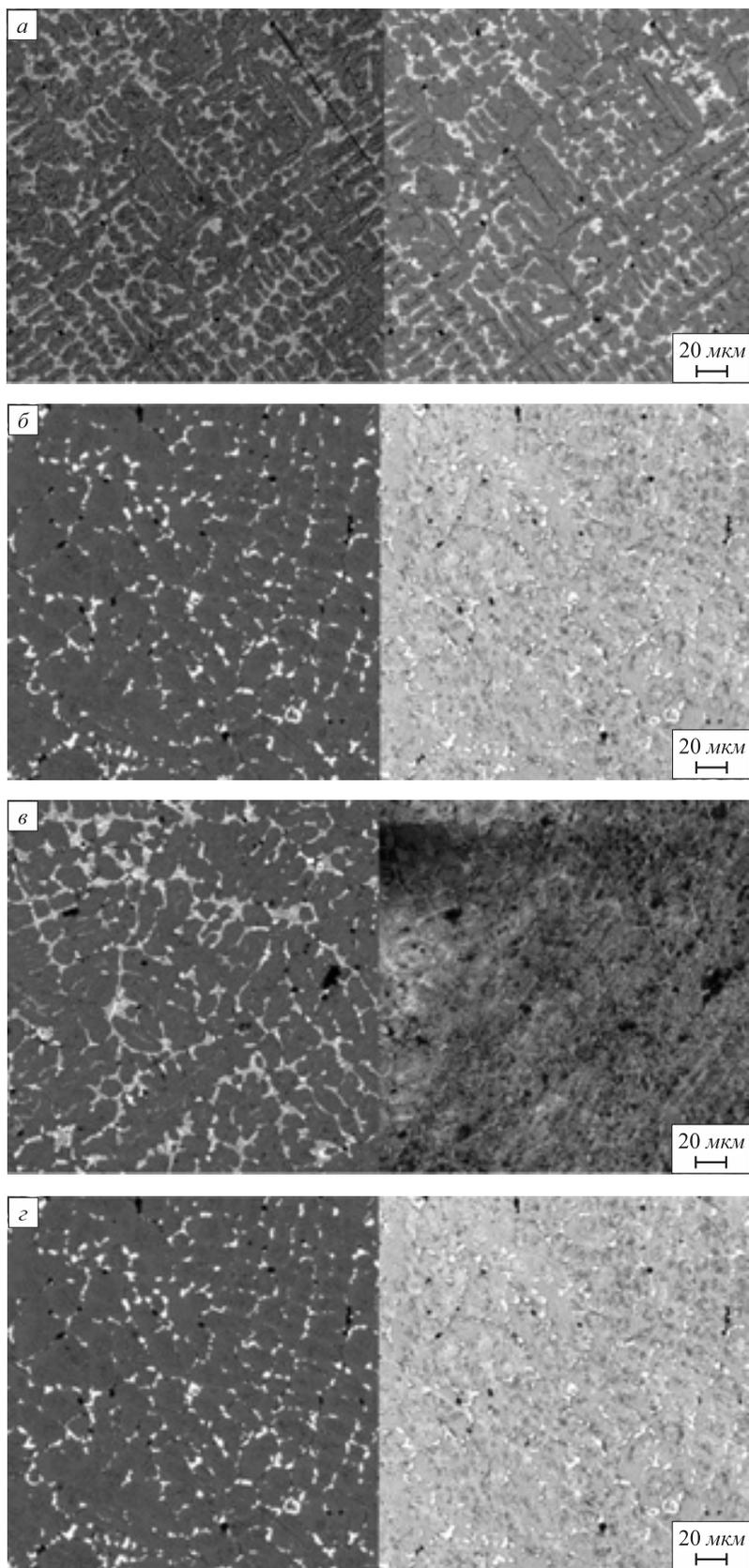


Рис. 1. Морфология поверхности образца стали 30ХГСА с наплавленным металлом типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом:
a – поверхность; *б* – центральная часть наплавки; *в* и *г* – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны металла

Fig. 1. Surface morphology of a sample of 30KhGSA steel with deposited metal such as R18 steel, additionally alloyed by aluminum and nitrogen:
a – surface; *б* – central part of the surfacing; *в* and *г* – fusion zone of base metal with weld on the surfacing side and with weld metal

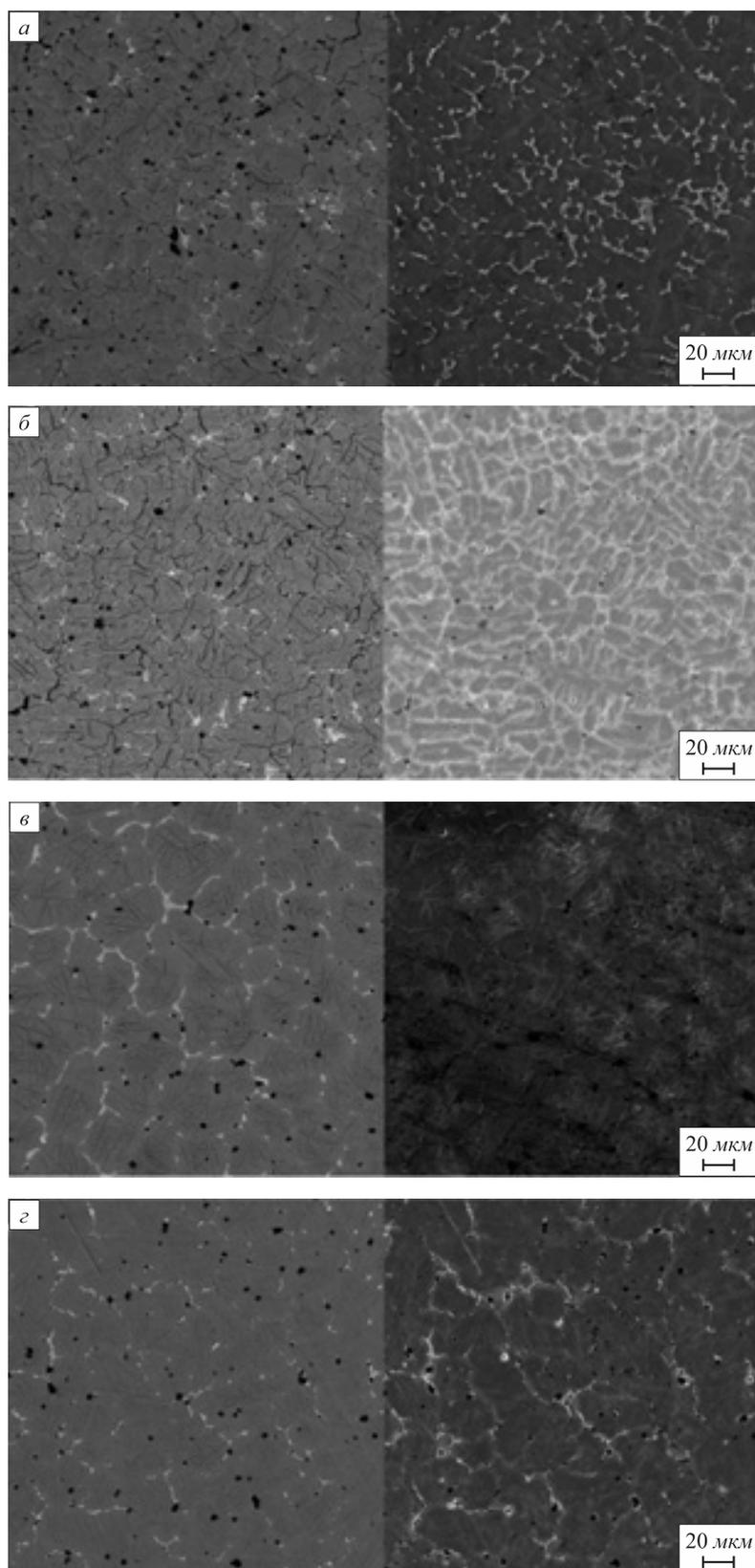


Рис. 2. Морфология поверхности образца стали 30ХГСА с наплавленным металлом типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом, после высокотемпературного отпуска:
a – поверхность; *б* – центральная часть наплавки; *в* и *г* – зона сплавления основного металла с наплавленным со стороны наплавки и со стороны металла

Fig. 2. Surface morphology of a sample of 30KhGSA steel with deposited metal such as R18 steel, additionally alloyed by aluminum and nitrogen with high-temperature tempering:
a – surface; *б* – central part of the surfacing; *в* and *г* – fusion zone of base metal with weld on the surfacing side and with weld metal

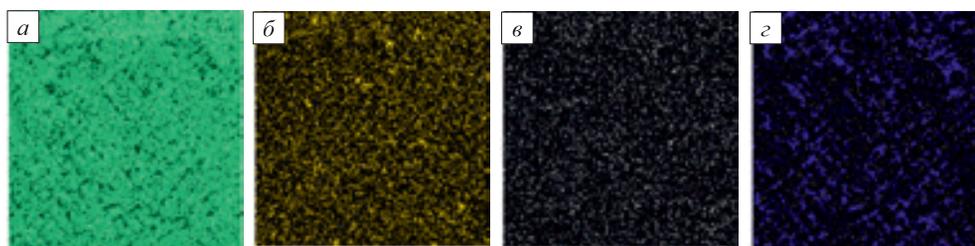


Рис. 3. Распределение элементов в характеристическом излучении Fe (K_α), Cr (K_α), Mo (L_α), W (M_α) (a – z)

Fig. 3. Distribution of elements in the characteristic radiation of Fe (K_α), Cr (K_α), Mo (L_α), W (M_α) (a – z)

в наплавленном металле и в зоне сплавления основного металла с наплавленным, а также дефекты макро- и микроструктуры, обеспечено равномерное распределение легирующих элементов.

Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа P18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (25 – 30 %), карбонитридов (до 10 %) и остаточного аустенита (60 – 65 %) [15]. Получение такой структуры наплавленного металла обеспечивается плазменной наплавкой с низкотемпературным подогревом. Сохранению в наплавленном металле большого количества остаточного аустенита способствует кратковременная выдержка в процессе наплавки при температуре вблизи температуры начала мартенситного превращения M_n , что связано с эффектом стабилизации переохлажденного аустенита.

В быстрорежущих сталях возможно образование карбидов типа Me_6C , $Me_{23}C_6$, Me_2C , MeC , а в сталях, содержащих азот, также нитридов и карбонитридов. По ранее полученным результатам [18] рентгеноструктурного анализа установлено, что основной составляющей анодного осадка является фаза, изоморфная карбиду Me_6C . В анодном осадке присутствуют также в малом количестве $Me_{23}C_6$ и следы Me_2C . Содержание $Me_{23}C_6$ в наплавленных термически необработанных сталях несколько больше, чем в закаленных. Съёмку со шлифов проводили на установке ДРОН – 2,0. Использовали FeK_α -излучение. Образцы перед съёмкой шлифовали и подвергали полированию в электролите, содержащем 1000 мл ледяной уксусной кислоты и 50 мл хлорной кислоты (плотность 1,6 г/мл), при плотности тока 0,4 – 0,8 А/см² и напряжении 40 – 60 В. Продолжительность электролиза составляла 25 – 30 с. Параметры кристаллических решеток рассчитывали по положению пиков (110) для мартенсита, (111) для аустенита, (511) для карбонитрида $Me_6(CN)$. Количество структурных составляющих определяли по интенсивности аналитических пиков.

Пониженную твердость наплавленной стали P18 после наплавки можно объяснить системой легирования. Более высокое по сравнению с коваными сталями содержание углерода, а также хрома, наличие азота, пониженное содержание ванадия увеличивают количе-

ство остаточного аустенита в закаленной наплавленной стали. Твердость наплавленных сталей P18, не подвергавшихся термической обработке, на 6 – 8 HRC единиц меньше, а содержание остаточного аустенита примерно на 20 % больше, чем у термически обработанных. По-видимому, замедленное охлаждение наплавленного металла в интервале температур мартенситного превращения приводит к стабилизации аустенита. Косвенно о распределении основных легирующих элементов между ($\alpha + \gamma$)-твердым раствором и карбонитридной фазой можно судить по изменению параметра решетки карбонитрида $Me_6(CN)$. Параметр решетки карбонитрида в сталях, не подвергавшихся термической обработке, меньше, чем в закаленных, что свидетельствует о большом содержании вольфрама (молибдена) в карбонитриде закаленных сталей. Из результатов физико-химического анализа видно, что карбонитридная фаза закаленных сталей содержит большее количество вольфрама (молибдена), чем у сталей, не прошедших термическую обработку. Соответственно, содержание хрома и железа в карбонитридной фазе этих сталей после закалки незначительно уменьшилось. В нетермообработанных сталях для α -железа параметр a кристаллической решетки изменяется в пределах от 2,868 до 2,885 Å, величина D изменяется в пределах от 25 до 50 нм, а величина соотношения $\frac{\Delta d}{d \cdot 10^{-3}}$ – в пределах от 3,3 до 5,0. Для термообработанных сталей для α -железа параметр a кристаллической решетки изменяется в пределах от 2,869 до 2,887 Å, D – в пределах от 90 до 100 нм, а $\frac{\Delta d}{d \cdot 10^{-3}}$ – в пределах от 1,7 до 3,5.

Различие содержания элементов в карбонитридной фазе термически необработанных сталей, подвергнутых наплавке, можно объяснить тем, что при наплавке быстрорежущих сталей происходит насыщение карбонитрида $Me_6(CN)$ вольфрамом (молибденом). Это снижает растворимость карбонитрида при последующем нагреве под закалку, что увеличивает количество вольфрама (молибдена) в карбонитридной фазе закаленных сталей.

Повышенное содержание хрома и железа в этой фазе термически необработанных сталей определяется также несколько большим количеством карбида (карбони-

трида) $Me_{23}C_6$. Можно предположить, что при наплавке в результате термоциклического воздействия дуги происходит выделение небольшого количества $Me_{23}C_6$. Наличие более легированного вольфрамом (молибденом) твердого раствора у наплавленных сталей можно объяснить также тем, что при наплавке присадочный металл в дуге нагревается до температур, значительно превышающих температуры закалки быстрорежущих сталей. Следовательно, при указанных выше скоростях охлаждения твердый раствор наплавленных сталей получается более легированным вольфрамом (молибденом), чем термически обработанных. В этом случае теплостойкость и вторичная твердость наплавленных быстрорежущих сталей должны превышать теплостойкость и вторичную твердость термически обработанного металла. Наплавленные быстрорежущие стали типа P18, не подвергавшиеся термической обработке, содержат повышенное количество остаточного аустенита, имеют более легированный ($\alpha + \gamma$)-твердый раствор и пониженную твердость по сравнению с наплавленными, термически обработанными сталями. Повышенное количество остаточного аустенита и более высокую легированность твердого раствора наплавленных сталей можно объяснить ускоренным охлаждением металла с температур, превышающих оптимальные температуры закалки быстрорежущих сталей, и замедленным охлаждением в интервале мартенситного превращения. Твердость после высокотемпературного отпуска наплавленных быстрорежущих сталей получается равной или несколько выше твердости закаленных и термически обработанных сталей [15, 18]. Полученные результаты хорошо согласуются с результатами других авторов [19 – 21]. Причиной повышения твердости является формирование высокопрочных и высокомодульных фаз.

Были изготовлены опытно-промышленные партии деталей (валки стана 6/100×315, стана 425, валки для проката керамической пленки, детали валковых дробилок и др.) путем плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота порошковыми проволоками типа ПП-Р18Ю. Дефекты наплавки при визуальном осмотре деталей не обнаружены. Качество наплавленной поверхности (рис. 4) удовлетворительное. Твер-

дость наплавленного металла составляет 54 – 58 HRC. Для увеличения твердости и износостойкости проводили четырехкратный по 1 ч отпуск при 580 °С, твердость активного слоя наплавленных деталей при этом возросла до 62 – 64 HRC. После отпуска проводили окончательную механическую обработку (шлифовку) валков холодной прокатки, к рабочей поверхности которых предъявляются высокие требования. Детали типа валов, роторов, молотков дробилок аглодомного оборудования можно эксплуатировать сразу в состоянии после наплавки.

Выводы

Методом растровой электронной микроскопии проведены исследования морфологии поверхности и элементного состава стали 30ХГСА, наплавленной хромовольфрамовым металлом типа стали P18, легированной алюминием и азотом. Установлено, что в наплавленном металле основными фазами являются твердый раствор α -Fe и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена и алюминия. Высокотемпературный отпуск наплавленного материала приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, изменению количественного элементного состава и равномерному распределению химических элементов по объему материала. Равномерное распределение имеют практически все легирующие элементы. Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре быстрорежущей стали типа P18 в закаленном состоянии. Твердость является важнейшим свойством быстрорежущих сталей, характеризующим напряженное состояние, близкое к неравномерному сжатию. С увеличением твердости возрастает износостойкость. Кроме того, при высокой твердости улучшается чистота поверхности самого инструмента, получаемая при шлифовании и доводке, уменьшается налипание металла на его поверхность. При повышении твердости улучшается чистота поверхности металла, обрабатываемого резанием: шероховатость поверхности уменьшается на один класс при повышении твердости режущей части от 62 – 63 HRC до 67 – 68 HRC.

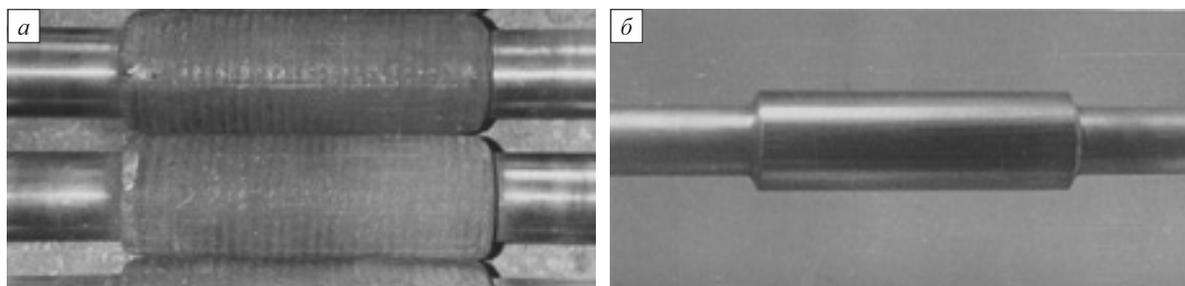


Рис. 4. Наплавленные валки после наплавки (а) и после механической обработки (б)

Fig. 4. Deposited rolls after surfacing (a) and after machining (b)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ottoni M., Dias P., Xavier L.H. A circular approach to the e-waste valorization through urban mining in Rio de Janeiro, Brazil // *Journal of Cleaner Production*. 2020. Vol. 261. Article 120990.
2. Lin J., Ding X., Qu D., Li H. Non-intrusive load monitoring and decomposition method based on decision tree // *Journal of Mathematics in Industry*. 2020. Vol. 10. No. 1. Article 1.
3. Arendt R., Muhl M., Bach V., Finkbeiner M. Criticality assessment of abiotic resource use for Europe – application of the SCARCE method // *Resources Policy*. 2020. Vol. 67. Article 101650.
4. To T., Jensen L.R., Smedskjaer M.M. On the relation between fracture toughness and crack resistance in oxide glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020. Vol. 534. No. 4. Article 119946.
5. Yang H., Cheng J., Liu Z., Liu Q., Zhao L., Wang J., Chen M. Dynamic behavior modeling of laser-induced damage initiated by surface defects on KDP crystals under nanosecond laser irradiation // *Scientific Reports*. 2020. Vol. 10. Article 500.
6. Wang Q., Cao J., Liu X., Yang S., Jiang M. Self-healing coatings for inhibiting corrosion of ferrous metals exposed to preservative-treated bamboo // *Journal of Wood Science*. 2020. Vol. 66. Article 18.
7. Nevskii S., Sarychev V., Kononov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 1. P. 539 – 550.
8. Sarychev V., Nevskii S., Kononov S., Granovskii A., Gromov V. Disintegration mechanism of second phase particles under electron beams // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. Article 106556.
9. Li B. 3D FEM modelling for stress simulation and experimental investigation of dual-gradient coating using PVD // *Int. Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*. 2016. Vol. 107. No. 4. P. 300 – 308.
10. Androulidakis C., Koukaras E.N., Paterakis G., Trakakis G., Galiotis C. Tunable macroscale structural superlubricity in two-layer graphene via strain engineering // *Nature Communications*. 2020. Vol. 11. Article 1595.
11. Prasad Mahto R., Pal S.K. Friction stir welding of dissimilar materials: an investigation of microstructure and nano-indentation study // *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Vol. 55. P. 103 – 118.
12. Valluzzi L.G., Valluzzi M.G., Darriba G.N., Meyer M., Damon-L.C. Surfactant and dopant addition effect on optical and structural properties of ZnSe (Te) nanostructured semiconductors // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 829. Article 154488.
13. Kavashima L.H., Neto V.G., Bastos N.A., Fortulan C.A., Borges A.F.S., Pintão C.A.F., Foschini C.R. Measuring the static and dynamic elastic modulus in Y-TZP ceramic applied to dentistry // *Journal of Testing and Evaluation*. 2020. Vol. 48. No. 4. P. 3024 – 3034.
14. Wu P., Jia Q., He J., Lu L., Chen L., Zhu J., Peng C., He M., Xiong J., Zhu W., Li H. Mechanical exfoliation of boron carbide: a metal-free catalyst for aerobic oxidative desulfurization in fuel // *Journal of Hazardous Materials*. 2020. Vol. 391. Article 122183.
15. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплоустойчивыми сталями высокой твердости. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.
16. Romanov D.A. Improving die tooling properties by spraying TiC–Ti–Al and TiB₂–Ti–Al electro-explosive coatings // *Materials Research Express*. 2020. Vol. 7. Article 045010.
17. Romanov D.A., Moskovskii S.V., Sosnin K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Bataev V.A. Effect of electron-beam processing on structure of electroexplosive electroerosion resistant coatings of CuO–Ag system // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. No. 8. Article 085077.
18. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Бащенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплоустойчивого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском // *Изв. вуз. Физика*. 2019. Т. 62. № 10. С. 106 – 111.
19. Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effects of Zn powder on alloying during friction surfacing of Al–Mg alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 818. Article 152823.
20. Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effect of non-isothermal aging on microstructure and mechanical properties of friction surfaced AA5083-15 wt % Zn composites // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 384. Article 125307.
21. Shi Z.P., Wang Z.B., Wang J.Q., Qiao Y.X., Chen H.N., Xiong T.Y., Zheng Y.G. Effect of Ni interlayer on cavitation erosion resistance of NiTi cladding by tungsten inert gas (TIG) surfacing process // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2020. Vol. 33. No. 3. P. 415 – 424.

Поступила в редакцию 15 мая 2020 г.
 После доработки 26 июня 2020 г.
 Принята к публикации 29 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 9, pp. 707–715.

STRUCTURE OF HIGH-SPEED ALLOY AFTER PLASMA SURFACING
 IN NITROGEN AND HEAT TREATMENT

*N.N. Malushin*¹, *D.A. Romanov*¹, *A.P. Kovalev*², *E.A. Budovskikh*¹, *Chen Xi-zhang*³

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

²JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

³College of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou, China

Abstract. The authors have studied the effect of plasma surfacing and subsequent high-temperature tempering on surface morphology and elemental composition of deposited coatings of high hardness chrome tungsten steel, such as R18, additionally alloyed with aluminum and nitrogen (0.86 % C; 4.84 % Cr; 17.0 % W; 5.40 % Mo; 0.50 % V; 0.65 % Al; 0.06 % N). 30KhGSA steel, which has a complex of high

mechanical properties, is used as the base metal. Specific feature of the surfacing was low-temperature preliminary and concurrent heating, as well as thermal deposition cycle, consisting of three main stages. At the first stage with limited heating time and increased cooling rate at high temperatures, grain growth and decomposition of austenite was prevented with formation of equilibrium low-strength structures. At the second stage deposited metal stayed in austenitic state. At the third one, the deposited metal with low tendency to crack has been obtained. Using the method of scanning electron microscopy and X-ray spectral microanalysis, surface morphology and elemental composition of the coatings were studied in two states: immediately after surfacing and in state after surfacing and high-temperature tempering. It has been established that in the first case, the main part of material surface is pearlite grains. At the joints and along grain boundaries, cementite of complex composition and compounds based on iron, tungsten and molybdenum, of variable composition (Fe₄W₂N, FeWN₂ and Fe₄W₂C) are located. Solid solutions based on aluminum and, possibly, the AlN

phase also present. High temperature tempering leads to hardness increase, change in shape and size of grains, quantitative change in elemental composition, and uniform distribution of alloying elements over the volume of material. The proposed method of plasma surfacing with high temperature tempering provides all the basic requirements for the surface of working rolls of cold rolling, which is confirmed by test results of the batch of deposited rolls.

Keywords: deposition, chromium tungsten deposited metal, scanning electron microscopy, surface morphology, elemental composition, thermal deposition cycle, structure, phase composition.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-707-715

REFERENCES

- Ottoni M., Dias P., Xavier L.H. A circular approach to the e-waste valorization through urban mining in Rio de Janeiro, Brazil. *Journal of Cleaner Production*. 2020, vol. 261, article 120990.
- Lin J., Ding X., Qu D., Li H. Non-intrusive load monitoring and decomposition method based on decision tree. *Journal of Mathematics in Industry*. 2020, vol. 10, no. 1, article 1.
- Arendt R., Muhl M., Bach V., Finkbeiner M. Criticality assessment of abiotic resource use for Europe – application of the SCARCE method. *Resources Policy*. 2020, vol. 67, article 101650.
- To T., Jensen L.R., Smedskjaer M.M. On the relation between fracture toughness and crack resistance in oxide glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020, vol. 534, no. 4, article 119946.
- Yang H., Cheng J., Liu Z., Liu Q., Zhao L., Wang J., Chen M. Dynamic behavior modeling of laser-induced damage initiated by surface defects on KDP crystals under nanosecond laser irradiation. *Scientific Reports*. 2020, vol. 10, article 500.
- Wang Q., Cao J., Liu X., Yang S., Jiang M. Self-healing coatings for inhibiting corrosion of ferrous metals exposed to preservative-treated bamboo. *Journal of Wood Science*. 2020, vol. 66, article 18.
- Nevskii S., Sarychev V., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 1, pp. 539–550.
- Sarychev V., Nevskii S., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Disintegration mechanism of second phase particles under electron beams. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, article 106556.
- Li B. 3D FEM modelling for stress simulation and experimental investigation of dual-gradient coating using PVD. *Int. Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*. 2016, vol. 107, no. 4, pp. 300–308.
- Androulidakis C., Koukaras E.N., Paterakis G., Trakakis G., Galiotis C. Tunable macroscale structural superlubricity in two-layer graphene via strain engineering. *Nature Communications*. 2020, vol. 11, article 1595.
- Prasad Mahto R., Pal S.K. Friction stir welding of dissimilar materials: An investigation of microstructure and nano-indentation study. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020, vol. 55, pp. 103–118.
- Valluzzi L.G., Valluzzi M.G., Darriba G.N., Meyer M., Damente L.C. Surfactant and dopant addition effect on optical and structural properties of ZnSe (Te) nanostructured semiconductors. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 829, article 154488.
- Kavashima L.H., Neto V.G., Bastos N.A., Fortulan C.A., Borges A.F.S., Pintão C.A.F., Foschini C.R. Measuring the static and dynamic elastic modulus in Y-TZP ceramic applied to dentistry. *Journal of Testing and Evaluation*. 2020, vol. 48, no. 4, pp. 3024–3034.
- Wu P., Jia Q., He J., Lu L., Chen L., Zhu J., Peng C., He M., Xiong J., Zhu W., Li H. Mechanical exfoliation of boron carbide: A metal-free catalyst for aerobic oxidative desulfurization in fuel. *Journal of Hazardous Materials*. 2020, vol. 391, article 122183.
- Malushin N.N., Valuev D.V. *Obespechenie kachestva detalei metallurgicheskogo oborudovaniya na vsehkh etapakh ikh zhiznennogo tsikla putem primeneniya plazmennoi naplavki teplostoikimi stalyami vysokoi tverdsti* [Quality assurance of parts of metallurgical equipment at all stages of their life cycle by plasma surfacing with heat-resistant steels of high hardness]. Tomsk: Izd-vo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta, 2013, 358 p. (In Russ.).
- Romanov D.A. Improving die tooling properties by spraying Ti–Ti–Al and TiB₂–Ti–Al electro-explosive coatings. *Materials Research Express*. 2020, vol. 7, article 045010.
- Romanov D.A., Moskovskii S.V., Sosnin K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Bataev V.A. Effect of electron-beam processing on structure of electroexplosive electroerosion resistant coatings of CuO–Ag system. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, no. 8, article 085077.
- Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Osetkovskii V.L., Bashchenko L.P. Structural-phase state of a high-hardness heat-resistant alloy formed by plasma cladding in a nitrogen atmosphere and high-temperature tempering. *Russian Physics Journal*. 2020, vol. 62, no. 10, pp. 1865–1870.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effects of Zn powder on alloying during friction surfacing of Al–Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, vol. 818, article 152823.
- Bararpour S.M., Aval H., Jamshidi, Jamaati R. Effect of non-isothermal aging on microstructure and mechanical properties of friction surfaced AA5083-15 wt % Zn composites. *Surface and Coatings Technology*. 2020, vol. 384, article 125307.
- Shi Z.P., Wang Z.B., Wang J.Q., Qiao Y.X., Chen H.N., Xiong T.Y., Zheng Y.G. Effect of Ni interlayer on cavitation erosion resistance of NiTi Cladding by tungsten inert gas (TIG) surfacing process. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2020, vol. 33, no. 3, pp. 415–424.

Funding. The work was financially supported by the Grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists – doctors of sciences MD-486.2020.8, and by the Russian Foundation for Basic Research, within the scientific project No. 20-08-00044.

Information about the authors:

N.N. Malushin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (nmalushin@mail.ru)

D.A. Romanov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Chief Researcher (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

A.P. Kovalev, Head of Coal Enrichment Plant (da_rom@live.ru)

E.A. Budovskikh, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (budovskikh@mail.ru)

Xi-zhang Chen, PhD, Professor (chenxizhang@wzu.edu.cn)

Received May 15, 2020

Revised June 26, 2020

Accepted June 29, 2020

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЯМОГО МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ БОРОМ НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА*

Бабенко А.А.¹, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории стали
и ферросплавов (babenko251@gmail.com)

Жучков В.И.¹, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории стали
и ферросплавов (ntm2000@mail.ru)

Акбердин А.А.², д.т.н., заведующий лабораторией «Бор» (akberdin_38@mail.ru)

Сычев А.В.¹, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов

Ким А.С.², д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории «Бор» (boron_213@mail.ru)

¹ Институт металлургии УрО РАН

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

² «Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева»,

филиал РГП Национальный центр по комплексной переработке сырья РК
(100009, Казахстан, Караганда, ул. Ермакова, 63)

Аннотация. В конвертерном цехе АО «АрселорМиттал Темиртау» разработана и освоена технология прямого микролегирования конструкционных сталей бором. Микролегирование проведено за счет восстановления бора из формируемых на установках ковш-печь шлаков системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-V}_2\text{O}_5\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3$. Применение разработанной технологии обеспечило в сталях 08кп, 3сп, 3пс и 09Г2С содержание бора 0,0016 – 0,0050 %, достаточно высокую степень десульфурации металла 36,8 – 51,7 %, сокращение расхода марганцевых ферросплавов на 0,3 – 0,6 кг/т стали, улучшение экологической обстановки за счет отказа от применения плавикового шпата. Для стали марки 09Г2С предел текучести σ_T и временного сопротивления σ_B экспериментального металла выше, чем у стали без бора в среднем на 27 и 24 МПа соответственно. Величина относительного удлинения δ металлопроката с бором увеличилась в среднем на 0,2 %. Балл зерна металлопроката толщиной 2,0 – 2,5 мм стали 08кп, содержащей 0,001 % бора, с пониженной до 0,18 % концентрацией марганца, достигает 10,0 против 9,0 на плавках текущего производства. Предел текучести σ_T и временное сопротивление σ_B экспериментального металла в среднем на 6,0 и 5,0 МПа выше, чем у сравнительного. Относительное удлинение δ экспериментального металла достигает 36,3 % (на плавках текущего производства 33,3 %). Экспериментальный металлопрокат стали марки 3пс с пониженной на 0,02 % концентрацией марганца, содержащий в среднем 0,001 % бора, характеризуется повышенным пределом текучести, временным сопротивлением (в среднем на 2,0 и 9,0 МПа соответственно) и относительным удлинением, достигающим в среднем 21,0 %, мелкозернистой структурой. Металлопрокат стали 3сп, микролегирующей бором, толщиной 4,0 мм с пониженным до 0,43 % содержанием марганца, характеризуется улучшенными прочностными свойствами с сохранением пластических характеристик. Абсолютная величина предела текучести и временное сопротивление на разрыв стали на 4,0 и 2,0 МПа больше прочностных характеристик стали без бора.

Ключевые слова: конструкционная сталь, прямое микролегирование, бор, сера, марганец, структура, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-716-720

ВВЕДЕНИЕ

Микролегируемые стали достаточно широко применяются в промышленности, так как обладают целым комплексом высоких механических свойств в сочетании с пониженной себестоимостью [1 – 7]. Особое место среди микролегирующих элементов занимает бор [3 – 7]. Присадки бора в жидкий металл в количестве 0,001 – 0,003 % характеризуются разделением по температурной шкале области ферритного и бейнитного превращений S-образной кривой и существенным торможением процесса образования полигонального феррита, не задерживая самой бейнитной реакции [7],

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-08-00825.

обеспечивая при этом повышение прочностных свойств с сохранением пластических характеристик. Благодаря, например, дополнительному микролегированию трубной стали бором удалось получить металл класса прочности X120 [8].

В литературе большинство работ по использованию бора в металлургии посвящено его влиянию на структуру и свойства обрабатываемого металла (стали и др.) [9 – 13]. Комплексное легирование и модифицирование стали бором улучшает ее механические свойства [14 – 16], позволяет предотвратить трансформацию и измельчить микроструктуру в отливках. Показано положительное влияние борсодержащих материалов на физико-химические свойства шлаков [17].

Микролегирование стали бором осуществляют, как правило, присадками борсодержащих ферросплавов, использование которых увеличивает себестоимость стали. В некоторых работах рассматривается возможность восстановления бора из оксидных борсодержащих систем и перехода его в сталь [4, 6].

Целью настоящей работы является исследование влияния прямого микролегирования бором на структуру и механические свойства стали марок 08кп, 3сп, 3пс и 09Г2С.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящей работе для исследования влияния прямого микролегирования конструкционных сталей на структуру и механические свойства использовали образцы горячекатаной стали марок 08кп, 3сп, 3пс и 09Г2С. Выплавку опытных и сравнительных плавков стали осуществляли в конвертерном цехе АО «АрселорМиттал Темиртау» из фосфористых чугунов в соответствии с действующей технологической инструкцией [18]. Раскисление металла экспериментальных плавков осуществляли на выпуске и на установке ковш-печь (УКП) с расходом марганецсодержащих ферросплавов, ориентированным на нижний предел по содержанию марганца. Обработку металла на УКП проводили в соответствии с технологической инструкцией [19] с использованием технологических приемов формирования на УКП основного борсодержащего шлака. Формирование основных борсодержащих шлаков осуществляли на УКП загрузкой в сталеразливочный ковш извести, борсодержащего материала – колеманита (Турция), содержащего 39 – 41 % B_2O_3 , 26 – 28 % CaO, не более 5 % SiO_2 и 3 % MgO, алюминия для раскисления шлака и восстановления бора [20]. Структуру и механические свойства опытных и сравнительных образцов металлопроката определяли в лабораториях металлостроения и механических испытаний АО «АрселорМиттал Темиртау» по стандартным методикам¹.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Независимо от марки выплавляемой стали соблюдение рекомендованных расходов и режимов присадки на УКП извести, колеманита (борсодержащего материала), алюминия, карбида кальция и марганецсодержащих ферросплавов обеспечивает стабильное содержание бора на уровне 0,0016 – 0,005 %, достаточно высокую степень десульфурации металла, достигающую 36,8 – 51,7 %, и относительно низкую концентрацию марганца в стали. Так, например, в стали, раскисленной только алюминием (08кп), при среднем содержании бора 0,0016 % его концентрация изменяется в пределах 0,001 – 0,003 %, степень десульфурации металла

достигает в среднем 45,4 %, обеспечивая содержание серы в стали 0,012 % при исходной ее концентрации в металле на выпуске из конвертера 0,022 %. Содержание марганца в стали составляет в среднем 0,23 % при пониженном расходе ферромарганца на плавку. При этом более 75 % плавков разливают на МНЛЗ с содержанием марганца 0,20 % и менее. Аналогичные результаты получены на плавках стали марок 3пс, 3сп и 09Г2С. Отдельные технологические и технико-экономические показатели опытных плавков приведены в табл. 1.

Механические свойства горячекатаного металлопроката экспериментальных плавков и плавков текущего производства в зависимости от толщины проката и содержания бора и марганца в металле четырех групп марок стали (08кп, 3пс, 3сп и 09Г2С) представлены в табл. 2.

Установлено, что горячекатаный металлопрокат экспериментальных плавков, содержащий 0,001 – 0,007 % бора, с низкой концентрацией марганца характеризуется по сравнению с плавками текущего производства более мелкозернистой структурой и высокими проч-

Т а б л и ц а 1

Технологические и технико-экономические показатели экспериментальных плавков

Table 1. Technological and technical-economic indicators of experimental heats

Показатель	Марка стали опытных плавков			
	08кп	3пс	3сп	09Г2С
Содержание элемента в металле на выпуске, %				
$[C]_в$	0,05	0,05	0,07	0,05
$[Mn]_в$	0,05	0,05	0,05	0,03
$[S]_в$	0,022	0,019	0,029	0,022
Расход материалов на выпуске в ковш, кг:				
SiMn	0	1200	1660	6830
FeMn	654	575	200	0
Расход материалов на УКП, кг:				
известь	1630	1500	1500	1520
колеманит	205	168	153	160
карбид кальция	80	16	55	135
Al (проволока)	0	0	210	0
Al (пирамидальный)	160	78	0	160
FeMn	0	74	0	0
Время обработки на УКП, мин	95,1	99,4	105,0	75,0
$[B]_{г.м.}, \%$	0,0016	0,0016	0,0018	0,0050
$[Mn]_{г.м.}, \%$	0,23	0,46	0,46	1,39
$[S]_{кон.}, \%$	0,012	0,012	0,014	0,012
$\Delta S_{отн.}, \%$ (степень десульфурации)	45,4	36,8	51,7	45,4

¹ В работе принимали участие М.Ф. Витушенко, А.Н. Золин, А.А. Добромиллов, А.И. Саврасов, Х.Ш. Кутдусова.

Механические свойства и структура горячекатаного металлопроката

Table 2. Mechanical properties and structure of hot rolled metal

Марка стали	[B], %	[Mn], %	Толщина проката, мм	Балл зерна	Механические характеристики проката			Снижение удельного расхода марганцевых ферросплавов, кг/т
					σ_T , МПа	σ_B , МПа	Δ , %	
08кп	0	0,2	2,0 – 2,5	9,0	315	365	33,3	0,3
	0,001	0,18		10,0	321	370	36,3	
3пс	0	0,45	3,0	9,0	358	462	25	0,3
	0,001	0,43		11,0	360	471	21,0	
3сп	0	0,47	4,0	9,5	366	491	33,8	0,6
	0,001	0,43		10,3	370	493	26,8	
09Г2С	0	1,39	10,0	9,7	440	545	26,0	0,3
	0,007	1,36		10,5	467	569	26,2	

ностными свойствами с сохранением пластических характеристик. Например, балл зерна металлопроката толщиной 2,0 – 2,5 мм стали 08кп, содержащей 0,001 % бора, с пониженной до 0,18 % концентрацией марганца, достигает 10,0 (на плавках текущего производства 9,0) и характеризуется повышенными прочностными и пластическими свойствами. Абсолютные величины предела текучести σ_T и временного сопротивления σ_B экспериментального металла в среднем на 6,0 и 5,0 МПа выше, чем у сравнительного металла. Относительное удлинение δ , характеризующее пластические свойства проката, достигает на экспериментальном металле 36,3 % (на плавках текущего производства 33,3 %). Уменьшение содержания марганца в стали с 0,20 до 0,18 % обеспечивает сокращение удельного расхода марганцевых ферросплавов на 0,3 кг/т стали.

Горячекатаный металлопрокат толщиной 3,0 мм полуспокойной стали марки 3пс с пониженной на 0,02 % концентрацией марганца, с содержанием в среднем 0,001 % бора характеризуется повышенными прочностными и пластическими свойствами по сравнению с металлом, не содержащим бора.

Экспериментальный металлопрокат характеризуется повышенным пределом текучести σ_T , временным сопротивлением σ_B (в среднем на 2,0 и 9,0 МПа) и относительным удлинением, достигающим в среднем 21,0 %, мелкозернистой структурой. Балл зерна металлопроката низкомарганцевистой борсодержащей стали равен 11,0, у металла в отсутствие бора с повышенным содержанием марганца 9,0. Уменьшение содержания марганца в стали с 0,45 до 0,43 % обеспечивает сокращение удельного расхода марганцевых ферросплавов на 0,3 кг/т стали.

Металлопрокат стали 3сп толщиной 4,0 мм с пониженным до 0,43 % содержанием марганца характеризуется по сравнению с металлопрокатом, не содержащим бора, улучшенными прочностными свойствами с со-

хранением пластических характеристик. Абсолютная величина предела текучести σ_T составляет 370,0 МПа, временное сопротивление на разрыв стали σ_B 493,0 МПа, что на 4,0 и 2,0 МПа больше прочностных характеристик стали без бора. Металл характеризуется более мелкой структурой. Балл зерна металлопроката экспериментальных плавков стали составляет в среднем 10,3, на сравнительных плавках 9,5. Снижение содержания марганца в стали на опытных плавках на 0,04 % сопровождается уменьшением удельного расхода марганцевых ферросплавов в среднем на 0,6 кг/т стали.

Отмечено улучшение механических свойств горячекатаного проката низколегированной стали марки 09Г2С, содержащей 1,36 % марганца и 0,007 % бора. Предел текучести σ_T и временного сопротивления σ_B экспериментального металла выше, чем у стали без бора в среднем на 27 и 24 МПа соответственно. Величина относительного удлинения металлопроката с бором увеличилась в среднем на 0,2 %. При этом экспериментальный металл характеризуется более мелкозернистой микроструктурой. Балл зерна экспериментального металлопроката достигает 10,5, на плавках текущего производства 9,7. Снижение содержания марганца в стали с 1,38 до 1,36 % обеспечило уменьшение расхода марганцевых ферросплавов в среднем на 0,3 кг/т стали.

На холоднокатаном прокате толщиной 0,25 – 0,50 мм стали марки 08кп сохраняется положительное влияние бора на механические свойства. Абсолютные величины предела текучести σ_T и временного сопротивления σ_B экспериментального металла, содержащего 0,001 % бора, на 73 и 31 МПа больше, чем у металла, не содержащего бор. При этом величина относительного удлинения, характеризующая пластические свойства проката, достигает у экспериментального металла в среднем 33,6 %, на плавках в отсутствие бора 32,6 %.

Выводы

Освоение в конвертерном цехе АО «АрселорМиттал Темиртау» технологии прямого микролегирования стали конструкционных марок под основными борсодержащими шлаками, формируемыми на У КП, обеспечило содержание бора на уровне 0,0016 – 0,0050 % и серы не более 0,012 – 0,014 %, уменьшение расхода марганцевых ферросплавов на 0,3 – 0,6 кг/т стали, исключение присадок в ковш ферробора, улучшение экологической обстановки за счет отказа от применения плавикового шпата, формирование мелкозернистой структуры и высокие механические характеристики горяче- и холоднокатаного металлопроката. Разработанный технологический прием прямого микролегирования сталей бором и глубокой десульфурации металла можно рекомендовать для внедрения на широком марочном составе борсодержащих сталей с низким содержанием серы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пилюшенко В.Л., Вихлещук В.А. Научные и технологические основы микролегирования стали. – М.: Металлургия, 2000. – 384 с.
2. Голубцов В.А., Лунев В.В. Модифицирование стали для отливок и слитков. – Челябинск-Запорожье: ЗНТУ, 2009. – 356 с.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
4. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / Пер. с англ. В.А. Мчедлишвили и В.В. Ховрина; под ред. С.М. Винарова. – М.: Металлургиздат, 1961. – 459 с.
5. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
6. Бабенко А.А., Жучков В.И., Леонтьев Л.И. и др. Микролегирование стали бором – перспективное направление повышения конкурентоспособности отечественной металлопродукции. – В кн.: Тр. научно-практ. конф. «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР». – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2013. С. 162 – 165.
7. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.
8. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. Development of low carbon Nb–Ti–B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe // Ironmaking and Steelmaking. 2005. Vol. 32. No. 4. P. 337 – 371.
9. Upadhyay N., Pujar M.G., Sakthivel T., Mallika C., Laha K., Mudali U.Kamachi. Effect of addition of boron and nitrogen on the corrosion resistance of modified 9Cr-1Mo ferritic steel // Procedia Engineering. 2014. Vol. 86. P. 606 – 614.
10. Zhang Ya-long, Zhang Ying-yi, Yang Fei-hua, Zhang Zuo-tai. Effect of alloying elements (Sb, B) on recrystallization and oxidation of Mn-containing IF steel // Journal of Iron and Steel Research Int. 2013. Vol. 20. No.3. P. 39 – 44.
11. Yang H., Wang Xi-xia, Qu Jin-bo. Effect of boron on CGHAZ microstructure and toughness of high strength low alloy steels // Journal of Iron and Steel Research Int. 2014. Vol. 21. No. 8. P. 787 – 792.
12. Pan Tao, Wang Xiaoyong, Su Hang, Yang Caifu. Effect of alloying element Al on hardenability and mechanical properties of micro-B treated ultra-heavy plate steels // Acta Metallurgica Sinica. 2014. Vol. 50. No.4. P. 431 – 438.
13. Wan Yong, Chen Weiqing. Effect of boron content on the microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steels // Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. 2015. Vol. 30. No. 3. P. 574 – 579.
14. Kyung Chul Choa, Dong Jun Mun, Yang Mo Koo, Jae Sang Lee. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. No. 10. P. 3556 – 3561.
15. Lopez-Chipres E., Mejia I., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., El-Wahabi M., Cabrera J.M. Hot flow behavior of boron microalloyed steels // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 480. No. 1-2. P. 49 – 55.
16. Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of a boron bearing and conventional low carbon steel // Materials Science and Engineering: A. 2006. Vol. 418. No. 1. P. 86 – 94.
17. Wang H., Zhang T., Zhu H., Li G., Yan Y., Wang J. Effect of B₂O₃ on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux // ISIJ International. 2011. Vol. 51. No. 5. P. 702 – 706.
18. Технологическая инструкция ТИ СК-01 – 2007 «Выплавка стали в кислородных конвертерах». – Темиртау: АО «АрселорМиттал Темиртау», 2007.
19. Технологическая инструкция ТИ СК-07 – 2007 «Внепечная обработка стали для слябовых МНЛЗ». – Темиртау: АО «АрселорМиттал Темиртау», 2007.
20. Применение бора и его соединений в металлургии / В.И. Жучков, Л.И. Леонтьев, А.А. Акбердин и др. – Новосибирск: Академиздат, 2018. – 156 с.

Поступила в редакцию 23 марта 2020 г.

После доработки 6 июля 2020 г.

Принята к публикации 6 июля 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 9, PP. 716–720.

EFFECT OF DIRECT MICROALLOYING OF BORON-CONTAINING STRUCTURAL STEELS ON THEIR STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

A.A. Babenko¹, V.I. Zhuchkov¹, A.A. Akberdin², A.V. Sychev¹, A.S. Kim²

¹Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²“Chemical and Metallurgical Institute named after Zh. Abisheva”, branch of the RSE National Center for Integrated Processing of Raw Materials of the Republic of Kazakhstan, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Abstract. In conditions of converter shop of JSC “ArcelorMittal Temirtau” the authors have developed and implemented the technology of

direct microalloying of structural steels with boron. Microalloying was carried out due to boron recovery from the slags of the CaO–SiO₂–B₂O₃–MgO–Al₂O₃ system formed in ladle furnaces. The use of the developed technology provided in steels 08KP, 3SP, 3PS and 09G2S boron content of 0.0016 – 0.0050 %, a sufficiently high degree of metal desulfurization 36.8 – 51.7 %, reduction in manganese ferroalloys consumption by 0.3 – 0.6 kg/t of steel, improving the environmental situation by eliminating the use of fluorspar. For 09G2S steel the yield σ_y and tensile σ_t strengths are higher for the experimental metal than for the steel without boron by an average 27 and 24 MPa, respectively. Percentage of elongation of the metal with boron increased by an ave-

range 0.2 %. Grain-size index of rolled metal of 08KP steel with a thickness of 2.0 – 2.5 mm, containing 0.001 % of boron and a manganese concentration lowered to 0.18 %, reaches 10.0 in contrast to 9.0 for the heats of the current production. The yield σ_y and tensile σ_t strengths are on average by 6.0 and 5.0 MPa higher for an experimental metal than for a comparative one. Percentage of elongation δ reaches 36.3 % for the experimental metal unlike 33.3 % for the heats of the current production. Experimental rolled metal of 3PC steel with lower concentration of manganese lowered by 0.02 % and with an average boron content of 0.001 % is characterized by an increased yield strength σ_y , tensile strength σ_t (on average by 2.0 and 9.0 MPa) and percentage of elongation δ reaching in average 21.0 %, and fine-grained structure. Rolled metal of 3SP steel, microalloyed with boron, with a thickness of 4 mm that contains manganese content reduced to 0.43 % is characterized by improved strength properties with preservation of plastic characteristics. The absolute value of the yield σ_y and tensile σ_t strengths of steel are by 4.0 and 2.0 MPa higher than the strength characteristics of steel without boron.

Keywords: red mud, sintering, residues, sinter pot, sinter burden, microstructural examination, low-alkali red mud, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-716-720

REFERENCES

- Pilyushenko V.L., Vikhleshchuk V.A. *Nauchnye i tekhnologicheskie osnovy mikrolegirovaniya stali* [Scientific and technological foundations of steel microalloying]. Moscow: Metallurgiya, 2000, 384 p. (In Russ.).
- Golubtsov V.A., Lunev V.V. *Modifitsirovanie stali dlya otlivok i slitkov* [Modification of steel for castings and ingots]. Chelyabinsk-Zaporozh'e: ZNTU, 2009, 356 p. (In Russ.).
- Gol'dshteyn Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali* [Modification and microalloying of cast iron and steel]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p. (In Russ.).
- Grange R.A. *Boron, Calcium, Columbium, and Zirconium in Iron and Steel*. New York: Wiley; London: Chapman and Hall, 1957, 533 p. (Russ. ed.: *Bor, kal'tsii, niobii i tsirkonii v chugune i stali* [Boron, calcium, niobium and zirconium in cast iron and steel]. Vinarov S.M. ed. Moscow: Metallurgizdat, 1961, 459 p.).
- Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p. (In Russ.).
- Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I. etc. Microalloying of boron – containing steel as a promising direction for increasing the competitiveness of domestic metal products. In: *Tr. nauchno-prakt. konf. "Perspektivy razvitiya metallurgii i mashinostroeniya s ispol'zovaniem zavershennykh fundamental'nykh issledovaniy i NIOKR"* [Proc. of Sci. and Pract. Conference "Prospects for the Development of Metallurgy and Mechanical Engineering using Completed Fundamental Research and R&D"]. Ekaterinburg: OOO "UIPTs", 2013, pp. 162–165. (In Russ.).
- Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ. ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
- Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. Development of low carbon Nb–Ti–B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe. *Ironmaking and Steelmaking*. 2005, vol. 32, no. 4, pp. 337–371.
- Upadhyay N., Pujar M.G., Sakthivel T., Mallika C., Laha K., Mudali U.Kamachi. Effect of addition of boron and nitrogen on the corrosion resistance of modified 9Cr-1Mo ferritic steel. *Procedia Engineering*. 2014, vol. 86, pp. 606–614.
- Zhang Ya-long, Zhang Ying-yi, Yang Fei-hua, Zhang Zuo-tai. Effect of alloying elements (Sb, B) on recrystallization and oxidation of Mn-containing IF steel. *Journal of Iron and Steel Research Int*. 2013, vol. 20, no. 3, pp. 39–44.
- Yang H., Wang Xi-xia, Qu Jin-bo. Effect of boron on CGHAZ microstructure and toughness of high strength low alloy steels. *Journal of Iron and Steel Research Int*. 2014, vol. 21, no. 8, pp. 787–792.
- Pan Tao, Wang Xiaoyong, Su Hang, Yang Caifu. Effect of alloying element Al on hardenability and mechanical properties of micro-B treated ultra-heavy plate steels. *Acta Metallurgica Sinica*. 2014, vol. 50, no. 4, pp. 431–438.
- Wan Yong, Chen Weiqing. Effect of boron content on the microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steels. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed*. 2015, vol. 30, no. 3, pp. 574–579.
- Kyung Chul Choa, Dong Jun Mun, Yang Mo Koo, Jae Sang Lee. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, vol. 528, no. 10, pp. 3556–3561.
- Lopez-Chipres E., Mejia I., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., El-Wahabi M., Cabrera J.M. Hot flow behavior of boron microalloyed steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 480, no. 1-2, pp. 49–55.
- Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of a boron bearing and conventional low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, vol. 418, no. 1, pp. 86–94.
- Wang H., Zhang T., Zhu H., Li G., Yan Y., Wang J. Effect of B₂O₃ on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 702–706.
- Tekhnologicheskaya instruksiya TI SK-01 – 2007 "Vyplavka stali v kislorodnykh konverterakh"* [Technological instruction TI SK-01 – 2007 "Steel Smelting in Oxygen Converters"]. Temirtau: AO "ArselorMittal Temirtau", 2007. (In Russ.).
- Tekhnologicheskaya instruksiya TI SK-07 – 2007 "Vnepechnaya obrabotka stali dlya slyabovykh MNLZ"* [Technological instruction TI SK-07 - 2007 "Out-of-furnace steel treatment for slab continuous casting machines"]. Temirtau: AO "ArselorMittal Temirtau", 2007. (In Russ.).
- Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Akberdin A.A. etc. *Primenenie bora i ego soedineniy v metallurgii* [The use of Boron and Its Compounds in Metallurgy]. Novosibirsk: Akademizdat, 2018, 156 p. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by the RFBR grant No. 19-08-00825.

Information about the authors:

A.A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys (babenko251@gmail.com)

V.I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys (ntm2000@mail.ru)

A.A. Akberdin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory "Boron" (akberdin_38@mail.ru)

A.V. Sychev, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys

A.S. Kim, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of Head of the Laboratory "Boron" (boron_213@mail.ru)

Received March 23, 2020

Revised July 6, 2020

Accepted July 6, 2020

УДК 669.046.512:544

РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni – Co, СОДЕРЖАЩИХ БОР*

*Александров А.А., к.т.н., старший научный сотрудник (a.a.aleksandrov@gmail.com)
Дашевский В.Я., д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий, заведующий лабораторией (vdashev@imet.ac.ru)*

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

Аннотация. Сплавы системы Ni–Co находят широкое применение в промышленности. Бор является одним из легирующих компонентов в этих сплавах. Для практики производства сплавов представляет значительный интерес изучение термодинамики растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих бор. Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих бор. Определены константа равновесия реакции взаимодействия бора с кислородом, растворенных в никель-кобальтовых расплавах, коэффициенты активности при бесконечном разбавлении и параметры взаимодействия в расплавах различного состава при 1873 К. Рассчитаны значения параметров взаимодействия $\epsilon_{B(Ni)}^{Co} = -0,238$ и $\epsilon_{B(Co)}^{Ni} = 0,674$. При взаимодействии бора с кислородом в расплавах системы Ni–Co оксидная фаза помимо B_2O_3 содержит оксиды NiO и CoO. Рассчитаны значения мольных долей B_2O_3 , NiO и CoO в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплавах системы Ni–Co при 1873 К. В случае расплава никеля при содержаниях бора выше 0,01 % мольная доля оксида бора близка к единице. По мере увеличения в расплавах содержания кобальта до 20 % мольная доля оксида бора в оксидной фазе уменьшается, а затем практически не меняется. Рассчитаны зависимости растворимости кислорода в изученных расплавах от содержания кобальта и бора. Раскислительная способность бора незначительно уменьшается с увеличением содержания кобальта до 20 %, а далее возрастает по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Определены содержания бора в точках минимума на кривых растворимости кислорода и соответствующие им минимальные концентрации кислорода.

Ключевые слова: никель-кобальтовые расплавы, кислород, бор, термодинамический анализ, оксидная фаза, мольная доля, параметры взаимодействия, растворимость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-721-729

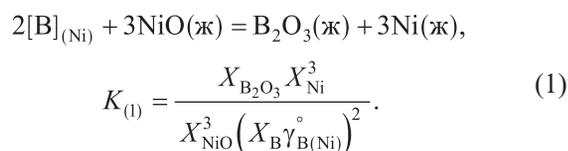
ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы Ni–Co широко используют в современной технике [1 – 3]. Одним из легирующих компонентов в этих сплавах является бор. Небольшие добавки бора вызывают значительное измельчение зерен, резкое улучшение прокаливаемости, повышение жаропрочности в результате упрочнения границ зерен бориды, возрастают твердость, износостойкость и горячая пластичность [4 – 6].

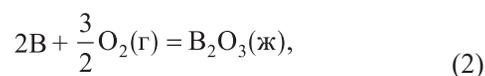
Вредной примесью в сплавах системы Ni–Co является кислород: его присутствие в этих сплавах приводит к снижению служебных характеристик. Значительный интерес для практики производства сплавов представляет изучение термодинамики растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих бор. Определение равновесных концентраций бора и кислорода в этих расплавах позволит предотвратить окисление присадок бора путем предварительного раскисления расплавов.

СИСТЕМА Ni – B – O

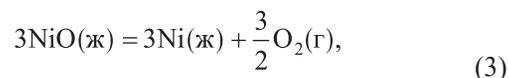
При взаимодействии бора и кислорода, растворенных в жидком никеле, оксидная фаза, помимо B_2O_3 ($T_{пл} = 743$ К [7]), содержит NiO, поэтому следует рассмотреть реакцию



Реакция (1) может быть представлена как сумма реакций



$$\Delta G_{(2)}^\circ = -1\,229\,663 + 210,18T, \text{ Дж [8];}$$



$$\Delta G_{(3)}^\circ = 3(203\,303 - 72,86T), \text{ Дж [9, 10].}$$

* Работа выполнена по государственному заданию № 075-00947-20-00.

Тогда для реакции (1) при 1873 К $\Delta G_{(1)}^\circ = -635\,487$ Дж, $K_{(1)} = 5,522 \cdot 10^{17}$.

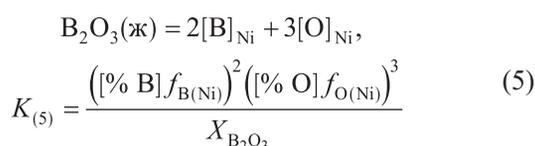
В приближении совершенных растворов для оксидной фазы для реакции (1) можно записать

$$\frac{X_{B_2O_3}}{X_{NiO}^3} = \frac{K_{(1)} \left(X_B \gamma_{B(Ni)}^\circ \right)^2}{X_{Ni}^3}; \quad X_{B_2O_3} + X_{NiO} = 1, \quad (4)$$

где X_i – мольная доля i компонента; γ_i° – коэффициент активности i компонента в расплаве при бесконечном разбавлении [11].

При 1873 К $\gamma_{B(Ni)}^\circ = 0,0107$ [12]. Рассчитанные по уравнению (4) значения мольной доли оксида бора в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплаве приведены в табл. 1.

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в жидком никеле



может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций

$$2B(тв) = 2[B]_{1\% (Ni)},$$

$$\Delta G_{(6)}^\circ = 2RT \ln \left(\frac{\gamma_{B(Ni)}^\circ M_{Ni}}{100 M_O} \right); \quad (6)$$

$$\frac{3}{2} O_2(г) = 3[O]_{1\% (Ni)},$$

$$\Delta G_{(7)}^\circ = 3RT \ln \left(\frac{\gamma_{O(Ni)}^\circ M_{Ni}}{100 M_O} \right), \quad (7)$$

где $M_{r,i}$ – относительная молекулярная масса i компонента.

В качестве стандартного состояния для бора и кислорода, растворенных в расплаве никеля, выбран обладающий свойствами идеального разбавленного раствора 1 %-ный раствор [13].

Для реакции (5) при 1873 К $\Delta G_{(5)}^\circ = 399\,544$ Дж, а $\lg K_{(5)} = -11,155$. Зная величины параметров взаимодействия $e_{B(Ni)}^B = 0,363$ [14], $e_{O(Ni)}^B = -0,323$ [14], $e_{B(Ni)}^O = -0,22$ [14], $e_{O(Ni)}^O = 0$ [15], можно рассчитать равновесную концентрацию кислорода с заданным содержанием бора

$$\lg [\% O]_{Ni} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(5)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \left(2e_{B(Ni)}^B + 3e_{O(Ni)}^B \right) [\% B] - \left(3e_{O(Ni)}^O + 2e_{B(Ni)}^O \right) [\% O] \right\}. \quad (8)$$

Величину $[\% O]$ в правой части уравнения (8) можно выразить отношением $\left(\frac{K_{(5)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni)}^2 f_{O(Ni)}^3}{[\% B]^2} \right)$.

При $[\% O] \rightarrow 0 f_O \rightarrow 1$ (где f_O – коэффициент активности). В связи с малостью величины $[\% O]$ можно при-
нять $\left(\frac{K_{(5)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni)}^2 f_{O(Ni)}^3}{[\% B]^2} \right) \approx \left(\frac{K_{(5)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni)}^2}{[\% B]^2} \right)$. Такая

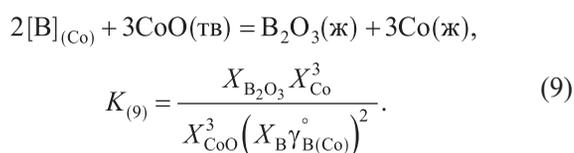
замена не вносит заметной погрешности и используется в термодинамических расчетах подобного рода [9]. Тогда уравнение (8) примет вид

$$\lg [\% O]_{Ni} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(5)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \left(2e_{B(Ni)}^B + 3e_{O(Ni)}^B \right) [\% B] - \left(3e_{O(Ni)}^O + 2e_{B(Ni)}^O \right) \left(\frac{K_{(5)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni)}^2}{[\% B]^2} \right) \right\}. \quad (8a)$$

Полученные для температуры 1873 К значения $\lg [\% O]_{Ni}$ приведены в табл. 2.

СИСТЕМА Co – B – O

При взаимодействии бора и кислорода, растворенных в жидком кобальте, оксидная фаза, помимо B_2O_3 , содержит CoO, поэтому следует рассматривать реакцию



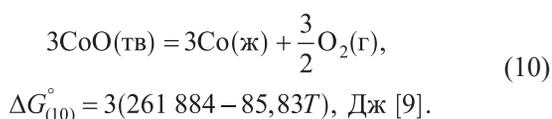
Т а б л и ц а 1

Состав оксидной фазы и равновесные концентрации бора и кислорода в жидких никеле и кобальте при 1873 К

Table 1. Composition of the oxide phase and equilibrium concentrations of boron and oxygen in liquid nickel and cobalt at 1873 K

[B], %	Ni			Co		
	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{NiO}	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{CoO}
0,001	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,9826	0,0174	$5,5 \cdot 10^{-5}$	0,9530	0,0470
0,002	0,0001	0,9890	0,0110	0,0001	0,9702	0,0298
0,005	0,0003	0,9940	0,0060	0,0003	0,9838	0,0162
0,010	0,0005	0,9962	0,0038	0,0005	0,9898	0,0102
0,020	0,0011	0,9976	0,0024	0,0011	0,9935	0,0065
0,050	0,0027	0,9987	0,0013	0,0027	0,9965	0,0035
0,100	0,0054	0,9992	0,0008	0,0054	0,9978	0,0022
0,200	0,0108	0,9995	0,0005	0,0108	0,9986	0,0014
0,500	0,0266	0,9997	0,0003	0,0267	0,9993	0,0007
1,000	0,0520	0,9998	0,0002	0,0522	0,9995	0,0005
2,000	0,0997	0,9999	0,0001	0,1001	0,9997	0,0003

Реакция (9) может быть представлена как сумма реакции (2) и реакции



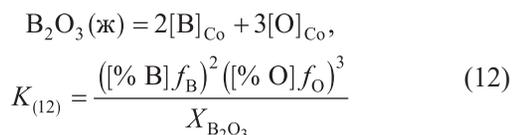
Тогда для реакции (9) при 1873 К $\Delta G_{(9)}^\circ = -523\,623$ Дж, $K_{(9)} = 7,417 \cdot 10^{14}$.

В приближении совершенных растворов для оксидной фазы для реакции (9) можно записать

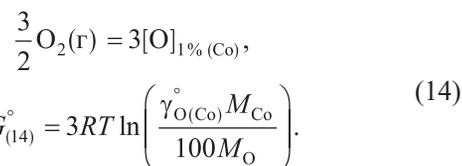
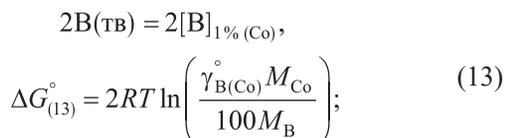
$$\frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}{X_{\text{CoO}}^3} = \frac{K_{(9)}(X_{\text{B}}\gamma_{\text{B(Co)}}^\circ)^2}{X_{\text{Co}}^3}; \quad X_{\text{B}_2\text{O}_3} + X_{\text{CoO}} = 1. \quad (11)$$

При 1873 К $\gamma_{\text{B(Co)}}^\circ = 0,0646$ [16]. Рассчитанные по уравнению (11) значения мольной доли оксида бора в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплаве приведены в табл. 1.

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в жидком кобальте,



может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций



Для реакции (12) при 1873 К $\Delta G_{(12)}^\circ = 420\,495$ Дж, а $\lg K_{(12)} = -11,740$. Зная величины параметров $e_{\text{B(Co)}}^{\text{B}} = 0,1166$ [16], $e_{\text{O(Co)}}^{\text{B}} = -0,3936$ [16], $e_{\text{B(Co)}}^{\text{O}} = -0,2646$ [16], $e_{\text{O(Co)}}^{\text{O}} = 0$ [17], можно рассчитать для реакции (12) величину $[\% \text{O}]_{\text{Co}}$

$$\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{B}_2\text{O}_3} - 2 \lg [\% \text{B}] - \right. \\ \left. - (2e_{\text{B}}^{\text{B}} + 3e_{\text{O}}^{\text{B}}) [\% \text{B}] - (3e_{\text{O}}^{\text{O}} + 2e_{\text{B}}^{\text{O}}) [\% \text{O}] \right\}. \quad (15)$$

Величину $[\% \text{O}]$ в правой части уравнения (15) в связи с ее малостью можно выразить через отношение $\left(\frac{K_{(12)} X_{\text{B}_2\text{O}_3} f_{\text{B(Co)}}^2}{[\% \text{B}]^2} \right)$, как показано выше. Тогда уравнение (15) примет вид

$$\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(12)} + \lg X_{\text{B}_2\text{O}_3} - \right. \\ \left. - 2 \lg [\% \text{B}] - (2e_{\text{B(Co)}}^{\text{B}} + 3e_{\text{O(Co)}}^{\text{B}}) [\% \text{B}] - \right. \\ \left. - (3e_{\text{O(Co)}}^{\text{O}} + 2e_{\text{B(Co)}}^{\text{O}}) \left(\frac{K_{(12)} X_{\text{B}_2\text{O}_3} f_{\text{B(Co)}}^2}{[\% \text{B}]^2} \right) \right\}. \quad (15a)$$

Полученные для температуры 1873 К значения $\lg [\% \text{O}]_{\text{Co}}$ приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

Равновесные концентрации бора и кислорода в расплавах системы Ni–Co при 1873 К

Table 2. Equilibrium concentrations of boron and oxygen in Ni–Co melts at 1873 K

[B], %	[O], %					
	Ni	Ni – 20 % Co	Ni – 40 % Co	Ni – 60 % Co	Ni – 80 % Co	Co
0,001	0,0195	0,0214	0,0187	0,0149	0,0123	0,0121
0,002	0,0123	0,0135	0,0118	0,0094	0,0078	0,0077
0,005	0,0067	0,0074	0,0064	0,0051	0,0042	0,0042
0,010	0,0042	0,0046	0,0041	0,0032	0,0027	0,0026
0,020	0,0027	0,0029	0,0026	0,0021	0,0017	0,0017
0,050	0,0015	0,0016	0,0014	0,0011	$9,4 \cdot 10^{-4}$	$9,3 \cdot 10^{-4}$
0,100	$9,2 \cdot 10^{-4}$	0,0010	$9,1 \cdot 10^{-4}$	$7,3 \cdot 10^{-4}$	$6,1 \cdot 10^{-4}$	$6,1 \cdot 10^{-4}$
0,200	$5,9 \cdot 10^{-4}$	$6,7 \cdot 10^{-4}$	$6,0 \cdot 10^{-4}$	$4,9 \cdot 10^{-4}$	$4,1 \cdot 10^{-4}$	$4,1 \cdot 10^{-4}$
0,500	$3,4 \cdot 10^{-4}$	$4,0 \cdot 10^{-4}$	$3,7 \cdot 10^{-4}$	$3,1 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$	$2,8 \cdot 10^{-4}$
1,000	$2,4 \cdot 10^{-4}$	$2,9 \cdot 10^{-4}$	$2,8 \cdot 10^{-4}$	$2,5 \cdot 10^{-4}$	$2,3 \cdot 10^{-4}$	$2,5 \cdot 10^{-4}$
2,000	$1,8 \cdot 10^{-4}$	$2,4 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$	$2,6 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$	$3,3 \cdot 10^{-4}$

СИСТЕМА Ni – Co – B – O

Для расплавов системы Ni–Co значения коэффициента активности $\gamma_{i(\text{Ni-Co})}^\circ$ рассчитывали по уравнению [18]

$$\ln \gamma_{i(\text{Ni-Co})}^\circ = X_{\text{Ni}} \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ + X_{\text{Co}} \ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ + X_{\text{Ni}} X_{\text{Co}} \left[X_{\text{Co}} \left(\ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Co})}^{\text{Ni}} \right) + X_{\text{Ni}} \left(\ln \gamma_{i(\text{Ni})}^\circ - \ln \gamma_{i(\text{Co})}^\circ + \varepsilon_{i(\text{Ni})}^{\text{Co}} \right) \right],$$

здесь ε_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в мольных долях [19].

Относительную молекулярную массу определяли по формуле $M_{\text{Ni-Co}} = M_{\text{Ni}} X_{\text{Ni}} + M_{\text{Co}} X_{\text{Co}}$ [20].

Для определения коэффициента активности $\gamma_{\text{B}(\text{Ni-Co})}^\circ$ использовали значение параметров взаимодействия $\varepsilon_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = -1,159$ [21], $\varepsilon_{\text{O}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,164$ [21]. Значения параметров взаимодействия $\varepsilon_{\text{B}(\text{Ni})}^{\text{Co}}$ и $\varepsilon_{\text{B}(\text{Co})}^{\text{Ni}}$ в литературе отсутствуют. В работе [22] рассмотрена универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Приведены формулы пересчета в общем виде [12, 16]:

$$\varepsilon_{i(\text{Ni})}^j = \frac{1 - \frac{1873}{\tau_{\text{Ni}}}}{1 - \frac{\tau_{\text{Ni}}}{1873}} \left(\varepsilon_{i(\text{Fe})}^j + \varepsilon_{\text{Ni}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} - \varepsilon_{i(\text{Fe})}^{\text{Ni}} - \varepsilon_{j(\text{Fe})}^{\text{Ni}} \right);$$

$$\varepsilon_{i(\text{Co})}^j = \frac{1 - \frac{1873}{\tau_{\text{Co}}}}{1 - \frac{\tau_{\text{Co}}}{1873}} \left(\varepsilon_{i(\text{Fe})}^j + \varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Co}} - \varepsilon_{i(\text{Fe})}^{\text{Co}} - \varepsilon_{j(\text{Fe})}^{\text{Co}} \right),$$

где τ – критическая температура ($\tau = 4T_{\text{пл}}$); $\tau_{\text{Fe}} = 7248$ К, $\tau_{\text{Ni}} = 6904$ К, $\tau_{\text{Co}} = 7068$ К [23].

Для определения параметров взаимодействия $\varepsilon_{\text{B}(\text{Ni})}^{\text{Co}}$ и $\varepsilon_{\text{B}(\text{Co})}^{\text{Ni}}$ формулы примут следующий вид:

$$\varepsilon_{\text{B}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = 0,983 \left(\varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Co}} + \varepsilon_{\text{Ni}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} - \varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} - \varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} \right);$$

$$\varepsilon_{\text{B}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,9911 \left(\varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} + \varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Co}} - \varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Co}} - \varepsilon_{\text{Ni}(\text{Fe})}^{\text{Co}} \right).$$

Учитывая значения $\varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Co}} = -0,5$ [24], $\varepsilon_{\text{Ni}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} = 0,118$ [25], $\varepsilon_{\text{B}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} = -0,57$ [24], $\varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Ni}} = \varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Co}} = 0,43$ [24], $\varepsilon_{\text{Co}(\text{Fe})}^{\text{Co}} = 1,18$ [25], расчет по приведенным выше формулам дает $\varepsilon_{\text{B}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = -0,238$; $\varepsilon_{\text{B}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,674$.

Коэффициент активности γ_i характеризует силу связи между растворенным элементом и основой расплава. Зависимости величин γ_{B} и γ_{O} от состава сплава при температуре 1873 К приведены ниже. От никеля к кобальту коэффициент γ_{B} возрастает, а коэффициент γ_{O} снижает-

ся, поскольку сродство к кислороду у никеля ниже, чем у кобальта.

Результаты расчета значений коэффициента активности $\gamma_{i(\text{Ni-Co})}^\circ$ приведены ниже:

Co, %	0	20	40	60	80	100
$M_{\text{Ni-Co}}$	58,6934	58,738	58,787	58,836	58,884	58,9332
X_{Ni}	1	0,801	0,601	0,401	0,201	0
X_{Co}	0	0,199	0,399	0,599	0,799	1
γ_{B}°	0,0107 [12]	0,0128	0,0207	0,0368	0,0579	0,0646 [16]
γ_{O}°	0,337 [15]	0,271	0,224	0,191	0,171	0,161 [17]

Взаимодействие бора с оксидами никеля и кобальта может быть представлено реакциями (1) и (9). В приближении совершенных растворов для оксидной фазы для реакций (1) и (9) можно записать

$$\frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}{X_{\text{NiO}}^3} = \frac{K_{(1)} \left(X_{\text{B}} \gamma_{\text{B}(\text{Ni})}^\circ \right)^2}{X_{\text{Ni}}^3};$$

$$\frac{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}{X_{\text{CoO}}^3} = \frac{K_{(9)} \left(X_{\text{B}} \gamma_{\text{B}(\text{Co})}^\circ \right)^2}{X_{\text{Co}}^3};$$

$$X_{\text{B}_2\text{O}_3} + X_{\text{NiO}} + X_{\text{CoO}} = 1.$$

Рассчитанные по уравнению (16) значения мольных долей оксидов B_2O_3 , NiO и CoO в оксидной фазе для различных концентраций бора в расплавах системы Ni–Co при 1873 К приведены в табл. 3. Зависимости мольной доли оксида бора в оксидной фазе от содержания бора и кобальта в расплаве приведены на рис. 1. В случае расплава никеля при содержаниях бора выше 0,01 % мольная доля оксида бора близка к единице. По мере увеличения в расплавах содержания кобальта до 20 % мольная доля оксида бора в оксидной фазе уменьшается, а затем практически не меняется (табл. 1 и 3).

Реакция взаимодействия бора и кислорода, растворенных в расплавах системы Ni–Co

$$\text{B}_2\text{O}_3(\text{ж}) = 2[\text{B}]_{\text{Ni-Co}} + 3[\text{O}]_{\text{Ni-Co}},$$

$$K_{(17)} = \frac{\left([\% \text{B}] f_{\text{B}(\text{Ni-Co})} \right)^2 \left([\% \text{O}] f_{\text{O}(\text{Ni-Co})} \right)^3}{X_{\text{B}_2\text{O}_3}}, \quad (17)$$

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций

$$2\text{B}(\text{тв}) = 2[\text{B}]_{1\% (\text{Ni-Co})},$$

$$\Delta G_{(18)}^\circ = 2RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{B}(\text{Ni-Co})}^\circ M_{\text{Ni-Co}}}{100 M_{\text{B}}} \right); \quad (18)$$

$$\frac{3}{2} \text{O}_2(\text{г}) = 3[\text{O}]_{1\% (\text{Ni-Co})},$$

$$\Delta G_{(19)}^\circ = 3RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{O}(\text{Ni-Co})}^\circ M_{\text{Ni-Co}}}{100 M_{\text{B}}} \right). \quad (19)$$

Равновесный состав оксидной фазы при раскислении бором расплавов системы Ni–Co при 1873 К

Table 3. Equilibrium composition of the oxide phase during boron deoxidation of Ni–Co melts at 1873 K

[B], %	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{NiO}	X_{CoO}	X_B	$X_{B_2O_3}$	X_{NiO}	X_{CoO}
	Ni – 20 % Co				Ni – 40 % Co			
0,001	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,9611	0,0112	0,0277	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,9547	0,0052	0,0401
0,002	0,0001	0,9754	0,0071	0,0175	0,0001	0,9713	0,0033	0,0254
0,005	0,0003	0,9866	0,0038	0,0096	0,0003	0,9844	0,0018	0,0138
0,010	0,0005	0,9915	0,0025	0,0060	0,0005	0,9901	0,0011	0,0088
0,020	0,0011	0,9947	0,0015	0,0038	0,0011	0,9938	0,0007	0,0055
0,050	0,0027	0,9971	0,0008	0,0021	0,0027	0,9966	0,0004	0,0030
0,100	0,0054	0,9982	0,0005	0,0013	0,0054	0,9979	0,0002	0,0019
0,200	0,0108	0,9989	0,0003	0,0008	0,0108	0,9987	0,0001	0,0012
0,500	0,0266	0,9994	0,0002	0,0004	0,0266	0,9993	$0,8 \cdot 10^{-4}$	$6,2 \cdot 10^{-4}$
1,000	0,0520	0,9996	0,0001	0,0003	0,0521	0,9995	$0,6 \cdot 10^{-4}$	$4,4 \cdot 10^{-4}$
2,000	0,0998	0,9998	$0,7 \cdot 10^{-4}$	$1,3 \cdot 10^{-4}$	0,0999	0,9997	$0,3 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$
	Ni – 60 % Co				Ni – 80 % Co			
0,001	$5,4 \cdot 10^{-5}$	0,9570	0,0020	0,0410	$5,5 \cdot 10^{-5}$	0,9587	0,0008	0,0405
0,002	0,0001	0,9727	0,0013	0,0260	0,0001	0,9739	0,0005	0,0256
0,005	0,0003	0,9851	0,0007	0,0142	0,0003	0,9857	0,0003	0,0140
0,010	0,0005	0,9906	0,0004	0,0090	0,0005	0,9910	0,0002	0,0088
0,020	0,0011	0,9941	0,0003	0,0056	0,0011	0,9943	0,0001	0,0056
0,050	0,0027	0,9968	0,0002	0,0030	0,0027	0,9969	$0,6 \cdot 10^{-4}$	$30,4 \cdot 10^{-4}$
0,100	0,0054	0,9980	0,0001	0,0019	0,0054	0,9981	$0,4 \cdot 10^{-4}$	$18,6 \cdot 10^{-4}$
0,200	0,0108	0,9987	$0,6 \cdot 10^{-4}$	$12,4 \cdot 10^{-4}$	0,0108	0,9988	$0,2 \cdot 10^{-4}$	$11,8 \cdot 10^{-4}$
0,500	0,0266	0,9993	$0,3 \cdot 10^{-4}$	$6,7 \cdot 10^{-4}$	0,0266	0,9993	$0,1 \cdot 10^{-4}$	$6,9 \cdot 10^{-4}$
1,000	0,0521	0,9996	$0,2 \cdot 10^{-4}$	$3,8 \cdot 10^{-4}$	0,0521	0,9996	$7,5 \cdot 10^{-6}$	$3,9 \cdot 10^{-4}$
2,000	0,1000	0,9997	$0,1 \cdot 10^{-4}$	$2,9 \cdot 10^{-4}$	0,1000	0,9997	$4,6 \cdot 10^{-6}$	$2,9 \cdot 10^{-4}$

Рассчитанные для реакции (17) значения $\Delta G_{(17)}^\circ$ и $\lg K_{(17)}$ при температуре 1873 К для сплавов различного состава приведены ниже:

Co, %	0	20	40	60	80	100
$\Delta G_{(17)}^\circ$, Дж	398 683	394 014	400 215	410 694	419 874	420 495
$\lg K_{(17)}$	-11,131	-11,000	-11,174	-11,474	-11,722	-11,740
e_B^B	0,363 [14]	0,3140	0,2649	0,2157	0,1662	0,1166 [16]
e_O^B	-0,323 [14]	-0,3370	-0,3511	-0,3652	-0,3794	-0,3936 [16]
e_B^O	-0,220 [14]	-0,2289	-0,2378	-0,2467	-0,2556	-0,2646 [16]
e_O^O	0 [15]	0	0	0	0	0 [17]

Зависимость константы равновесия реакции (17) от содержания в расплаве бора и кобальта при температуре 1873 К приведена на рис. 2. Как видно из представленных данных, константа равновесия реакции (17) не-

значительно повышается до содержания кобальта 20 %, а далее постоянно уменьшается, что говорит о повышении раскислительной способности бора. На рис. 2 показаны для сравнения также зависимости величины константы равновесия реакций взаимодействия с кислородом для хрома, марганца, кремния, титана и алюминия при 1873 К [26 – 29]. Значения констант равновесия приведены для реакций взаимодействия раскислителя с одним атомом кислорода, растворенного в расплаве, что позволяет сделать сравнение приведенных зависимостей более наглядным. Как видно из представленных данных, величина константы равновесия реакции в случае хрома и марганца незначительно повышается по мере увеличения содержания кобальта в расплаве, а в случае кремния – меняется незначительно. Это можно объяснить слабым изменением сил связей атомов хрома, марганца и кремния в расплаве. В случае титана величина константы равновесия реакции до содержания кобальта 40 – 50 % повышается, а затем снижается. Это можно объяснить, с одной стороны, ослаблением силы связи атомов титана ($\gamma_{Ti(Ni)}^\circ = 1,9 \cdot 10^{-4}$ [30];

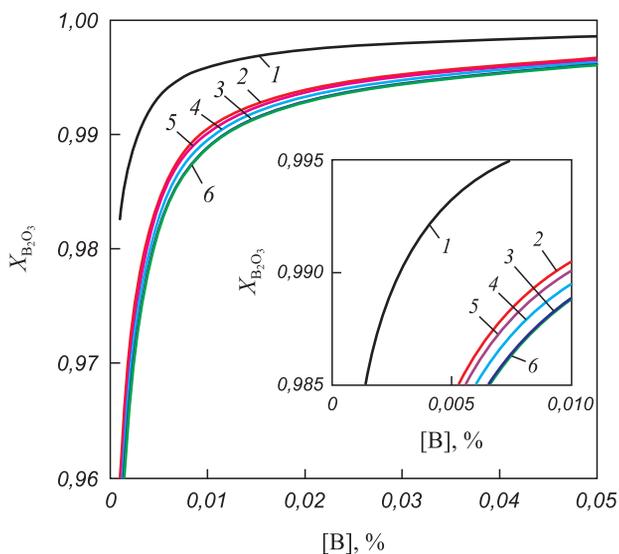


Рис. 1. Зависимость мольной доли оксида бора в оксидной фазе от содержания бора в расплаве при 1873 К при содержании кобальта, %:
1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Fig. 1. Dependence of mole fraction of boron oxide in oxide phase on boron content in the melt at 1873 K for cobalt contents, %:
1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

$\gamma_{Ti(Co)}^{\circ} = 9,1 \cdot 10^{-4}$ [30]), а с другой, усилением сил связи атомов кислорода в расплаве ($\gamma_{O(Ni)}^{\circ} = 0,357$ [15]; $\gamma_{O(Co)}^{\circ} = 0,161$ [17]). В случае алюминия величина константы равновесия реакции снижается по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Это можно объяснить существенным ослаблением сил связей атомов алюминия в расплаве ($\gamma_{Al(Ni)}^{\circ} = 2,2 \cdot 10^{-4}$ [31]; $\gamma_{Al(Co)}^{\circ} = 5,0 \cdot 10^{-3}$ [17]).

Концентрация кислорода в расплавах системы Ni–Co, равновесная с заданным содержанием бора, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg [\% O]_{Ni-Co} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(17)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \left(2e_{B(Ni-Co)}^B + 3e_{O(Ni-Co)}^B \right) [\% B] - \left(3e_{O(Ni-Co)}^O + 2e_{B(Ni-Co)}^O \right) [\% O] \right\}. \quad (20)$$

Как показано выше, величину [% O] в правой части уравнения (20) можно выразить через отношение $\left(\frac{K_{(17)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni-Co)}^2}{[\% B]^2} \right)$, тогда уравнение (20) примет вид

$$\lg [\% O]_{Ni-Co} = \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(17)} + \lg X_{B_2O_3} - 2 \lg [\% B] - \left(2e_{B(Ni-Co)}^B + 3e_{O(Ni-Co)}^B \right) [\% B] - \left(3e_{O(Ni-Co)}^O + 2e_{B(Ni-Co)}^O \right) \left(\frac{K_{(17)} X_{B_2O_3} f_{B(Ni-Co)}^2}{[\% B]^2} \right) \right\}. \quad (20a)$$

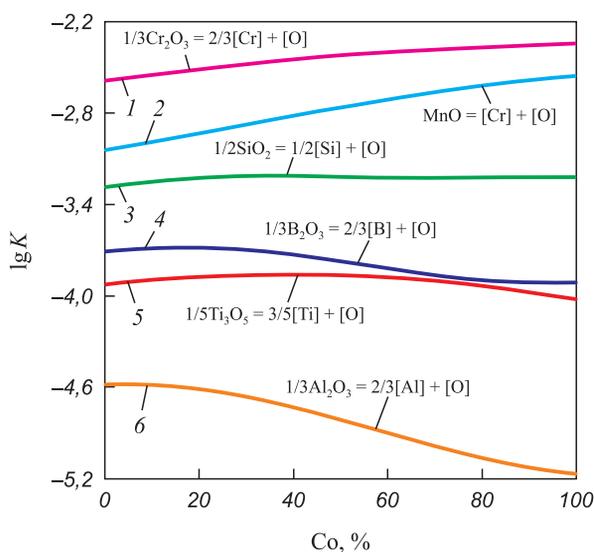


Рис. 2. Зависимость констант равновесия реакций раскисления расплавов системы Ni–Co хромом (1), марганцем (2), кремнием (3), бором (4), титаном (5) и алюминием (6) от состава сплава при 1873 К

Fig. 2. Dependence of the equilibrium constants for deoxidation reactions of Ni–Co melts with chromium (1), manganese (2), silicon (3), boron (4), titanium (5) and aluminum (6) on the alloy composition at 1873 K

Поскольку расплавы системы Ni–Co характеризуются весьма незначительными отклонениями от идеального поведения [32], использованные в расчетах значения параметров взаимодействия $e_{i(Ni-Co)}^j$ рассчитывали по уравнению [20]

$$e_{i(Ni-Co)}^j = \varepsilon_{i(Ni)}^j X_{Ni} + \varepsilon_{i(Co)}^j X_{Co}.$$

Зависимости равновесной концентрации кислорода в расплавах системы Ni–Co от содержания бора и кобальта при 1873 К приведены в табл. 2 и на рис. 3. Как видно из представленных данных, раскислительная способность бора незначительно уменьшается с увеличением содержания кобальта до 20 %, а далее возрастает по мере увеличения содержания кобальта в расплаве. Кривые растворимости кислорода проходят через минимум, значение которого смещается в сторону меньших содержаний бора по мере повышения содержания кобальта в расплаве. Дальнейшие присадки бора приводят к увеличению концентрации кислорода в расплаве.

Содержания бора, которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [20]

$$[\% R]' = - \frac{m}{2,3(m\varepsilon_R^R + n\varepsilon_O^R)}, \quad (21)$$

где m и n – коэффициенты в формуле оксида $R_m O_n$.

В случае оксида бора B_2O_3 уравнение (21) примет следующий вид:

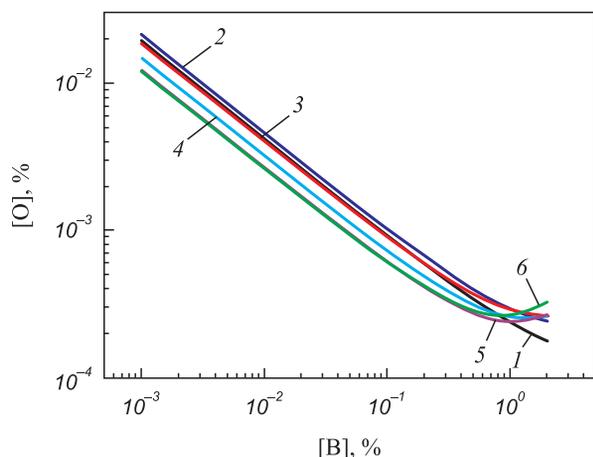


Рис. 3. Зависимость концентрации кислорода в расплавах системы Ni–Co от содержания бора при 1873 K при содержании кобальта, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

Fig. 3. Dependence of oxygen concentration in Ni–Co melts on boron content at 1873 K for cobalt contents, %: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100

$$[\% \text{ B}]' = -\frac{2}{2,3(2e_{\text{B}}^{\text{B}} + 2e_{\text{O}}^{\text{B}})} \quad (21a)$$

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (21a) значения содержаний бора в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода:

Co, %	[% B]'	[% O] _{мин}
0	3,578	1,62 · 10 ⁻⁴
20	2,270	2,43 · 10 ⁻⁴
40	1,661	2,62 · 10 ⁻⁴
60	1,308	2,44 · 10 ⁻⁴
80	1,079	2,29 · 10 ⁻⁴
100	0,918	2,52 · 10 ⁻⁴

Выводы

В никель-кобальтовых расплавах бор характеризуется высоким сродством к кислороду. Раскислительная способность бора незначительно уменьшается с увеличением содержания кобальта до 20 %, а далее возрастает по мере увеличения содержания кобальта в расплаве.

Определены значения параметров взаимодействия кобальта и бора в никеле ($\epsilon_{\text{B}(\text{Ni})}^{\text{Co}} = -0,238$) и никеля и бора в кобальте ($\epsilon_{\text{B}(\text{Co})}^{\text{Ni}} = 0,674$) на основе современных данных об аналогичных параметрах в железе.

При взаимодействии бора с кислородом, растворенных в расплавах системы Ni–Co, оксидная фаза, помимо B₂O₃, содержит оксиды NiO и CoO. В случае расплава никеля при содержаниях бора выше 0,01 % мольная доля оксида бора близка к единице. По мере увеличения в расплавах содержания кобальта до 20 % мольная

доля оксида бора в оксидной фазе уменьшается, а затем практически не меняется.

Кривые растворимости кислорода в никель-кобальтовых расплавах, содержащих бор, проходят через минимум, положение которого смещается в сторону более низких содержаний бора по мере увеличения содержания кобальта в расплаве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Nickel, Cobalt, and Their Alloys / Ed. J.R. Davis. – ASM International – Materials Park, OH, USA, 2000. – 422 p.
2. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. – Cambridge: University Press, 2006. – 372 p.
3. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисковых газовых турбин (материалы и технологии) / Под. ред. С.Б. Масленкова. – М.: Наука и технологии, 2013. – 264 с.
4. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Metallurgy, 1986. – 192 с.
5. Бокштейн С.З., Василенок Л.Б., Каблов Е.Н., Радин И.В., Рябова Г.Г. Микролегирование бором и структурная стабильность никелевых сплавов // Металлы. 1986. № 6. С. 137 – 141.
6. Diabb J., Juárez-Hernandez A., Colas R., Castillo A.G., García-Sánchez E., Hernandez-Rodriguez M.A.L. Boron influence on wear resistance in nickel-based alloys // Wear. 2009. Vol. 267. No. 1-4. P. 550 – 555.
7. Stahleisen Verlag; Eisenhüttenleute Verein Deutscher. – Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995. – 634 p.
8. Turkdogan E.T. Physical Chemistry of High Temperature Technology. – New York: Academic Press, 1980. – 447 p.
9. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Metallurgy, 1975. – 504 с.
10. Куликов И.С. Термодинамика оксидов. – М.: Metallurgy, 1986. – 344 с.
11. Seetharaman S. Fundamentals of Metallurgy. – Cambridge: Woodhead Publ., 2005. – 576 p.
12. Беляничков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электротехнология. 2009. № 2. С. 29 – 38.
13. Turkdogan E.T. Fundamentals of Steelmaking. – Leeds: Maney Publ., 2010. – 345 p.
14. Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Fe – Ni, содержащих бор // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 3. С. 201 – 210.
15. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The Thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. Vol. 16. No. 1. P. 104 – 110.
16. 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 // Электротехнология. 2009. № 4. С. 16 – 22.
17. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metallurgical Quarterly. 1976. Vol. 15. No. 2. P. 123 – 127.
18. Froberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulfur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd. 1990. Vol. 81. No. 7. S. 513 – 515.
19. Lupis C.H.P. Chemical Thermodynamics of Materials. – New-York; North-Holland: Elsevier Science Publ., 1983. – 581 p.
20. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих хром // Металлы. 2016. № 4. С. 71 – 78.

21. Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation equilibrium of silicon in liquid nickel-copper and nickel-cobalt alloys // ISIJ International. 1993. Vol. 33. No. 2. P. 245 – 250.
22. Белянчиков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть I. Теоретические основы и адекватность модели пересчета // Электротехнология. 2009. № 1. С. 23 – 29.
23. Энциклопедический словарь по металлургии. Справочное издание. В 2-х т. Т. 1. / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – 412 с.
24. Снитко Ю.П., Суровой Ю.Н., Лякишев Н.П. О связи параметров взаимодействия с атомными характеристиками компонентов // ДАН. 1983. Т. 268. № 5. С. 1154 – 1156.
25. Hino M., Ito K. Thermodynamic Data for Steelmaking. – Tohoku University Press, Sendai, 2010. – 264 p.
26. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах Ni – Co, содержащих марганец // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 6. С. 475 – 483.
27. Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих кремний // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 2. С. 163 – 167.
28. Александров А.А., Дашевский В.Я. Растворимость кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих титан // Металлы. 2018. № 6. С. 81 – 87.
29. Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих алюминий // Металлы. 2017. № 4. С. 58 – 62.
30. Miki T. Dilute Solutions // Treatise on Process Metallurgy, Vol. 1: Process Fundamentals / Ed. S. Seetharaman. – Elsevier Ltd., 2014. P. 557 – 585.
31. Ishii F., Ban-ya S., Hino M. Thermodynamics of the deoxidation equilibrium of aluminum in liquid nickel and nickel-iron alloys // ISIJ International. 1996. Vol. 36. No. 1. P. 25 – 31.
32. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Gleiser M., Kelley K.K. Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys. – Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals, 1973. – 1435 p.

Поступила в редакцию 28 февраля 2020 г.

После доработки 14 апреля 2020 г.

Принята к публикации 12 мая 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 9, pp. 721–729.

OXYGEN SOLUBILITY IN BORON-CONTAINING Ni–Co MELTS

A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii

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

Abstract. Alloys of the Ni–Co system are widely used in industry. Boron is one of the alloying components in these alloys. The study of thermodynamics of the oxygen solution in boron-containing Ni–Co melts is of considerable interest for the practice of such alloys production. Thermodynamic analysis of oxygen solutions in boron-containing Ni–Co melts has been carried out. The equilibrium constant of interaction of boron and oxygen dissolved in the nickel-cobalt melts, the activity coefficients at infinite dilution, and the interaction parameters characterizing these solutions were determined for melts of different composition at 1873 K. During interaction of boron with oxygen in Ni–Co melts, the oxide phase, in addition to B₂O₃, contains NiO and CoO. The values of the mole fractions of B₂O₃, NiO and CoO in the oxide phase for different boron concentrations in Ni–Co melts were calculated at 1873 K. In the case of nickel melt at boron contents above 0.01 %, the mole fraction of boron oxide is close to unity. As the cobalt content in the melts increases to 20 %, the mole fraction of boron oxide in the oxide phase decreases, and then practically does not change. Dependences of the oxygen solubility on the contents of cobalt and boron in the studied melts were calculated. The deoxidation ability of boron decreases slightly with increasing cobalt content up to 20 %, and then increases with increasing cobalt content in the melt. Boron contents in minimum points on the oxygen solubility curves and the corresponding minimum oxygen concentrations were determined.

Keywords: nickel-cobalt melts, oxygen, boron, thermodynamic analysis, oxide phase, mole fraction, interaction parameters, solubility.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-721-729

REFERENCES

1. *Nickel, Cobalt, and Their Alloys.* Davis J.R. ed. ASM International – Materials Park, OH, USA, 2000, 422 p.
2. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications.* Cambridge: University Press, 2006, 372 p.
3. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Sovremennyye zharoprochnyye nikellevyye splavy dlya diskovykh gazovykh turbin (materialy i tekhnologii)* [Modern heat-resistant nickel alloys for disk gas turbines (materials and technologies)]. Maslennikov S.B. ed. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013, 256 p. (In Russ.).
4. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron Steels and Alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p. (In Russ.).
5. Bokshstein S.Z., Vasilenok L.B., Kablov E.N., Radin I.V., Ryabova G.G. Microalloying with boron and the structural stability of nickel alloys. *Russian metallurgy. Metally.* 1986, no. 6, pp. 142–146.
6. Diabb J., Juárez-Hernandez A., Colas R., Castillo A.G., García-Sánchez E., Hernández-Rodríguez M.A.L. Boron influence on wear resistance in nickel-based alloys. *Wear.* 2009, vol. 267, no. 1–4, pp. 550–555.
7. *Stahleisen Verlag; Eisenhüttenleute Verein Deutscher.* Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995, 634 p. (In Germ.).
8. Turkdogan E.T. *Physical Chemistry of High Temperature Technology.* New York: Academic Press, 1980., 447 p.
9. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of Metals]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 504 p. (In Russ.).
10. Kulikov I.S. *Termodinamika oksidov* [Thermodynamics of Oxides]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 344 p. (In Russ.).
11. Seetharaman S. *Fundamentals of Metallurgy.* Cambridge: Woodhead Publ., 2005, 576 p.
12. Belyanchikov L.N. Universal technique for recalculating values of interaction parameters of elements from one alloy base to another based on theory of quasi-regular solutions. Part II. Evaluation of parameters of elements interaction in nickel alloys. *Elektrometallurgiya.* 2009, no. 2, pp. 29–38. (In Russ.).
13. Turkdogan E.T. *Fundamentals of Steelmaking.* Leeds: Maney Publ., 2010, 345 p.
14. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions in boron-containing Fe–Ni melts. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2018, vol. 61, no. 3, pp. 201–210. (In Russ.).
15. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The Thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Metallurgical Soc. CIM.* 1977, annual volume, vol. 16, no. 1, pp. 104–110.

16. Belyanchikov L.N. Estimation of interaction parameters, activity coefficients and heats of dissolution of elements in cobalt-based alloys by recalculating from their values in iron alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 4, pp. 16–22. (In Russ.).
17. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 1976, vol. 15, no. 2, pp. 123–127.
18. Frohberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulfur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K. *Z. Metallkd.* 1990, vol. 81, no. 7, pp. 513–515.
19. Lupis C.H.P. *Chemical Thermodynamics of Materials*. New-York; North-Holland: Elsevier Science Publ., 1983, 581 p.
20. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in chromium-containing Ni–Co melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016, vol. 2016, no. 7, pp. 642–648.
21. Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation Equilibrium of silicon in liquid nickel-copper and nickel-cobalt alloys. *ISIJ International*. 1993, vol. 33, no. 2, pp. 245–250.
22. Belyanchikov L.N. Universal technique for recalculating values of interaction parameters of elements from one alloy base to another based on theory of quasi-regular solutions. Part I. Theoretical foundations and adequacy of recalculation model. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 1, pp. 23–29. (In Russ.).
23. *Entsiklopedicheskii slovar' po metallurgii: Spravochnoe izdanie. V 2-ukh t. T. 1.* [Encyclopedic Metallurgical Dictionary: Reference Ed. In 2 vols. Vol. 1]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2000, 412 p. (In Russ.).
24. Snitko Yu.P., Surovoi Yu.N., Lyakishev N.P. On relationship between interaction parameters and atomic characteristics of the components. *DAN*. 1983, vol. 268, no. 5, pp. 1154–1156. (In Russ.).
25. Hino M., Ito K. *Thermodynamic Data for Steelmaking*. Tohoku University Press, Sendai, 2010, 264 p.
26. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Thermodynamics of oxygen solutions in manganese-containing Ni – Co melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 6, pp. 475–483. (In Russ.).
27. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Thermodynamics of the oxygen solutions in silicon-containing Ni – Co melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 2, pp. 163–167. (In Russ.).
28. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Oxygen Solubility in Titanium-Containing Melts of the Ni–Co System. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018, vol. 2018, no. 11, pp. 1081–1087. (In Russ.).
29. Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya., Leont'ev L.I. Thermodynamics of the oxygen solutions in the aluminum-containing Ni–Co melts. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017, vol. 2017, no. 7, pp. 590–593.
30. Miki T. *Dilute Solutions. Treatise on Process Metallurgy*. Vol. 1: *Process Fundamentals*. Seetharaman S. ed. Elsevier Ltd., 2014, pp. 557–585.
31. Ishii F., Ban-ya S., Hino M. Thermodynamics of the deoxidation equilibrium of aluminum in liquid nickel and nickel-iron alloys. *ISIJ International*. 1996, vol. 36, no. 1, pp. 25–31.
32. Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T., Gleiser M., Kelley K.K. *Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys*. Ohio: Metals Park, Amer. Soc. Metals, 1973, 1435 p.

Acknowledgements. The work was performed in accordance with the state assignment No. 075-00947-20-00.

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 28, 2020

Revised April 14, 2020

Accepted May 12, 2020

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛИ НА УСТАНОВКЕ СОВМЕЩЕННОГО ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ. СООБЩЕНИЕ 2

Лехов О.С., д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (MXLehov38@yandex.ru)

Михалев А.В., к.т.н., старший преподаватель кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (mialex@trubprom.com)

Российский государственный профессионально-педагогический университет
(620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

Аннотация. Изложены результаты расчета напряженного состояния металла в очаге деформации при внедрении разделяющих буртов калиброванного бойка в стальной непрерывнолитой сляб при получении сортовых заготовок на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Результаты расчета осевых, касательных и эквивалентных напряжений, возникающих в очаге деформации металла при получении трех сортовых заготовок, выполнены в четырех сечениях очага деформации. Показан вид сечения очага деформации и места расположения характерных точек. Напряженное состояние металла в очаге циклической деформации при формировании разделяющими буртами калиброванных бойков из непрерывнолитого сляба трех стальных сортовых заготовок на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации определено путем решения объемной задачи упругопластичности методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS. Результаты расчета осевых, касательных и эквивалентных напряжений по Мизесу в очаге деформации при формировании разделяющими выступами калиброванных бойков из непрерывнолитого сляба трех стальных сортовых заготовок представлены в виде графиков и таблиц по рабочим поверхностям в четырех поперечных сечениях. Определены величины и закономерности распределения осевых, касательных и эквивалентных напряжений по длине и ширине очага деформации при получении трех сортовых заготовок на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Показан характер распределения осевых напряжений по характерным линиям, расположенным по длине очага деформации. Приведены значения наибольших сжимающих и растягивающих осевых напряжений, возникающих в очаге деформации при внедрении разделяющих буртов калиброванных бойков в стальной непрерывнолитой сляб, при получении трех сортовых заготовок на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

Ключевые слова: установка, непрерывное литье, сортовая заготовка, сляб, калиброванный боек, очаг деформации, конечный элемент, напряжение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-730-734

ПОСТАНОВКА И МЕТОДИКА РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

Постановка задачи и определение закономерностей распределения перемещений металла в очаге циклической деформации при получении сортовых заготовок из стали на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации рассмотрены в работе [1]. Технология совмещенного процесса включает непрерывное литье сляба в кристаллизаторе и его продольное разделение калиброванными буртами бойков установки на ряд сортовых заготовок, соединенных перемычками, за один проход [2 – 4].

В настоящей работе представлены результаты расчета напряженного состояния металла в очаге деформации при получении трех сортовых заготовок из стали на установке непрерывного литья и деформации. Для этой цели решена задача упругопластичности методом конечных элементов в объемной постановке с использованием пакета ANSYS [5 – 20].

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ

Вид сечения 4 и положение характерных точек представлено на рис. 1.

Результаты расчета осевых (SX , SY , SZ), касательных (SXY , SYZ , SXZ) и напряжений по Мизесу ($SEQV$) приведены в таблице.

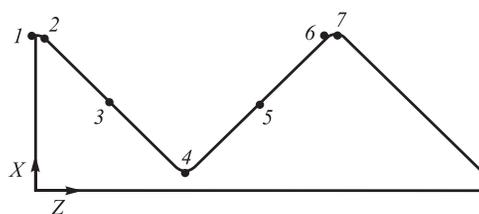


Рис. 1. Вид сечения 4 (положение точек для представления результатов по развертке периметра сечения)

Fig. 1. Section 4 (position of the points for presenting results along the perimeter scan of the section)

Напряжения в шести точках четырех сечений

Stresses at six points of four sections

Номер точки	Напряжение, МПа						
	<i>SX</i>	<i>SY</i>	<i>SZ</i>	<i>SXY</i>	<i>SYZ</i>	<i>SXZ</i>	<i>SEQV</i>
Сечение 1							
1	-91,6	-47,2	-68,1	-8,6	-0,3	-0,2	41,3
2	-102,2	-57,9	-74,2	-9,6	1,7	1,6	42,4
3	-29,2	-73,0	-30,2	-5,7	-4,2	4,9	-1,4
4	-93,0	-46,1	-57,3	1,2	0,2	0,7	42,5
5	-11,6	-80,8	-39,4	-6,5	-5,7	-4,5	-0,3
6	-125,0	-78,6	-92,5	-8,7	-0,8	-0,5	44,0
Сечение 2							
1	-83,5	-47,2	-67,3	7,3	0,6	0	34,0
2	-76,0	-44,2	-60,9	7,0	5,8	2,0	32,0
3	-16,8	-86,9	-56,7	-7,1,0	5,2	10,1	-4,0
4	-111,5	-85,2	-60,4	11,3	1,1	0,9	48,5
5	-24,0	-88,5	-59,7	-7,2	5,0	-9,5	4,3
6	-59,4	-35,1	-44,9	7,9	-6,0	-2,9	27,7
Сечение 3							
1	-31,6	-3,6	-52,3	4,9	1,8	1,4	43,4
2	-37,5	-20,1	-62,3	10,2	10,3	-7,8	46,5
3	-61,5	-19,9	-57,1	12,2	11,6	-1,8	49,3
4	-170,5	-146,2	-98,5	7,5	5,4	-5,9	66,3
5	-66,0	-23,7	-62,0	12,7	-11,5	3,5	50,5
6	-87,0	-62,3	-100,0	13,5	-10,5	10,2	47,9
Сечение 4							
1	-57,0	-11,6	-47,5	6,4	1,5	-1,4	43,0
2	-38,0	8,6	-24,7	7,6	1,6	1,6	43,7
3	-14,4	32,6	-14,9	8,0	2,8	-1,9	49,6
4	-154,7	-92,9	-76,1	11,9	4,8	-5,4	75,6
5	-23,4	26,1	-21,7	7,2	-2,5	4,6	51
6	-30,1	21,7	-16,5	8,4	-1,2	2,8	49,0

Осевые напряжения в очаге деформации являются сжимающими и распределяются по периметру впадины сечения 1 крайне неравномерно. Наибольшей величины, равной -125 МПа, напряжения достигают в направлении оси X в зоне точки 6. Далее это напряжение в точке 3 снижается до $-29,2$ МПа, а затем возрастает до -93 МПа в точке 4 впадины (см. таблицу).

Аналогичный характер распределения имеют напряжения в направлении осей Z и Y , но их значения значительно меньше. Наибольшей величины напряжения в направлении осей Z и Y достигают в зоне точек 2 и 6 и соответственно равны $-92,5$ и $-78,6$ МПа. Напряжение по Мизесу имеет наибольшее значение 44 МПа в зоне точек 2 и 6. Осевые напряжения в сечении 3 в направлении осей X , Y и Z распределяются крайне неравномерно, достигая максимальных значений в зоне точки 4 и соот-

ветственно равных $-170,5$, $-146,2$ и $-98,5$ МПа (рис. 2, см. таблицу). Касательные напряжения на контактных поверхностях достигают наибольших ($13,5$ МПа) значений в зоне точки 6 сечения 3.

В отличие от сечений 1 и 2 в сечении 3 в зоне впадины возникают растягивающие напряжения в направлении осей Z и Y величиной $72,4$ и $61,1$ МПа соответственно (рис. 2).

Другой характер распределения имеют напряжения в направлении оси X , которые в точке 4 впадины сжимающие с максимальной величиной $-170,5$ МПа, а затем в зоне впадины переходят в растягивающие величиной $24,7$ МПа.

Напряжения по Мизесу достигают максимальной величины $75,6$ МПа в сечении 4 вблизи точки 4 (см. таблицу).

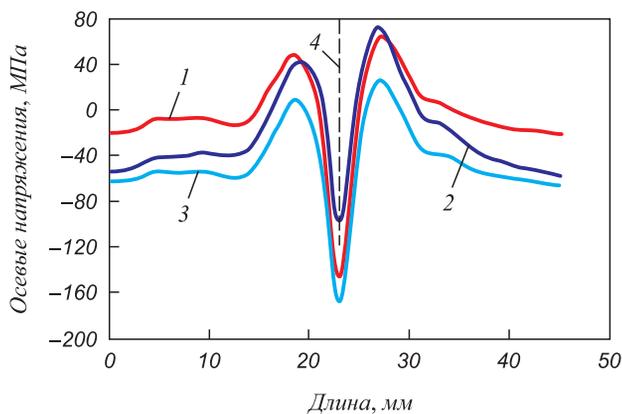


Рис. 2. Осевые напряжения по части длины впадины сечения 3; середина графика проходит через точку 4 (положение точек части сечения представлено на рис. 1):

1 – SY; 2 – SZ; 3 – SX; 4 – линия, проходящая через точку 4

Fig. 2. Axial stresses along the part of cavity length of section 3; middle of the graph passes through the point 4 (position of the points of section part on Fig. 1):

1 – SY; 2 – SZ; 3 – SX; 4 – line passing through point 4

Рассмотрим результаты расчета распределения напряжений по характерным линиям очага деформации при получении трех сортовых заготовок на установке непрерывного литья и деформации. Положение характерных линий показано на рис. 3.

Результаты расчета осевых напряжений по линии 1 и 7 представлены на рис. 4, а, б. Вид графиков напряжений по линии 7 свидетельствует о наличии в конце очага деформации растягивающих напряжений в направлении оси Y величиной 30 МПа. Напряжения в направлении осей Z и X сжимающие, достигающие в конце очага деформации наибольших (–95 МПа) значений.

При формировании разделяющими буртами бойков сортовых заготовок из сляба представляет интерес рас-

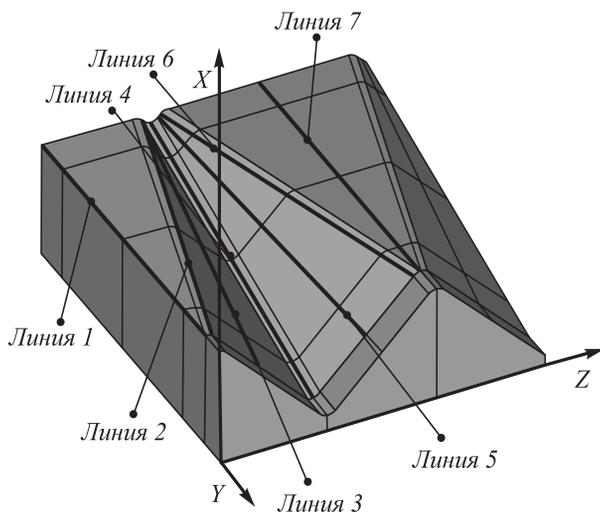


Рис. 3. Положение линий, для которых приведены графики напряжений

Fig. 3. Position of the lines for which stress graphs are given

пределение осевых напряжений по линии 5 очага деформации (рис. 4, в).

Осевые напряжения в направлении осей X и Z сжимающие, достигающие наибольших значений в зоне сечения 2 –88 и –70 МПа соответственно. Другой характер распределения имеют напряжения в направлении оси Y, которые в начале очага деформации растягивающие величиной 30 МПа, затем по длине очага деформации переходят в сжимающие величиной –60 МПа, а в конце очага деформации становятся растягивающими со значением 42 МПа (рис. 4, в).

Напряжения по Мизесу распределяются по длине очага деформации неравномерно, достигая значений до 57 МПа в конце очага деформации.

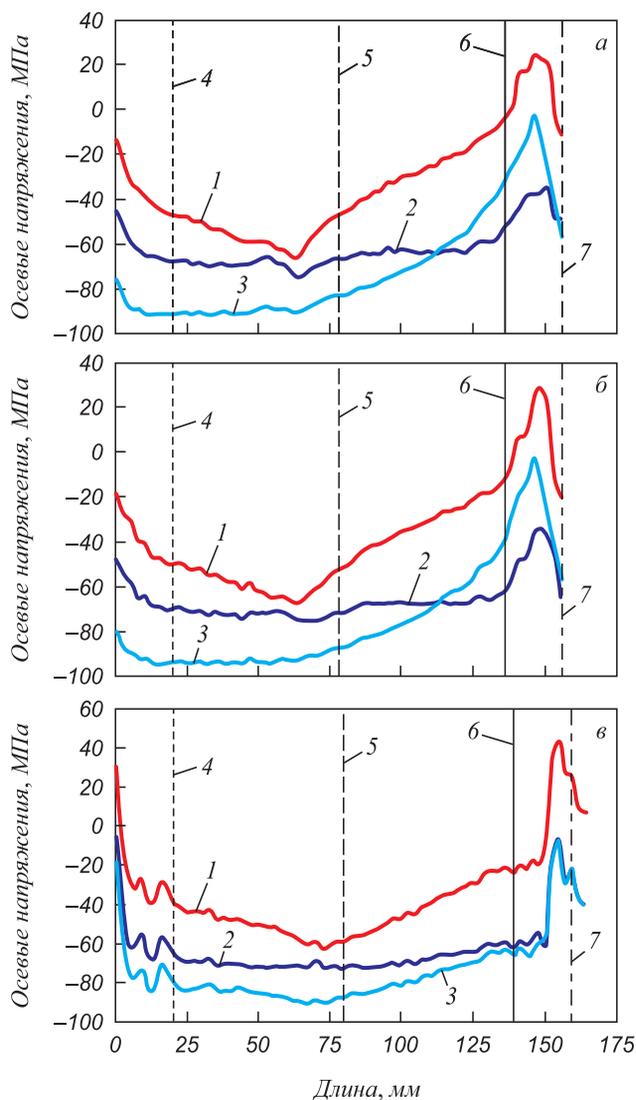


Рис. 4. Осевые напряжения по линии 1 (а) и 7 (б) (начало графика соответствует началу очага деформации):

1 – SY; 2 – SZ; 3 – SX; 4 – сечение 1; 5 – сечение 2; 6 – сечение 3; 7 – сечение 4

Fig. 4. Axial stresses along the line 1 (а) and 7 (б) (beginning of the graph corresponds to the beginning of deformation zone):

1 – SY; 2 – SZ; 3 – SX; 4 – section 1; 5 – section 2; 6 – section 3; 7 – section 4

Выводы

Поставлена и решена объемная задача определения напряженного состояния металла в очаге деформации при получении трех стальных сортовых заготовок из непрерывнолитого сляба за один проход на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лехов О.С., Михалев А.В. Напряженно-деформированное состояние металла в очаге деформации при получении сортовых заготовок из стали на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 7. С. 548 – 553.
2. Лехов О.С., Михалев А.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Теория и расчет. – Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017. – 151 с.
3. Лехов О.С., Билалов Д.Х. Технологические возможности установок совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства металлопродукции // Производство проката. 2016. № 7. С. 24 – 26.
4. Пат. № 2658761 РФ. Способ непрерывного литья заготовок и устройство для его осуществления / О.С. Лехов, И.В. Ухлов, А.В. Михалев. 2018. Бюл. № 18.
5. Мазур Д.Д., Хижняк В.Л. Сопротивление деформации низколегированных сталей // Сталь. 1991. № 8. С. 41 – 43.
6. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
7. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510 – 518.
8. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu to Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297 – 1304.
9. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Wiley in Steel research international. 2011. Vol. 82. P. 1240 – 1247.
10. Kobayashi S., Oh S-I, Altan T. Metal forming and finite-element method. – New York: Oxford University Press, 1989. – 377 p.
11. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. – In: Applied Mathematical and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Technological Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. – New York, 1982. P. 264 – 270.
12. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. – М.: Мир, 1979. – 393 с.
13. Норри Д., Фри Ж. Введение в метод конечных элементов. – М.: Мир, 1981. – 304 с.
14. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы. – М.: Мир, 1984. – 432 с.
15. Зенкевич О., Морган К. Конечные элементы и аппроксимация. – М.: Мир, 1986. – 318 с.
16. Pervez T., Seibi A., Karrech A. Simulation of solid tubular expansion in well drilling using finite element method // Journal of Petroleum Science and Technology. 2005. Vol. 23. No. 7-8. P. 775 – 794.
17. Zienkiewicz O., Taylor R. Finite Element Method: 5th ed. Vol. 1-3. – Butterworth and Heinemann, 2000. – 659 p.
18. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis // Journal of Materials Processing Technology. 2004. Vol. 157-158. P. 496 – 501.
19. Duan H., Velay X., Sheppard T. Application of finite element method in the hot extrusion of aluminium alloys // Materials Science and Engineering A. 2004. Vol. 369. P. 66 – 75.
20. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0.

Поступила в редакцию 25 марта 2019 г.
После доработки 14 апреля 2019 г.
Принята к публикации 5 мая 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 9, PP. 730-734.

STRESS-STRAIN STATE OF METAL IN DEFORMATION ZONE DURING PRODUCTION OF STEEL SECTION BILLETS ON THE UNIT OF COMBINED CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 2

O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev

Russian State Vocational Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

Abstract. Stress state of metal in deformation zone during introduction of the separating collars of the grooved die into continuously casted steel slab was calculated for production of section billets on the unit of combined continuous casting and deformation. Calculation of axial, tangential and equivalent stresses arising in deformation zone of metal was made in four sections of deformation zone and its results are presented in specific points and lines. View of the section of deformation zone and location of specific points are provided. The stress state of metal in zone of cyclic deformation at formation of three steel section billets from continuously cast slab by separating collars of grooved die on the unit of combined continuous casting and deformation was determined by solving extensive problem of elasticity with the finite element method using the ANSYS package. The results of calculation of axial, tangential and equivalent stresses according to Mises in deformation zone are given in form of graphs and tables for working surfaces in four cross sections. The values and regularities of distribution

of these stresses along the length and width of deformation zone were determined. The character of axial stresses distribution by characteristic lines located along the length of deformation zone is shown. Values of the highest compressive and tensile axial stresses arising in deformation zone during introduction of separating collars of grooved were obtained for the unit of combined continuous casting and deformation.

Keywords: installation, continuous casting, billet, slab, grooved die, deformation zone, final element, stress.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-730-734

REFERENCES

1. Lekhov O.S., Mikhalev A.V. Stress-strain state of metal in deformation zone during production of steel section billets on the unit of combined continuous casting and deformation. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 7, pp. 548–553. (In Russ.).
2. Lekhov O.S., Mikhalev A.V. *Ustanovka sovmeshchennogo protsesa nepreryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva listov iz stali dlya svarnykh trub. Teoriya i raschet* [Unit of Combined Continuous Casting and Deformation for Production of Steel Sheets for Welded

- Pipes. Theory and Design]. Ekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2017, 151 p. (In Russ.).
3. Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Technological capabilities of combined continuous casting and deformation units for production of metal products. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 7, pp. 24–26. (In Russ.).
 4. Lekhov O.S., Ukhlov I.V., Mikhalev A.V. *Sposob nepreryvnogo lit'ya zagotovok i ustroystvo dlya ego osushchestvleniya* [Method for continuous casting of billets and device for its implementation]. Patent RF no. 2658761. *Byulleten' izobretenii*. 2018, no. 18. (In Russ.).
 5. Mazur D.D., Khizhnyak V.L. Resistance of low-alloyed steels to deformation. *Stal'*. 1991, no. 8, pp. 41–43. (In Russ.).
 6. Khenzel' A., Shpittel' T. *Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem* [Calculation of Power Parameters in Metal Forming Processes]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p. (In Russ.).
 7. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518.
 8. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu to Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304.
 9. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Wiley in Steel Research International*. 2011, vol. 82, pp. 1240–1247.
 10. Kobayashi S., Oh S-I, Altan T. *Metal forming and finite-element method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
 11. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Technological Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982*. New York, 1982, pp. 264–270.
 12. Segerlind Larry J. *Applied finite element analysis*. New York etc., 1976. (Russ. ed.: Segerlind L. *Primenenie metoda konechnykh elementov*. Moscow: Mir, 1979, 393 p.).
 13. Norrie D. H., de Vries G. *An introduction to finite element analysis*. Academic Press, New York, 1978. (Russ. ed.: Norrie D., de Vries G. *Vvedenie v metod konechnykh elementov*. Moscow: Mir, 1981, 304 p.).
 14. Gallagher R.H. *Finite Element Analysis: Fundamentals*. Prentice-Hall, New Jersey, 1975, 420 p. (Russ. ed.: Gallagher R. *Metod konechnykh elementov. Osnovy*. Moscow: Mir, 1984.).
 15. Zienkiewicz O.C., Morgan K. *Finite Elements and Approximation*. New York: Wiley, 1983, 328 p. (Russ. ed.: Zienkiewicz O.C., Morgan K. *Konechnye elementy i approximationsiya*. Moscow: Mir, 1986, 318 p.).
 16. Pervez T., Seibi A., Karrech A. Simulation of solid tubular expansion in well drilling using finite element method. *Journal of Petroleum Science and Technology*. 2005, vol. 23, no. 7-8, pp. 775–794.
 17. Zienkiewicz O., Taylor R. *Finite Element Method: 5th ed.* Vol. 1-3. Butterworth and Heinemann, 2000, 659 p.
 18. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, vol. 157-158, pp. 496–501.
 19. Duan H., Velay X., Sheppard T. Application of finite element method in the hot extrusion of aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2004, vol. 369, pp. 66–75.
 20. ANSYS. *Structural Analysis Guide. Rel. 15.0*.
- Information about the authors:**
- O.S. Lekhov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (mxlehov38@yandex.ru)
- A.V. Mikhalev**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (mialex@trubprom.com)

Received March 25, 2019

Revised April 14, 2020

Accepted May 5, 2020

УДК 621.771.07:621.787.6

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЛУБИНЫ И СТЕПЕНИ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРОКАТНОГО ВАЛКА ПРИ ТЕКСТУРИРОВАНИИ ЕГО ДРОБЬЮ

*Звягина Е.Ю., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (zviagina_mmf@mail.ru)*

*Огарков Н.Н., д.т.н., профессор кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (ogarkovnikolai@mail.ru)*

*Полякова М.А., д.т.н., профессор кафедры технологий обработки
материалов (m.polyakova@magtu.ru)*

*Сухова М.Д., магистр кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (suhova.mash@yandex.ru)*

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

Аннотация. Представлен наиболее распространенный способ формирования микрогеометрии поверхности валков дрессировочных станов, обеспечивающий требуемую шероховатость холоднокатаной полосы (дробеметная обработка). Исследования по насечке поверхности проведены на промышленной установке «Виллибратор», металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе MEIJI 2700 и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Выявлено измельчение структуры поверхностного слоя при взаимодействии материала валка с дробью. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по оценке упрочняющего действия дробеметной обработки (ДМО) на формируемый шероховатый слой прокатного валка. Для теоретического анализа процесса ДМО использован один из методов теории пластичности (метод нижней оценки). Для упрощения математических выкладок микровпадина валка аппроксимирована сферической поверхностью. Получена количественная оценка степени деформации и глубины упрочненного слоя, которые определяются скоростью дробы и твердостью поверхности валка и твердостью текстурируемой поверхности. При анализе литературных источников установлено, что увеличение твердости на одну единицу влечет повышение стойкости в среднем на 3 %. Применение ДМО позволяет сократить время перевалки валков дрессировочных станов на 6,0 – 10,5 % в зависимости от используемых режимов насечки валков дробью. Повышение твердости поверхностного слоя является следствием измельчения его структуры в процессе взаимодействия с дробью. Выявлено, что увеличение твердости поверхностного слоя приводит к повышению его износостойкости и устойчивой прочности. Установлено, что при скорости 60 м/с твердость повышается примерно на 3,5 единицы.

Ключевые слова: дробь, глубина упрочнения, степень упрочнения, дробеметная обработка, твердость, текстурируемая поверхность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-735-741

ВВЕДЕНИЕ

Шероховатость поверхности холоднокатаной полосы устанавливается в зависимости от ее последующего служебного назначения. Регламентируемые параметры шероховатости реализуются на стадии отделочной операции на дрессировочном стане за счет репродукции на поверхности полосы соответствующей шероховатости рабочей поверхности прокатных валков. Одним из наиболее распространенных способов получения соответствующей шероховатости на поверхности валков дрессировочных станов является дробеметная обработка (ДМО) [1 – 7].

Положительной стороной ДМО является то, что она обеспечивает не только геометрические параметры шероховатости, но и за счет локальной пластической деформации оказывает упрочняющее действие на ше-

роховатый слой, способствует повышению сопротивления износа в процессе эксплуатации на дрессировочном стане.

К настоящему времени выполнен комплекс исследований по установлению зависимостей между режимами ДМО и геометрическими параметрами текстурируемой поверхности прокатного валка [4, 8 – 10], но имеются лишь единичные сведения по влиянию режимов ДМО на глубину и степень упрочнения текстурированного слоя при выполнении этой операции.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Металлографические исследования проводили в ресурсном центре нанотехнологий и наноматериалов при Научно-исследовательском институте наносталей Магнитогорского государственного технического уни-

верситета им. Г.И. Носова на оптическом микроскопе MEIJ 2700 (Япония) (увеличение от 500 до 10 000 крат) и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV (Япония) (увеличение от 500 до 10 000 крат).

Исследования по насечке поверхности образцов дробью проводили на промышленной дробеметной установке «Виллибратор». Определение глубины упрочнения и степени деформации проводили на дисковых образцах диам. 40 мм, длиной 20 мм из стали марки 9Х2МФ, с которых сошлифовывали часть материала для образования косых срезов после каждого двойного прохода.

В настоящей работе излагаются результаты теоретических и экспериментальных исследований по оценке упрочняющего действия ДМО на формируемый шероховатый слой прокатного вала. Для теоретического анализа процесса ДМО использовали один из методов теории пластичности – метод нижней оценки. Для упрощения математических выкладок форму дробки аппроксимировали сферической поверхностью. Схема взаимодействия дробки с поверхностью вала представлена на рис. 1.

В соответствии с теоремой о нижней границе несущей способности жесткопластического материала допустимое напряженно-деформированное состояние материала вала в зоне контакта с дробью обусловлено напряженным состоянием двух полос [11]. В каждой из полос осуществляется простое сжатие величиной $2\tau_s$. В меридиональном сечении зоны контакта дробки с валом напряженные состояния в областях 1 и 2 определяются кругами Мора I и II (рис. 2).

В области 1 нормальные и касательные напряжения равны

$$\begin{aligned} \sigma_\eta &= 2\tau_s \cos^2 \eta; \quad \sigma_\eta + \frac{\pi}{2} = 2\tau_s \sin^2 \eta; \\ \tau_\eta &= \tau_s \sin(2\eta), \end{aligned} \quad (1)$$

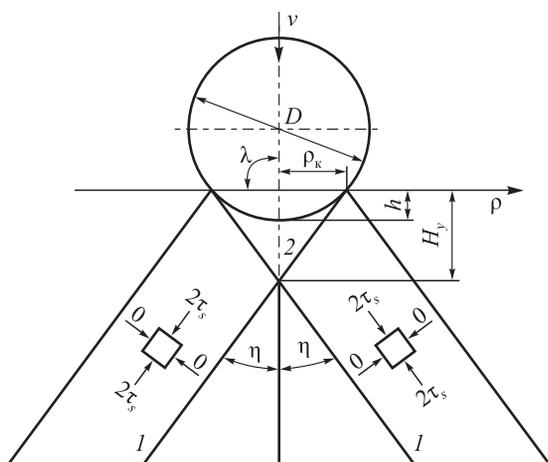


Рис. 1. Моделирование напряженно-деформированного состояния при взаимодействии дробки с поверхностью вала

Fig. 1. Modeling of stress-strain state at grit interaction with the roll surface

где η – угол между направлением полосы 1 и нормальным напряжением σ_η ; τ_s – предел прочности деформируемого материала на сдвиг, МПа.

Поскольку угол, составляемый полосами 1, равен 2η , то максимальное и минимальное главные напряжения в области 2 составят

$$\sigma_{\max} = 4\tau_s \cos^2 \eta; \quad \sigma_{\min} = 4\tau_s \sin^2 \eta. \quad (2)$$

В силу равенства напряженных состояний в полосах 1 направление в области 2 главных напряжений совпадает с биссектрисой угла 2η между полосами 1 и нормалью к ней.

Из условия пластичности $\sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2\tau_s$ минимальное значение $\eta = \eta_{\min}$. При $\eta = 30^\circ$ в области 2 наибольшие главные напряжения становятся максимальными. При значениях $\eta > \eta_{\min}$ в области 2 перед дробью появляется жесткая зона.

Нормальные и касательные напряжения на поверхности дробки, соответствующие углу λ на диаграмме Мора, равны

$$\sigma_n = \tau_s (2 + \cos 2\lambda) \tau_n = \tau_s \sin 2\lambda, \quad (3)$$

где λ – угол между нормалью к биссектрисе угла 2η и проекцией поверхности контакта дробки с валком на плоскость, перпендикулярную вектору скорости дробки (рис. 1); τ_n – касательные напряжения на поверхности дробки.

Поскольку для лобового удара дробки о поверхность вала $\lambda = 90^\circ$, то в соответствии с уравнением (3) $\sigma_n = 3\tau_s$, $\tau_n = 0$, то есть σ_n не является функцией от глубины внедрения дробки в поверхность вала. Соответственно усилие P внедрения дробки в поверхность вала зависит только от проекции площади их контакта на плоскость, перпендикулярную вектору скорости дробки. Проекция площади контакта, в соответствии с принятой формой дробки, является функцией координаты ρ (рис. 1). Таким образом

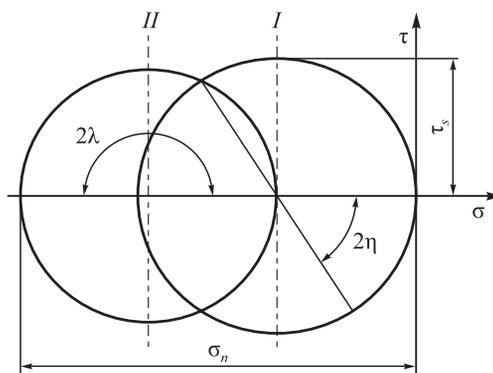


Рис. 2. Круги Мора для плосконапряженного состояния в меридиональном сечении зоны деформирования

Fig. 2. Mohr circles for a plane-stress state in meridional section of deformation zone

$$P = 3\pi\tau_s\rho_k^2, \quad (4)$$

где ρ_k – радиус отпечатка дробы на поверхности валка.

Выражая ρ_k через радиус дробы R и глубину ее внедрения в поверхность валка h и подставляя выражение $\rho_k = \sqrt{2Rh}$ в уравнение (4), имеем

$$P = 6\pi\tau_s Rh. \quad (5)$$

Поскольку P и h связаны линейной зависимостью, то энергия, необходимая для внедрения дробы в поверхность валка на глубину h с учетом уравнения (5), составит

$$W = 3\pi\tau_s Rh^2. \quad (6)$$

Согласно теории пластичности энергия, диссипируемая в очаге деформации, определяется выражением:

$$W = \int_0^\varepsilon \sigma V d\varepsilon, \quad (7)$$

где W – энергия деформации; V – объем материала в очаге деформации; σ – действительные напряжения в очаге деформации; ε – степень деформации материала.

Решая интеграл применительно к лобовому удару дробы и преобразуя уравнение (7) относительно степени деформации ε с учетом формулы (6), получаем

$$\varepsilon = \frac{\pi Rh^2}{V}. \quad (9)$$

Объем смоделированного очага деформации (рис. 1) составляет

$$V = \frac{2}{3}\pi RhH_y, \quad (9)$$

где H_y – глубина деформации поверхностного слоя валка при внедрении дробы.

При подстановке уравнения (9) в формулу (8) имеем

$$\varepsilon = \frac{3h}{2H_y}. \quad (10)$$

Глубину отпечатка h определим из условия равенства диссипируемой энергии потере кинетической энергии при ударе дробы о поверхность валка. Потеря кинетической энергии в процессе центрального упругопластического соударения двух тел, одно из которых имеет поступательную скорость равную нулю, и массу, на много порядков большую массы другого тела, применительно к соударению дробы с валком определяется по зависимости [12, 13]

$$W_1 - W_2 = \frac{(1 - \beta^2)mv^2}{2}, \quad (11)$$

где W_1 и W_2 – кинетическая энергия системы в начале и в конце удара; m – масса дробы; v – скорость дробы в момент удара о поверхность валка; β – коэффициент восстановления кинетического состояния при ударе (для закаленных поверхностей $\beta = 0,93 \div 0,95$).

Равенство уравнений (6) и (11) с учетом формулы (5) позволяет определить глубину отпечатка дробы на поверхности валка:

$$h = v\sqrt{\frac{(1 - \beta^2)m}{6\pi\tau_s R}}. \quad (12)$$

Выражая массу дробы через ее размеры и плотность материала $m = \frac{4\pi\gamma_1 R^2}{3g}$ (здесь γ_1 – плотность материала дробы, МПа·с²/м²; g – ускорение свободного падения, м/с²), и используя соотношение между единицей массы и единицей силы, преобразуем уравнение (12) к виду:

$$h = 0,47Rv\sqrt{\frac{(1 - \beta^2)\gamma_1}{\tau_s}}. \quad (13)$$

Глубина деформации (рис. 1) поверхностного слоя валка при внедрении в нее дробы составляет

$$H_y = \rho_k \operatorname{ctg} \frac{\pi}{6} = \sqrt{2Rh} \operatorname{ctg} \frac{\pi}{6}. \quad (14)$$

Подстановка развернутых значений h и H_y в уравнение (10) и его преобразование к степенным показателям дает выражение для расчета степени деформации при текстурировании валка методом ДМО:

$$\varepsilon = 0,418v^{0,5} \left[\frac{(1 - \beta^2)\gamma_1}{\tau_s} \right]^{0,25}. \quad (15)$$

На практике в качестве механической характеристики сопротивления деформации поверхностного слоя материала валка используют показатель твердости. Сопротивление внедрению индентора при динамическом ударе в диапазоне скоростей 10 – 100 м/с с учетом инерционной составляющей определяется зависимостью [14]:

$$HB_d = (HB_c + \gamma_2 v^2 \chi) \left(\frac{v}{v_c} \right)^n, \quad (16)$$

где HB_d – динамическая твердость материала по Бринеллю при ударе по нему со скоростью v ; HB_c – твердость материала по Бринеллю при внедрении в него индентора со скоростью v_c в процессе статического испытания; γ_2 – плотность материала, в который внедряется индентор; $\chi = \sin^2 \alpha$ – коэффициент сопротивления головной части внедряющегося индентора; α – угол, со-

ставляемый касательной к поверхности головной части внедряющегося индентора с вектором скорости.

Для колотой дроби $\alpha = 45 \pm 15^\circ$, поэтому среднее значение χ составляет 0,5. Для литой дроби $\alpha \approx 90^\circ$ и $\chi = 1$.

Принимая для закаленной стали $\beta = 0,94$ и $\gamma_1 = = 0,078 \text{ МПа} \cdot \text{с}^2/\text{м}^2$ и учитывая соотношение $\tau_s = 0,18HB_d$, получаем

$$\varepsilon \approx 0,2v^{0,5} HB_d^{-0,25}. \quad (17)$$

С учетом функции эргодичности процесса ДМО при повторных проходах факала дроби по поверхности валака запишем окончательно

$$\varepsilon \approx 0,2v^{0,5} HB_d^{-0,25} \xi^n n^{\frac{1}{4n}}, \quad (18)$$

где ξ – показатель эргодичности процесса; n – число проходов факала дроби.

Для дробеметной установки фирмы «Виллибратор» $\xi = 1,02$.

Применительно к использованию твердости в единицах Шора (HSD) уравнение (16) принимает вид

$$\varepsilon \approx 0,2v^{0,5} (75,75HSD_{исх} - 500)^{-0,25} \xi^n n^{\frac{1}{4n}}. \quad (19)$$

В процессе удара дроби о поверхность валака механическая энергия, затрачиваемая на упругую и пластическую деформации материала валака, преобразуется в тепловую. Поскольку время взаимодействия дроби с валком составляет микросекунды, то процесс перехода механической энергии в тепловую можно считать адиабатическим. Применительно к принятой схеме взаимодействия дроби с валком (рис. 1) прирост температуры в очаге деформации составит

$$\Delta T = \frac{6204\gamma_1^{0,25} HB^{0,75} v^{1,25}}{c\rho},$$

где $c\rho$ – объемная теплоемкость материала валака.

Применительно к $c\rho = 5,04 \cdot 10^6 \text{ Дж}/(\text{м}^3 \cdot \text{с})$ прирост температуры в очаге деформации в момент удара дроби о поверхность валака не превышает 85°C . Таким образом, деформация поверхностного слоя валака сопровождается только упрочнением без рекристаллизации.

Твердость упрочненной поверхности валака после ДМО определяется по зависимости

$$HB = HB_{исх} (1 + k\varepsilon)^v$$

или в единицах Шора

$$HSD = HSD_{исх} (1 + k\varepsilon)^v,$$

где $HB_{исх}$ и $HSD_{исх}$ – исходная твердость поверхности валака перед ДМО по Бринеллю и Шору; k – коэффи-

циент пропорциональности, учитывающий природу упрочняемого материала (для закаленных сталей $k = 1$); v – показатель степени зависимости упрочнения от степени деформации (для стали марки 9Х2МФ $v = 0,2$).

Глубина упрочненного слоя H_y определяется из соотношений (13), (14) и (16) с учетом эргодичности процесса:

$$H_y = 0,79Rv^{0,5} (75,75HSD - 500)^{-0,25} \xi^n n^{\frac{1}{4n}}.$$

Прирост твердости при ДМО составляет

$$\Delta_{HSD} = HSD - HSD_{исх}.$$

На рис. 3 показаны влияние скорости полета дроби и количества проходов ее факала на степень деформации. На рис. 4 представлены зависимости глубины

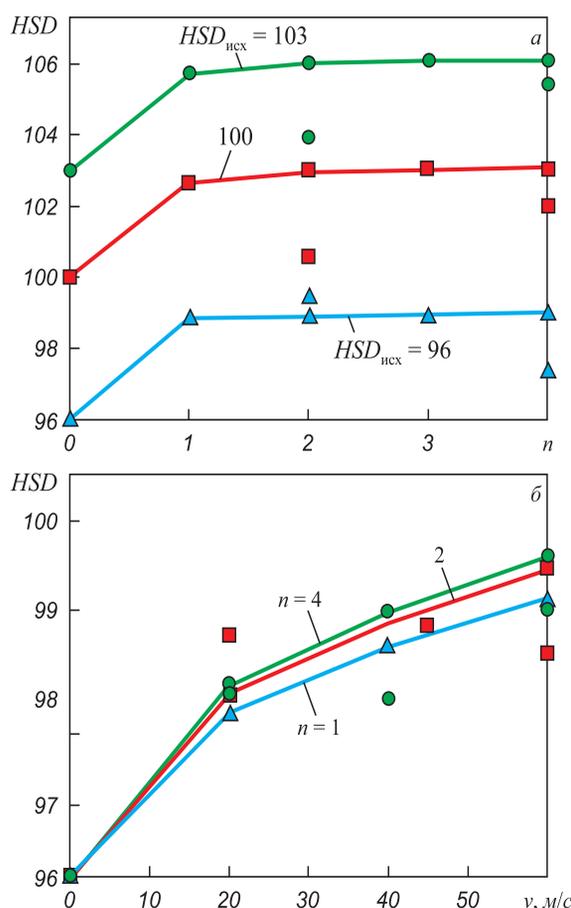


Рис. 3. Зависимость изменения твердости поверхностного слоя от числа проходов факала дроби при скорости ее полета $v = 40 \text{ м/с}$ и первоначальных значениях твердости $HSD_{исх}$ 96, 100, 103 (а) и от скорости полета дроби при начальной твердости $HSD_{исх} = 96 \text{ ед.}$ (б):

▲ – эксперим. 1; ■ – эксперим. 2; ● – эксперим. 3

Fig. 3. Dependence of changes in surface layer hardness on: а – the number of passes of grit torch at its speed $v = 40 \text{ m/s}$ and initial values of hardness $HSD_{ref} = 96$ (1); 100 (2); 103 (3); б – flight speed of grit with an initial hardness of $HSD_{ref} = 96$ units: ▲ – experiment 1; ■ – experiment 2; ● – experiment 3

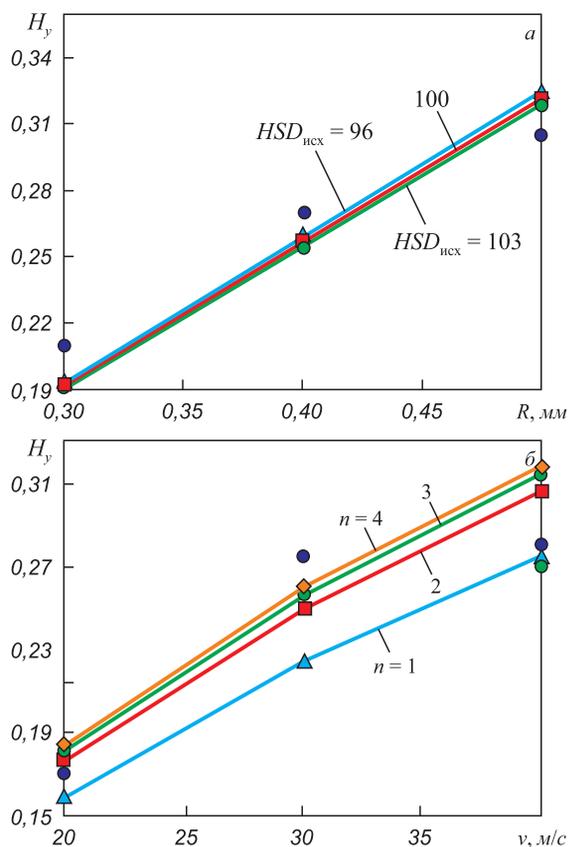


Рис. 4. Зависимость глубины упрочнения от размера дробы при различной исходной твердости поверхности при двойном проходе факела дробы (а) и от скорости полета дробы diam. 0,8 мм при $HSD = 96$ ед. (б):
● – эксперим.

Fig. 4. Dependence of hardening depth on:
а – the size of grit at different initial surface hardness with a double pass of the grit torch; б – flight speed of grit with a diameter of 0.8 mm at $HSD = 96$ units:
● – experiment

упрочнения от размера дробы при различной исходной твердости поверхности и скорости полета дробы.

Полученные в настоящей работе результаты коррелируют с результатами исследований в работах [5, 15, 16] применительно к дробеструйной обработке машиностроительных материалов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Степень деформации и упрочнение текстурируемой поверхности вала определяются скоростью дробы и твердостью поверхности вала, но не зависят от фракции дробы. Глубина упрочненного слоя в наибольшей степени определяется размерами используемой дробы, в меньшей степени скоростью соударения дробы о поверхность вала, в наименьшей степени твердостью текстурируемой поверхности.

Например, увеличение радиуса дробы от 0,3 до 0,5 мм (то есть в 1,66 раза) увеличивает прямо пропорционально глубину упрочнения в 1,66 раза. Рост

скорости взаимодействия дробы в три раза приводит к увеличению глубины упрочнения только в два раза. Изменение твердости с 96 до 103 ед. (то есть на 6,8 %) приводит к изменению глубины не более чем на 2 %. Расхождение между расчетными и экспериментальными данными не превышает 9,5 %. Полученные в настоящей работе результаты коррелируют с результатами исследований других авторов применительно к дробеструйной обработке машиностроительных материалов.

Из графиков видно, что изменение твердости происходит в основном при первом проходе. Остальные проходы влияют на изменение твердости незначительно. Применение низких скоростей позволяет повысить твердость при двойном проходе на 2 единицы по Шору.

Анализ микроструктуры на оптическом микроскопе MEIJI 2700 и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV показывает, что повышение твердости поверхностного слоя является следствием измельчения его структуры в процессе взаимодействия с дробью. Повышение твердости поверхностного слоя обычно приводит к повышению его износостойкости и усталостной прочности [5, 8, 13, 17 – 19]. Применение скорости 60 м/с позволяет повысить твердость примерно на 3,5 единицы. Согласно [20] увеличение твердости на одну единицу влечет к увеличению стойкости в среднем на 3 %. Применение ДМО позволяет сократить время перевалки валков дрессировочных станков на 6,0 – 10,5 % в зависимости от используемых режимов насечки валков дробью.

Выводы

Выполнены теоретические и экспериментальные исследования по оценке упрочняющего действия дробеструйной обработки на формируемый шероховатый слой прокатного вала.

Теоретический анализ по упрочнению поверхностного слоя валков в процессе ДМО выполнен с использованием одного из методов теории пластичности (метода нижней оценки). Установлено, что степень деформации и упрочнение текстурируемой поверхности вала определяются скоростью дробы и твердостью поверхности вала, но не зависят от фракции дробы.

Глубина упрочненного слоя в наибольшей степени определяется размерами используемой дробы, в меньшей скоростью соударения дробы о поверхность вала и твердостью текстурируемой поверхности.

Анализ микроструктуры на оптическом микроскопе MEIJI 2700 и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV показывает, что повышение твердости поверхностного слоя является следствием измельчения его структуры в процессе взаимодействия с дробью. Повышение твердости поверхностного слоя обычно приводит к повышению его износостойкости и усталостной прочности. Применение скорости 60 м/с позволяет повысить твердость примерно на 3,5 единицы. Увеличе-

ние твердости на одну единицу влечет к увеличению стойкости в среднем на 3 %. Применение ДМО позволяет сократить время переделки валков дрессировочных станков на 6,0 – 10,5 % в зависимости от используемых режимов насечки валков дробью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Bel'skii S.M., Mazur S.I., Mukhin Y.A., Goncharov A.I. Influence of the cross section of hot – rolled steel on the flatness of cold-rolled strip // *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 5. P. 313 – 316.
2. Огарков Н.Н., Звягина Е.Ю., Исмагилов Р.Р. Теоретический анализ формирования шероховатости автомобильного листа при дрессировке в валках обработанных дробью // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 8. С. 600 – 605.
3. Огарков Н.Н., Залетов Ю.Д., Ласьков С.А., Звягина Е.Ю., Пожидаев Ю.А. Совершенствование дробеметной обработки прокатных валков для производства автомобильного листа // *Вестник Магнитогорского Государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2010. № 2 (30). С. 41 – 43.
4. Rasp W., Wichern C.M. Effects of surface-topography directionality and lubrication condition on frictional behavior during plastic deformation // *Journal of Material Processing Technology*. 2002. Vol. 125. Special Issue. P. 379 – 386.
5. Лебеденко В.Г. Математическое моделирование процесса формирования геометрических параметров поверхностного слоя и параметров упрочнения при обработке деталей дробью // *Вестник Донского государственного технического университета*. 2008. Т. 8. № 4 (39). С. 202 – 212.
6. Stone M.D. Rolling of Thin Strip. Part 1. – In: *Iron and Steel Engineer Year Book*, 1953. P. 115 – 128.
7. Зык Е.Н. Оценка возможности повышения уровня усталостной прочности деталей в период эксплуатации ударными методами ППД // *Современные наукоемкие технологии*. 2016. № 11-1. С. 36 – 40.
8. Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Лебеденко В.Г. Исследование параметров качества поверхностного слоя при обработке дробью // *Вестник машиностроения*. 2010. № 2. С. 51 – 54.
9. Дудкина Н.Г., Абраменко С.А., Баринов В.В. Определение толщины упрочненного поверхностного слоя стальных деталей, подвергнутых дробеструйной обработке // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2018. Т. 14. № 12 (168). С. 547 – 549.
10. Utsch M., Vinke P. Roll Texturing Technology as a Base of Modern Surfaces in Automotive Cold Mill Flat Products. – In: *MS&T: Conf. Proc.*, 2004. P. 599 – 607.
11. Джонсон У., Меллор П.Б. Теория пластичности для инженеров / Пер. с англ. А.Г. Овчинникова. – М.: Машиностроение, 1979. – 567 с.
12. Shkatov V.V., Pogodaev A.K., Romanenko D.N., Mazur I.P. The influence of nanoscale precipitation of aluminum nitride on the formation of recrystallization texture in aluminum deoxidized low-carbon steels // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 617 – 620.
13. Ogarkov N.N., Platov S.I., Zvyagina E.Yu., Molochkova O.S., Markarova I.V. Choosing the materials performance and the form of an indenter for arrangement of texture at the surface of skin mill rolls. – In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019. Article 012195.
14. Shmyrin A.M., Mazur I.P., Kavygin V.V., Yartsev A.G. Parametrical Neighborhood Modelling of the Process of Forming the Temperature of Hot-Rolled Strip Coiling // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016. Vol. 51. No. 4. P. 401 – 404.
15. Roberts W.L. An Approximate Theory of Temper Rolling. – In: *Iron and Steel Engineer Year Book*, 1972. P. 530 – 542.
16. Коновалов Ю.В. Справочник прокатчика. Книга 2. Производство холоднокатаных листов и полос. – М.: Теплотехник, 2008. – 608 с.
17. Efremov D.B., Gerasimova A.A., Gorbatyuk S.M., Chichenev N.A. Study of kinematics of elastic-plastic deformation for hollow steel shapes used in energy absorption devices // *CIS Iron and Steel Review*. 2019. Vol. 18. P. 30 – 34.
18. Надежность и долговечность валков холодной прокатки / В.П. Полушин, В.А. Николаев, М.А. Тылкин и др. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.
19. Ogarkov N.N., Platov S.I., Zvyagina E.Yu. Modeling of roll roughness transfer process to strip during skin-pass rolling // *Lecture Notes in Mechanical Engineering*. 2019. Vol. 2. P. 1 – 7.
20. Отений Я.Н., Привалов Н.И., Щеголев Н.Г., Муравьев О.П., Ткачева Ю.О. Особенности формирования глубины упрочнения при обработке деталей поверхностным пластическим деформированием // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований*. 2016. № 12-3. С. 452 – 455.

Поступила в редакцию 19 ноября 2019 г.
После доработки 26 марта 2020 г.
Принята к публикации 29 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. No. 9, pp. 735–741.

ESTIMATION OF DEPTH AND DEGREE OF MILL ROLL SURFACE HARDENING DURING GRIT TEXTURING

E.Yu. Zvyagina, N.N. Ogarkov, M.A. Polyakova, M.D. Sukhova

G.I. Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The paper presents shot blasting (SB) as the most common method of arrangement of temper mills rolls surface microgeometry, providing required roughness of the cold-rolled strip. The surface riffling studies were carried out at the Willibrator industrial unit; metallographic studies were performed using MEIJI 2700 optical microscope and JSM-6490LV scanning electron microscope. Refinement of the surface layer structure during interaction of the roll material with the grit was revealed. In the work the lower bound method, one of the methods of plasticity theory, is used for theoretical analysis of the SB process. To make computations easier, the roll microcave is approximated to spherical shape. Quantitative estimates of deformation degree and the depth of hardened layer

were determined by speed of the grit and hardness of the roll surface. The depth of hardened layer is obtained by the size of used grit, and to a lesser extent, by the speed of grit impact on the roll surface and textured surface hardness. It has been searched out in literature that increase in hardness by one unit leads in average to 3 % increase in resistance. Thus, SB application allows reduction of time of rolls rehandling of temper mills by 6.0 – 10.5 %, depending on application modes of rolls riffling with grit. Analysis of microstructure have shown that increase in hardness of the surface layer is a consequence of refinement of its structure in process of interaction with the grit. It has been revealed that increase in hardness of the surface layer leads to an increase in its wear resistance and fatigue strength. The authors of the work have found that at speed of 60 m/s the hardness increases by 3.5 units.

Keywords: fraction, depth and degree of hardening, shot blasting (SB), hardness, textured surface.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-735-741

REFERENCES

1. Bel'skii S.M., Mazur S.I., Mukhin Y.A., Goncharov A.I. Influence of the cross section of hot – rolled steel on the flatness of cold-rolled strip. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 5, pp. 313–316.
2. Ogarkov N.N., Zvyagina E.Yu., Ismagilov R.R. Theoretical analysis of formation of automobile sheet roughness during temper rolling in shot-blasted rolls. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 8, pp. 600–605. (In Russ.).
3. Ogarkov N.N., Zaletov Yu.D., Las'kov S.A., Zvyagina E.Yu., Pozhidaev Yu.A. Improvement of shot blasting for rolling mill production. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2010, no. 2 (30), pp. 41–43. (In Russ.).
4. Rasp W., Wichern C.M. Effects of surface-topography directionality and lubrication condition on frictional behavior during plastic deformation. *Journal of Material Processing Technology*. 2002, vol. 125, Special Issue, pp. 379–386. (In Russ.).
5. Lebedenko V.G. Mathematical modeling of formation of surface layer geometric and hardening parameters at parts grit processing. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, vol. 8, no. 4 (39), pp. 202–212. (In Russ.).
6. Stone M.D. Rolling of Thin Strip. Part 1. In: *Iron and Steel Engineer Year Book*. 1953, pp. 115–128.
7. Zyk E.N. Assessment of possibility of increasing fatigue strength level of machine parts during operation by impact SPD methods. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*. 2016, no. 11-1, pp. 36–40. (In Russ.).
8. Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Lebedenko V.G. Surface-layer quality in shot treatment. *Russian Engineering Research*. 2010, vol. 30, no. 2, pp. 144–148.
9. Dudkina N.G., Abramenko S.A., Barinov V.V. Determination of thickness of hardened surface layer of steel parts subjected to shot blasting. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2018, vol. 14, no. 12 (168), pp. 547–549. (In Russ.).
10. Utsch M., Vinke P. Roll Texturing technology as a base of modern surfaces in automotive cold mill flat products. In: *MS&T: Conference Proceeding*. 2004, pp. 599–607.
11. Johnson W., Mellor P.B. *Engineering plasticity*. London, New York: Van Nostrand Reinhold Co., 1973, 646 p. (Russ. ed.: Johnson W., Mellor P.B. *Teoriya plastichnosti dlya inzhenerov*. Ovchinnikov A.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 567 p.).
12. Shkatov V.V., Pogodaev A.K., Romanenko D.N., Mazur I.P. The influence of nanoscale precipitation of aluminum nitride on the formation of recrystallization texture in aluminum deoxidized low-carbon steels. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 617–620.
13. Ogarkov N.N., Platov S.I., Zvyagina E.Yu., Molochkova O.S., Makarova I.V. Choosing the materials performance and the form of an indenter for arrangement of texture at the surface of skin mill rolls. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019, article 012195.
14. Shmyrin A.M., Mazur I.P., Kavygin V.V., Yartsev A.G. Parametrical neighborhood modelling of the process of forming the temperature of hot-rolled strip coiling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 401–404.
15. Roberts W.L. An Approximate Theory of Temper Rolling. In: *Iron and Steel Engineer Year Book*. 1972, pp. 530–542.
16. Kononov Yu.V. *Spravochnik prokatchika. Kniga 2. Proizvodstvo kholodnokatanykh listov i polos* [Rollerman's Handbook. Book 2. Production of Cold Rolled Sheets and Strips]. Moscow: Teplotekhnika, 2008, 608 p. (In Russ.).
17. Efremov D.B., Gerasimova A.A., Gorbatyuk S.M., Chichenev N.A. Study of kinematics of elastic-plastic deformation for hollow steel shapes used in energy absorption devices. *CIS Iron and Steel Review*. 2019, vol. 18, pp. 30–34.
18. Polukhin V.P., Nikolaev V.A., Tylkin M.A. etc. *Nadezhnost' i dolgovechnost' valkov kholodnoi prokatki* [Reliability and Durability of Rolls for Cold Rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 448 p. (In Russ.).
19. Ogarkov N.N., Platov S.I., Zvyagina E.Yu. Modeling of roll roughness transfer process to strip during skin-pass rolling. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*. 2019, vol. 2, pp. 1–7.
20. Otenii Ya.N., Privalov N.I., Shchegolev N.G., Murav'ev O.P., Tkacheva Yu.O. Features of formation of hardening depth at parts processing by surface plastic deformation *Mezhdunarodnyi zhurnal prikladnykh i fundamental'nykh issledovaniy*. 2016, no. 12-3, pp. 452–455. (In Russ.).

Information about the authors:

E.Yu. Zvyagina, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (zviagina_mmf@mail.ru)

N.N. Ogarkov, Dr. Sci. (Eng), Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (ogarkovnikolai@mail.ru)

M.A. Polyakova, Dr. Sci. (Eng), Professor of the Chair “Materials Processing Technologies” (m.polyakova@magtu.ru)

M.D. Sukhova, MA Student of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (suhova.mash@yandex.ru)

Received November 11, 2019

Revised March 26, 2020

Accepted June 29, 2020

УДК 621.74.045

МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ ВЫБОРА СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И СТРУКТУР ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

*Одинокое В.И.¹, д.т.н., профессор-консультант, главный научный сотрудник Управления
научно-исследовательской деятельностью (79122718858@yandex.ru)*

Дмитриев Э.А.¹, д.т.н., доцент, ректор (rector@knastu.ru)

*Евстигнеев А.И.^{1,2}, д.т.н., профессор-консультант, главный научный сотрудник Управления
научно-исследовательской деятельностью (diss@knastu.ru)*

*Свиридов А.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Металлургия
машиностроения» (andrey1979_2009@mail.ru)*

*Иванкова Е.П.¹, старший преподаватель кафедры «Промышленная
электроника» (jenyvany@mail.ru)*

¹ Комсомольский-на-Амуре государственный университет (КнАГУ)
(681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

² Хабаровский федеральный исследовательский центр (Институт машиноведения и металлургии) ДВО РАН
(681005, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, ул. Металлургов, 1)

Аннотация. Представлена математическая модель процесса оптимизации выбора материала и морфологического строения оболочковой формы, обладающей наибольшей сопротивляемостью к трещинообразованию при заливке ее жидким металлом. Для решения поставленной задачи использована теория малых упругопластических деформаций и уравнения теплопроводности, а также апробированные численные методы. Построена целевая функция $\min - \max$ от управляющих переменных, характеризующих свойства формовочного материала, из которого изготавливается оболочковая форма. Рассмотрен процесс нагрева осесимметричной оболочковой формы при заливке в нее жидкого металла. Стойкость оболочковой формы оценивается по возникающим в ней напряжениям. Составлен алгоритм решения задачи. С использованием численных схем и комплексов программ, разработанных в предыдущих исследованиях, построен алгоритм решения задачи оптимизации и найдены значения управляющих переменных. При этих значениях управляющих переменных оболочковая форма не разрушается даже при наличии жесткого процесса – заливки стали в холодную оболочковую форму. Проведен анализ влияния веса каждого из найденных параметров на значение построенной целевой функции. С помощью математического эксперимента проведено исследование морфологического строения оболочковой формы. Рассмотрена оболочковая форма из пяти слоев. Скорректированная система уравнений позволяет учитывать свойства слоев, выполненных из разных материалов. Выполнены расчеты для случая, когда слой оболочковой формы из материала, найденного оптимизацией, занимает различные положения в сечении формы; при этом остальные слои формы изготовлены из традиционной керамики. Найдено оптимальное местоположение этого слоя. Показано, что наличие нескольких слоев с найденными свойствами не влияет на повышение трещиностойкости оболочковой формы.

Ключевые слова: оболочковая форма, свойства материалов, напряжение, деформации, перемещение, температура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-742-754

ВВЕДЕНИЕ

Анализ тенденций развития технологических процессов формообразования оболочковых форм (ОФ) показывает, что точность и чистота поверхности фасонных отливок являются одними из главных критериев уровня развития науки и технологии литейного производства. Высокие показатели по этим признакам обеспечивают неразъемные высокоогнеупорные негасотворные ОФ по выплавляемым моделям (ВМ), материалы которых не взаимодействуют с заливаемыми сплавами. Одним из новых направлений повышения качества технологических и эксплуатационных свойств ОФ по ВМ является структурно-деформационный подход к управлению

морфологическим строением и свойствами ОФ на основе иерархии их структур как отдельных элементов, отдельного слоя или группы слоев, а также оболочки в целом.

Трещиностойкость ОФ по ВМ зависит, главным образом, от их напряженно-деформированного состояния (НДС) на различных этапах формообразования. Известные методы снижения НДС ОФ до сих пор остаются недостаточно изученными, так как нет четких сведений о параметрах различных структур ОФ и эффективности их влияния на изменение свойств.

Выбор путей повышения трещиностойкости как многослойных, так и монослойных (электрофоретических) ОФ за счет снижения НДС возможен на базе ком-

плексного изучения свойств материалов, формирующих ОФ: то есть необходимо выделить физические параметры материала, наиболее сильно влияющие на трещиностойкость ОФ при ее заливке жидким металлом. С этой целью необходимо построить математическую модель процесса заливки жидкого металла в ОФ.

Исследованию напряженно-деформированного состояния оболочковых форм по выплавляемым моделям, а также системы отливка – форма посвящено большое количество экспериментальных и теоретических работ [1 – 4]. Часть исследований проведена на основе чисто аналитических методов расчета НДС ОФ; в работах Н.И. Аласкарова и В.В. Петрова использовано численное моделирование НДС ОФ [5, 6].

Последующие работы М.В. Салиной [7], Э.А. Дмитриева [8], Г.М. Севастьянова [9], И.Г. Сапченко [10] расширяют границы применимости численного моделирования на различные технологические варианты формообразования и эксплуатации ОФ и их структурно-морфологическое строение.

Промежуточные обобщающие итоги состояния вопроса по исследованию НДС ОФ были подведены в монографиях [2, 3].

Из наиболее известных отечественных исследователей вопросами напряженного состояния литейных оболочковых форм занимались профессора В.В. Васин, В.А. Рыбкин, Б.А. Кулаков, А.С. Савинов, Г.И. Тимофеев [4, 11 – 15] и др. Зарубежных публикаций по НДС литейных оболочковых форм не обнаружено, хотя проведено множество теоретических и экспериментальных исследований НДС оболочечных конструкций с различными структурами и из различных функциональных материалов [16 – 35]. Однако математическому описанию этого сложного процесса посвящено мало работ.

Необходимо отметить, что объектами исследования НДС ОФ являются как многослойные [36], так и монослойные (электрофоретические) ОФ. Основы методологии математического численного моделирования НДС ОФ, основных технологических операций их формообразования и эксплуатации в литье по выплавляемым моделям (ЛВМ) сформулированы в монографиях [2, 3].

Первые публикации по численному моделированию НДС ОФ связаны с решением плоских задач [36], а все последующие – осесимметричных [37], причем при равных по толщине и одинаковых по физико-механическим свойствам слоях оболочек. В работе [37], посвященной НДС ОФ при заливке и охлаждении получаемой отливки в форме, принималось, что оболочковая форма полностью залита жидким металлом. Это является довольно грубым приближением.

Растрескивание оболочки может произойти и на практике происходит непосредственно в процессе заливки металла из-за термического удара. В работе [38] рассматривается сам процесс заливки формы жидким металлом, то есть с учетом «термоудара».

В настоящее время прорабатываются и развиваются вопросы НДС по новым модифицированным структурам ОФ и их особенностям. Именно этому вопросу и посвящена настоящая работа.

МОНОСЛОЙНАЯ ОБОЛОЧКОВАЯ ФОРМА

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Построение целевой функции оптимизации свойств материала ОФ связано с решением задачи по определению НДС при заливке в нее расплавленного металла.

Рассматривается осесимметричное тело вращения (рис. 1, а). Деформируемый материал, форма, затвердевший металл считаются изотропными. В этом случае имеем трехкомпонентную систему (рис. 1, б): область I – жидкий металл (деформируемая среда); область II – затвердевший металл; область III – форма. Используя теорию малых упругопластических деформаций, эйлерову систему координат и уравнение теплопроводности, можно записать для каждой из областей систему уравнений:

– область I:

$$\begin{aligned} \sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma = P_1; \\ P_1 = \gamma h; \dot{\theta} = a_p^* \Delta \theta; \end{aligned} \quad (1)$$

– области II, III:

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} = 0; \\ \sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2G_p \varepsilon_{ij}^*; \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \varepsilon = \varepsilon_{ii}; \\ \varepsilon_{ii} = 3k_p \sigma + 3\alpha_p (\theta_n - \theta_p^*); \varepsilon_{ij} = 0, 5(U_{i,j} + U_{j,i}); \\ \dot{\theta} = a_p^* \Delta \theta, \end{aligned} \quad (2)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; U_i – перемещения; ε_{ij} – компоненты тензора упругих деформаций; σ – гидростатическое напряжение; G_p ($p = II, III$) – модуль сдвига металла ($p = II$) и формы ($p = III$); δ_{ij} – символ Кронекера; k_p – коэффициент объемного сжатия; α_p – коэффициент линейного расширения; a_p^* – коэффициент температуропроводности ($p = I, II, III$); γ – плотность; h – текущая высота ОФ; θ_n – текущая температура; $\dot{\theta} = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}$; τ – время; θ_p^* – начальная температура в области ($p = I, II, III$).

В системе (2) используется суммирование по повторяющимся индексам.

В процессе охлаждения жидкого металла при условии, что $\theta_m < \theta_k$ (где θ_m – температура металла; θ_k – температура кристаллизации), определяется толщина затвердевшего слоя из решения уравнения межфазового перехода

$$\frac{d\theta_1}{dn_*} \lambda_1 - \frac{d\theta_2}{dn_*} \lambda_2 = \frac{d\Delta}{d\tau} L\rho, \quad (3)$$

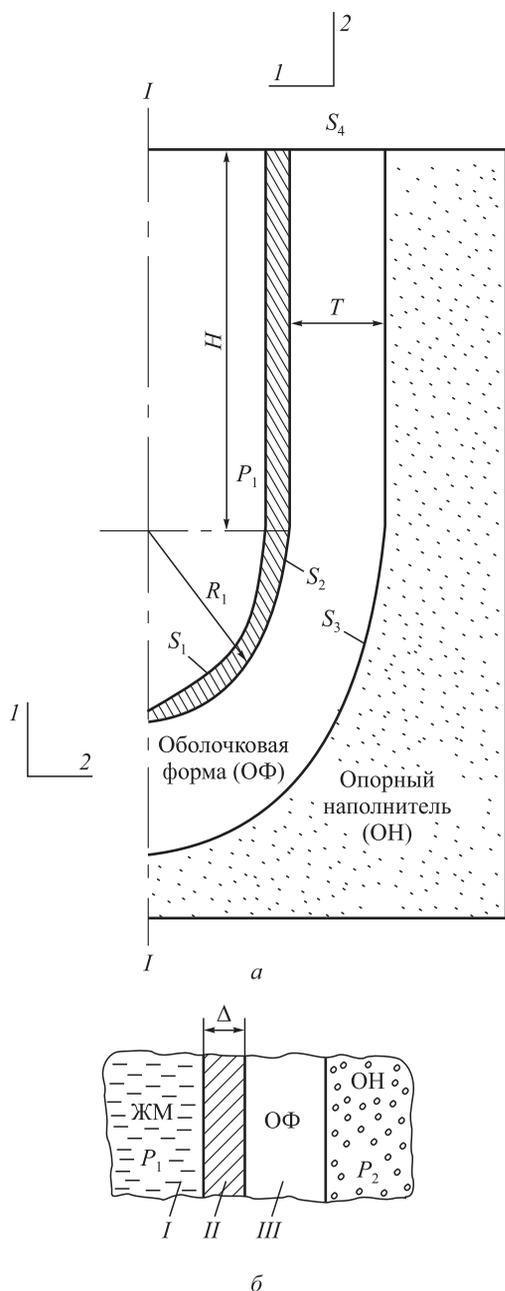


Рис. 1. Расчетная схема оболочковой формы (ОФ), заформованной в опорный наполнитель (ОН) и залитая жидким металлом (ЖМ) (ЖМ – жидкий металл (область I); затвердевшая корочка отливки (область II); ОФ – оболочковая форма (область III); ОН – опорный наполнитель);

a – сечение в вертикальной плоскости; б – схема моделирования областей системы

Fig. 1. Design scheme of the shell mold (SM), molded into the carrying filler (CF) and filled with liquid metal (LM): LM (zone I); hardened casting crust (zone II); SM (zone III);

a – section in the vertical plane; б – modeling scheme of the system zones

где θ_1 и θ_2 – температура твердой и жидкой фазы; λ_1 и λ_2 – коэффициент теплопроводности твердой и жидкой фазы; Δ – толщина корочки; L – скрытая теплота плавления; ρ – плотность; n_* – нормаль к границе двух фаз.

Время процесса кристаллизации τ^* разбивается на малые шаги $\Delta\tau_n$ (где n – номер временного шага). На каждом временном шаге $\Delta\tau_n$ вычисляется прирост толщины твердой фазы Δ_n

$$\Delta = \sum_1^n \Delta_n.$$

При этом предполагается, что температура в твердой фазе по толщине Δ_n изменяется по линейному закону, градиент температуры в жидкой фазе равен нулю. С учетом этого решение уравнения (3) дает следующую зависимость для определения толщины закристаллизовавшейся корочки на временном шаге $\Delta\tau_n$:

$$\Delta_n = C\sqrt{\tau}; \quad C = \sqrt{\frac{2\Delta\theta_1\lambda_1}{\rho L}}, \quad (4)$$

где $\Delta\theta_1$ – перепад температур в твердой фазе вблизи фронта кристаллизации.

В системах (1) и (2) коэффициент температуропроводности a^* определяется зависимостью

$$a^* = \frac{\lambda}{C\gamma}, \quad (5)$$

где λ – коэффициент теплопроводности; C – удельная теплоемкость.

Проведенные ранее исследования [38, 39] показали, что наибольшим напряжением в оболочке формы является σ_{22} . Поэтому оценивать трещиностойкость ОФ будем по возникающим в ней в процессе ее разогрева величине растягивающих и сжимающих напряжений σ_{22} . Напряженное состояние ОФ при заданном температурном воздействии (температуры заливаемого жидкого металла) характеризуется следующими физическими параметрами: G – модуль сдвига; k – коэффициент объемного сжатия; α – коэффициент линейного расширения; λ – коэффициент теплопроводности; C – коэффициент удельной теплоемкости; γ – плотность. Учтем, что $k = \frac{1-2\mu}{E}$ (где E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона (для керамики $\mu = 0,25$)).

Эти параметры являются управляющими переменными. Будем определять гипотетический материал ОФ, при котором величины напряжений σ_{22} в слоях формы будут наименьшими. Рассмотрим наиболее жесткий процесс: заливка стали в холодную ОФ.

С учетом осевой симметрии имеем $\sigma_{31} = \sigma_{32} = 0$; $\varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = 0$; $U_3 = 0$.

Начальные условия задачи:

$\Delta|_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла; $\theta_1|_{\tau=0} = \theta_0$ – температура разливаемого жидкого металла; $\theta_{II}^*|_{\tau=0} = \theta^*$ – начальная температура формы; θ_{II} – температура песка; θ_{II}^* – температура кристаллизации металла.

Граничные условия задачи (рис. 1, а):
 – на оси симметрии $U_2 = 0$; $\sigma_{21} = 0$; $q_n = 0$;
 – на поверхностях S_1, S_3

$$\sigma_{11}|_{S_1} = -P_1; \sigma_{12}|_{S_1} = 0; v_1|_{S_3} = 0; \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \sigma_{22}|_{S_4} = 0;$$

$$\sigma_{12}|_{S_3} = -\Psi \frac{v_{ск}}{v^*} \cos(n_1 x_1); q_n|_{S_3} = \alpha^* (\theta_n - \theta_n),$$

где $v_{ск}$ – скорость скольжения материала формы относительно песка; v^* – нормирующая скорость; Ψ – параметр, характеризующий условия трения между формой и песком; $q_n|_{S_3}$ – плотность теплового потока по нормали к поверхности S_3 ; α^* – коэффициент теплообмена между оболочковой формой и песком.

Итак, будем искать функцию

$$F = \min \sigma_{22}(G, \alpha, \lambda, C, \gamma) \max \sigma_{22}(\tau, Q) \quad (6)$$

из решения системы уравнений (1), (2) при начальных и граничных условиях (в уравнении (6) Q – область поля напряжения σ_{22}).

На управляющие переменные в целевой функции (6) введем ограничения:

$$\begin{aligned} 2000 &\leq G \leq 8000 \text{ кг/мм}^2; \\ 0,12 \cdot 10^{-6} &\leq \alpha \leq 12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}; \\ 0,0003 &\leq \lambda \leq 0,0010 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; \\ 500 &\leq C \leq 1350 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \\ 1,2 \cdot 10^{-6} &\leq \gamma \leq 4 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3. \end{aligned} \quad (7)$$

Приняты следующие значения параметров разливаемой стали при $\theta \geq 1000$ °C:

$$\begin{aligned} G &= 1000 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}; \\ \lambda &= 0,0298 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; \\ L &= 270 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}; C = 444 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \\ \gamma &= 7,80 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3; \\ \theta_k &= 1450 \text{ °C}; \theta_m = 1500 \text{ °C}. \end{aligned} \quad (8)$$

При решении системы уравнений (1), (2) при начальных и граничных условиях использовали численные методы, описанные в работе [40] при исследовании различных физических процессов.

За начальное приближение – опорное решение – примем керамический материал формы со следующими физическими свойствами:

$$\begin{aligned} G &= 2960 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}; \\ \lambda &= 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; \\ C &= 840 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3. \end{aligned} \quad (9)$$

В формализованном виде целевую функцию (6) можно переписать в виде:

$$F(t_i, i = 1, 5) \rightarrow \min \sigma_{22}(t_i) \max \sigma_{22}(\tau_* Q), \quad (10)$$

где $t_i, i = 1, \dots, 5$ – управляющие переменные, входящие в функцию (6).

Пусть $t_i^0, i = 1, \dots, 5$ – опорное решение.

По результатам проведенных теоретических исследований [38, 39] наибольшие растягивающие напряжения σ_{22} имеют место в наружном слое оболочковой формы. По величине σ_{22} в этой области оболочковой формы будем вести оценку функции (10) при варьировании управляющих переменных $t_i, i = 1, \dots, 5$.

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

1 – Исследуемая область разбивается на конечное число ортогональных элементов.

2 – Вычисляются длины дуг элементов в соответствии с методикой, описанной в работе [40].

3 – Время τ^* разбивается на конечное число шагов $\tau^* = \sum \Delta \tau_n$.

4 – Задаются начальные и граничные условия задачи по элементам, образующим рассматриваемую область.

5 – Задается опорное решение задачи $t_i^0, i = 1, \dots, 5$.

6 – Определяется поле температур на временном шаге $\Delta \tau_n$ численным решением уравнения теплопроводности по методике и алгоритму, описанному в работе [40] при наличии начальных и граничных условий на данном временном шаге.

7 – Если в области I (рис. 1, а) у поверхности S_2 выполняется условие $\theta|_{S_2} \leq \theta_k$, то вычисляется толщина закристаллизовавшейся корочки Δn по формуле (4).

8 – При найденном поле температур численно решается система уравнений (2) с учетом разностных аналогов и методики, описанной в работе [40].

9 – Определяется поле напряжений $\sigma_{ij} (i, j = 1, 2, 3)$ и перемещений $U_i (i = 1, 2)$. Отыскивается и запоминается максимальное значение напряжений $\sigma_{22} (\max \sigma_{22} = \sigma_{22}^*)$.

10 – Производится шаг по времени и выполняется операция б, если $(\sigma_{22}^*)_n > (\sigma_{22}^*)_{n-1}$, или операция 11, если $(\sigma_{22}^*)_n < (\sigma_{22}^*)_{n-1}$.

11 – Из множества управляющих переменных $A_i^5 = \{t_i^0\}$ выбирается t_k^0 и ему придается приращение $\pm t_k^0$. Следует многократный посыл к операции б вплоть до границ управляющей переменной t_k^0 .

12 – Выбирается решение с параметром t_k^0 , соответствующее наименьшему значению с параметром целевой функции (10). Стирается старое и запоминается новое опорное решение t_k^0 .

13 – Осуществляется переход к новому управляющему параметру t_{k+1} : при $k \leq 5$ следует операция б; при $k = 6$ следует операция 14.

14 – Осуществляется сравнение двух опорных решений (полученного t^p и t^{p-1}) $\left[\left\{ t_i^p \right\} - \left\{ t_i^{p-1} \right\} \right] \leq \varepsilon$ (где p – номер опорного решения).

Если неравенство выполняется, то процесс вычислений закончен, если нет – следует операция 5.

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ

Геометрические параметры: $T = 5$ мм; $H = 50$ мм; $R_1 = 20$ мм.

Временные интервалы Δt_n : 0,01, 0,02, 0,03, 0,04, 0,05, 0,1, 0,2, 0,3, 0,4, 0,5, 2, 5, 10, 8, 3, 3, 5, 10, 15, 20 с.

При численной реализации решения задачи по сформулированному алгоритму использовали программный комплекс «Одиссей» [41]. Перед расчетом был проведен мониторинг с учетом массива справочных данных физических свойств материала (9) при различном разбиении области на элементы: 91, 117, 130, 240, 260. Наибольшее растягивающее напряжение в осевом сечении σ_{22} на наружной поверхности ОФ составило соответственно (приближенно): 27, 24, 22, 21, 20,5 МПа, но в разные временные интервалы. Было принято разбиение на области по 117 элементов.

В результате оптимизации получены следующие значения параметров целевой функции (6):

$$\begin{aligned} \alpha &= 0,12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}; G = 2000 \text{ кг/мм}^2; \\ \lambda &= 0,001 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)}; \\ C &= 1350 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)}; \gamma = 4,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3. \end{aligned} \quad (11)$$

Отметим, что значения параметров (11) получены на разных временных интервалах охлаждения ОФ.

Разрушение ОФ опасно, когда еще не сформировался (закристаллизовался) наружный слой отливки. При наличии достаточно твердой корочки будущей отливки разрушение ОФ при дальнейшем ее охлаждении не влияет на качество получаемого литого изделия.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ МОНОСЛОЙНОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ

Проведенные расчеты показывают, что за 26 – 29 с охлаждения толщина корочки составит 2 – 3 мм. Этого достаточно, чтобы не произошел прорыв металла при растрескивании ОФ.

При параметрах (11) вполне выдерживается этот временной интервал. Найденное решение составляет границу исследуемой целевой функции (6).

Чтобы перейти к реальному материалу, из которого могла бы быть изготовлена ОФ, выдерживающая температурные напряжения при заливке в нее стали, необходимо определить значимость (вес) каждого из параметров (11) в изменении функции (6). Вычислим

значение функции $F^x(t_i, i = 1, \dots, 5)$ при изменении каждого из найденных параметров $t_i, i = 1, \dots, 5$ от опорного решения (9). При этом

$$\begin{aligned} F^x(t_i^x, i = 1, \dots, 5) &= 24,8 \text{ МПа}; \tau = 18,65 \text{ с}; \\ t_1 &= \alpha = 0,12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1} \Rightarrow \\ &\Rightarrow F_1^x = 8,1 \text{ МПа} (\tau = 18,65 \text{ с}); \\ t_2 &= G = 2000 \text{ кг/мм}^2 \Rightarrow \\ &\Rightarrow F_2^x = 16,44 \text{ МПа} (\tau = 18,65 \text{ с}); \\ t_3 &= \lambda = 0,001 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°C)} \Rightarrow \\ &\Rightarrow F_3^x = 24,2 \text{ МПа} (\tau = 18,65 \text{ с}); \\ t_4 &= C = 1350 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°C)} \Rightarrow \\ &\Rightarrow F_4^x = 23,28 \text{ МПа} (\tau = 32,65 \text{ с}); \\ t_5 &= \gamma = 4,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3 \Rightarrow \\ &\Rightarrow F_5^x = 22,5 \text{ МПа} (\tau = 37,65 \text{ с}). \end{aligned} \quad (12)$$

Следует отметить, что величины λ, C и γ – это фактически один параметр $a^* = \frac{\lambda}{C\gamma}$, когда можно пренебречь зависимостью λ от температуры.

В процентном выражении «вес» найденных параметров (11) в соответствии со значениями (12): α (67,5 %); G (33 %); λ (2,4 %); C (6,1 %); γ (9,2 %).

Наибольшее влияние на изменения напряжения σ_{22} при охлаждении ОФ имеют параметры α и G . Остальные параметры, учитывая, что разброс экспериментальных данных по керамическому материалу колеблется в пределах 30 – 40 %, несущественно влияют на оптимизацию целевой функции (10).

На разрушение ОФ влияет предел прочности $\sigma_{пр}$ на растяжение. Отметим, что предел прочности на сжатие $\sigma_{нс}$ в несколько раз выше $\sigma_{пр}$. В зависимости от свойств керамики $\sigma_{пр} = 30 \div 100$ МПа. С прочностью керамики коррелируется модуль сдвига G : чем выше значение G , тем больше значение $\sigma_{пр}$.

Путем оптимизации удалось найти материал ОФ, при котором напряжение σ_{22} снизилось в 6,0 раз.

На рис. 2, а приведены эпюры σ_{22} в корочке ОФ через 18,65 с охлаждения при заливке стали в холодную форму. Физические свойства формы соответствуют найденным значениям (11). Видно, что растягивающие и сжимающие напряжения резко снизились по сравнению со значениями σ_{22} для формы с физическими параметрами (9) (рис. 2, б).

Отметим, что найденные физические параметры λ, C и γ в решении (11) по всей видимости не однозначны, так как характеризуются одним параметром температуропроводности a^* (5). В решении (11) $a^* = 0,185$ с, а это значение можно получить при различных комбинациях λ, C и γ . Но эти параметры не очень сильно влияют на изменение напряжения σ_{22} , поэтому не представляется сложности в их выборе для реального материала формы. Самым значимым параметром при выборе материала

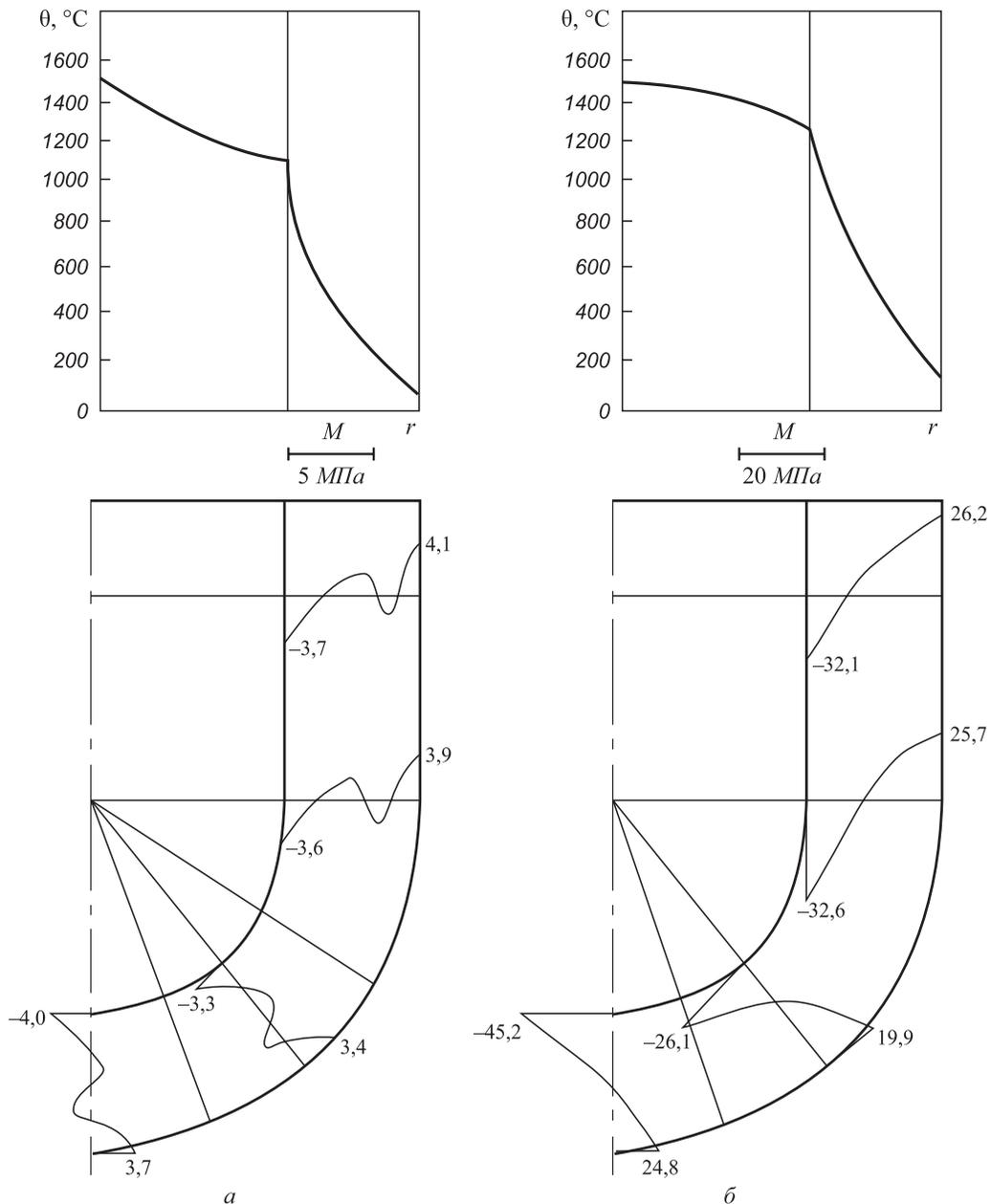


Рис. 2. Эпюры напряжений σ_{22} по толщине оболочковой формы в разных сечениях и в динамике ее охлаждения после заливки сталью в холодную форму при $\tau_{\text{охл}} = 18,65$ с:
 а – материал формы (вариант 2) (11); б – материал формы (вариант 1) (9)

Fig. 2. Plots of stresses σ_{22} over the thickness of SM in different sections and in dynamics of its cooling after pouring steel into a cold mold $\tau_{\text{охл}} = 18.65$ s:
 а – mold material (option 2) (11); б – mold material (option 1) (9)

ла формы является коэффициент линейного расширения $\alpha = 0,12 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$, который примем за основной.

Рассмотрим пятислойную ОФ (рис. 3) (штриховкой показан внутренний слой ОФ со свойствами

МНОГОСЛОЙНАЯ ОБОЛОЧКОВАЯ ФОРМА

$$G = 8000 \text{ кг/мм}^2; a^* = 0,2 \text{ мм}^2/\text{с}, \quad (13)$$

Сначала была проведена оптимизация по выбору материала для изготовления монослойной (форетической) ОФ. Дальнейший путь оптимизации изготовления ОФ – управление ее морфологическим строением: рассматривается концепция многослойной формы с различными физико-механическими свойствами по слоям.

остальные слои со свойствами (9)). Исходная система уравнений будет аналогична системам (1), (2) с той лишь разницей, что уравнения (2) записываются в той же форме, но с физическими компонентами по каждому слою. Решение сформулированной системы уравнений осуществляется с теми же начальными и граничными

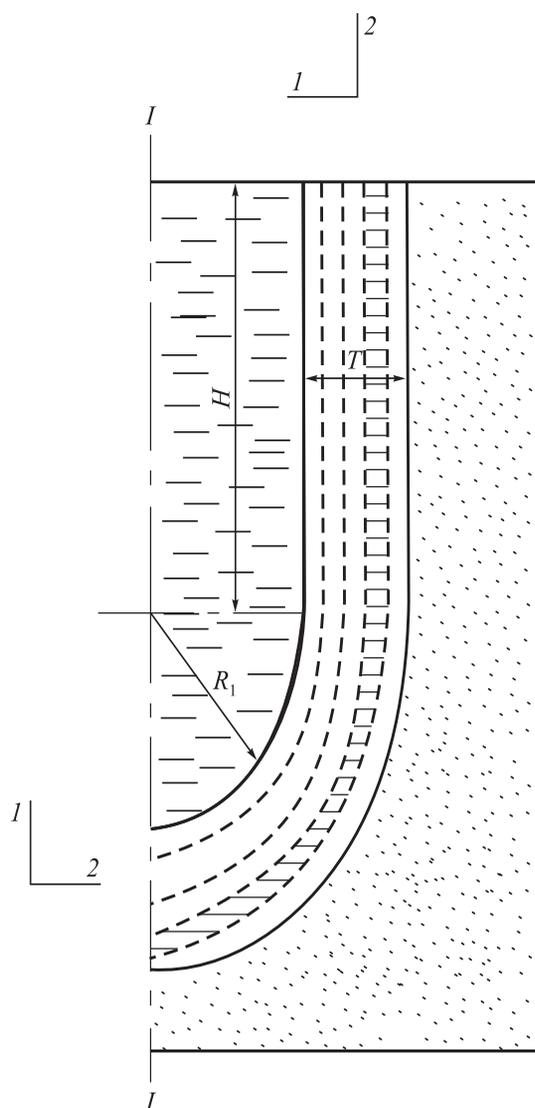


Рис. 3. Схема пятислойной оболочковой формы в меридиальном сечении с учетом осевой симметрии

Fig. 3. Diagram of a five-layer SM in the meridian section taking into account the axial symmetry

условиями, что и ранее, с использованием численных методов, описанных в работе [40].

В настоящей работе проведены расчеты разливки металлов в ОФ, в которой характеристики физических свойств некоторых слоев соответствуют найденным ранее (в первой части настоящей работы).

Результаты теоретических расчетов приведены на рис. 4 – 6.

При найденном значении $\alpha = 0,12 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$ было принято: $G = 8000$ кг/мм 2 ; $a^* = 0,2$ мм 2 /с. То есть взяты более жесткие параметры по модулю сдвига (верхняя граница). Если ОФ с такими параметрами слоя выдержит, то при использовании слоя с меньшим значением G – тем более.

По результатам теоретических расчетов получено, что параметрами $G = 8000$ кг/мм 2 , $a^* = 0,2$ мм 2 /с должен обладать слой, примыкающий к наружному слою ОФ.

На рис. 4 приведены эпюры σ_{22} при разливке алюминия в холодную форму (сплошными линиями показаны эпюры σ_{22} при разливке алюминия в монослойную форму со свойствами (9), пунктирными – эпюры σ_{22} при разливке в форму со слоем (рис. 3) со свойствами $G = 8000$ кг/мм 2 ; $a^* = 0,2$ мм 2 /с).

Свойства алюминия: $\theta = 700$ °С; $\alpha = 26,5 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$; $\lambda = 0,23$ Вт/(мм \cdot °С); $L = 397 \cdot 10^3$ Дж/кг; $G = 4000$ кг/мм 2 ; $\gamma = 2,7 \cdot 10^{-6}$ кг/мм 3 .

Видно, что при разливке алюминия в традиционную форму может произойти ее разрушение по сжимающим напряжениям $\sigma_{22} = 31$ МПа уже через 0,45 с.

Форма со слоем (рис. 3), характеризуемым данными $G = 8000$ кг/мм 2 ; $a^* = 0,2$ мм 2 /с – выдерживает нагрузку без разрушения.

На рис. 5 представлены результаты разливки стали в горячую форму ($\theta_{\phi} = 700$ °С). Наибольшие растягивающие напряжения σ_{22} при использовании традиционной формы составляют 21,8 МПа при $\tau = 24$ с, а в форме (рис. 3) – $\sigma_{22} = 5,3$ МПа в срединном сечении цилиндрической части. Видим, что разрушений в обоих случаях нет, но со слоем (рис. 3) форма работает значительно надежнее.

На рис. 6 представлены значения σ_{22} при разливке стали в холодную форму. Традиционная форма разрушается (сплошные линии), а со слоем со свойствами $G = 8000$ кг/мм 2 , $a^* = 0,2$ мм 2 /с – выдерживает нагрузку без разрушения. Наибольшие значения напряжений σ_{22} в традиционной форме на оси симметрии при $\tau = 1,65$ с составляют 54 МПа. Напряжения σ_{22} в цилиндрической части при $\tau = 18,65$ с составляют 25 МПа, а при наличии слоя со свойствами $G = 8000$ кг/мм 2 , $a^* = 0,2$ мм 2 /с – форма выдерживает нагрузку без разрушения. Напряжения σ_{22} на оси симметрии при $\tau = 1,65$ с составляют 14,3 МПа, в срединном сечении цилиндрической части при $\tau = 1,65$ с $\sigma_{22} = 6,7$ МПа (здесь приведены максимальные значения σ_{22} по абсолютной величине).

Прослеживаются определенные закономерности. При разливке алюминия в традиционную форму (рис. 4) сжимающие напряжения σ_{22} достигают наибольшей величины с внутренней поверхности ОФ, а растягивающие напряжения – с наружной. Сжимающие напряжения достигают наибольшей величины уже при $\tau = 0,45$ с, а растягивающие напряжения σ_{22} увеличиваются до $\tau = 26,2$ с.

По внутренней образующей ОФ сжимающие напряжения имеют наибольшие значения в осевом сечении, уменьшаются в цилиндрической части ОФ. Растягивающие напряжения σ_{22} на наружной поверхности ОФ имеют примерно одну и ту же величину, изменяются только во времени (рис. 4).

Сжимающие напряжения σ_{22} формы со слоем (рис. 3) имеют тот же характер, что и сжимающие напряжения в традиционной форме, но в три – четыре раза меньше по абсолютной величине, а растягивающие напряжения σ_{22} достигают своего максимального значения внутри

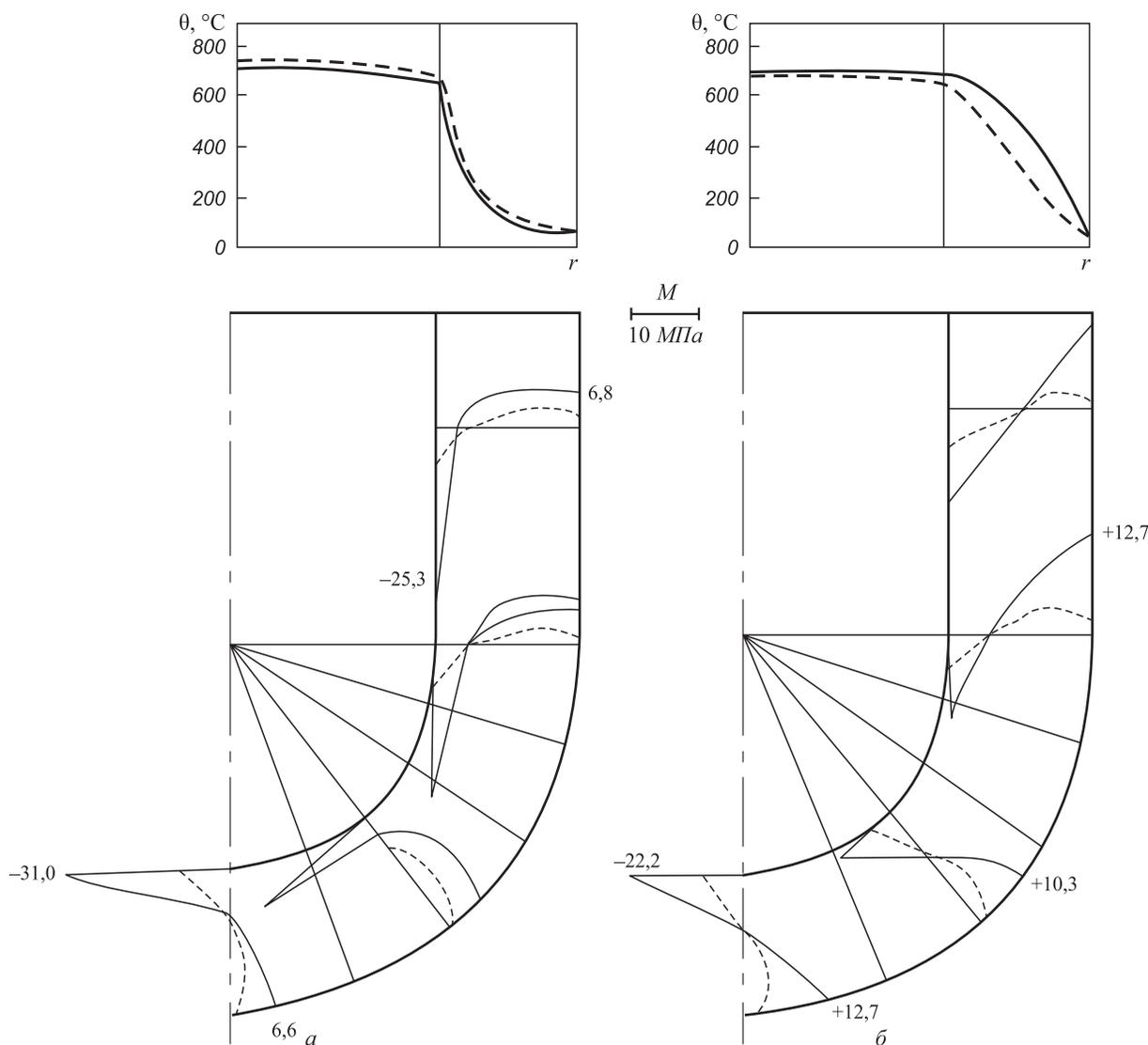


Рис. 4. Эпюры напряжений σ_{22} по толщине оболочковой формы при заливке алюминия в холодную форму:
 — традиционная форма; - - - предложенная форма со свойствами материала (13); $a - \tau_{\text{охл}} = 0,45$ с; $b - \tau_{\text{охл}} = 26,2$ с

Fig. 4. Plots of stresses σ_{22} over the thickness of the SM when pouring Al into a cold form:

— traditional mold; - - - the proposed mold with material properties according (13); $a - \tau_{\text{охл}} = 0.45$ s; $b - \tau_{\text{охл}} = 26.2$ s

сечения, ближе к середине, они примерно одинаковы по образующей и увеличиваются во времени.

При разливке стали в горячую (рис. 5) и холодную (рис. 6) формы качественная тенденция распределения напряжений σ_{22} примерно сохраняется, но значения сильно меняются. Сжимающие напряжения по внутренней образующей для всех форм увеличиваются во времени, достигая максимума при $\tau = 34$ с (разливка стали в горячую форму (рис. 5)) и при $\tau = 18,6$ с (разливка стали в холодную форму (рис. 6)). Растягивающие напряжения σ_{22} также увеличиваются во времени по внешней образующей при использовании традиционной формы и в середине сечения при использовании формы со слоем.

Таким образом, проведенные теоретические исследования показывают, что многослойная ОФ, изготовленная из керамического материала, обладающего

физическими свойствами (согласно условиям (9)), со слоем вблизи наружной поверхности с физическими свойствами (согласно условиям $G = 8000$ кг/мм², $a^* = 0,2$ мм²/с) при $\alpha = 0,12 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ вполне пригодна для разливки любого металла.

Выводы

Предпринята первая попытка путем математического моделирования спрогнозировать возможность управления структурно-морфологическим строением оболочковой формы, дать обоснование основных свойств исходных материалов, влияющих на стойкость оболочковой формы. Поставлена и решена актуальная математическая задача по оптимизации выбора свойств исходных материалов для изготовления многослойных оболочковых форм и их макроструктуры.

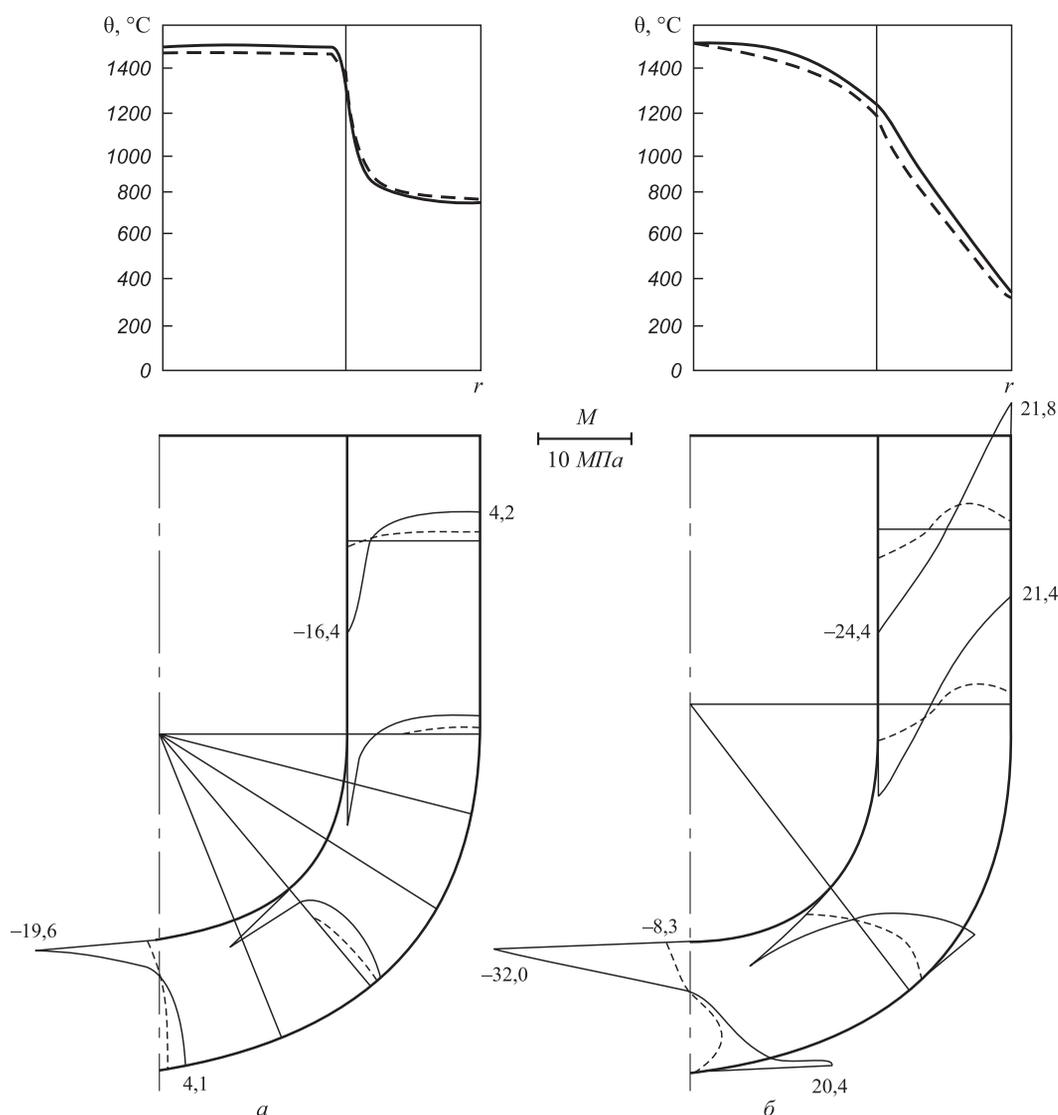


Рис. 5. Эпюры напряжений σ_{22} по толщине оболочковой формы при заливке стали в горячую форму: — традиционная форма; - - - предложенная форма со свойствами материала (13); а - $\tau_{\text{охл}} = 0,25$ с; б - $\tau_{\text{охл}} = 34$ с

Fig. 5. Plots of stresses σ_{22} over the thickness of the SM when pouring steel into a hot mold: — traditional mold; - - - the proposed mold with material properties according to (13); а - $\tau_{\text{охл}} = 0.25$ s; б - $\tau_{\text{охл}} = 34$ s

Главным параметром, определяющим стойкость оболочковой формы к разрушению при заливке жидким металлом, является коэффициент линейного расширения материала. Параметр теплопроводности не оказывает решающего влияния на НДС оболочковой формы и легко может быть подобран путем варьирования составляющих: коэффициента удельной теплоемкости, коэффициента теплопроводности, плотности.

В гипотетическом материале принято значение модуля сдвига 8000 кг/мм^2 , при котором получены хорошие результаты по НДС; при выборе реального материала модуль сдвига много меньше, а значит, уменьшаются напряжения, влияющие на стойкость ОФ к разрушению.

Установлено, что все слои многослойной ОФ могут быть изготовлены из традиционного керамического материала, кроме одного слоя, примыкающего к наружному слою ОФ.

Проведенные теоретические исследования являются основой для последующих работ по расчету НДС ОФ из известных на сегодня и возможно новых открываемых материалов для изготовления многослойных оболочек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Литье по выплавляемым моделям / В.Н. Иванов, С.А. Казеннов, Б.С. Курчман и др.; под ред. Я.И. Шкленника и В.А. Озерова. — М.: Машиностроение, 1984. — 408 с.
2. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния оболочковых форм по выплавляемым моделям: монография / А.И. Евстигнеев, В.И. Одинокоев, В.В. Петров, Э.А. Дмитриев. — Владивосток: Дальнаука, 2009. — 140 с.
3. Напряженно-деформированное состояние оболочковых форм в литье по выплавляемым моделям / И.Г. Сапченко, С.А. Некрасов, С.Г. Жилин, М.В. Штерн. — Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВО РАН, 2005. — 156 с.

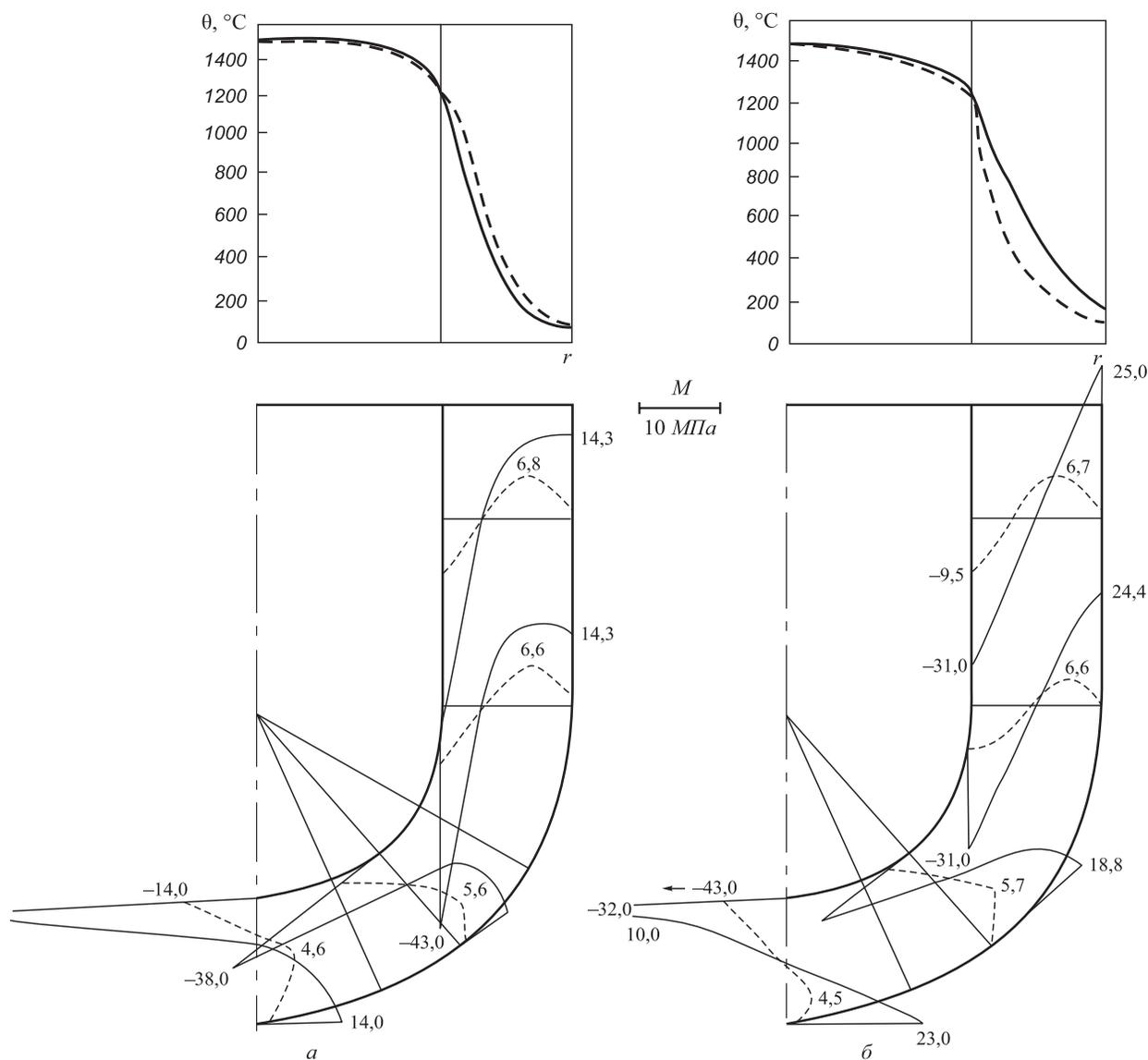


Рис. 6. Эпюры напряжений σ_{22} по толщине оболочковой формы при заливке стали в холодную форму:

— традиционная форма; - - - предложенная форма со слоем из материала со свойствами (13); а - $\tau_{\text{окл}} = 1,65$ с; б - $\tau_{\text{окл}} = 18,65$ с

Fig. 6. Plots of stresses σ_{22} over the thickness of the SM when pouring steel into a cold mold:

— traditional mold; - - - the proposed mold with a layer of material with properties (13); а - $\tau_{\text{окл}} = 1.65$ s; б - $\tau_{\text{окл}} = 18.65$ s

4. Савинов А.С. Методические основы оценки и прогнозирования напряженно-деформированного состояния системы «отливка-форма» для предупреждения образования горячих трещин в фасонных отливках / Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Магнитогорск, 2016. – 42 с.
5. Аласкар Нофал Иса оглы. Исследование структуры и свойств оболочковых форм по выплавляемым моделям при их прокаливании, заливке расплавом и кристаллизации отливок // Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 1997. – 18 с.
6. Петров В.В. Теоретические и технологические основы управления свойствами моделей и форм в литье по удаляемым моделям для получения качественных отливок // Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 2002. – 44 с.
7. Салина М.В. Комплексное исследование влияния вакуумирования на размерно-геометрическую точность и физико-механические свойства моделей и оболочковых форм с целью получения качественных точных отливок в литье по выплавляемым моделям // Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 2005. – 24 с.
8. Дмитриев Э.А. Исследование, разработка и внедрение в производство литейных формовочных смесей на основе комплексных неорганических связующих с целью повышения их технологических свойств // Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 2009. – 36 с.
9. Севастьянов Г.М. Моделирование напряженно-деформированного состояния при заливке и затвердевании металла в керамической оболочковой форме // Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Владивосток, 2011. – 16 с.
10. Сапченко И.Г. Теория и практика формирования пористых структур в литье по выплавляемым моделям // Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 2011. – 32 с.
11. Юсипов Р.Ф., Рыбкин В.А., Степанов Ю.А. Стенд для контроля деформаций керамических оболочковых форм // Литейное производство. 1981. № 5. С. 32 – 33.
12. Голенков Ю.В., Рыбкин В.А., Юсипов Р.Ф. Силовое взаимодействие опорного материала с оболочкой формы при литье по выплавляемым моделям // Литейное производство. 1988. № 2. С. 14 – 15.

13. Шпиндлер С.С., Неуструев А.А., Мамлеев Р.Ф. Исследование термомеханических свойств оболочковых форм по выплавляемым моделям // Литейное производство. 1983. № 3. С. 19 – 20.
14. Васин Ю.П., Лонзингер В.А. Расчет термостойкости оболочек при литье по выплавляемым моделям // Литейное производство. 1987. № 2. С. 19 – 21.
15. Тимофеев Г.И., Огорельцев В.П., Черепнин А.Ю. Влияние температурного фактора на напряженно-деформированное состояние оболочковой формы // Изв. вуз. Черная металлургия. 1990. № 8. С. 69 – 71.
16. Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement // Mechanics of Composite Materials. 1985. Vol. 20. No. 4. P. 468 – 474.
17. Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multilayer reinforced shells // Soviet Applied Mechanics. 1987. Vol. 22. No. 12. P. 1166 – 1170.
18. Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell // Int. Journal of Applied Engineering Research. 2016. Vol. 11. No. 8. P. 5811 – 5816.
19. Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state // Int. Applied Mechanics. 2018. Vol. 54. No. 2. P. 155 – 162.
20. Krasovsky V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. – In: Proc. of the 11th Int. Conference «Shell Structures: Theory and Applications». 2018. Vol. 4. P. 251 – 254.
21. Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks // Vestnik of the St. Petersburg university: Mathematics. 2019. Vol. 52. No. 2. P. 207 – 213.
22. Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load // Int. Applied Mechanics. 2018. Vol. 54. No. 6. P. 675 – 686.
23. Maksimuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes // Int. Applied Mechanics. 2014. Vol. 50. No. 5. P. 558 – 565.
24. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads // Journal of Mathematical Sciences. 2012. Vol. 183. No. 2. P. 231 – 240.
25. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells // Journal of Applied Mathematics and Mechanics. 2016. Vol. 80. No. 2. P. 173 – 181.
26. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid // Mechanics of Solids. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 698 – 703.
27. Maksimuk V.A., Mulyar V.P., Chernyshenko I.S. Stress state of thin spherical shells with an off-center elliptic hole // Int. Applied Mechanics. 2003. Vol. 39. No. 5. P. 595 – 598.
28. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells // International Applied Mechanics. 2001. Vol. 37. No. 2. P. 251 – 262.
29. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions // Int. Applied Mechanics. 2000. Vol. 35. No. 5. P. 631 – 638.
30. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes // Int. Applied Mechanics. 2000. Vol. 36. No. 12. P. 1620 – 1625.
31. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells // Journal of Applied Mathematics and Mechanics. 2016. Vol. 80. No. 2. P. 173 – 181.
32. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material // Acta Mechanica. 2014. Vol. 225. No. 3. P. 647 – 661.
33. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes // Int. Applied Mechanics. 2012. Vol. 48. No. 3. P. 343 – 348.
34. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions // Int. Applied Mechanics. 2016. Vol. 52. No. 4. P. 368 – 377.
35. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan // Advanced Structured Materials. 2020. Vol. 113. P. 257 – 262.
36. Петров В.В., Аласкаров Н.И., Одинокоев В.И. Расчет напряжений и деформаций в оболочковой форме при затвердевании отливки // Литейное производство. 2000. № 3. С. 53 – 55.
37. Евстигнеев А.И., Петров В.В., Одинокоев В.И., Салина М.В. Математическое моделирование процесса кристаллизации металла в оболочковой осесимметричной форме // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 9. С. 41 – 45.
38. Одинокоев В.И., Севастьянов Г.М., Сапченко И.Г. Эволюция напряженного состояния керамической формы при нестационарном внешнем тепловом воздействии // Математическое моделирование. 2010. Т. 22. № 11. С. 97 – 108.
39. Севастьянов Г.М., Одинокоев В.И., Сапченко И.Г. Трещинообразование в керамических формах при заливке металла // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 10. С. 25 – 28.
40. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокоев, Б.Г. Каплунов, А.В. Песков, А.В. Баков. – М.: Наука, 2008. – 176 с.
41. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012661389. ОДИССЕЙ // Одинокоев В.И., Прокудин А.Н., Сергеева А.М., Севастьянов Г.М. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.

Поступила в редакцию 5 декабря 2019 г.
 После доработки 13 апреля 2020 г.
 Принята к публикации 15 мая 2020 г.

CHOICE OF MATERIALS PROPERTIES AND OF SHELL MOLDS STRUCTURE BY INVESTMENT MODELS

V.I. Odinokov¹, E.A. Dmitriev¹, A.I. Evstigneev^{1,2}, A.V. Sviridov¹, E.P. Ivankova¹

¹ Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

² Khabarovsk Federal Research Center (Institute of Metallurgy and Mechanical Engineering Far-Eastern Branch of RAS, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

Abstract. The paper presents a mathematical model optimizing the choice of material and morphological structure of the shell mold (SM), which has the highest resistance to cracking when pouring liquid metal into it. To solve this problem, the theory of small elastoplastic deformations and the heat equation, as well as proven numerical methods, were used. The objective function min – max was constructed from control variables characterizing the properties of the molding material of the shell. The process of heating an axisymmetric shell mold was consi-

dered when pouring liquid metal into it. The resistance of the shell form was estimated by the stresses arising in it. An algorithm for solving this problem was compiled. Using numerical schemes and program complexes developed in previous studies, an algorithm for solving the optimization problem was constructed and the values of control variables were found in which the shell mold does not break even in the presence of a rigid process – pouring steel into a cold shell mold. Analysis of the influence of weight of each of the found parameters on the value of the constructed objective function is given. Using a mathematical experiment, the morphological structure of the shell mold was studied. The shell mold of five layers is considered. The corrected system of equations makes it possible to take into account the properties of the layers made of different materials. Calculations were performed when the layer of the shell mold from material found by optimization occupies different positions in its cross section. In this case, the remaining layers of the mold are made of traditional ceramics. The optimal location of this layer was found. It is shown that the presence of several layers with the found properties does not affect the increase in crack resistance of the shell mold.

Keywords: shell mold, material properties, stress, deformation, displacement, temperature.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-742-754

REFERENCES

- Ivanov V.N., Kazennov S.A., Kurchman B.S. etc. *Lit'e po vyplavlyaemykh modelyakh* [Lost Wax Casting]. Shklyennik Ya.I., Ozerov V.A. eds. Moscow: Mashinostroyeniye, 1984, 408 p. (In Russ.).
- Evstigneev A.I., Odinkov V.I., Petrov V.V., Dmitriev E.A. *Matematicheskoe modelirovaniye napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya obolochkovykh form po vyplavlyaemykh modelyakh: monografiya* [Mathematical Modeling of the Stress-Strain State of Shell Molds by Investment Models: Monograph]. Vladivostok: Dal'nauka, 2009, 140 p. (In Russ.).
- Sapchenko I.G., Nekrasov S.A., Zhilin S.G., Shtern M.V. *Napryazhenno-deformirovannoe sostoyaniye obolochkovykh form v lit'e po vyplavlyaemykh modelyakh* [Stress-Strain State of Shell Molds in Investment Casting]. Komsomol'sk-on-Amur: IMiM DVO RAN, 2005, 156 p. (In Russ.).
- Savinov A.S. *Metodicheskie osnovy otsenki i prognozirovaniya napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya sistemy "otlivka-forma" dlya preduprezhdeniya obrazovaniya goryachikh treshchin v fazonnykh otlivkakh: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Methodological foundations for assessing and predicting the stress-strain state of the casting-mold system to prevent the formation of hot cracks in shaped castings: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Magnitogorsk, 2016, 42 p. (In Russ.).
- Alaskarov Nofal Isa ogly. *Issledovaniye struktury i svoystv obolochkovykh form po vyplavlyaemykh modelyakh pri ikh prokalivani, zalivke rasplavom i kristallizatsii otlivok: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Investigation of the structure and properties of shell molds by investment models during their calcination, melt casting and crystallization of castings: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Komsomol'sk-on-Amur, 1997, 18 p. (In Russ.).
- Petrov V.V. *Teoreticheskie i tekhnologicheskoye osnovy upravleniya svoystvami modelei i form v lit'e po udalyaemykh modelyakh dlya polucheniya kachestvennykh otlivok: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Theoretical and technological foundations of managing the properties of models and molds in casting on removable models to obtain high-quality castings: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Komsomol'sk-on-Amur, 2002, 44 p. (In Russ.).
- Salina M.V. *Kompleksnoye issledovaniye vliyaniya vakuumirovaniya na razmerno-geometricheskuyu tochnost' i fiziko-mekhanicheskiye svoystva modelei i obolochkovykh form s tsel'yu polucheniya kachestvennykh tochnykh otlivok v lit'e po vyplavlyaemykh modelyakh: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [A comprehensive study of the effect of evacuation on dimensional-geometric accuracy and physico-mechanical properties of models and shell molds with the aim of obtaining high-quality accurate castings in investment casting: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Komsomol'sk-on-Amur, 2005, 24 p. (In Russ.).
- Dmitriev E.A. *Issledovaniye, razrabotka i vnedreniye v proizvodstvo liteynykh formovochnykh smesei na osnove kompleksnykh neorganicheskikh svyazuyushchikh s tsel'yu povysheniya ikh tekhnologicheskikh svoystv: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Research, development and implementation in the production of foundry molding mixtures based on complex inorganic binders in order to improve their technological properties: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Komsomol'sk-on-Amur, 2009, 36 p. (In Russ.).
- Sevast'yanov G.M. *Modelirovaniye napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya pri zalivke i zatverdevanii metalla v keramicheskoy obolochkovoy forme: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Modeling of the stress-strain state during pouring and solidification of metal in a ceramic shell form: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Vladivostok, 2011, 16 p. (In Russ.).
- Sapchenko I.G. *Teoriya i praktika formirovaniya poristykh struktur v lit'e po vyplavlyaemykh modelyakh: avtoref. diss. ... dokt. tekh. nauk* [Theory and practice of the formation of porous structures in investment casting: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Komsomol'sk-on-Amur, 2011, 32 p. (In Russ.).
- Yusipov R.F., Rybkin V.A., Stepanov Yu.A. Testing facility for controlling deformations of ceramic shell molds. *Liteinoe proizvodstvo*. 1981, no. 5, pp. 32–33. (In Russ.).
- Golenkov Yu.V., Rybkin V.A., Yusipov R.F. Force interaction of the support material with the shell mold during investment casting. *Liteinoe proizvodstvo*. 1988, no. 2, pp. 14–15. (In Russ.).
- Shpindler S.S., Neustruev A.A., Mamleev R.F. Investigation of thermomechanical properties of shell molds using investment models. *Liteinoe proizvodstvo*. 1983, no. 3, pp. 19–20. (In Russ.).
- Vasin Yu.P., Lonzing V.A. Calculation of heat resistance of shells during investment casting. *Liteinoe proizvodstvo*. 1987, no. 2, pp. 19–21. (In Russ.).
- Timofeev G.I., Ogorel'tsev V.P., Cherepnin A.Yu. Influence of temperature factor on stress-strain state of shell mold. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990, no. 8, pp. 69–71. (In Russ.).
- Grigorenko Y.M., Vasilenko A.T., Pankratova N.D. Stress state and deformability of composite shells in the three-dimensional statement. *Mechanics of Composite Materials*. 1985, vol. 20, no. 4, pp. 468–474.
- Kulikov G.M. Influence of anisotropy on the stress state of multi-layer reinforced shells. *Soviet Applied Mechanics*. 1987, vol. 22, no. 12, pp. 1166–1170.
- Zveryaev E.M., Berlinov M.V., Berlinova M.N. The integral method of definition of basic tension condition anisotropic shell. *Int. Journal of Applied Engineering Research*. 2016, vol. 11, no. 8, pp. 5811–5816.
- Grigorenko Ya.M., Grigorenko A.Ya., Zakhariichenko L.I. Analysis of influence of the geometrical parameters of elliptic cylindrical shells with variable thickness on their stress-strain state. *Int. Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 2, pp. 155–162.
- Krasovskiy V.L., Lykhachova O.V., Bessmertnyi Ya.O. Deformation and stability of thin-walled shallow shells in the case of periodically non-uniform stress-strain state. In: *Proc. of the 11th Int. Conference «Shell Structures: Theory and Applications»*. 2018, vol. 4, pp. 251–254.
- Gerasimenko P.V., Khodakovskiy V.A. Numerical algorithm for investigating the stress-strain state of cylindrical shells of railway tanks. *Vestnik of the St. Petersburg University: Mathematics*. 2019, vol. 52, no. 2, pp. 207–213.
- Meish V.F., Maiborodina N.V. Stress state of discretely stiffened ellipsoidal shells under a nonstationary normal load. *Int. Applied Mechanics*. 2018, vol. 54, no. 6, pp. 675–686.
- Maximuk V.A., Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S. Stress state of flexible composite shells with reinforced holes. *Int. Applied Mechanics*. 2014, vol. 50, no. 5, pp. 558–565.

24. Vetrov O.S., Shevchenko V.P. Study of the stress-strain state of orthotropic shells under the action of dynamical impulse loads. *Journal of Mathematical Sciences*. 2012, vol. 183, no. 2, pp. 231–240.
25. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016, vol. 80, no. 2, pp. 173–181.
26. Banichuk N.V., Ivanova S.Yu., Makeev E.V. On the stress state of shells penetrating into a deformable solid. *Mechanics of Solids*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 698–703.
27. Maksimyuk V.A., Mulyar V.P., Chernyshenko I.S. Stress state of thin spherical shells with an off-center elliptic hole. *Int. Applied Mechanics*. 2003, vol. 39, no. 5, pp. 595–598.
28. Vasilenko A.T., Sudavtsova G.K. The stress state of stiffened shallow orthotropic shells. *Int. Applied Mechanics*. 2001, vol. 37, no. 2, pp. 251–262.
29. Vasilenko A.T., Urusova G.P. The stress state of anisotropic conic shells with thickness varying in two directions. *Int. Applied Mechanics*. 2000, vol. 35, no. 5, pp. 631–638.
30. Nemish Yu.N., Zirka A.I., Chernopiskii D.I. Theoretical and experimental investigations of the stress-strain state of nonthin cylindrical shells with rectangular holes. *Int. Applied Mechanics*. 2000, vol. 36, no. 12, pp. 1620–1625.
31. Rogacheva N.N. The effect of surface stresses on the stress-strain state of shells. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*. 2016, vol. 80, no. 2, pp. 173–181.
32. Tovstik P.E., Tovstik T.P. Two-dimensional linear model of elastic shell accounting for general anisotropy of material. *Acta Mechanica*. 2014, vol. 225, no. 3, pp. 647–661.
33. Storozhuk E.A., Chernyshenko I.S., Kharenko S.B. Elastoplastic deformation of conical shells with two circular holes. *Int. Applied Mechanics*. 2012, vol. 48, no. 3, pp. 343–348.
34. Marchuk A.V., Gnidash S.V. Analysis of the effect of local loads on thick-walled cylindrical shells with different boundary conditions. *Int. Applied Mechanics*. 2016, vol. 52, no. 4, pp. 368–377.
35. Ivanov V.N., Imomnazarov T.S., Farhan I.T.F., Tiekolo D. Analysis of stress-strain state of multi-wave shell on parabolic trapezoidal plan. *Advanced Structured Materials*. 2020, vol. 113, pp. 257–262.
36. Petrov V.V., Alaskarov N.I., Odinsonov V.I. Calculation of stresses and strains in the shell mold during casting solidification. *Liteinoe proizvodstvo*. 2000, no. 3, pp. 53–55. (In Russ.).
37. Evstigneev A.I., Petrov V.V., Odinsonov V.I., Salina M.V. Mathematical modeling of metal crystallization in a shell axisymmetric mold. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 9, pp. 41–45. (In Russ.).
38. Odinsonov V.I., Sevast'yanov G.M., Sapchenko I.G. Evolution of stress state of ceramic mold under unsteady external thermal exposure. *Matematicheskoe modelirovanie*. 2010, vol. 22, no. 11, pp. 97–108. (In Russ.).
39. Sevast'yanov G.M., Odinsonov V.I., Sapchenko I.G. Cracking in ceramic molds at metal pouring. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2010, no. 10, pp. 25–28. (In Russ.).
40. Odinsonov V.I., Kaplunov B.G., Peskov A.V., Bakov A.V. *Matematicheskoe modelirovanie slozhnykh tekhnologicheskikh protsessov* [Mathematical Modeling of Complex Technological Processes]. Moscow: Nauka, 2008, 176 p. (In Russ.).
41. Odinsonov V.I., Prokudin A.N., Sergeeva A.M., Sevast'yanov G.M. *Svidetel'stvo o gosudarstvennoi registratsii programmy dlya EVM no. 2012661389. ODISSEI* [Certificate of state registration of computer programs No. 2012661389. ODYSSEY]. Registered in the Computer Software Registry 13/12/2012. (In Russ.).

Information about the authors:

V.I. Odinsonov, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant, Chief Researcher of the Department of Research Activities (79122718858@yandex.ru)

E.A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Rector (rector@knastu.ru)

A.I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant, Chief Researcher of the Department of Research Activities (diss@knastu.ru)

A.V. Sviridov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Engineering Metallurgy" (andrey1979_2009@mail.ru)

E.P. Ivankova, Senior Lecturer of the Chair "Industrial Electronics" (jenyvany@mail.ru)

Received December 5, 2019

Revised April 13, 2020

Accepted May 15, 2020

УДК 669.71:621.778:662.523

ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКАЯ УСТАНОВКА НА БАЗЕ ГЕНЕРАТОРА МОЩНЫХ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ

*Кузнецов В.А.¹, к.т.н., доцент кафедры электротехники, электропривода
и промышленной электроники (vladimir.kuznezoff@yandex.ru)*

*Кузнецова Е.С.¹, к.т.н., доцент кафедры электротехники, электропривода
и промышленной электроники (kuzlena00@yandex.ru)*

Перегудов О.А.², к.т.н., помощник ректора по молодежной политике (olegomgtu@mail.ru)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская область – Кузбасс., ул. Кирова, 42)
² Омский государственный технический университет
(644050, Россия, г. Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Разработана электромеханическая установка, которая содержит электромагнитный соленоид с поршнем, работающим в режиме возвратно-поступательного движения. Технологии с подобными режимами работы широко используются в различных отраслях промышленности (машиностроительной, металлургической, горнодобывающей, мехатронике, робототехнике, в качестве прессов при ковке и штамповке, а также отбойных молотков в устройствах дробления угля, руды и породы). В качестве источника питания электромеханического устройства используется экономичный генератор мощных однополярных импульсов тока с уникальными системами, которые позволяют в широком диапазоне и с высоким быстродействием регулировать основные параметры: частоту воспроизведения импульсов, амплитуду. Принцип действия генератора основан на периодическом разряде предварительно заряженных конденсаторов на низкоомную активно-индуктивную нагрузку. Генератор содержит силовую часть, состоящую из блока разряда конденсаторов на нагрузку, систему управления генератором (СУГ), состоящую из блока заряда конденсаторов (реверсивный тиристорный преобразователь со встречно-параллельно включенными тиристорными мостами), узел перезаряда, систему автоматического регулирования САУ. По известным уравнениям рассчитаны параметры механической и электрической частей электромеханического устройства: начальная координата поршня; магнитодвижущая сила, возникающая из-за изменения индуктивности $L(x)$; сила упругости пружины; сила сопротивления поршню, пропорциональная скорости его перемещения; силовое воздействие на поршень; амплитуда, длительность и частота воспроизведения импульсов тока. В среде Матлаб–Симулинк разработана имитационная модель установки. Построены графики переходных процессов при работе установки на холостом ходу и под нагрузкой. Проведен анализ режимов работы установки. Разработанная электромеханическая установка для воздействия на нагрузку с целью ее разрушения или деформации на базе генератора мощных импульсов тока с системой автоматического регулирования параметров позволяет с высоким быстродействием регулировать параметры процесса: усилие и пройденное поршнем расстояние.

Ключевые слова: электромеханическая установка, генератор мощных импульсов тока, конденсаторная батарея, зарядное устройство, тиристорный коммутатор.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-755-762

ВВЕДЕНИЕ

Прогресс в развитии современной техники требует использования новых конструкционных материалов с высокими технологическими и эксплуатационными характеристиками. Такие материалы и изделия из них не могут быть получены и обработаны традиционными методами. Поэтому одной из важнейших задач научно-технической политики является создание и внедрение качественно новых технологических процессов, в том числе с использованием внешних энергетических воздействий, влияющих на прочность и пластичность материалов. Экспериментальные исследования электрических токов большой плотности, высокоэнергетических электромагнитных полей, токов плазмы, лазерного излучения и комбинированных воз-

действий на электропроводящие материалы привели к созданию нового класса высокопроизводительных технологических приемов обработки материалов.

Для отечественной и зарубежной металлургической и машиностроительной отраслей промышленности получили распространение технологии с использованием мощных импульсных электрических токов при обработке труднодеформируемых металлов и сплавов [1]. Это процессыковки и прокатки [2 – 7], волочения [8 – 10], металлообработки [11 – 17], спекания [18 – 20], соединения материалов (скрепления) [21 – 27], листовой штамповки [28 – 40] и другие. Детальный обзор этих технологий приведен в работах [41, 42]. В основе промышленных электротехнологий лежит использование мощных источников электрического тока [43, 44]. Подобные технологии могут быть реализованы не только

при обработке металлов давлением, но и в горнодобывающей промышленности (дробление руды, угля, породы), а также механотронике, робототехнике.

Целью настоящей работы является создание на базе генератора токовых импульсов электромеханической установки с возвратно-поступательным движением поршня и исследование его параметров.

ОПИСАНИЕ ПРИНЦИПА РАБОТЫ УСТАНОВКИ И ЕЕ ХАРАКТЕРИСТИК

Основной частью установки является электромагнитный соленоид с поршнем (рис. 1). Устройство содержит магнитопровод с шихтованной сталью, на котором жестко закреплена катушка с намотанным на ней проводом. В стальной оболочке магнитопровода размещен поршень, соединенный с пружиной. Поршень совершает возвратно-поступательные движения по вертикальной координате x . Пружина с коэффициентом жесткости $k = 2667$ Н/м в процессе деформации выполняет функцию возврата поршня в исходное положение после прекращения воздействия на электромагнит импульсного тока. В диапазоне координат x от 0,04 до 0,06 м (рабочая область движения поршня) поршень испытывает противодействие со стороны нагрузки, при этом в зависимости от усилия, противодействующего поршню, на расстоянии $x = x_{\text{равн}}$ возникает точка равновесного состояния.

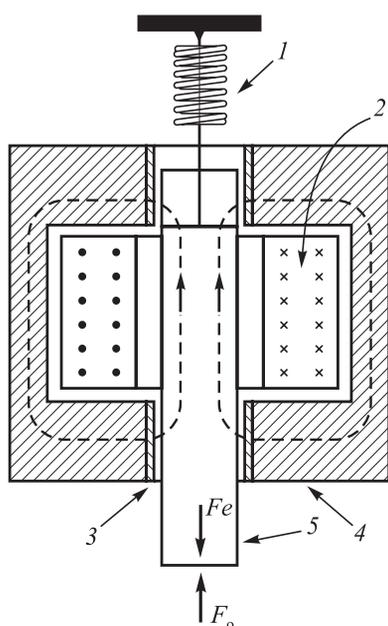


Рис. 1. Конструкция электромеханического устройства: 1 – возвратная пружина; 2 – катушка соленоида; 3 – направляющее кольцо; 4 – стальной корпус с шихтованным железом; 5 – цилиндрический стальной поршень; 6 – силовое воздействие на поршень

Fig. 1. Design of the electromechanical installation: 1 – returnable spring; 2 – solenoid coil; 3 – guide ring; 4 – steel body with laminated iron; 5 – cylindrical steel piston; 6 – force action on the piston

Переходный процесс движения поршня под действием электромагнитных усилий происходит в соответствии с известным уравнением [45]:

$$U = Ri + L(x) \frac{di}{dt} + i \frac{dL(x)}{dx} \frac{dx}{dt}; \quad (1)$$

где U – напряжение источника питания, В; i – ток, протекающий через обмотку электромагнита, А; R – активное эквивалентное сопротивление ошиновки и обмотки катушки, Ом; $L(x)$ – индуктивность как функция координаты x поршня.

Основной переменной составляющей механической системы является координата движения поршня x . Уравнение механической части системы определяется на основании второго закона Ньютона

$$F_{\text{сум}} = Ma = M \frac{d^2x}{dt^2}, \quad (2)$$

где $F_{\text{сум}}$ – равнодействующая сил на механическую часть системы, Н; M – масса стержня, кг; a – ускорение поршня, м/с.

Уравнение изменения переменной x имеет вид

$$M \frac{d^2x}{dt^2} = Fe - k(x - x_0) - b \frac{dx}{dt} - F_0, \quad (3)$$

где x_0 – начальная координата поршня, м; k – жесткость пружины, Н/м; b – коэффициент сопротивления, (Н·с)/м; Fe – магнитодвижущая сила, возникающая из-за изменения индуктивности $L(x)$, Н; $F_{\text{пр}} = k(x - x_0)$ – сила упругости пружины, Н; $F_{\text{тр}} = b \frac{dx}{dt}$ – сила сопротивления поршню, пропорциональная скорости его перемещения, Н; F_0 – силовое воздействие на поршень, Н [45].

На рис. 2 представлена модель электромеханической части устройства, выполненная в среде «Матлаб–Симулинк» [46, 47]. Модель состоит из вычислителей магнитодвижущей силы $Fe - Fcn1$, противоЭДС $Ue - Fcn2$, параметров нагрузочного устройства $Fcn3$, алгебраического сумматора Sym , а также других элементов схемы, реализующих зависимости в соответствии с уравнениями (1) – (3).

Для питания подобных электромеханических устройств обычно используют источники постоянного или переменного тока.

В настоящей работе для реализации установки использован генератор мощных импульсов тока, принцип действия и структурная схема которого приведена на рис. 3 [48, 49].

Принцип действия генератора основан на периодическом разряде на низкоомную активно-индуктивную нагрузку Rn предварительно заряженных конденсаторов СВ. Форма токового импульса такого генератора близка к синусоидальной, длительность импульса в зависимости от емкости конденсаторов и индуктивности

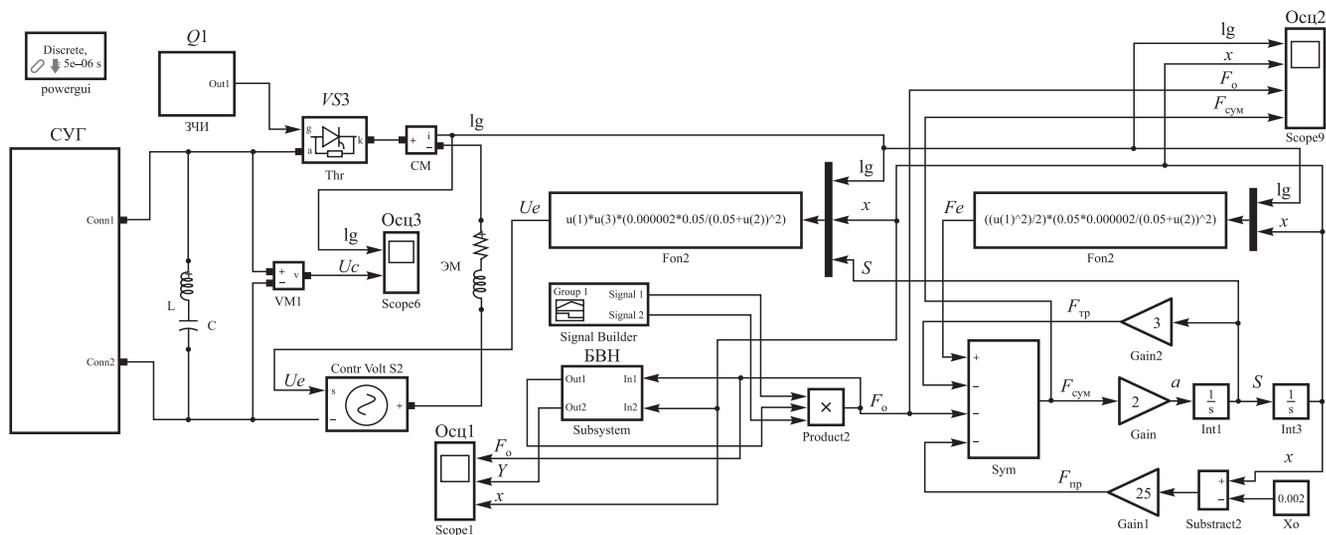


Рис. 2. Схема модели электромеханического устройства

Fig. 2. Scheme of the model of electromechanical installation

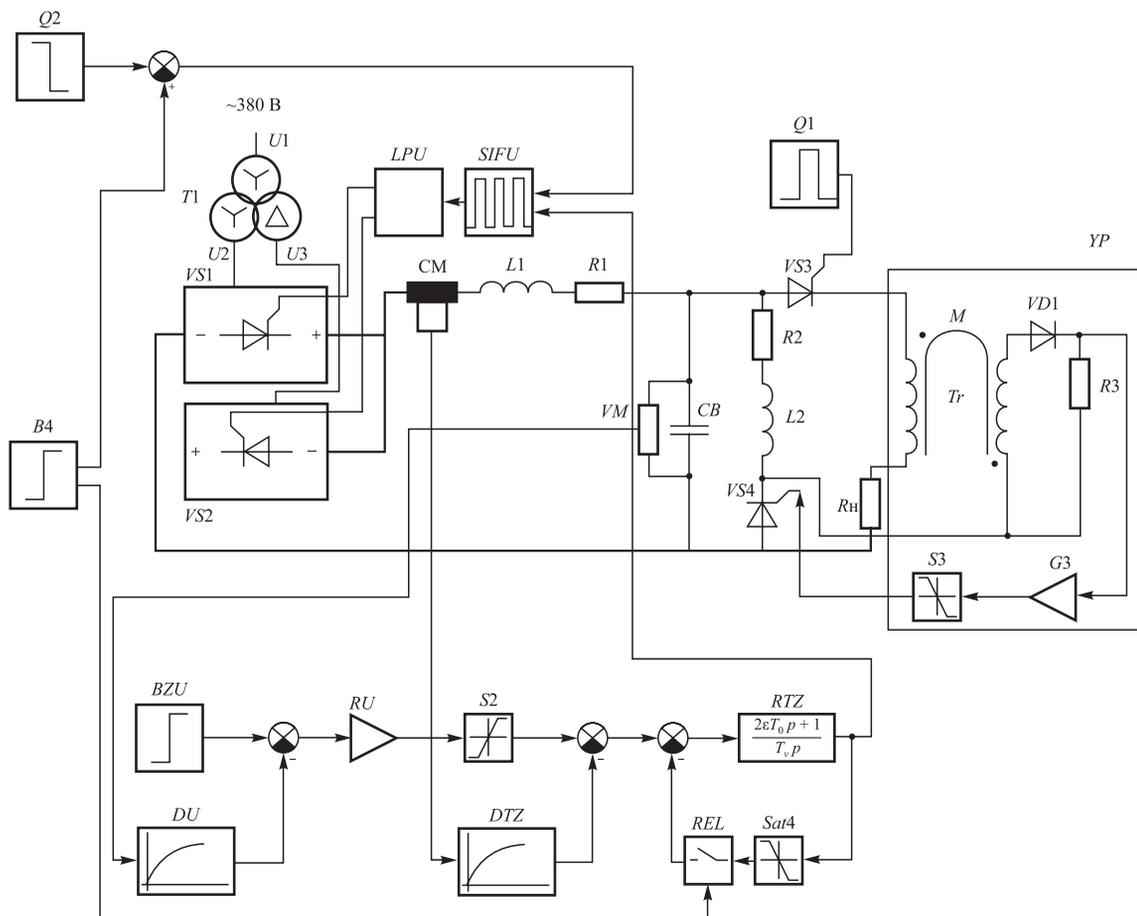


Рис. 3. Структурная схема генератора мощных импульсов тока

Fig. 3. Block diagram of the generator of high power current pulses

может составлять 100 – 10 000 мкс, а частота воспроизведения – до 1000 Гц.

Генератор содержит силовую часть, состоящую из блока разряда конденсаторов на нагрузку (конденсато-

ры СВ, тиристорный ключ VS3, нагрузка Rn), и систему управления генератором (СУГ). Система управления генератором состоит из блока заряда конденсаторов (реверсивный тиристорный преобразователь – встреч-

но-параллельно включенные тиристорные мосты $SV1$, $SV2$, которые подключены к конденсаторам СВ через последовательно соединенные эквивалентные активное сопротивление $R1$ и индуктивность $L1$), узел перезаряда YP (трансформатор M , диод $VD1$, резистор $R3$, усилитель $G3$, блок ограничения $S3$). Система автоматического регулирования САУ размещена в блоке аналогичного названия (блок задания напряжения BZU , регуляторы RNZ , RU , датчики основных параметров DTZ , DU). Модель силовой части генератора и системы управления СУГ показаны на рис. 2.

Сформированные в генераторе система автоматического управления САУ, реверсивный тиристорный преобразователь, а также устройство перезаряда позволяют в широком диапазоне и с высоким быстродействием регулировать его основные параметры (частоту воспроизведения импульсов и амплитуду) при значительном снижении мощности, потребляемой из сети 380 В переменного тока.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для создания возвратно-поступательного движения поршня устройство формирования управляющих импульсов $Q1$ (рис. 2) в течение времени $t_1 = 0,35$ с формирует «пачку» (7 единиц) импульсов регулируемой длительности, при этом поршень под действием маг-

нитоэлектрической силы совершает рабочее движение «вперед». После прекращения действия импульсов в течение времени $t_2 = 0,65$ с под действием упругой силы $F_{пр}$ пружины поршень возвращается в исходное положение. Цикл движения поршня (суммарное время $t_1 + t_2$) периодически повторяется, при этом возможно регулирование как длительности «пачки» импульсов, так и длительности цикла. Работа без нагрузки (холостой ход поршня) в период времени $t_1 + t_2$ представлена на рис. 4.

Переходный процесс возвратно-поступательного движения поршня при приложении нагрузки показан на рис. 4 (период времени $t_2 + t_3$). В процессе движения «вперед» в момент времени $t_{21} = 1,1$ с поршень начинает испытывать противодействие (сила F_0) со стороны нагрузки. При этом энергия поршня расходуется на деформацию нагрузки, а его скорость падает. В момент времени $t_{22} = 1,25$ с нагрузка деформируется настолько, что ее усилие F_0 значительно снижается. В момент времени $t_{23} = 1,4$ с под действием остаточной силы нагрузки и сжатой пружины поршень возвращается в исходное положение (конец рабочего цикла) (рис. 4).

В имитационной модели электромагнита были использованы расчетные параметры элементов (см. таблицу).

На рис. 4 представлены зависимости переходных процессов модели электромеханического устройства

Параметры элементов электромеханической установки

Parameters of the elements of electromechanical installation

Параметр элемента	Обозначение	Значение параметра
Механические		
Число витков катушки, витки	N	1
Толщина основания магнитопровода, м	c	0,05
Диаметр расточки магнитопровода, м	d	0,025
Ширина воздушного зазора, м	g	0,02
Масса поршня, кг	M	0,5
Жесткость пружины, Н/м	k	2667
Коэффициент сопротивления, Н·с/м	b	3
Начальное положение верхней кромки поршня, м	x_0	0,002
Электрические		
Амплитуда импульса тока генератора, А	I_g	2000
Длительность импульса, мс	T_i	1,5
Частота воспроизведения импульсов, Гц	f_i	100
Период воспроизведения «пачки» импульсов, с	T_p	1

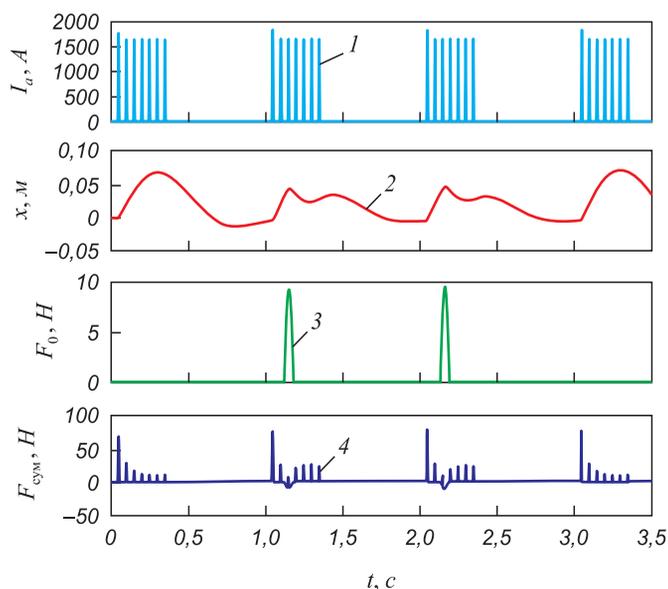


Рис. 4. Зависимости переходных процессов модели электромеханического устройства:

1 – импульсы тока генератора, А; 2 – расстояние x , пройденное поршнем, м; 3 – усилие F_0 воздействия на поршень со стороны нагрузки, Н; 4 – суммарное усилие $F_{сум}$ со стороны поршня и внешней нагрузки, Н

Fig. 4. Dependencies of transient processes of the model of electromechanical installation:

1 – current pulses of the generator, А; 2 – distance x traversed by the piston, м; 3 – force F_0 of action on the piston from the load side, Н; 4 – total force F_{tot} from the side of the piston and external load, Н

с возвратно-поступательным движением поршня. На рис. 5 представлены переходные процессы электро-механического устройства при циклической деформации легкодеформируемой заготовки.

До $t_1 = 1$ с и после $t_2 = 9$ с поршень работает в режиме холостого хода. В момент времени $t_{11} = 1,1$ с под поршень устанавливается заготовка толщиной 0,035 м. В течение восьми рабочих циклов происходит ударная деформация заготовки, при этом ее толщина уменьшается на 0,02 м.

Таким образом, разработана электро-механическая установка с возвратно-поступательным движением поршня и воздействием последнего на нагрузку с целью ее разрушения или деформации. Выполнена модель устройства в среде «Матлаб–Симулинк».

Выводы

Применение в качестве источника питания генератора мощных импульсов тока с системой автоматического регулирования параметров позволяет с высоким быстродействием регулировать параметры процесса: усилие и пройденное поршнем расстояние.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермаер. – М.: Недра, 1996. – 290 с.
2. Electrically assisted forming: modeling and control / W.A. Salandro, J.J. Jones, C. Bunget, L. Mears, J.T. Roth. – Basel, Switzerland: Springer, 2014. – 376 p.
3. Jones J.J., Mears L., Roth J.T. Electrically-assisted forming of magnesium AZ31: effect of current magnitude and deformation rate on forgeability // ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2012. Vol. 134. No. 3. Article 034504.
4. Bunget C., Salandro W.A., Mears L., Roth J.T. Energy-based modeling of an electrically-assisted forging process. – In book: 38th Annual North American Manufacturing Research Conference (NAMRC 38). – Kingston, ON, Canada, 2010. P. 647 – 654.
5. Hong S., Jeong Y., Chowdhury M.N., Chun D., Kim M., Han H.N. Feasibility of electrically assisted progressive forging of aluminum 6061-T6 alloy // CIRP Annals – Manufacturing Technology. 2015. Vol. 64. No. 1. P. 277 – 280.
6. Perkins T.A., Kronenberger T.J., Roth J.T. Metallic forging using electrical flow as an alternative to warm/hot working // ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2007. Vol. 129. No. 1. P. 84 – 94.
7. Li X., Wang F., Li X., Zhu J., Tang G. Mg–3Al–1Zn alloy strips processed by electroplastic differential speed rolling // Materials Science Technology. 2016. Vol. 33. No. 2. P. 215 – 219.
8. Kozlov A.V., Mordyuk B.N., Chernyashevsky A.V. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects // Materials Science and Engineering: A. 1995. Vol. 190. No. 1-2. P. 75 – 79.
9. Egea A.J.S., Rojas H.A.G., Celentano D.J., Peiro J.J. Mechanical and metallurgical changes on 308L wires drawn by electropulses // Materials and Design. 2016. Vol. 90. P. 1159 – 1169.
10. Zhang J., Tang G.Y., Yan Y.J., Fang W. Effect of current pulses on the drawing stress and properties of Cr17Ni6Mn3 and 4J42 alloys in the cold-drawing process // Journal of Materials Processing Technology. 2002. Vol. 120. No. 1-3. P. 13 – 16.
11. Ulutan D., Pleta A., Mears L. Electrically-assisted machining of titanium Alloy Ti-6Al-4V and nickel-based alloy IN-738: an investi-

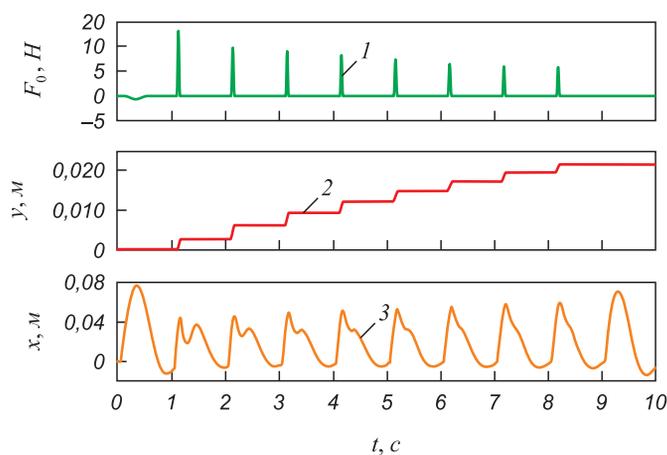


Рис. 5. Зависимости переходных процессов модели электро-механического устройства в процессе циклической деформации: 1 – усилие F_0 воздействия на поршень со стороны нагрузки, Н; 2 – толщина y деформируемой заготовки, м; 3 – расстояние x , пройденное поршнем, м

Fig. 5. Dependences of transient processes of the model of electromechanical installation during cyclic deformation: 1 – force F_0 of action on the piston from the load side, N; 2 – thickness y of the deformable billet, m; 3 – distance x travelled by the piston, m

gation // ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference. 2015. Paper No. MSEC2015-9465.

12. Jones E., Jones J. J., Mears L. Empirical modeling of direct electric current effect on machining cutting force // ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference. 2013. Paper No. MSEC2013-1229.
13. Hameed S., Rojas H.A.G., Egea A.J.S., Alberro A.N. Electroplastic cutting influence on power consumption during drilling process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 87. No. 5-8. P. 1835 – 1841.
14. Zhang D., To S., Zhu Y.H., Wang H., Tang G.Y. Static electropulsing-induced microstructural changes and their effect on the ultra-precision machining of cold-rolled AZ91 alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. No. 4. P. 1341 – 1346.
15. Ji R., Liu Y., Zhang Y., Dong X., Chen Z., Cai B. Experimental research on machining characteristics of SiC ceramic with end electric discharge milling // Journal of Mechanical Science and Technology. 2011. Vol. 25. No. 6. P. 1535 – 1542.
16. Ruskiewicz B.J., Mears L. Electrically assisted compression of tungsten carbide and its implications for electrically assisted machining // ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference. 2016. Paper No. MSEC2016-8554.
17. Langer J., Hoffmann M.J., Guillon O. Direct comparison between hot pressing and electric field-assisted sintering of submicron alumina // Acta Materialia. 2009. Vol. 57. No. 18. P. 5454 – 5465.
18. Grasso S., Sakka Y., Maizza G. Electric current activated/ assisted sintering (ECAS): A review of patents 1906–2008 // Science and Technology of Advanced Materials. 2009. Vol. 10. No. 5. P. 053001.
19. Munir Z.A., Quach D.V., Ohyanagi M. Electric current activation of sintering: a review of the pulsed electric current sintering process // Journal of the American Ceramic Society. 2011. Vol. 94. No. 1. P. 1 – 19.
20. Skovron J.D., Ruskiewicz B.J., Mears L. Effect of electrical augmentation on the joining of Al6063-T5 using flow drill screws // ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference. 2016. Paper No. MSEC2016-8578.
21. Ferrando W.A. The Concept of electrically assisted friction stir welding (EAFSW) and application to the processing of various

- metals // Naval Surface Warfare Center, Bethesda, MD. 2008. Report No. NSWCCD-61-TR-2008/13.
22. Liu X., Lan S., Ni J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel // *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 219. P. 112 – 123.
 23. Santos T.G., Miranda R.M., Vilaca P. Friction stir welding assisted by electrical joule effect // *Journal of Materials Processing Technology*. 2014. Vol. 214. No. 10. P. 2127 – 2133.
 24. Santos T.G., Lopes N., Machado M., Vilaca P., Miranda R. Surface reinforcement of AA5083-H111 by friction stir processing assisted by electrical current // *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 216. P. 375 – 380.
 25. Stolyarov V.V. Deformability and nanostructuring of TiNi shape-memory alloys during electroplastic rolling // *Materials Science and Engineering. A*. 2009. Vol. 503. No. 1. P. 18 – 20.
 26. Ng M.K., Li L., Fan Z., Gao R.X., Smith E.F., Ehmann K.F., Cao J. Joining sheet metals by electrically-assisted roll bonding // *CIRP Annals*. 2015. Vol. 64. No. 1. P. 273 – 276.
 27. Bramley A.N., Jeswiet J., Micari F., Dufloy J., Allwood J. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2005. Vol. 54. No. 2. P. 623 – 649.
 28. Neveux T., Ruzskiewicz B.J., Grimm T., Roth J.T., Ragai I. Electrically assisted global springback elimination after single point incremental forming // *ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016. Paper No. MSEC2016-8813.
 29. Ruzskiewicz B.J., Roth J.T., Johnson D.H. Locally applied direct electric current's effect on springback of 2024-T3 aluminum after single point incremental forming // *ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2015. Paper No. MSEC2015-9429.
 30. Khal A., Ruzskiewicz B.J., Mears L. Springback evaluation of 304 stainless steel in an electrically assisted air bending operation // *ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016. Paper No. MSEC2016-8736.
 31. Grimm T.J., Roth J.T., Ragai I. Electrically assisted global springback elimination in AMS-T-9046 titanium after single point incremental forming // *ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016. Paper No. MSEC2016-8811.
 32. Patent 8,021,501 B2 US. Single point incremental forming of metallic materials using applied direct current / Roth J. Penn State Research Foundation, University Park, PA (US). 2011.
 33. Fan G., Gao L., Hussain G., Wu Z. Electric hot incremental forming: a novel technique // *Int. Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2008. Vol. 48. No. 15. P. 1688 – 1692.
 34. Shi X., Gao L., Khalatbari H., Xu Y., Wang H., Jin L. Electric hot incremental forming of low carbon steel sheet: accuracy improvement // *Int. Journal of Advance Manufacturing Technology*. 2013. Vol. 68. No. 1-4. P. 241 – 247.
 35. Bao W., Chu X., Lin S., Gao J. Experimental investigation on formability and microstructure of AZ31B alloy in electropulse-assisted incremental forming // *Materials and Design*. 2015. Vol. 87. P. 632 – 639.
 36. Honarpisheh M., Abdolhoseini M.J. Experimental and numerical investigation of forming force of Ti6Al4V sheet in electric hot incremental forming process of a conical part // *Amirkabir Journal of Mechanical Engineering*. 2017. Vol. 49. No. 2. P. 143 – 146.
 37. Xu D.K., Lu B., Cao T.T., Zhang H., Chen J., Long H., Cao J. Enhancement of process capabilities in electrically-assisted double sided incremental forming // *Materials and Design*. 2016. Vol. 92. P. 268 – 280.
 38. Xie H., Dong X., Peng F., Wang Q., Liu K., Wang X., Chen F. Investigation on the electrically-assisted stress relaxation of AZ31B magnesium alloy sheet // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 227. P. 88 – 95.
 39. Adams D., Jeswiet J. Single-point incremental forming of 6061-T6 using electrically assisted forming methods // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B - Journal of Engineering Manufacture*. 2014. Vol. 228. No. 7. P. 757 – 764.
 40. Valoppi B., Egea A.J.S., Zhang Z., Rojas H.A.G., Ghiotti A., Bruschi S., Cao J. A hybrid mixed double-sided incremental forming method for forming Ti6Al4V alloy // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 65. No. 1. P. 309 – 312.
 41. Nguyen-Tran H.D., Oh H.S., Hong S.T., Han H.N., Cao J., Ahn S.H., Chun D.M. A review of electrically-assisted manufacturing // *Int. Journal of Precision Engineering and Manufacturing. Green Technology*. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 365 – 376.
 42. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals // *Journal Materials Research*. 2010. Vol. 25. No. 7. P. 1215 – 1224.
 43. Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Кузнецов В.А. Генератор мощных токов импульсов на запираемых тиристорах // *Промышленная энергетика*. 2010. № 6. С. 39 – 41.
 44. Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Кузнецов В.А. Частотно-регулируемый генератор мощных токовых импульсов с обратной связью по амплитуде // *Промышленная энергетика*. 2011. № 1. С. 28 – 31.
 45. Афанасьев А.П., Борисова С.Ю. Моделирование и анализ реакции электромеханического устройства на случайное механическое воздействие // *Вестник Приамурского государственного университета им. Шолом-Алейхема*. 2016. № 4 (25). С. 9 – 18.
 46. Черных И.В. SIMULINK – среда для создания инженерных приложений. – М.: Диалог-МИФИ, 2004. – 491 с.
 47. Розанов Ю.К., Кравцов Д.В. Экспериментальное определение характеристик элементов электромеханических систем с использованием частотных методов // *Электротехника*. 2000. № 7. С. 9 – 13.
 48. Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Кузнецов В.А. Автоматизированная электровзрывная установка для повышения эксплуатационных характеристик материалов // *Промышленная энергетика*. 2011. № 6. С. 22 – 26.
 49. Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Гагарин А.Ю., Косинов Д.А. Аппаратурное обеспечение электростимулированной обработки металлов // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2017. Т. 60. № 2. С. 157 – 163.

Поступила в редакцию 22 сентября 2019 г.

После доработки 24 октября 2019 г.

Принята к публикации 15 ноября 2019 г.

ELECTROMECHANICAL INSTALLATION BASED ON HIGH POWER CURRENT PULSE GENERATOR

V.A. Kuznetsov¹, E.S. Kuznetsova¹, O.A. Peregodov²

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, Russia

²Omsk State Technical University, Omsk, Russia

Abstract. Electromechanical installation containing electromagnetic solenoid with a piston operating in reciprocating motion mode has been developed. Technologies with similar operating modes are widely used in various industries (mechanical engineering, metallurgy, mining, mechanics, robotics, as presses for forging and stamping, as well as jack-

hammers in crushing devices for coal, ore and rock). An economically effective generator of high power unipolar current pulses (with unique systems that allow adjustment of the main parameters in a wide range and with high speed: the frequency of pulse reproduction, amplitude) was used as a power source for electromechanical installation. The principle of operation of the generator is based on periodic discharge of pre-charged capacitors to a low-resistance active-inductive load. Generator contains power unit, consisting of a capacitor discharge unit for load; a generator control system (GCS), consisting of a capacitor charging unit (reversible thyristor converter with counter-parallel connected thyristor bridges); a recharge unit and an automatic control system of the ACS. According to the known equations, parameters of mechanical and electrical parts of the electromechanical installation were calculated: initial coordinate of the piston; magnetomotive force arising from change in inductance $L(x)$; spring force; the force of resistance to the piston, proportional to the speed of its movement; force action on the piston; amplitude, duration and frequency of reproduction of current pulses. A simulation model of the installation has been developed in the MATLAB-SIMULINK environment. The graphs of transient processes during operation of the installation at idle and under load were built. Analysis of the operating modes of the installation was carried out. Developed electromechanical installation for influencing load with the aim of its destruction or deformation with a system of automatic control of parameters makes it possible to regulate process parameters with high speed: force and distance traveled by the piston.

Keywords: electromechanical installation, generator of high power current pulses, capacitor bank, charger, thyristor switch.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-9-755-762

REFERENCES

- Gromov V.E., Zuev L.B., Kozlov E.V., Tselmermaer V.Ya. *Elektrostimulirovannaya plastichnost' metallov i splavov* [Electrostimulated Plasticity of Metals and Alloys]. Moscow: Nedra, 1996, 290 p. (In Russ.).
- Salandro W.A., Jones J.J., Bunget C., Mears L., Roth J.T. *Electrically Assisted Forming: Modeling and Control*. Basel, Switzerland: Springer, 2014, 376 p.
- Jones J.J., Mears L., Roth J.T. Electrically-assisted forming of magnesium AZ31: Effect of current magnitude and deformation rate on forgeability. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2012, vol. 134, no. 3, article 034504.
- Bunget C., Salandro W.A., Mears L., Roth J.T. Energy-based modeling of an electrically-assisted forging process. In: *38th Annual North American Manufacturing Research Conference (NAMRC 38)*. Kingston, ON, Canada, 2010, pp. 647–654.
- Hong S., Jeong Y., Chowdhury M.N., Chun D., Kim M., Han H.N. Feasibility of electrically assisted progressive forging of aluminum 6061-T6 alloy. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2015, vol. 64, no. 1, pp. 277–280.
- Perkins T.A., Kronenberger T.J., Roth J.T. Metallic forging using electrical flow as an alternative to warm/hot working. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2007, vol. 129, no. 1, pp. 84–94.
- Li X., Wang F., Li X., Zhu J., Tang G. Mg–3Al–1Zn alloy strips processed by electroplastic differential speed rolling. *Materials Science Technology*. 2016, vol. 33, no. 2, pp. 215–219.
- Kozlov A.V., Mordyuk B.N., Chernyashovsky A.V. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects. *Materials Science and Engineering: A*. 1995, vol. 190, no. 1-2, pp. 75–79.
- Egea A.J.S., Rojas H.A.G., Celentano D.J., Peiro J.J. Mechanical and metallurgical changes on 308L wires drawn by electropulses. *Materials and Design*. 2016, vol. 90, pp. 1159–1169.
- Zhang J., Tang G.Y., Yan Y.J., Fang W. Effect of current pulses on the drawing stress and properties of Cr17Ni6Mn3 and 4J42 alloys in the cold-drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2002, vol. 120, no. 1-3, pp. 13–16.
- Ulatan D., Pleta A., Mears L. Electrically-assisted machining of titanium alloy Ti-6Al-4V and nickel-based alloy IN-738: An investigation. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2015, paper no. MSEC2015-9465.
- Jones E., Jones J. J., Mears L. Empirical modeling of direct electric current effect on machining cutting force. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2013, paper no. MSEC2013-1229.
- Hameed S., Rojas H.A.G., Egea A.J.S., Alberro A.N. Electroplastic cutting influence on power consumption during drilling process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016, vol. 87, no. 5-8, pp. 1835–1841.
- Zhang D., To S., Zhu Y.H., Wang H., Tang G.Y. Static electropulsing-induced microstructural changes and their effect on the ultra-precision machining of cold-rolled AZ91 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, no. 4, pp. 1341–1346.
- Ji R., Liu Y., Zhang Y., Dong X., Chen Z., Cai B. Experimental research on machining characteristics of SiC ceramic with end electric discharge milling. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2011, vol. 25, no. 6, pp. 1535–1542.
- Ruszkiewicz B. J., Mears L. Electrically assisted compression of tungsten carbide and its implications for electrically assisted machining. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016, paper no. MSEC2016-8554.
- Langer J., Hoffmann M.J., Guillon O. Direct comparison between hot pressing and electric field-assisted sintering of submicron alumina. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 18, pp. 5454–5465.
- Grasso S., Sakka Y., Maizza G. Electric current activated/ assisted sintering (ECAS): A review of patents 1906–2008. *Science and Technology of Advanced Materials*. 2009, vol. 10, no. 5, pp. 053001.
- Munir Z.A., Quach D.V., Ohyanagi M. Electric current activation of sintering: A review of the pulsed electric current sintering process. *Journal of the American Ceramic Society*. 2011, vol. 94, no. 1, pp. 1–19.
- Skovron J.D., Ruszkiewicz B.J., Mears L. Effect of electrical augmentation on the joining of Al6063-T5 using flow drill screws. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016, paper no. MSEC2016-8578.
- Ferrando W.A. *The Concept of Electrically Assisted Friction Stir Welding (EAFSW) and Application to the Processing of Various Metals*. Naval Surface Warfare Center, Bethesda, MD, 2008. Report no. NSWCCD-61-TR- 2008/13.
- Liu X., Lan S., Ni J. Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015, vol. 219, pp. 112–123.
- Santos T.G., Miranda R.M., Vilaca P. Friction stir welding assisted by electrical joule effect. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 10, pp. 2127–2133.
- Santos T.G., Lopes N., Machado M., Vilaca P., Miranda R. Surface reinforcement of AA5083-H111 by friction stir processing assisted by electrical current. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015, vol. 216, pp. 375–380.
- Stolyarov V.V. Deformability and nanostructuring of TiNi shape-memory alloys during electroplastic rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 503, no. 1, pp. 18–20.
- Ng M.K., Li L., Fan Z., Gao R.X., Smith E.F., Ehmann K.F., Cao J. Joining sheet metals by electrically-assisted roll bonding. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2015, vol. 64, no. 1, pp. 273–276.
- Bramley A.N., Jeswiet J., Micari F., Dufloy J., Allwood J. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2005, vol. 54, no. 2, pp. 623–649.
- Neveux T., Ruszkiewicz B.J., Grimm T., Roth J.T., Ragai I. Electrically assisted global springback elimination after single point incremental forming. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016, paper no. MSEC2016-8813.
- Ruszkiewicz B.J., Roth J.T., Johnson D.H. Locally applied direct electric current's effect on springback of 2024-T3 aluminum after single point incremental forming. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2015, paper no. MSEC2015-9429.
- Khal A., Ruszkiewicz B.J., Mears L. Springback evaluation of 304 stainless steel in an electrically assisted air bending operation.

- ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016, paper no. MSEC2016-8736.
31. Grimm T.J., Roth J.T., Ragai I. Electrically assisted global spring-back elimination in AMS-T-9046 titanium after single point incremental forming. *ASME Int. Manufacturing Science and Engineering Conference*. 2016, paper no. MSEC2016-8811.
 32. Roth J. *Single Point Incremental Forming of Metallic Materials Using Applied Direct Current*. Patent US no. 8,021,501 B2. Penn State Research Foundation, University Park, PA (US), 2011.
 33. Fan G., Gao L., Hussain G., Wu Z. Electric hot incremental forming: A novel technique. *Int. Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2008, vol. 48, no. 15, pp. 1688–1692.
 34. Shi X., Gao L., Khalatbari H., Xu Y., Wang H., Jin L. Electric hot incremental forming of low carbon steel sheet: Accuracy improvement. *Int. Journal of Advance Manufacturing Technology*. 2013, vol. 68, no. 1-4, pp. 241–247.
 35. Bao W., Chu X., Lin S., Gao J. Experimental investigation on formability and microstructure of AZ31B alloy in electropulse-assisted incremental forming. *Materials and Design*. 2015, vol. 87, pp. 632–639.
 36. Honarpisheh M., Abdolhoseini M.J. Experimental and numerical investigation of forming force of Ti6Al4V sheet in electric hot incremental forming process of a conical part. *Amirkabir Journal of Mechanical Engineering*. 2017, vol. 49, no. 2, pp. 143–146.
 37. Xu D.K., Lu B., Cao T.T., Zhang H., Chen J., Long H., Cao J. Enhancement of process capabilities in electrically-assisted double sided incremental forming. *Materials and Design*. 2016, vol. 92, pp. 268–280.
 38. Xie H., Dong X., Peng F., Wang Q., Liu K., Wang X., Chen F. Investigation on the electrically-assisted stress relaxation of AZ31B magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016, vol. 227, pp. 88–95.
 39. Adams D., Jeswiet J. Single-point incremental forming of 6061-t6 using electrically assisted forming methods. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B – Journal of Engineering Manufacture*. 2014, vol. 228, no. 7, pp. 757–764.
 40. Valoppi B., Egea A.J.S., Zhang Z., Rojas H.A.G., Ghiotti A., Bruschi S., Cao J. A hybrid mixed double-sided incremental forming method for forming Ti6Al4V alloy. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. 2016, vol. 65, no. 1, pp. 309–312.
 41. Nguyen-Tran H.D., Oh H.S., Hong S.T., Han H.N., Cao J., Ahn S.H., Chun D.M. A Review of electrically-assisted manufacturing. *Int. Journal of Precision Engineering and Manufacturing. Green Technology*. 2015, vol. 2, no. 4, pp. 365–376.
 42. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals. *Journal Materials Research*. 2010, vol. 25, no. 7, pp. 1215–1224.
 43. Zhmakin Yu.D., Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Gromov V.E., Kuznetsov V.A. High power current impulse generator on lockable thyristors. *Promyshlennaya energetika*. 2010, no. 6, pp. 39–41. (In Russ.).
 44. Zhmakin Yu.D., Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Gromov V.E., Kuznetsov V.A. Frequency-controlled generator of high power current pulses with amplitude feedback. *Promyshlennaya energetika*. 2011, no. 1, pp. 28–31. (In Russ.).
 45. Afanas'ev A.P., Borisova S.Yu. Modeling and analysis of response of electromechanical device to accidental mechanical stress. *Vestnik Priamurskogo gosudarstvennogo universiteta im. Sholom-Aleikhe-ma*. 2016, no. 4 (25), pp. 9–18. (In Russ.).
 46. Chernykh I.V. *SIMULINK – sreda dlya sozdaniya inzhenernykh prilozhenii* [SIMULINK – environment for creating engineering applications]. Moscow: Dialog-MIFI, 2004, 491 p. (In Russ.).
 47. Rozanov Yu.K., Kravtsov D.V. Experimental determination of characteristics of electromechanical systems' elements using frequency methods. *Elektrotehnika*. 2000, no. 7, pp. 9–13. (In Russ.).
 48. Zhmakin Yu.D., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Kuznetsov V.A. Automated electroexplosive installation for improvement of materials performance characteristics. *Promyshlennaya energetika*. 2011, no. 6, pp. 22–26. (In Russ.).
 49. Kuznetsov V.A., Gromov V.E., Kuznetsova E.S., Gagarin A.Yu., Kosinov D.A. Equipment provision of electrostimulated metal processing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 2, pp. 157–163. (In Russ.).

Information about the authors:

V.A. Kuznetsov, *Cand. Sci. (Eng.)*, Assist. Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Power and Industrial Electronics (vladimir.kuznezoff@yandex.ru)

V.A. Kuznetsova, *Cand. Sci. (Eng.)*, Assist. Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Power and Industrial Electronics (kuzlena00@yandex.ru)

O.A. Peregudov, *Cand. Sci. (Eng.)*, Assistant of the Rector for Youth Policy (olegomgtu@mail.ru)

Received September 22, 2019

Revised October 24, 2019

Accepted November 15, 2019

НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели. Данные предоставлены сайтами www.scopus.com и www.scimagojr.com.



Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Запольская Е.М., ведущий редактор

Киселева Н.Н., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.10.2020. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 11,25. Заказ 11618. 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

PHYSICOCHEMICAL CHARACTERISTICS OF MELTS OF CORROSION RESISTANT NITROGEN-ALLOYED STEELS

USE OF BARIUM-STRONTIUM MODIFIER FOR THE MANUFACTURING OF WELDING FLUX BASED ON SILICOMANGANESE SLAG

TOXIC PROPERTIES AND HYDRAULIC ACTIVITY OF DUMP BLAST FURNACE SLAG

MODEL OF NANOSTRUCTURAL LAYERS FORMATION AT LONG-TERM OPERATION OF RAILS

STRUCTURE OF HIGH-SPEED ALLOY AFTER PLASMA SURFACING IN NITROGEN AND HEAT TREATMENT

EFFECT OF DIRECT MICROALLOYING OF BORON-CONTAINING STRUCTURAL STEELS ON THEIR STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

OXYGEN SOLUBILITY IN BORON-CONTAINING Ni-Co MELTS

STRESS-STRAIN STATE OF METAL IN DEFORMATION ZONE DURING PRODUCTION OF STEEL SECTION BILLETS ON THE UNIT OF COMBINED CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 2

ESTIMATION OF DEPTH AND DEGREE OF MILL ROLL SURFACE HARDENING DURING GRIT TEXTURING

CHOICE OF MATERIALS PROPERTIES AND OF SHELL MOLDS STRUCTURE BY INVESTMENT MODELS

ELECTROMECHANICAL INSTALLATION BASED ON HIGH POWER CURRENT PULSE GENERATOR