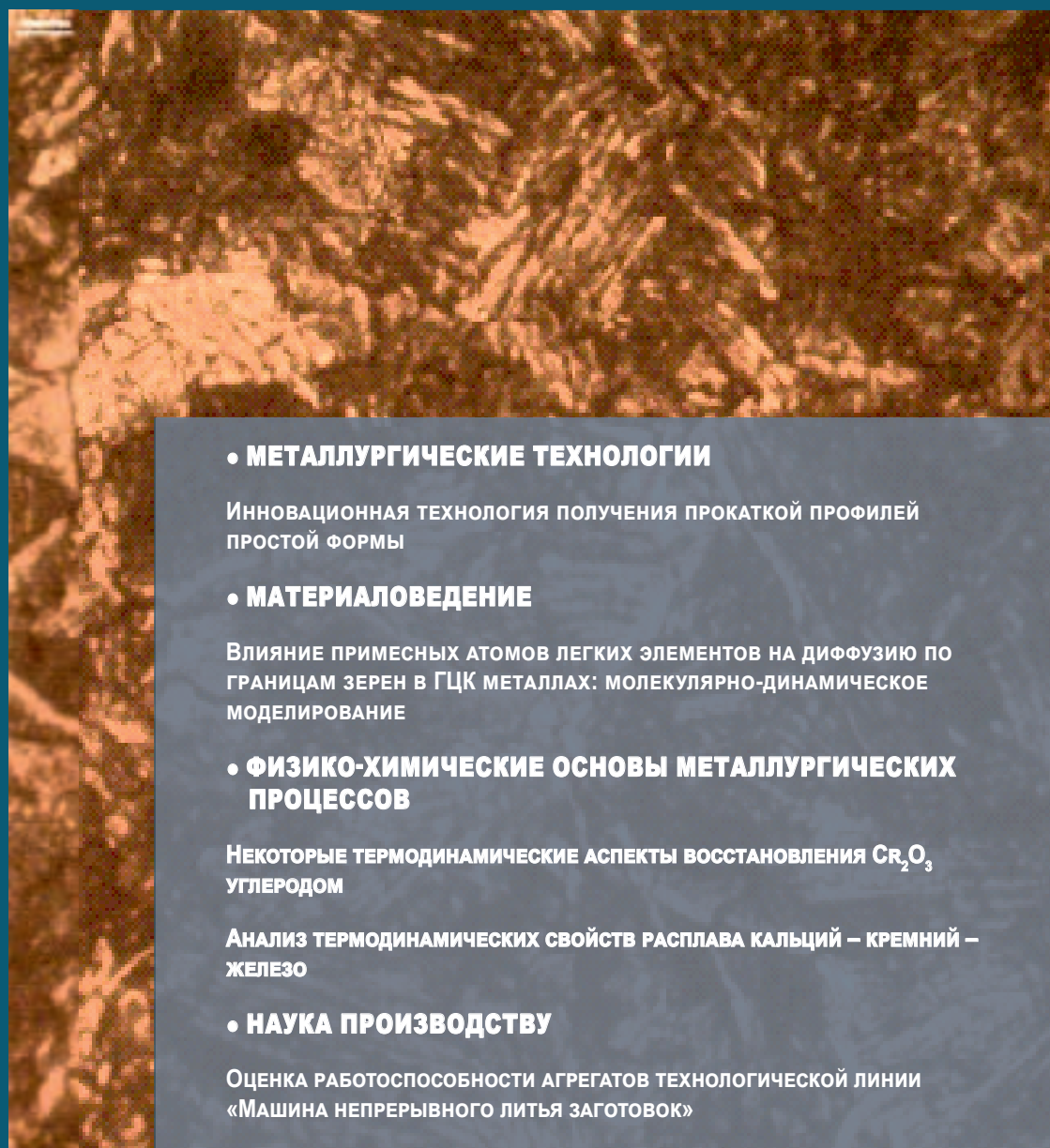


ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 62 Номер 12 2019



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Инновационная технология получения прокаткой профилей простой формы

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Влияние примесных атомов легких элементов на диффузию по границам зерен в ГЦК металлах: молекулярно-динамическое моделирование

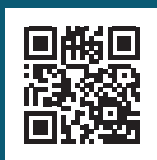
• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Некоторые термодинамические аспекты восстановления Cr_2O_3 углеродом

Анализ термодинамических свойств расплава кальция – кремний – железо

• НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Оценка работоспособности агрегатов технологической линии «Машина непрерывного литья заготовок»



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 12, 2019

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 62

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)

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

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

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

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

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

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

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

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

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)

КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)

КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

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

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

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

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

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

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

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

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом промышленном и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)

РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

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

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

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

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «**Материаловедение**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
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, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

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

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

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)

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

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow)

M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material
science**" (National Research Technological University
"MISIS", Moscow)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

S.V. SOLODOV, Editor of the section "**Information
Technologies and Automatic Control in Ferrous
Metallurgy**" (National Research Technological University
"MISIS", Moscow)

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg)

TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of
Tsinghua University, Shenzhen, China)

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

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

A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

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

К 85-летию Леопольда Игоревича Леонтьева 915

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Фастыковский А.Р., Базайкин В.И., Беляев С.В., Живаго Э.Я.
Инновационная технология получения прокаткой профилей
простой формы 918

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Шекшеев М.А., Михайлицын С.В., Сычков А.Б., Емельюшин А.Н., Керимова Л.Ф. Исследование структуры и свойства сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С 925

Полетаев Г.М., Зоря И.В., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д.
Влияние примесных атомов легких элементов на диффузию по границам зерен в ГЦК металлах: молекулярно-динамическое моделирование 930

Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С. Исследования неметаллических включений в рельсах из электросталей, легированных хромом 936

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Дудоров М.В., Рошин В.Е. Моделирование роста кристаллов в многокомпонентных метастабильных сплавах 943

Крыков Р.Е., Горюшкин В.Ф., Бендре Ю.В., Башенко Л.П., Козырев Н.А. Некоторые термодинамические аспекты восстановления Cr_2O_3 углеродом 950

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических свойств расплава кальций – кремний – железо 957

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Кузнецов В.А., Полковников Г.Д., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Перегудов О.А. Генератор мощных импульсов тока с использованием реверсивного тиристорного преобразователя 964

Савельев А.Н., Северьянов С.С. Оценка работоспособности агрегатов технологической линии «Машина непрерывного литья заготовок» 972

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Швыдкий В.С., Куделин С.П., Гурич И.А., Носков В.Ю. Разработка информационно-моделирующей системы инъекции пылеугольного топлива в фурмы доменной печи 979

Указатель статей, помещенных в 2019 г., том 62 987

CONTENTS

To the 85th Anniversary of Leopol'd Igorevich Leont'ev 915

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

A.R. Fastykovskii, V.I. Bazaikin, S.V. Belyaev, E.Ya. Zhivago Innovative technology for production of rolled profiles with simple form 918

MATERIAL SCIENCE

M.A. Sheksheev, S.V. Mikhailitsyn, A.B. Sychkov, A.N. Emelyushin, L.F. Kerimova Structure and properties of welded joints of reinforcing bars of A500C strength class 925

G.M. Poletaev, I.V. Zorya, R.Yu. Rakitin, M.D. Starostenkov Effect of light elements impurity atoms on grain boundary diffusion in FCC metals: a molecular dynamics simulation 930

A.A. Umanskii, A.V. Golovatenko, A.S. Simachev Nonmetallic inclusions in rails made of electro-steel alloyed with chromium 936

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

M.V. Dudorov, V.E. Roshchin Simulation of crystal growth in multi-component metastable alloys 943

R.E. Kryukov, V.F. Goryushkin, Yu.V. Bendre, L.P. Bashchenko, N.A. Kozyrev Thermodynamic aspects of Cr_2O_3 reduction by carbon 950

V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Analysis of thermodynamic properties of Ca–Si–Fe melt 957

SCIENCE APPLICATION

V.A. Kuznetsov, G.D. Polkovnikov, V.E. Gromov, E.S. Kuznetsova, O.A. Peregudov High power current pulse generator based on reversible thyristor converter 964

A.N. Savel'ev, S.S. Sever'yanov Assessment of units' performance of CCM technological line 972

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

V.S. Shvydkii, S.P. Kudelin, I.A. Gurin, V.Yu. Noskov Development of information modeling system of coal-dust fuel injection into tuyeres of blast furnace 979

Index of articles "Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2019. Vol. 62 987

К 85-ЛЕТИЮ ЛЕОНТЬЕВА ЛЕОПОЛЬДА ИГОРЕВИЧА



Леопольд Игоревич Леонтьев родился 1 декабря 1934 г. в г. Свердловске в семье служащих. Его школьные годы пришлись на нелегкое военное и послевоенное время. После получения аттестата зрелости выбор дальнейшего пути казался совершенно определенным – металлургический факультет Уральского политехнического института, что давало возможность получения престижной профессии инженера-металлурга, так необходимой для развития индустриальной мощи страны.

После окончания с отличием в 1957 г. УПИ им. С.М. Кирова Л.И. Леонтьев был направлен на работу в Уральский филиал АН СССР, и с тех пор по сегодняшний день его жизнь неразрывно связана с Институтом металлургии УрО РАН, где он прошел путь от старшего лаборанта до директора Института, действительного члена Российской академии наук. С 1984 по 1993 г. Леопольд Игоревич заведовал лабораторией технологического моделирования и являлся заместителем директора по науке, с 1993 по 1996 г. был первым заместителем министра науки и технической политики РФ, оставаясь заведующим лабораторией Института металлургии, в 1996 – 1998 гг. он первый заместитель председателя Уральского Отделения РАН по науке. В период с 1998 по 2009 г. он возглавляет Агентство по управлению имуществом РАН, совмещая эту должность с постом директора ИМЕТ УрО РАН, а до 2013 г. совмещает должности руководителя Управления земельно-имущественного комплекса РАН и главного научного сотрудника Института. В настоящее время является главным научным сотрудником Института ме-

таллургии УрО РАН, советником РАН. Видный ученый, специалист в области физикохимии и технологии металлургических процессов, доктор технических наук, профессор, академик РАН, председатель Научного совета ОХНМ РАН по металлургии и металловедению, научный руководитель Инновационно-технологического центра «Академический».

Научная деятельность Л.И. Леонтьева посвящена разработке физико-химических основ комплексного передела руд сложного состава и техногенных отходов, созданию научно обоснованных, экономически эффективных и экологически безопасных технологий их переработки. Он возглавляет научную школу этого направления. Большой цикл работ, выполненных Л.И. Леонтьевым совместно с академиком Н.А. Ватолиным и д.т.н., профессором С.В. Шавриным, позволил на основе исследований по термодинамике и кинетике низко- и высокотемпературных процессов, связанных с решением проблем комплексной переработки нетрадиционного титан-редкометаллического и алюмосиликатного сырья, разработать новые технологические схемы комплексной переработки полиметаллических руд и техногенных материалов с получением продуктов с заданными свойствами, развить теорию коагуляции металлических фаз в оксидных материалах, изучить условия образования экологически опасных соединений типа оксидов азота, фуранов, диоксинов, выдать рекомендации по снижению их содержания в пирометаллургических процессах. За выполнение этого цикла работ академик Л.И. Леонтьев в составе авторского коллектива был удостоен Государственной премии РФ 2000 г. в области науки и техники.

Л.И. Леонтьев является одним из идеологов создания нового комплексного подхода к решению задачи формирования качества окатышей на обжиговых конвейерных машинах. Обобщение многолетних результатов экспериментальных исследований и теоретических разработок позволило, используя элементы теории напряженного состояния оксидных систем, сформулировать новые принципы прогноза изменения служебных свойств окатышей. Эти принципы заложены в алгоритмы при разработке математических моделей процесса обжига и используются при решении задач по оптимизации тепловых схем и разработке новых энергосберегающих и экологически безопасных технологий производства окатышей различного назначения на конвейерных машинах. Леопольд Игоревич является одним из инициаторов реализованной на ОАО «Лебдинский ГОК» поэтапной модернизации обжиговых машин, по результатам которой он, в составе группы ученых и производственников, награжден премией Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 2002 г.

Необходимо отметить, что на протяжении всей научной деятельности Л.И. Леонтьева предметом его постоянного внимания являлись и являются вопросы реализации результатов исследований в практике. Его отличают острое чувство нового, умение быстро ориентироваться в сложной и изменчивой экономической обстановке. Вместе с академиком Н.А. Ватолиным он стоял у истоков зарождавшейся в Институте инновационной деятельности, которая под его руководством привела к созданию и успешной работе Инновационно-технологического центра «Академический», в состав которого входят научно-производственные предприятия, реализующие в полупромышленном и промышленном масштабах научные разработки ИМЕТ УрО РАН и других институтов Уральского отделения РАН.

При участии Института металлургии и активном содействии Л.И. Леонтьева было создано ООО «Новые технологии в металлургии», в основу деятельности которого положены разработки лаборатории металлургии стали и ферросплавов по инжестированию порошкообразных материалов (ферросплавов, углерода, извести) в расплавленные среды, а также торкретированию (восстановлению) футеровки металлургических агрегатов. За создание и освоение комплекса новых инъекционных технологий, обеспечивающих значительное повышение эффективности сталеплавильного производства, в составе творческого коллектива Леопольд Игоревич Леонтьев был удостоен премии Правительства РФ в области науки и техники за 2008 г.

Большой вклад внесен академиком Л.И. Леонтьевым в развитие научной тематики по совершенствованию электрохимического способа получения наноразмерных и субмикронных металлических порошков в солевых расплавах. Для выполнения этих работ, по инициативе Леопольда Игоревича, Институт металлургии УрО РАН стал соучредителем ООО «Технологии тантала», совместно с которым было разработано инженерное оформление электрохимической технологии, получены опытные партии агломерированных порошков тантала для использования в танталовых конденсаторах, а также партии композиционных и керамических порошков. Эти работы успешно продолжают и в настоящее время.

Л.И. Леонтьев является руководителем проектов РФФИ и РФФИ, в числе его учеников 2 доктора и 11 кандидатов наук, он автор и соавтор более 500 научных работ, в том числе 11 монографий и более 120 авторских свидетельств и патентов на изобретения.

В последние годы Л.И. Леонтьев ведет обширную экспертную и организационную деятельность в качестве председателя Научного совета ОХНМ РАН по металлургии и металловедению, он является председателем оргкомитетов научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» и российско-израильских конференций «Оптимизация состава,

структуры и свойств металлов, оксидов, композитов, нано- и аморфных материалов», Всероссийских конференций «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР», Международных конгрессов «Фундаментальные основы технологий переработки и утилизации техногенных отходов» («Техноген»), входит в составы оргкомитетов ряда всероссийских и международных конференций металлургического профиля. С 2018 г. Л.И. Леонтьев стал председателем экспертного совета междисциплинарной программы РФФИ «Фундаментальные основы энергоресурсоэффективной экологически безопасной переработки техногенных отходов»; он главный редактор журнала «Известия вузов. Черная металлургия», член редколлегий ряда академических и научно-производственных журналов «Наука в России», «Химическая технология», «Сталь», «Проблемы черной металлургии и материаловедения», «Наука. Рынок», Бюллетень НТЭИ «Черная металлургия», входит в состав ученого совета Института металлургии УрО РАН и диссертационных советов Института металлургии УрО РАН и Института металлургии им. А.А. Байкова РАН.

Кроме Государственной премии РФ (2000 г.) и двух премий Правительства РФ (2002 и 2008 гг.), академик Л.И. Леонтьев удостоен премии им. И.П. Бардина РАН (2004 г.) и премии им. В.Е. Грум-Гржимайло УрО РАН (2011 г.), награжден орденами Трудового Красного Знамени и Почета, знаком отличия «За заслуги перед Свердловской областью» III степени (2009 г.). В 2019 г. Л.И. Леонтьеву в составе коллектива авторов присуждена премия Правительства Российской Федерации в области науки и техники за разработку физико-химических основ и внедрение новой высокоэффективной экологически чистой технологии композиционных материалов для металлургии с применением синтеза горением при высоких давлениях и освоение с их использованием производства новых марок стали, титановых сплавов и огнеупоров.

Глубина эрудиции, неиссякаемый интерес к жизни во всех ее проявлениях, интеллигентность и доброжелательность в отношениях с людьми – эти качества делают совместную работу и дружеское общение с Леопольдом Игоревичем увлекательным и обогащающим занятием!

От всей души поздравляем Леопольда Игоревича Леонтьева со славным юбилеем и желаем ему доброго здоровья и свершения всех его многочисленных научных проектов!

к.х.н. В.Л. Лисин, заместитель директора по научной работе ИМЕТ УрО РАН

к.х.н. В.И. Пономарев, старший научный сотрудник ИМЕТ УрО РАН



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ
И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Уважаемый Леопольд Игоревич!

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации поздравляет Вас с юбилеем!

Вы внесли значительный вклад в развитие физикохимии, технологии металлургических процессов, переработки руд, получения редких металлов, их сплавов и производных, являетесь автором большого числа научных статей и изобретений. Ваши достижения отмечены Премиями Правительства Российской Федерации и другими государственными наградами.

В процессе своей научной работы Вы приобрели широкую известность как в России, так и за рубежом, в том числе благодаря внедрению на металлургических предприятиях уникальных инъекционных установок.

Желаем Вам здоровья, творческих успехов, талантливых учеников и последователей. Пусть Ваши замечательные качества человека и ученого будут залогом успеха дальнейшей плодотворной работы!

Примите в этот прекрасный день наши самые искренние поздравления!

*С уважением,
Министр науки и высшего образования
Российской Федерации*

М.М. Котюков



Уважаемый Леопольд Игоревич! От имени коллектива НИТУ «МИСиС» и от себя лично поздравляю Вас с юбилеем!

Ваш уникальный опыт, исключительная работоспособность, эрудиция и смелость мышления, проявленные в многолетних исследованиях в области физикохимии и технологии металлургических процессов, комплексной переработки природного и техногенного сырья, высоко оценены государством и академическим сообществом.

Ваше служение науке запечатлено во множестве ярких достижений, в числе которых основание научной школы по разработке физико-химических основ пирометаллургических процессов переработки комплексных руд, многочисленные авторские свидетельства и патенты, публикации более 600 научных трудов. Вы являетесь крупнейшим специалистом в области физико-химических свойств и взаимодействия компонентов титано-редкоземельных и алюмосиликатных руд.

Успешно занимаясь научно-исследовательской деятельностью, Вы находите время для участия в редакционной жизни семи авторитетных отраслевых научных журналов. Для нас дорого Ваше участие в жизни НИТУ «МИСиС» и внимание к развитию университета. Мы чрезвычайно благодарны за время, силы и энергию, которые Вы отдаете работе по развитию научно-исследовательской деятельности вуза.

*Проректор НИТУ «МИСиС»
по науке и инновациям*

М.Р. Филонов



ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Редакция журнала присоединяется ко всем прозвучавшим поздравлениям! Леопольд Игоревич, мы очень благодарны Вам за то, что в трудную минуту, когда журнал внезапно осиротел, Вы нашли время в своем напряженном графике и приняли наш журнал под свою опеку. Под Вашим руководством журнал вышел на качественно новый уровень, начал индексироваться МБД Scopus. Благодаря Вашим энциклопедическим знаниям, невероятному интеллекту, жажде нового и стремлению к совершенству, мы не останавливаемся на достигнутом, а покоряем новые рубежи. Неизменно восхищаемся Вашей неиссякаемой энергией и от всего сердца желаем крепкого здоровья, вдохновения, успеха во всех начинаниях и ярких побед!

Редакция журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия»

УДК 621.771.251

ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОКАТКОЙ ПРОФИЛЕЙ ПРОСТОЙ ФОРМЫ

Фастыковский А.Р.¹, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением
и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (omd@sibsiu.ru)

Базайкин В.И.¹, д.т.н., профессор кафедры «Прикладная математика
и информатика» (bazaykin@ayndex.ru)

Беляев С.В.², д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Литейное
производство» (sbeliaev@sfu-kras.ru)

Живаго Э.Я.¹, д.т.н., профессор кафедры «Механика и машиностроение» (zhivago-ed@yandex.ru)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Сибирский федеральный университет
(660025, Россия, Красноярск, пр. Свободный, 79)

Аннотация. К перспективному направлению получения простых профилей можно отнести бескалибровую прокатку. Благодаря использованию формоизменения в гладких валках, это направление существенно снижает расходы на производство готовой продукции и упрощает процесс прокатки. Однако, несмотря на все очевидные плюсы деформирования в гладких валках, имеются и недостатки, затрудняющие промышленную реализацию. К ним относятся необходимость кантовки после каждого пропуска и небольшой коэффициент вытяжки в гладких валках, вызывающий увеличение количества пропусков. Для решения проблем при промышленном внедрении бескалибровой прокатки на действующем производстве предлагается использовать неприводные вертикальные клетки в непрерывных группах. Деформирование в неприводных вертикальных клетях обеспечивается более полным использованием резерва контактных сил трения приводных клетей, установленных перед ними. Определены условия, при которых возможно использование неприводных вертикальных клетей. После решения уравнения равновесия сил на контактной поверхности в очаге деформации приводной клетки получена зависимость, по которой можно найти продольную силу. Решив уравнение баланса мощностей при формоизменении в неприводных валках, получена зависимость для определения продольной силы. Предложена зависимость, по которой можно определить максимально допустимое расстояние между приводной и неприводной клетями, обеспечивающее продольную устойчивость полосы. Применив зависимости для определения условий деформирования в приводных горизонтальных и неприводных вертикальных клетях с гладкими валками, были рассчитаны режимы обжатия при прокатке арматуры № 12 в условиях непрерывного мелкосортного стана 250 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с использованием в черновых клетях бескалибровой прокатки. Использование неприводных вертикальных клетей позволит освоить прокатку более крупной литой заготовки квадрат 125×125 мм. Оценена экономическая составляющая перехода на более крупную литую заготовку с освоением бескалибровой прокатки. Показаны преимущества предлагаемых решений в сравнении с классическим способом прокатки арматуры № 12.

Ключевые слова: профили простой формы, бескалибровая прокатка, экономические показатели.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-918-924

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время в ряде зарубежных стран успешно освоена технология получения простых профилей с преимущественным использованием гладких валков [1 – 3]. Суть процесса заключается в обжатии прямоугольника либо в чередующихся вертикальных и горизонтальных гладких валках, либо в гладких горизонтальных валках с кантовкой на 90° после каждого пропуска. Формирование готового профиля осуществляется в двух – трех последних калибрах.

К преимуществам технологии прокатки простых профилей в гладких валках относится следующее: увеличение прочности валков за счет отсутствия вреза калибров; универсальность способа прокатки; сокращение парка валков; упрощение настройки стана; сни-

жение технологических нагрузок; расширение возможностей сортовых станов; повышение эффективности их работы с малотоннажными партиями.

Однако, несмотря на все очевидные плюсы предварительного формоизменения заготовки в гладких валках, имеются и недостатки, серьезно осложняющие практическую реализацию процесса. К недостаткам относятся необходимость кантовок после каждого прохода, снижение общего коэффициента вытяжки ввиду особенностей прокатки с использованием гладких валков, что в свою очередь вызывает необходимость увеличения количества прокатных клетей [4 – 7].

Перспективным направлением, позволяющим устранить имеющиеся недостатки бескалибровой прокатки, является использование резерва сил трения на установившейся стадии прокатки для дополнительного

формоизменения в неприводных валках [8, 9]. Резерв сил трения на установившейся стадии процесса прокатки в настоящее время активно используется в совмещенных процессах прокатка – прессование, прокатка – разделение [10 – 14]. Применение дополнительных вертикальных неприводных валков, установленных в непосредственной близости от приводных и работающих благодаря использованию резерва сил трения, позволит повысить устойчивость полосы, увеличить суммарный коэффициент вытяжки.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ РЕАЛИЗАЦИИ ПРЕДЛАГАЕМЫХ РЕШЕНИЙ

Практическая реализация предложения, связанного с использованием резерва сил трения при освоении бескалибровой прокатки, может быть осуществлена при выполнении следующего условия:

$$Q_1 \geq Q_2, \tag{1}$$

где Q_1 – продольная сила, обеспеченная резервом сил трения при прокатке в приводной клетке, кН; Q_2 – необходимая для деформирования в неприводных валках, Вт; N_3 – мощность подпора (+) или натяжения (–), создаваемая клетью, расположенной за неприводными валками, Вт.

Продольную силу, обеспеченную резервом сил трения, определим, решая уравнение равновесия сил в очаге деформации при условии одностороннего скольжения (одна зона отставания). При неполном использовании резерва сил трения на контактной поверхности очага деформации присутствуют зоны опережения и прилипания [15]. Уравнение равновесия сил в очаге деформации при прокатке прямоугольной полосы в гладких валках при полном использовании возможностей контактных сил трения с учетом внешнего влияния будет иметь вид:

$$2Rb_{cp} \int_0^\alpha \tau_{cp} \cos \theta d\theta - 2Rb_{cp} \int_0^\alpha p_{cp} \sin \theta d\theta - Q_1 \pm Q_0 = 0, \tag{2}$$

где R – радиус валков, мм; b_{cp} – средняя ширина полосы, мм; α – угол захвата, рад; τ_{cp} – контактные силы трения, МПа; θ – текущий угол, рад; p_{cp} – средние нормальные напряжения, МПа; Q_0 – заднее натяжение (–), подпор (+), кН.

После интегрирования и преобразований получим

$$Q_1 = p_{cp} R \alpha b_{cp} (2\mu_y - \alpha) \pm Q_0, \tag{3}$$

где μ_y – коэффициент трения на установившейся стадии процесса прокатки.

Как следует из зависимости (3), на величину продольной силы наибольшее влияние оказывают угол захвата и коэффициент трения. Чем больше продольная сила, тем большую деформацию можно обеспечить в неприводных валках. Для проверки достоверности

полученной зависимости были проведены лабораторные эксперименты по определению продольной силы при прокатке прямоугольных свинцовых образцов на гладких валках. При изучении влияния угла захвата и коэффициента трения моделировали условия сортовой прокатки. Полученные результаты приведены на рисунке. Расчетные величины продольной силы близки к экспериментальным значениям в рассматриваемых условиях, что дает основание рекомендовать зависимость (3) для определения продольной силы при прокатке прямоугольных заготовок в гладких валках.

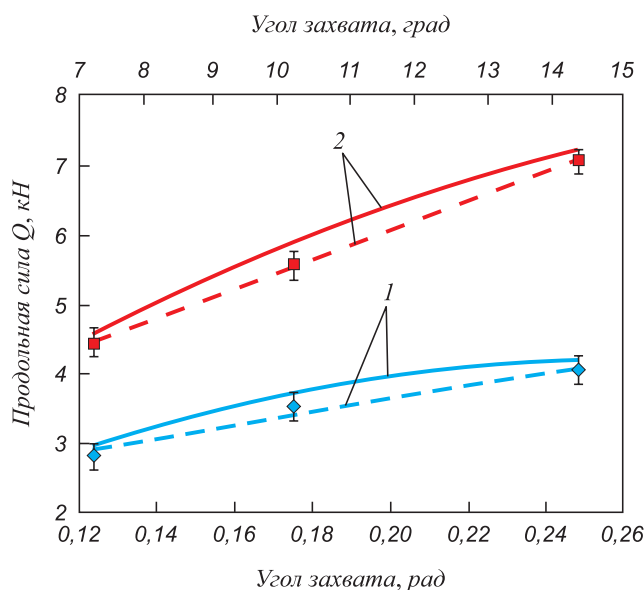
Для проверки выполнения неравенства (1) требуется знать продольную силу Q_2 , необходимую при деформировании в неприводных валках. Величину Q_2 можно определить по уравнению энергетического баланса:

$$N_\phi + N_{тр} + N_x - N_2 \pm N_3 = 0, \tag{4}$$

где N_ϕ – мощность, затрачиваемая на формоизменение, Вт; $N_{тр}$ – мощность сил трения на контактной поверхности неприводных валков, Вт; N_x – мощность сил сопротивления вращению, Вт; N_2 – мощность, необходимая для деформирования в неприводных валках, Вт; N_3 – мощность подпора (+) или натяжения (–), создаваемая клетью, расположенной за неприводными валками, Вт.

Мощность, необходимую для формоизменения, определим по следующей формуле [16]:

$$N_d = p_{cp} v h_{cp} b_{cp} \ln \frac{h_0}{h_1}, \tag{5}$$



Экспериментальные (---) и теоретические (—) зависимости продольной силы Q_1 от угла захвата при $\mu = 0,26$ (1), $\mu = 0,33$ (2)

Experimental (---) and theoretical (—) dependences of the longitudinal force Q_1 on capture angle: 1 – $\mu = 0.26$; 2 – $\mu = 0.33$

где v – скорость прокатки, м/с; h_{cp} – средняя высота полосы в очаге деформации, мм; h_0 и h_1 – начальная и конечная толщина полосы, мм.

Мощность сил трения в очаге деформации с учетом зон отставания и опережения можно определить по формуле [17, 18]:

$$N_{тр} = \int_{F_1} \tau_1 \Delta v_1 dF + \int_{F_2} \tau_2 \Delta v_2 dF, \quad (6)$$

где τ_1 и τ_2 – контактные силы трения в зонах отставания и опережения, МПа; Δv_1 и Δv_2 – продольные составляющие скоростей скольжения в зонах отставания и опережения, мм/с; F_1 и F_2 – контактные площади в зонах отставания и опережения, мм².

Мощность, расходуемую на вращения неприводных валков, можно определить по уравнению:

$$N_x = - \int_{F_1} \tau_1 v_b dF + \int_{F_2} \tau_2 v_b dF, \quad (7)$$

где v_b – скорость точки на валке, мм/с.

Найти усилие, необходимое для формоизменения в неприводных валках, можно путем преобразования зависимостей (4 – 7):

$$Q_2 = \sigma_s b_1 h_1 \ln \lambda_2 + \mu_y b_1 l_{d_2} \times \left[\frac{1}{\lambda_2^{0,25} \cos(0,25\alpha_2)} - \frac{1}{\lambda_2^{0,75} \cos(0,75\alpha_2)} \right], \quad (8)$$

где σ_s – сопротивление деформации, МПа; b_1 – ширина заготовки после прокатки в приводных валках, мм; λ_2 – коэффициент вытяжки в непрерывных валках; l_{d_2} – длина дуги захвата в неприводных валках, мм; α_2 – угол захвата в неприводных валках, рад.

Особенностью использования клетей с неприводными валками является необходимость учета продольной устойчивости полосы в промежутке между приводной и неприводной клетями. Устойчивость полосы зависит от продольной силы, обеспечивающей деформирование в неприводных валках, и расстояния между клетями. Оценить максимально допустимое расстояние (l_{max}), обеспечивающее устойчивость в промежутке между приводной и неприводной клетями, можно при использовании формулы Эйлера для определения устойчивости колонн [19], преобразовав ее к виду:

$$l_{max} = \frac{\pi \sqrt{E i_{min}^2}}{\sqrt{\sigma_2 k}}, \quad (9)$$

где E – модуль упругости первого рода, МПа; i_{min} – минимальный радиус инерции сечения заготовки, мм; σ_2 – напряжение подпора для деформирования в неприводной клетке, МПа; k – коэффициент приведения длины.

При использовании уравнения (9) необходимо правильно выбрать коэффициент приведения длины, который изменяется (0,5 – 2,0) в зависимости от характера закрепления стержня. Из приведенных в работе [19] схем закрепления для случая деформирования в неприводном многовалковом калибре подходит схема с коэффициентом приведения длины 0,5, такие же рекомендации по коэффициенту приведенной длины представлены в работе [20]. Как показали эксперименты, при использовании неприводных гладких валков подходит схема закрепления с коэффициентом приведенной длины 0,7.

Пользуясь принципами, рассмотренными выше, была проверена возможность реализации технологии бескалибровой прокатки в черновой группе клетей применительно к условиям непрерывного мелкосортного стана 250 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ ЗСМК). Рассмотрен вариант перехода стана 250 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с катаной заготовки 100×100 мм на литую 125×125 мм при прокатке арматуры № 12 с использованием в черновой группе бескалибровой прокатки в приводных горизонтальных и неприводных вертикальных клетях. Результаты расчетов приведены в табл. 1, где для сравнения показана классическая калибровка арматурного профиля № 12 из заготовки (квадрат 100×100 мм). Использование в черновой непрерывной группе неприводных вертикальных клетей позволит решить два важных вопроса: использовать бескалибровую прокатку и перейти на более крупную литую заготовку с исключением двух приводных клетей в промежуточной группе. Еще одно достоинство предлагаемого варианта получения арматуры № 12 заключается в уменьшении числа механических кантовок скручиванием с шести до трех, что упрощает конструкцию выводной валковой арматуры.

ОЦЕНКА ЭКОНОМИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРЕДЛАГАЕМЫХ РЕШЕНИЙ

Для большей объективности оценки достоинств предлагаемых решений рассмотрим экономическую составляющую на примере освоения более крупной литой заготовки квадрата 125×125 мм. Переход на крупную литую заготовку (табл. 1) возможен либо при использовании предлагаемого решения, либо при установке двух дополнительных приводных клетей.

Для определения стоимости закупки и монтажа нового оборудования воспользовались методикой расчетов, основанной на использовании веса устанавливаемого оборудования и стоимости отечественного стандартного оборудования. Вес устанавливаемого оборудования принимали равным весу аналогичного на рассматриваемом непрерывном мелкосортном стане. Стоимость монтажа нового оборудования, затраты на

Варианты калибровок для получения арматуры № 12 в условиях непрерывного мелкосортного стана 250 АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Table 1. Pass options for receiving rebar No. 12 in the conditions of 250 continuous small-grade mill of JSC “EVRAZ ZSMK”

№ клетей	Действующая калибровка на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»			Калибровка с использованием в черновых клетях гладких валков в приводных горизонтальных и не приводных вертикальных клетях						
	Заготовка 100×100 мм			Заготовка 125×125 мм						
	Форма калибра	Размер полосы		λ_1	Форма калибра	Размер полосы		Условие устойчивости полосы	λ_1	Суммарный коэффициент вытяжки
	<i>h</i> , мм	<i>b</i> , мм	<i>h</i> , мм			<i>b</i> , мм				
А		68,0	114,0	1,43		95,0	130,6	1,00	1,26	1,45
						110,0	98,0	1,37	1,15	
1		73,0	82,0	1,29		85,0	112,0	0,89	1,13	–
2		48,0	95,0	1,30		95,0	88,0	1,32	1,14	1,38
						71,0	97,0	0,93	1,21	
3		52,0	63,0	1,46		70,0	77,2	1,37	1,28	1,61
						59,0	73,0	1,10	1,26	
4		33,0	74,0	1,32		50,0	65,0	1,24	1,33	1,88
						42,0	55,0	1,30	1,41	
5		40,0	45,0	1,35		36,0	47,0	1,31	1,36	1,51
						40,0	38,0	1,24	1,11	
6		23,0	58,0	1,37		21,0	50,0	–	1,44	–
7		38,0	29,4	1,32		30,0	25,0	–	1,40	–
8		18,0	46,3	1,20	–	–	–	–	–	–
9		30,0	23,8	1,32	–	–	–	–	–	–
10		14,5	30,7	1,24		14,5	32,0	–	1,25	–
11		23,0	19,6	1,25		23,0	19,7	–	1,25	–
12		11,5	29,6	1,27		11,5	29,6	–	1,27	–
13		19,0	15,1	1,27		19,0	15,1	–	1,27	–
14		11,5	21,5	1,08		11,5	21,5	–	1,08	–
15		14,5	14,5	1,23		14,5	14,5	–	1,23	–
16		10,0	18,5	1,08		10,0	18,5	–	1,08	–

П р и м е ч а н и е. Для клетки № 17 (арматура № 12) значения показателей взяты по ГОСТ Р 52544 – 2006.

его эксплуатацию определяли по общеизвестным нормативам. Рассмотрим два варианта перехода на более крупную литую заготовку. Первый вариант – установка двух дополнительных клетей в черновую группу и прокатка по классической калибровке арматуры № 12.

Второй вариант – использование пяти дополнительных не приводных вертикальных клетей и формоизменение по схеме бескалибровой прокатки в черновой группе при получении арматуры № 12 (табл. 1). Полученные результаты расчетов экономических показателей сведе-

Экономические показатели перевода непрерывного мелкосортного стана 250 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на литую заготовку 125×125 мм

Table 2. Economic indicators of transfer of 250 continuous light section mill of JSC “EVRAZ ZSMK” to casting of 125×125 mm billet

Затраты	Приводные клетки	Неприводные клетки	Абсолютное отклонение
Затраты на закупку и монтаж оборудования			
Стоимость оборудования, тыс. руб.	18 345	9305	9040
Монтаж оборудования, тыс. руб.	1306	1325	-19
Недополученная прибыль в период монтажа оборудования, тыс. руб.	13 100	10 915	2185
Итого, тыс. руб.	32 751	21 545	11 206
Дополнительные годовые издержки производства продукции			
Амортизация основных средств (ОС), тыс. руб.	1834,5	930,5	904
Ремонт ОС, тыс. руб.	1712	1080	632
Содержание ОС, тыс. руб.	1408	880	528
Сменное оборудование, тыс. руб.	336	200	136
Итого, тыс. руб.	5290,5	3090,5	2200

ны в табл. 2. Вариант с использованием непрерывных вертикальных клетей с экономической точки зрения существенно выигрывает как на стадии закупки и монтажа оборудования, так и в процессе последующей эксплуатации.

Выводы

Предложено использовать неприводные вертикальные клетки для реализации бескалибровой прокатки в черновой непрерывной группе клетей мелкосортного стана 250 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при получении профилей простой формы. Определены условия, при которых возможна прокатка в непрерывных группах с использованием неприводных клетей. На примере действующего непрерывного мелкосортного стана 250 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» доказаны возможности и экономические преимущества применения бескалибровой прокатки с использованием неприводных вертикальных клетей при переходе на более крупную литую заготовку квадрат 125×125 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Janazawa T., Tanaka T., Noda A. Development of grovelless rolling // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1983. Vol. 23. No. 8. P. 710 – 715.
- Janazawa T., Tanaka T., Hirai N., Aoyama K. Development of grovelless rolling // Iron and Steel Engineer. 1984. Vol. 61. No. 8. P. 25 – 30.
- Colin R., Leger Alfred R., Parisean David L., Simons Keith. Morgan’s compact mill design parameters, applications and operational benefits // Iron and Steel Engineering. 1982. Vol. 59. No. 11. P. 25 – 30.
- Бескалибровая прокатка сортовых профилей / Л.Е. Кандауров, Б.А. Никифоров, А.А. Морозов и др. – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 1998. – 128 с.
- Платов С.И., Макачук А.А., Анцупов В.П. Бескалибровая прокатка: технология и оборудование. – Магнитогорск: изд. Магнитогорского гос. техн. ун-та, 2005. – 115 с.
- Кандауров Л.Е., Никифоров Б.А., Белан А.К. Рациональные режимы бескалибровой прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1996. № 11. С. 35 – 37.
- Кандауров Л.Е., Никифоров Б.А., Белан А.К. и др. Технические и экономические аспекты применения бескалибровой прокатки на стане 150 БМК // Производство проката. 1998. № 8. С. 43 – 45.
- Фастыковский А.Р., Фастыковский Д.А. Оценка возможностей контактных сил трения с целью интенсификации процесса прокатки на установившейся стадии // Производство проката. 2013. № 7. С. 9 – 12.
- Фастыковский А.Р., Уманский А.А. Теория и практика ресурсосберегающих технологий производства сортового проката на действующих непрерывных станах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 5. С. 322 – 327.
- Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi – slit rolling // SEA. ISI Quaterly. 1995. No. 3. P. 49 – 58.
- Sidelnikov S.B., Galiev R.I., Bepalov V.M., Samchuk A.P. Determining power-energy parameters of combined rolling-extrusion process for low-plastic aluminium alloys // Non-ferrous Metals. 2018. No. 1. P. 30 – 36.
- Sidelnikov S., Galiev R., Lopatina E., Samchuk A. Analysis of energy-force parameters of combined processing receiving modifying bars from Al-5Ti-1B alloy // Non-Ferrous Metals. 2017. Vol. 42. No. 1. P. 30 – 35.
- Fastykovskii A.R. Region for extrolling and effective deformation modes // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2011. Vol. 52. No. 3. P. 230 – 233.
- Grzyb R., Misiolek Z. The concept and the theoretical fundaments of a new combined process of rolling and extrusion // Archiwum Hutnitwa. 1983. Vol. 28. No. 3. P. 305 – 319.

15. Grzyb R., Misiolok Z. The experimental investigations on the force parameters and metal flow in the combined process of rolling and extrusion // *Archiwum Hutnitwa*. 1983. Vol. 28. No. 3. P. 321 – 340.
16. Целиков А.И., Гришков А.И. Теория прокатки. – М.: Metallurgiya, 1970. – 358 с.
17. Выдрин В.Н., Федосиенко А.С., Крайнов В.И. Процесс непрерывной прокатки. – М.: Metallurgiya, 1970. – 456 с.
18. Выдрин В.Н. Динамика прокатных станков. – Свердловск: Metallurgizdat, 1960. – 255 с.
19. Ицкович Г.М. Сопротивление материалов. – М.: Высшая школа, 1986. – 352 с.
20. Фастыковский А.Р. Продольная устойчивость полосы при работе системы прокатная клеть – неприводной инструмент // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2013. № 4. С. 21 – 24.

Поступила в редакцию 29 марта 2019 г.
После доработки 19 июля 2019 г.
Принята к публикации 5 сентября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 12, pp. 918–924.

INNOVATIVE TECHNOLOGY FOR PRODUCTION OF ROLLED PROFILES WITH SIMPLE FORM

A.R. Fastyskovskii¹, V.I. Bazaikin¹, S.V. Belyaev²,
E.Ya. Zhivago¹

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

²Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia

Abstract. A promising direction for production of simple profiles by rolling includes grooveless rolling. Due to the use of forming in smooth rolls, this direction significantly reduces the production cost of finished products and simplifies the rolling process. However, despite all the obvious advantages of deformation in smooth rolls, there are disadvantages that complicate industrial implementation including the need for edging after each pass and a small coefficient of extraction in smooth rolls. It causes an increase in the number of passes. For the solution of problems encountered in current industrial implementation of grooveless rolling, it is proposed to use deprived-wide vertical stands in continuous groups. Deformation in non-water vertical stands is provided by more complete use of the reserve of contact friction forces of the drive stands installed in front of them. The conditions under which the use of non-water vertical stands is possible are determined. After solving the equation of forces equilibrium on the contact surface in the deformation center of the drive stand, dependence is obtained by which it is possible to find the value of longitudinal force provided by reserve of friction forces. By solving the equation of power balance in form of non-drive rolls, the dependence is obtained determining the longitudinal force required for deformation. The authors offer the dependence by which it is possible to determine the maximum allowed distance between the drive and non-drive stands, providing longitudinal stability of the strip. Using dependencies to determine conditions of deformation in horizontal drive and non-driven vertical mills with smooth rolls, reduction modes during rolling of rebar No. 12 in conditions of JSC “EVRAZ ZSMK” 250 continuous light section mill using roughing stands for grooveless rolling were calculated. As a result it was found that the use of non-water vertical stands allows rolling of larger cast billet of 125x125 mm square on the mill. Economic component of transition to the larger cast billet with development of grooveless rolling was estimated. Advantages of the proposed solutions are shown in comparison with classical method of rebar No. 12 rolling on 250 continuous small-grade mill of JSC “EVRAZ ZSMK”.

Keywords: simple form profiles, grooveless rolling, economic parameters.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-918-924

REFERENCES

1. Janazawa T., Tanaka T., Noda A. Development of grooveless rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1983, vol. 23, no. 8, pp. 710–715.
2. Janazawa T., Tanaka T., Hirai N., Aoyama K. Development of grooveless rolling. *Iron and Steel Engineer*. 1984, vol. 61, no. 8, pp. 25–30.
3. Colin R., Leger Alfred R., Parisean David L., Simons Keith. Morgan’s compact mill design parameters, applications and operational benefits. *Iron and Steel Engineering*. 1982, vol. 59, no. 11, pp. 25–30.
4. Kandaurov L.E., Nikiforov B.A., Morozov A.A. etc. *Beskalibrovaya prokatka sortovykh profilei* [Grooveless rolling of section profiles]. Magnitogorsk: Magnitogorskii dom pechati, 1998, 128 p. (In Russ.).
5. Platov S.I., Makarchuk A.A., Antsupov V.P. *Beskalibrovaya prokatka: tekhnologiya i oborudovanie* [Grooveless rolling: technology and equipment]. Magnitogorsk: MGTU, 2005, 115 p. (In Russ.).
6. Kandaurov L.E., Nikiforov B.A., Belan A.K. Rational modes of grooveless rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 11, pp. 35–37. (In Russ.).
7. Kandaurov L.E., Nikiforov B.A., Belan A.K. etc. Technical and economic aspects of the use of grooveless rolling at 150 BMK mill. *Proizvodstvo prokata*. 1998, no. 8, pp. 43–45. (In Russ.).
8. Fastyskovskii A.R., Fastyskovskii D.A. Assessment of possibilities of contact friction forces in order to intensify rolling process at a steady stage. *Proizvodstvo prokata*. 2013, no. 7, pp. 9–12. (In Russ.).
9. Fastyskovskii A.R., Umanskii A.A. Theory and practice of resource-saving technologies of mill bar production at the operating continuous rolling mills. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 5, pp. 322–327. (In Russ.).
10. Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi – slit rolling. *SEA. ISI Quaterly*. 1995, no. 3, pp. 49–58.
11. Sidelnikov S.B., Galiev R.I., Bespalov V.M., Samchuk A.P. Determining power-energy parameters of combined rolling-extrusion process for low-plastic aluminium alloys. *Non-Ferrous Metals*. 2018, no. 1, pp. 30–36.
12. Sidelnikov S., Galiev R., Lopatina E., Samchuk A. Analysis of energy-force parameters of combined processing for receiving modifying bars from Al-5Ti-1B alloy. *Non-Ferrous Metals*. 2017, vol. 42, no. 1, pp. 30–35.
13. Fastyskovskii A.R. Region for extrolling and effective deformation modes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011, vol. 52, no. 3, pp. 230–233.
14. Grzyb R., Misiolok Z. The concept and the theoretical fundamentals of a new combined process of rolling and extrusion. *Archiwum Hutnitwa*. 1983, vol. 28, no. 3, pp. 305–319.
15. Grzyb R., Misiolok Z. The experimental investigations on the force parameters and metal flow in the combined process of rolling and extrusion. *Archiwum Hutnitwa*. 1983, vol. 28, no. 3, pp. 321–340.
16. Tselikov A.I., Grishkov A.I. *Teoriya prokatki* [Theory of rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 358 p. (In Russ.).
17. Vydrin V.N., Fedosienko A.S., Krainov V.I. *Protsess nepreryvnoi prokatki* [Continuous rolling process]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 456 p. (In Russ.).
18. Vydrin V.N. *Dinamika prokatnykh stanov* [Dynamics of rolling mills]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1960, 255 p. (In Russ.).

19. Itskovich G.M. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. Moscow: Vysshaya shkola, 1986, 352 p. (In Russ.).
20. Fastykovskii A.R. Longitudinal stability of the band at the system of rolling stand – non-drive tool. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 4, pp. 21–24. (In Russ.).

Information about the authors:

A.R. Fastykovskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Metal Forming and Metal Science. JSC “EVRAZ ZSMK” (omd@sibsiu.ru)

V.I. Bazaikin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Applied Mathematics and Informatics (bazaykin@yandex.ru)

S.V. Belyaev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Foundry” (sbeliaev@sfu-kras.ru)

E.Ya. Zhivago, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (zhivago-ed@yandex.ru)

Received March 29, 2019

Revised July 19, 2019

Accepted September 5, 2019

УДК 621.791.053.004.12

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АРМАТУРНОГО ПРОКАТА КЛАССА ПРОЧНОСТИ А500С

*Шекшеев М.А., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (shecsheev@yandex.ru)*

*Михайлицын С.В., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (svmikhaylitsyn@mail.ru)*

*Сычков А.Б., д.т.н., профессор кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (apsychkov@mail.ru)*

*Емелюшин А.Н., д.т.н., профессор кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (emelushin@magtu.ru)*

*Керимова Л.Ф., магистрант кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (liliya-kerumova@mail.ru)*

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

Аннотация. Приведены результаты исследования причин пониженной прочности сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С. Соединения были выполнены из арматурного проката диам. 12 мм, при этом одно из соединений выполнено из термомеханически упрочненного проката (образец 1), а другое из горячекатаного проката без последующей обработки (образец 2). Установлено, что структура сварного соединения 1 характеризуется наличием продуктов отпусков мартенсита – мартенситно-бейнитной структуры с твердостью порядка 327 – 339 НV. Наблюдаются характерные игольчатые и пакетные образования. Металл шва (ядра) имеет структуру, идентичную структуре зоны термического влияния на участке перегрева. Структура сварного соединения 2 представлена более выраженной зональностью. Прослеживается граница между металлом шва (ядром) и зоной термического влияния. В плоскости шлифа литое ядро наблюдается как тонкая светлая прослойка толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 НV, состоящая из феррита, не до конца подвергшегося послесварочной термической обработке. Также в металле шва повсеместно присутствуют шлаковые включения. В зоне термического влияния на участке перегрева наблюдаются бейнитные и видманштеттовые структуры. Твердость металла зоны термического влияния находится на уровне 250 – 265 НV. Наиболее вероятными причинами пониженной прочности сварных соединений являются повышенная хрупкость металла шва и зоны термического влияния вследствие высокой твердости (более 300 НV), а также наличие в металле шва (ядра) шлаковых включений. Последние выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения.

Ключевые слова: арматурный прокат, точечная сварка, литое ядро, зона термического влияния, структура металла, дефекты сварки, шлаковые включения, твердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-925-929

ВВЕДЕНИЕ

Добыча угля, металлических руд, минералов и других полезных ископаемых является важной частью производственного комплекса России, а также существенной статьей дохода бюджета страны [1, 2]. Добыча ископаемых ведется как открытым, так и закрытым способами. Последний связан с разработкой шахт, которые прокладываются в тяжелых условиях, при высоком давлении, температурах и сейсмической активности.

Чтобы обеспечить безопасность и бесперебойную работу людей и оборудования, своды шахт укрепляют специальной сеткой, которая выполняется из стального арматурного проката периодического профиля. Для производства армирующей сетки применяется горячекатаный прокат класса прочности А500С. Он постав-

ляется по ГОСТ Р 52544 – 2006 без последующей обработки или термомеханически упрочненный. Сетку изготавливают путем укладки одного ряда прутков на другой внахлестку с последующим соединением точечной сваркой.

Точечная сварка представляет собой технологический процесс, относящийся к сварке давлением [3 – 5]. При точечной сварке детали собирают внахлестку, сжимают с усилием электродами, через которые пропускают электрический ток, генерируемый в сварочном трансформаторе. При этом происходит расплавление металла на границе деталей, образуется совместная литая зона – ядро сварной точки. Данная технология сварки обеспечивает быстрое и наименее затратное производство армирующей сетки в сравнении с другими способами соединения (вязка узлов и др.) [6 – 9].

Химический состав сталей класса А500С

Table 1. Chemical composition of steels of А500С class

Образец	Содержание элемента, %										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Mo	V
1	0,19	0,19	0,59	0,017	0,024	–	–	0,21	0,009	–	–
2	0,19	0,20	0,79	0,006	0,012	0,04	0,02	0,04	0,005	0,002	0,033

К структурному состоянию и механическим свойствам сварных соединений предъявляют высокие требования [10 – 12]. Однако производители армирующей сетки сталкиваются с проблемами обеспечения необходимого комплекса свойств [13, 14].

Так, сварные соединения арматурного проката А500С не выдерживали испытаний на разрыв. При требуемом уровне прочности 450 – 500 МПа фактическая прочность составляла порядка 200 МПа.

Учитывая вышеизложенное, целью настоящей работы является установление причин пониженной прочности сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С на основе исследования структуры и твердости металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве образцов были отобраны два сварных соединения из серии, не прошедшей испытаний на разрыв. Соединения были выполнены из арматурного проката класса прочности А500С диам. 12 мм, при этом одно из соединений выполнено из термомеханически упрочненного проката (образец 1), а другое из проката без последующей обработки (образец 2).

Рассматриваемая сталь класса А500С относится к углеродистым свариваемым сталям. Химический состав и механические свойства этой стали согласно сопроводительному сертификату приведены в табл. 1 и 2.

В состоянии поставки структура арматурного проката образца 1 состоит из отпущенного мартенсита, подвергнутого самоотпуску; образца 2 – из зерен феррита и строчечного перлита (со структурной феррито-перлитной полосчатостью).

Сварные соединения были выполнены при одинаковых режимах (мощность при коротком замыкании

Т а б л и ц а 2

Механические свойства сталей класса А500С

Table 2. Mechanical properties of steels of А500С class

Образец	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %
1	724	587	16,3
2	750	650	15,5

$Q = 200$ кВ·А; усилие осадки $P = 6 \cdot 10^5$ Па; время осадки $t = 30$ мс) с применением сварочной машины МТ-3001.

Анализ микроструктуры выполняли на травленных образцах с помощью светового микроскопа Микромед-Мет с применением системы компьютерного анализа изображений ScorePhoto.

Твердость металла шва и ЗТВ измеряли по методу Виккерса согласно ГОСТ 9450 – 76 с помощью прибора НV-1000 при нагрузке на индентор 3 Н. Схема измерения твердости приведена на рис. 1.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографические исследования показали, что структура сварного соединения образца 1 характеризуется наличием продуктов отпуска мартенсита – мартенситно-бейнитной структуры (рис. 2, а) с твердостью порядка 327 – 339 НV. Наблюдаются характерные игольчатые и пакетные образования. Металл шва (ядра) имеет структуру, идентичную структуре ЗТВ на участке перегрева. Прослойка литого металла, по-видимому, подверглась вторичной термической обработке при охлаждении, когда тепло из зоны сварки постепенно отводилось в основной металл.

Структура сварного соединения образца 2 (рис. 2, б) представлена более выраженной зональностью. Здесь четко прослеживается граница между металлом шва (ядром) и ЗТВ. В плоскости шлифа литое ядро на-

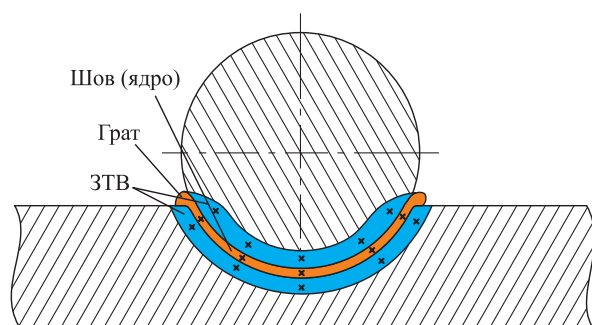


Рис. 1. Схема измерения твердости по Виккерсу сварных соединений арматурного проката А500С (точки измерения твердости обозначены крестиками)

Fig. 1. Scheme of Vickers hardness measurement of welded joints of А500С reinforced bars (points of hardness measurement are indicated by crosses)

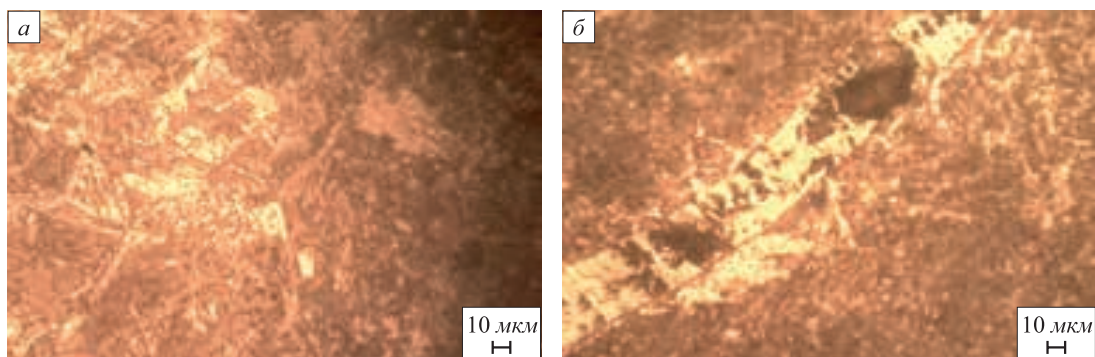


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений:
a – образец 1 – мартенситно-бейнитная структура на участке зоны перегрева-сплавления;
б – образец 2 – прослойка металла шва со шлаковыми включениями

Fig. 2. Microstructure of welded joints:

a – sample 1 – martensitic-bainitic structure in the area of overheating-welding zone; *б* – sample 2 – layer of weld metal with slag inclusions

блюдается как тонкая светлая прослойка толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 HV, на основании чего можно предположить, что она состоит из феррита.

Следует отметить, что в структуре металла шва повсеместно наблюдаются неметаллические включения. На рис. 2, *б* они хорошо видны как темные пятна на светлом поле, которые группами, практически равномерно, покрывают сварной шов. При регулировке микроскопа удается более четко сфокусироваться на некоторых из включений и говорить о том, что это полости (по сути поры), частично или полностью заполненные шлаком.

В ЗТВ на участке перегрева наблюдаются бейнитные структуры в виде пакетов (рис. 3), а также участки с иглами видманштеттовой структуры, которые прорастают к центру первичных зерен из периферийного феррита. Твердость металла ЗТВ находится на уровне 250 – 265 HV.

На основе анализа полученных данных можно сделать определенные выводы о причинах пониженной

прочности сварных соединений при их испытаниях. Если говорить об образце 1, то в данном случае наиболее вероятная причина преждевременного разрушения – повышенная хрупкость металла шва (ядра) и ЗТВ. Считается, что при твердости свыше 300 HV сварные соединения склонны к охрупчиванию и образованию холодных трещин [15, 16]. В совокупности с внешними нагрузками и сварочными напряжениями это приводит к преждевременному разрушению сварного соединения.

В образце 2 наиболее вероятной причиной разрушения сварного соединения является наличие в металле шва шлаковых включений, которые выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения. Образование подобных включений может быть связано с особенностями технологии подготовки деталей перед сваркой. Поверхность арматурного проката при поставке покрыта окалиной и другими загрязнениями. Если перед сваркой зачистка поверхности деталей недостаточна или не производится вовсе, возникают дефекты, подобные шлаковым включениям [17 – 20].

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы: причиной преждевременного разрушения образца 1 является повышенная хрупкость металла шва и ЗТВ, вследствие высокой твердости. Металл шва и ЗТВ характеризуются наличием мартенситно-бейнитной структуры с твердостью 327 – 339 HV. Причиной пониженной прочности образца 2 является наличие в металле шва (ядра) шлаковых включений, которые выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения. Металл шва представлен в виде тонкой прослойки феррита толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 HV, металл

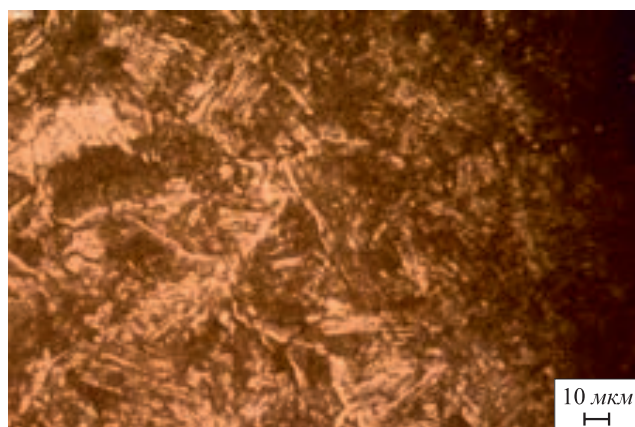


Рис. 3. Образец 2 – участок перегрева ЗТВ

Fig. 3. Sample 2 – section of heat-affected zone overheating

ЗТВ характеризуется наличием бейнитной и видманштеттовой структур с твердостью порядка 250 – 265 HV. Видманштеттова структура также оказывает негативное влияние на прочностные свойства сварного соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дубынина Т.Г. Добыча полезных ископаемых в России и ее регионах // Стратегия устойчивого развития регионов России. 2012. № 9. С. 26 – 31.
2. Видякина Е.В., Захарченко Н.Н., Душенко О.О., Филатов С.А. Предложения по предоставлению налогового вычета на ГРП с суммы налога на добычу полезных ископаемых // Недропользование XXI век. 2014. № 1 (45). С. 88 – 91.
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding // Mechanical Systems and Signal Processing. 2019. Vol. 124. No. 6. P. 170 – 198.
4. Dong Y., Teixeira A.P., Guedes Soares C. Fatigue reliability analysis of butt welded joints with misalignments based on hotspot stress approach // Marine Structures. 2019. Vol. 65. No. 5. P. 215 – 228.
5. DiGiovanni C., Biro E., Zhou N.Y. Impact of liquid metal embrittlement cracks on resistance spot weld static strength // Science and Technology of Welding and Joining 2019. Vol. 24. No. 3. P. 218 – 224.
6. Ordoñez J.H., Ambriz R.R., García C., Plascencia G., Jaramillo D. Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel // International Journal of Fatigue 2019. Vol. 121. P. 163 – 171.
7. Lu Y., Peer A., Abke T., Kimchi M., Zhang W. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding // Materials and Design. 2018. Vol. 155. No. 10. P. 170 – 184.
8. Li Y.B., Zhang Q.X., Qi L., David S.A. Improving austenitic stainless steel resistance spot weld quality using external magnetic field // Science and Technology of Welding and Joining. 2018. Vol. 23. No. 7. P. 619 – 627.
9. Eftekharimilani P., van der Aa E.M., Hermans M.J.M., Richardson I.M. Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel // Science and Technology of Welding and Joining. 2017. Vol. 22. No. 7. P. 545 – 554.
10. Onar V., Aslanlar S., Akkaş N. Effect of welding current on tensile-peel loading of welding joints in TRIP 800 and micro-alloyed steels in resistance spot welding // Acta Physica Polonica A. 2017. Vol. 132. No. 3. P. 822 – 824.
11. Yürük A., Kahraman N. Weld zone characterization of stainless steel joined through electric resistance spot welding // International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2017. Vol. 92. No. 5-8. P. 2975 – 2986.
12. Arabi S.H., Pouranvari M., Movahedi M. Welding metallurgy of duplex stainless steel during resistance spot welding // Welding Journal 2017. Vol. 96. No. 9. P. 307 – 318.
13. Shirmohammadi D., Movahedi M., Pouranvari M. Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance // Materials Science and Engineering A. 2017. Vol. 703. P. 154 – 161.
14. Li L., Chen F. Microstructure and mechanical properties of dissimilar steel plate resistance plug welding joints // China Welding (English Edition). 2017. Vol. 26. No. 2. P. 43 – 51.
15. Емельюшин А.Н., Шекшеев М.А., Пупейко А.А., Окулова А.А. Исследование формирования структуры многослойных сварных соединений трубной стали // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 1. № 70. С. 242 – 245.
16. Емельюшин А.Н., Беляев А.И., Шекшеев М.А. Современные методы выбора рациональных параметров режима сварки низколегированных сталей // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 2. № 70. С. 163, 164.
17. Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Сычков А.Б. Проектирование сварочных электродов для нефтегазового комплекса. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2016. – 182 с.
18. Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 724 – 730.
19. Naumov S.V., Ignatov M.N., Ignatova A.M., Artemov A.O. Development of slag base for welding fluxes from man-made mineral formations of Ural mining and smelting companies // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 743. No. 6. P. 406 – 410.
20. Artemov A., Ignatov M., Ignatova A., Naumov S. Composition development and production technology of stone casting silicate materials and items // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 743. No. 7. P. 401 – 405.

Поступила в редакцию 23 мая 2019 г.

После доработки 10 июня 2019 г.

Принята к публикации 22 августа 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 12, pp. 925–929.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF REINFORCING BARS OF A500C STRENGTH CLASS

M.A. Sheksheev, S.V. Mikhailitsyn, A.B. Sychkov, A.N. Eme-lyushin, L.F. Kerimova

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

Abstract. The article presents the reasons of strength reduction of welded joints of reinforcing bars of A500C strength class. The joints were made of reinforcing steel with a diameter of 12 mm, with one of the joints made of thermomechanical hardened steel (sample 1), and the other – of hot-rolled steel without further processing (sample 2). It was established that the structure of welded joint 1 is characterized by the presence of products of tempering of martensite – martensite-bainite structure with hardness of 327 – 339 HV. Characteristic needle and packet formations are observed. The weld metal (core) has a structure identical to the structure of heat-affected zone on the overheating area.

The structure of welded joint 2 is represented by more expressed zoning. The boundary is traced between the weld metal (core) and the heat-affected zone. In plane of the section, the cast core is observed as a thin light layer of 30 – 40 microns thickness and with hardness of 180 – 190 HV; it consists of ferrite, not fully subjected to post-welding heat treatment. Also slag inclusions present in all volume of the welded joint metal. In the heat affected zone, in the area of overheating the widmanstatten bainitic structure is also observed. Metal hardness of the heat-affected zone is at the level of 250 – 265 HV. The most likely reasons for the reduced strength of welded joints are increased fragility of the weld metal and the zone of thermal influence, due to the high hardness, more than 300 HV, as well as the presence of slag inclusions in the weld metal of the joint (core), which act as stress concentrators and under external loads are a source of destruction.

Keywords: reinforcing bars, spot welding, cast core, heat-affected zone, metal structure, welding defects, slag inclusions, hardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-925-929

REFERENCES

1. Dubynina T.G. Mining in Russia and its regions. *Strategiya ustoychivogo razvitiya regionov Rossii*. 2012, no. 9, pp. 26–31. (In Russ.).
2. Vidyakina E.V., Zakharchenko N.N., Dushenko O.O., Filatov S.A. Proposals for mining tax reduction for geological exploration. *Nedropol'zovanie XXI vek*. 2014, vol. 45, no. 1, pp. 88–91. (In Russ.).
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding. *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2019, vol. 124, no. 6, pp. 170–198.
4. Dong Y., Teixeira A.P., Guedes Soares C. Fatigue reliability analysis of butt welded joints with misalignments based on hotspot stress approach. *Marine Structures*. 2019, vol. 65, no. 5, pp. 215–228.
5. DiGiovanni C., Biro E., Zhou N.Y. Impact of liquid metal embrittlement cracks on resistance spot weld static strength. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019, vol. 24, no. 3, pp. 218–224.
6. Ordoñez J.H., Ambriz R.R., García C., Plascencia G., Jaramillo D. Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel. *International Journal of Fatigue*. 2019, vol. 121, pp. 163–171.
7. Lu Y., Peer A., Abke T., Kimchi M., Zhang W. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding. *Materials and Design*. 2018, vol. 155, no. 10, pp. 170–184.
8. Li Y.B., Zhang Q.X., Qi L., David S.A. Improving austenitic stainless steel resistance spot weld quality using external magnetic field. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2018, vol. 23, no. 7, pp. 619–627.
9. Eftekharimilani P., Van der Aa E.M., Hermans M.J.M., Richardson I.M. Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2017, vol. 22, no. 7, pp. 545–554.
10. Onar V., Aslanlar S., Akkaş N. Effect of welding current on tensile-peel loading of welding joints in TRIP 800 and micro-alloyed steels in resistance spot welding. *Acta Physica Polonica A*. 2017, vol. 132, no. 3, pp. 822–824.
11. Yürük A., Kahraman N. Weld zone characterization of stainless steel joined through electric resistance spot welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017, vol. 92, no. 5-8, pp. 2975–2986.
12. Arabi S.H., Pouranvari M., Movahedi M. Welding metallurgy of duplex stainless steel during resistance spot welding. *Welding Journal*. 2017, vol. 96, no. 9, pp. 307–318.
13. Shirmohammadi D., Movahedi M., Pouranvari M. Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance. *Materials Science and Engineering A*. 2017, vol. 703, August, pp. 154–161.
14. Li L., Chen F. Microstructure and mechanical properties of dissimilar steel plate resistance plug welding joints. *China Welding (English Edition)*. 2017, vol. 26, no. 2, pp. 43–51.
15. Emelyushin A.N., Sheksheev M.A., Puppeiko A.A., Okulova A.A. Formation of the structure of multilayer welded joints of pipe steel. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2012, vol. 1, no. 70, pp. 242–245. (In Russ.).
16. Emelyushin A.N., Belyaev A.I., Sheksheev M.A. Modern methods for choosing rational parameters for low alloyed steel welding. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2012, vol. 2, no. 70, pp. 163, 164. (In Russ.).
17. Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A., Sychkov A.B. *Proektirovanie svarochnykh elektrodov dlya neftegazovogo kompleksa* [Design of welding electrodes for oil and gas complex]. Magnitogorsk, MG TU, 2016, 182 p. (In Russ.).
18. Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 724–730.
19. Naumov S.V., Ignatov M.N., Ignatova A.M., Artemov A.O. Development of slag base for welding fluxes from man-made mineral formations of Ural mining and smelting companies. *Key Engineering Materials*. 2017, vol. 743, no. 6, pp. 406–410.
20. Artemov A., Ignatov M., Ignatova A., Naumov S. Composition development and production technology of stone casting silicate materials and items. *Key Engineering Materials*. 2017, vol. 743, no. 7, pp. 401–405.

Information about the authors:

M.A. Sheksheev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (shecsheev@yandex.ru)

S.V. Mikhailitsyn, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (svmikhaylitsyn@mail.ru)

A.B. Sychkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (apsychkov@mail.ru)

A.N. Emelyushin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (emelushin@magtu.ru)

L.F. Kerimova, MA Student of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (liliya-kerumova@mail.ru)

Received May 23, 2019

Revised June 10, 2019

Accepted August 22, 2019

УДК 538.911

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ ЛЕГКИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ДИФФУЗИЮ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В ГЦК МЕТАЛЛАХ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

*Полетаев Г.М.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики
и математического моделирования (gmpoletaev@mail.ru)*

Зоря И.В.², к.т.н., доцент, директор архитектурно-строительного института

Ракутин Р.Ю.³, к.ф.-м.н., доцент, директор колледжа

Старостенков М.Д.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики (genphys@mail.ru)

¹ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

(656038, Россия, Барнаул, Алтайский край, пр. Ленина, 46)

² Сибирский государственный индустриальный университет

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

³ Алтайский государственный университет

(656049, Россия, Барнаул, Алтайский край, пр. Ленина, 61)

Аннотация. Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния примесных атомов углерода и кислорода на диффузию по границам зерен наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в металлах с ГЦК решеткой. Рассматривали никель, серебро и алюминий. Взаимодействия атомов металла друг с другом описывались многочастичными потенциалами Клери-Розато, построенными в рамках модели сильной связи. Для описания взаимодействий атомов примесей легких элементов с атомами металла и атомов примесей друг с другом использовали парные потенциалы Морзе. Примеси в большинстве случаев приводят к увеличению коэффициента самодиффузии по границам зерен. Это обусловлено деформацией кристаллической решетки вблизи примесных атомов, из-за чего вдоль границ возникают дополнительные искажения и свободный объем. Более выражено это для примеси углерода. С ростом концентрации углерода в металле наблюдали сначала увеличение коэффициента зернограничной самодиффузии, затем снижение. Такое поведение объясняется образованием агрегатов атомов углерода на границе зерен, что приводит к частичному запираанию границы. Атомы кислорода оказывали меньшее влияние на диффузию по границам зерен. По-видимому, это объясняется отсутствием тенденции к образованию агрегатов и меньшей деформацией кристаллической решетки вокруг примеси. Наибольший эффект от примесей на самодиффузию по границам зерен среди рассмотренных металлов наблюдался для никеля. Никель обладает наименьшим параметром решетки, примесные атомы сильнее деформируют его решетку вокруг себя по сравнению с алюминием и серебром. В никеле создается сравнительно больше искажений решетки и дополнительного свободного объема вдоль границ зерен, которые приводят к росту диффузионной проницаемости. Коэффициенты диффузии вдоль большеугловых границ с углом разориентации 30° оказались примерно в два раза выше, чем вдоль малоугловых границ с углом разориентации 7° . При этом диффузия вдоль границ $\langle 100 \rangle$ протекала интенсивнее, чем вдоль границ $\langle 111 \rangle$.

Ключевые слова: молекулярная динамика, металл, примесь, граница зерен, граница наклона, диффузия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-930-935

ВВЕДЕНИЕ

Взаимодействие примесных атомов легких элементов с металлами имеет большой научный и технологический интерес. Атомы углерода, азота, кислорода даже в небольших концентрациях существенно влияют на свойства металлов, что, в первую очередь, обусловлено их взаимодействием с дефектами кристаллической решетки. Несмотря на важность понимания механизмов и процессов, лежащих в основе влияния легирования примесями легких элементов на свойства металлов, в настоящее время остается много вопросов, касающихся поведения примесей на атомном уровне в металлической матрице. Одним из таких вопросов является определение влияния примесей на процессы, протекающие с участием границ зерен. Известно, что

границы зерен в поликристаллах определяют многие их свойства, диффузия вдоль границ зерен протекает значительно интенсивнее, чем в объеме кристалла. Вместе с тем влияние примесей на зернограничную диффузию в настоящее время изучено недостаточно хорошо.

Для малоугловых границ энергия связи, очевидно, близка к энергии связи примесных атомов с дислокациями. В работах [1, 2], например, были получены значения энергии связи атома углерода с дислокацией в железе в интервале $0,4 - 0,7$ эВ, в работе [3] для атомов кислорода в цирконии – $0,5$ эВ. Порядок величин указывает на достаточно высокую связь примесных атомов как с дислокациями, так и с границами зерен. Известно, что границы зерен, как и отдельные дислокации, собирают вокруг себя атмосферы примесей, подобные атмосфере Коттрелла [4]. Например, миграционная

подвижность границ в этом случае значительно снижается, поскольку, как и в случае дислокаций, требуется дополнительная энергия для отрыва границы от атмосферы. Относительно влияния примесей на диффузию по границам известно сравнительно мало. В работе [5], например, проводили исследование методом молекулярной динамики влияния гипотетических примесей (не ассоциированных с какими-либо химическими элементами) на диффузию по границе зерен в алюминии: было получено, что примеси слабо влияют на интенсивность зернограницной диффузии.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния примесных атомов углерода и кислорода на диффузию по границам зерен наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в ГЦК металлах: никеле, серебре и алюминии. Этот набор металлов уникален тем, что два из них имеют почти одинаковые радиусы атомов, тогда как другие два – почти одинаковые значения электроотрицательности. Радиусы атомов алюминия, серебра и никеля составляют 1,43, 1,44 и 1,24 Å [6], электроотрицательности (шкала Полинга) – 1,61, 1,93 и 1,91 [7] соответственно. Таким образом, при получении различных зависимостей для этих трех металлов будет видна взаимосвязь с размером атомов или с электроотрицательностью.

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

Взаимодействия атомов металла друг с другом описывали многочастичными потенциалами Клери-Розато [8], построенными в рамках модели сильной связи. Для описания взаимодействий атомов примесей легких элементов с атомами металла и атомов примесей друг с другом использовали парные потенциалы Морзе [9]. Оба потенциала хорошо зарекомендовали себя в ряде расчетов, выполненных методом молекулярной динамики [10 – 12]. Параметры потенциалов для описания взаимодействий примесных атомов углерода и кислорода с атомами рассматриваемых металлов были взяты из работы [9], где они были найдены с учетом эмпирических зависимостей и известных характеристик, таких как температура плавления или разложения соответствующего химического соединения металла с легким элементом, энергия активации диффузии примесного атома в кристаллической решетке металла. Для описания взаимодействий атомов примеси друг с другом в металлах [9] за основу были взяты потенциалы, предложенные другими авторами. Для связи С–С парный потенциал из работы [13] был трансформирован в потенциал Морзе. Для связей О–О использовали потенциал из работы [14].

Границу наклона создавали в молекулярно-динамической модели в середине расчетной ячейки путем поворота двух кристаллов на угол разориентации θ вокруг осей $\langle 111 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$ (рис. 1). После поворота кристаллов удаляли лишние атомы, находящиеся за

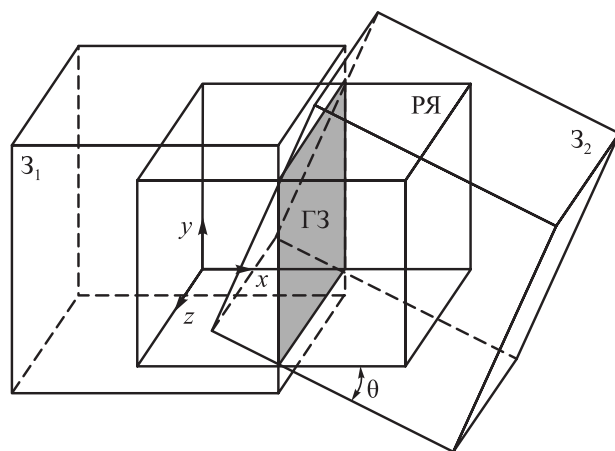


Рис. 1. Схема построения трехмерной расчетной ячейки с границей зерен наклона (Z_1 и Z_2 – зерна; РЯ – расчетная ячейка; ГЗ – граница зерен)

Fig. 1. Scheme of construction of three-dimensional computational cell with the tilt grain boundaries (Z_1 and Z_2 – grains; РЯ – computational cell; ГЗ – grain boundary)

линией межзеренной границы в области другого зерна. После этого проводили релаксацию структуры. При этом атомы смещались в положения, соответствующие минимуму энергии, что сопровождалось незначительным разогревом расчетного блока. После стабилизации температуры расчетный блок охлаждали до 0 К. Количество атомов в расчетных блоках составляло примерно 30 000. Вдоль осей X и Y были наложены жесткие условия, вдоль оси Z (то есть вдоль оси разориентации) – периодические (рис. 1). Таким образом, грани расчетного блока, параллельные оси наклона зерен, были зафиксированы, что не позволяло межзеренной границе мигрировать за пределы блока в процессе молекулярно-динамического эксперимента.

Продолжительность молекулярно-динамических экспериментов при определении коэффициентов диффузии составляла 300 пс, в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной – $0,9T_{пл}$ и составляла 1553, 1112 и 840 К для никеля, серебра и алюминия соответственно (где $T_{пл}$ – температура плавления металла). При расчете коэффициентов диффузии ширину границ зерен во всех случаях брали одинаковой – 7 Å. Известно, что в основном диффузионные процессы вдоль границ зерен в чистых металлах протекают в слое толщиной 5 – 6 Å [15 – 18]. Однако из-за наличия примесей диффузионная ширина границ немного увеличивается: в рассматриваемом случае примерно до 7 Å.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 приведены типичные картины атомных смещений в процессе зернограницной диффузии, которые произошли в течение 300 пс при температуре $0,9T_{пл}$. Диффузия вдоль малоугловых границ ($\theta = 7^\circ$)

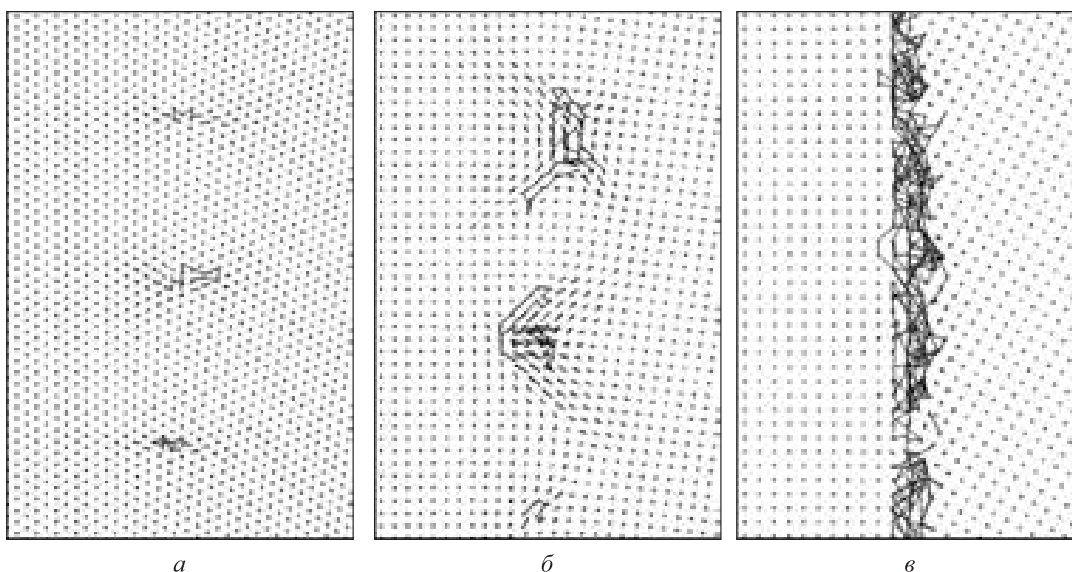


Рис. 2. Атомные смещения на границе наклона в проекции на плоскость XY в процессе компьютерного эксперимента в течение 300 пс при температуре $0,9T_{пл}$ на малоугловой (7°) границе $\langle 111 \rangle$ в никеле (а), на малоугловой (7°) границе $\langle 100 \rangle$ (б) и на большеугловой (30°) границе $\langle 100 \rangle$ (в) в серебре

Fig. 2. Atomic displacements at the tilt boundary in projection onto XY plane during computer experiment for 300 ps at temperature of $0.9T_{пл}$ at small angle (7°) boundary $\langle 111 \rangle$ in nickel (а), at small angle (7°) boundary $\langle 100 \rangle$ (б) and at a high angle (30°) boundary $\langle 100 \rangle$ (в) in silver

(рис. 2, а, б) протекает вблизи ядер зернограницных дислокаций. Для малоугловых границ $\langle 111 \rangle$ следует ожидать анизотропии диффузии: очевидно, что вдоль оси Z (оси разориентации) диффузия должна преобладать, поскольку смещения атомов преимущественно происходят вдоль ядер дислокаций.

В малоугловых границах $\langle 100 \rangle$, по сравнению с границами $\langle 111 \rangle$, смещения атомов в течение компьютерного эксперимента при тех же условиях были, как правило, более интенсивными. Для границ $\langle 100 \rangle$ также, видимо, следует ожидать анизотропии диффузии, но не столь выраженной, как для границ $\langle 111 \rangle$. Дело в том, что при колебании местоположений дислокаций в границах $\langle 100 \rangle$ происходили дополнительные атомные смещения, направленные вдоль осей X и Y (рис. 2, б), играющие важную роль, например, в процессе миграции границ [19]. В границах $\langle 111 \rangle$ подобные смещения, связанные с изменением местоположения дислокации, происходили гораздо реже (рис. 2, а).

На рис. 2, в изображены смещения атомов в результате диффузии вдоль большеугловой границы ($\theta = 30^\circ$). В отличие от смещений в малоугловых границах они более интенсивные и распределены вдоль всей границы. Смещения атомов, как правило, были сосредоточены в слое шириной $5 - 7 \text{ \AA}$.

Примесные атомы вводились случайно в октаэдрические пустоты обоих зерен. Как известно, примесные атомы легких элементов (таких как углерод и кислород), располагаются в ГЦК решетке металлов в октаэдрических пустотах [20 – 25]. Введение примесей, как правило, приводило к интенсификации диффузии по границам зерен. Это было обусловлено деформацией

кристаллической решетки вблизи примесных атомов, из-за чего вдоль границ возникали дополнительные искажения и свободный объем.

При введении атомов углерода в решетку металла до сравнительно высокой (более 5 %) концентрации эти атомы стремились в процессе компьютерного эксперимента образовать агрегаты, которые преимущественно концентрировались на границе зерен. Причем на малоугловых границах они концентрировались в основном вблизи зернограницных дислокаций (рис. 3). Образование агрегатов атомов углерода приводило к снижению подвижности самих атомов углерода и к снижению интенсивности самодиффузии из-за частичного запираания границы.

Атомы кислорода агрегаты не образовывали: это объясняется особенностями потенциала, описывающего взаимодействие атомов кислорода друг с другом [9]. Атомы кислорода в металле отталкиваются друг от друга, в отличие от атомов углерода, которые стремятся образовать связи. Тем не менее, атомы кислорода также оказывали влияние на диффузионную проницаемость границ зерен.

На рис. 4 приведены примеры зависимостей коэффициентов самодиффузии по границам наклона $\langle 111 \rangle$ с углом разориентации 7° вдоль осей Y и Z при температуре $0,9T_{пл}$ от концентрации примесных атомов. Значения коэффициентов самодиффузии по границам зерен имеют близкие значения для рассматриваемых металлов при разных температурах (1553, 1112 и 840 К), но при одинаковом соотношении с температурой плавления – $0,9T_{пл}$. Взаимосвязь энергии активации и коэффициентов диффузии с температурой плавления металлов

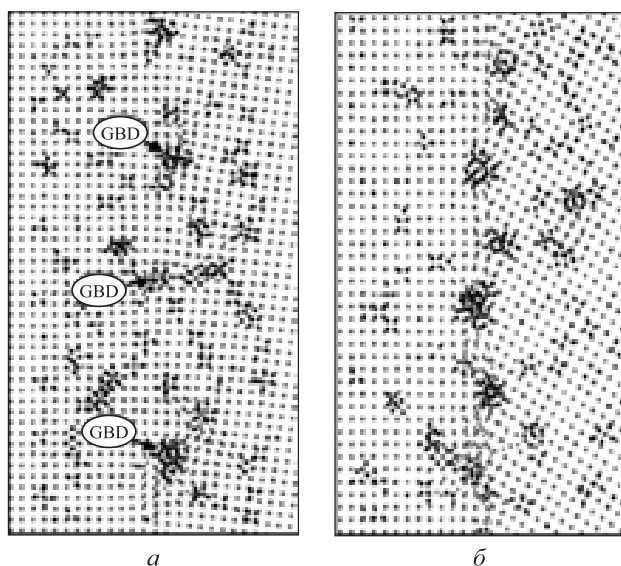


Рис. 3. Образование агрегатов атомов углерода (черные атомы) на границах зерен в серебре на малоугловой (7°) границе $\langle 100 \rangle$ (а) и на большеугловой (30°) границе $\langle 100 \rangle$ (б) (GBD – зернограницные дислокации)

Fig. 3. Formation of aggregates of carbon atoms (black atoms) at grain boundaries in silver at small angle (7°) boundary $\langle 100 \rangle$ (а) and at the high angle (30°) boundary $\langle 100 \rangle$ (б) (GBD – grain boundary dislocations)

неоднократно подчеркивалась различными исследователями [26].

Выраженная анизотропия, как и ожидалось, проявилась на графиках для малоугловых границ $\langle 111 \rangle$ (рис. 4): коэффициенты диффузии вдоль оси Z оказались примерно в два раза выше коэффициентов вдоль оси Y . Для малоугловых границ $\langle 100 \rangle$ и тем более для большеугловых границ анизотропии не наблюдали. В случае малоугловых границ $\langle 100 \rangle$ это было связано, как уже говорилось выше, с возникновением атомных смещений, сопровождающих изменения местоположений зернограницных дислокаций.

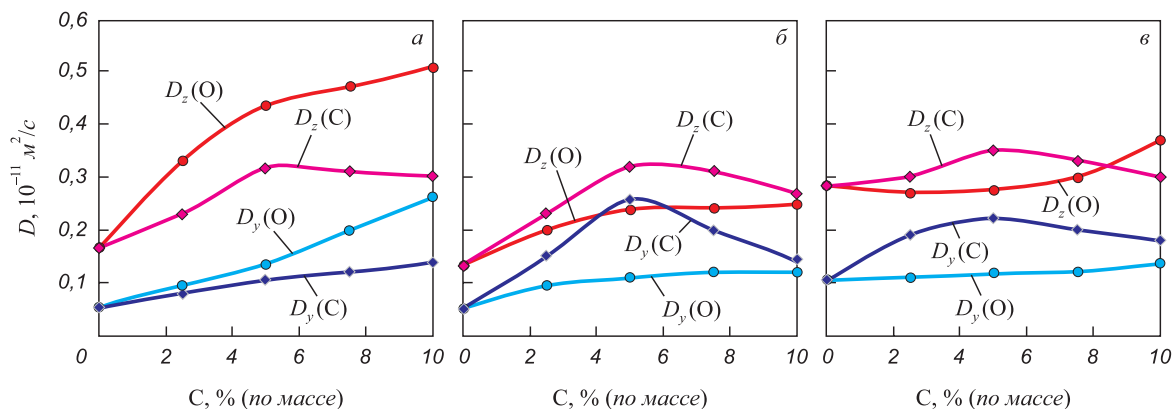


Рис. 4. Зависимости коэффициентов самодиффузии вдоль осей Y и Z в малоугловых границах зерен наклона $\langle 111 \rangle 7^\circ$ от концентрации примесных атомов углерода и кислорода при температуре $0,9T_{пл}$ в никеле (а), в серебре (б) и в алюминии (в)

Fig. 4. Dependences of self-diffusion coefficients along the Y and Z axes at small angle tilt grain boundaries $\langle 111 \rangle 7^\circ$ on concentration of carbon and oxygen impurity atoms at temperature of $0,9T_{пл}$ in nickel (а), in silver (б), and in aluminum (в)

Коэффициенты диффузии вдоль большеугловых границ оказались ожидаемо выше, чем вдоль малоугловых границ (примерно в два раза для $\theta = 30^\circ$ по сравнению с $\theta = 7^\circ$), что согласуется с картинами атомных смещений (рис. 2). При этом диффузия вдоль границ $\langle 100 \rangle$ протекала интенсивнее, чем вдоль границ $\langle 111 \rangle$.

Наибольший эффект от примесей на самодиффузию вдоль границ зерен среди рассмотренных металлов наблюдали для никеля, который обладает наименьшим параметром решетки. Примесные атомы сильнее деформируют решетку в никеле вокруг себя по сравнению с алюминием и серебром [9]. В связи с этим они создают сравнительно больше искажений решетки и дополнительного свободного объема вдоль границ зерен, которые приводят к росту диффузионной проницаемости.

Выводы

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния примесных атомов углерода и кислорода на диффузию по границам зерен наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в ГЦК металлах (никеле, серебре и алюминии). Показано, что примеси в большинстве случаев приводят к увеличению коэффициента самодиффузии по границам зерен, что обусловлено деформацией кристаллической решетки вблизи примесных атомов. Из-за этого вдоль границ возникают дополнительные искажения и свободный объем. Более выражено это для примеси углерода. С ростом концентрации углерода в металле наблюдалось сначала увеличение коэффициента зернограницной самодиффузии, затем снижение. Такое поведение объясняется образованием агрегатов атомов углерода на границе зерен, что приводит к частичному запираанию границы. Атомы кислорода оказывали меньшее влияние на диффузию по границам зерен, что, по-видимому, объясняется отсутствием тенденции к образованию агрегатов и меньшей деформацией кристаллической решетки вокруг примеси.

Наибольший эффект от примесей на самодиффузию по границам зерен среди рассмотренных металлов наблюдался для никеля. Никель обладает наименьшим параметром решетки, примесные атомы сильнее деформируют его решетку вокруг себя по сравнению с алюминием и серебром. В связи с этим примесные атомы создают сравнительно больше искажений решетки и дополнительного свободного объема вдоль границ зерен, которые приводят к росту диффузионной проницаемости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe–C alloys // *Scripta Materialia*. 2015. Vol. 108. P. 19 – 22.
2. Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Яковлева И.Л., Зубкова Т.А. Моделирование диффузии углерода вблизи дислокации $b/2[010]$ (001) в цементите // *Физика металлов и металловедение*. 2013. Т. 114. № 2. С. 172 – 178.
3. Atrens A. Dependence of the pinning point dislocation interaction energy on the dislocation structure in zirconium oxygen alloys // *Scripta Metallurgica*. 1974. Vol. 8. No. 4. P. 401 – 412.
4. Sursaeva V., Zieba P. Diffusion impurity drag of twin grain boundaries and triple junctions motion in zinc // *Defect and Diffusion Forum*. 2005. Vol. 237-240. P. 578 – 583.
5. Iwasaki T., Sasaki N., Yasukawa A., Chiba N. Molecular dynamics study of impurity effects on grain boundary grooving // *Japan Society of Mechanical Engineers. Part A*. 1997. Vol. 40. No. 1. P. 15 – 22.
6. Goldschmidt H.J. *Interstitial Alloys*. – London: Butterworths, 1967. – 640 p.
7. Pauling L. *The Nature of the Chemical Bond*, Third Edition. – Ithaca: Cornell University Press, 1960. – 664 p.
8. Cleri F., Rosato V.V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // *Physical Review B*. 1993. Vol. 48. P. 22 – 33.
9. Зоря И.В., Поletaev Г.М., Старостенков М.Д. Примесные атомы легких элементов в кристаллах металлов: молекулярно-динамическое моделирование // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 4. С. 526 – 532.
10. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Mutual diffusion at the interface in a two-dimensional Ni–Al system // *Technical Physics Letters*. 2003. Vol. 29. No. 6. P. 454 – 455.
11. Rakitin R.Yu., Poletaev G.M., Aksenov M.S., Starostenkov M.D. Mechanisms of grain-boundary diffusion in two-dimensional metals // *Technical Physics Letters*. 2005. Vol. 31. No. 8. P. 650 – 652.
12. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic collective displacements of atoms in metals and their role in the vacancy mechanism of diffusion // *Physics of the Solid State*. 2009. Vol. 51. No. 4. P. 727 – 732.
13. Ruda M., Farkas D., Garcia G. Atomistic simulations in the Fe–C system // *Computational Materials Science*. 2009. Vol. 45. P. 550 – 560.
14. Vashishta P., Kalia R.K., Nakano A., Rino J.P. Interaction potentials for alumina and molecular dynamics simulations of amorphous and liquid alumina // *Journal of Applied Physics*. 2008. Vol. 103. No. 8. P. 083504.
15. Palumbo G., Aust K.T. A coincident axial direction (CAD) approach to the structure of triple junctions in polycrystalline materials // *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990. Vol. 24. P. 1771 – 1776.
16. Ovid'ko I.A., Sheinerman A.G. Diffusion percolation along triple junctions in nanocrystalline materials // *Reviews on Advanced Materials Science*. 2004. Vol. 6. No. 1. P. 41 – 47.
17. Zhou Y., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The effects of triple junctions and grain boundaries on hardness and Young's modulus in nanostructured Ni–P // *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 49. No. 1. P. 825 – 830.
18. Prokoshkina D., Esin V.A., Wilde G., Divinski S.V. Grain boundary width, energy and self-diffusion in nickel: Effect of material purity // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 14. P. 5188 – 5197.
19. Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D., Rakitin R.Yu., Tabakov P.Ya. Molecular dynamics simulation of the migration of tilt grain boundaries in Ni and Ni₃Al // *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2019. Vol. 128. No. 1. P. 88 – 93.
20. Yue-Lin L., Shuo J., Ying Zh. Interaction between impurity nitrogen and tungsten: a first-principles investigation // *Chinese Physics B*. 2012. Vol. 21. No. 1. P. 016105.
21. Amara H., Roussel J.-M., Bichara C., Gaspard J.-P., Ducastelle F. Tight-binding potential for atomistic simulations of carbon interacting with transition metals: Application to the Ni–C system // *Physical Review B*. 2009. Vol. 79. No. 1. P. 014109.
22. Siegel D.J., Hamilton J.C. First-principles study of the solubility, diffusion, and clustering of C in Ni // *Physical Review B*. 2003. Vol. 68. P. 094105.
23. Zhu Y.-A., Dai Y.-C., Chen D., Yuan W.-K. First-principles study of carbon diffusion in bulk nickel during the growth of fishbone-type carbon nanofibers // *Carbon*. 2007. Vol. 45. No. 1. P. 21 – 27.
24. Aguiar-Hualde J.M., Magnin Y., Amara H., Bichara C. Probing the role of carbon solubility in transition metal catalyzing single-walled carbon nanotubes growth // *Carbon*. 2017. Vol. 120. P. 226 – 232.
25. Lee B.-J. A modified embedded-atom method interatomic potential for the Fe–C system // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. No. 3. P. 701 – 711.
26. Vykhodets V.B., Kurennykh T.E., Lakhtin A.S., Fishman A.Ya. Diffusion of light elements in BCC, FCC and HCP metals // *Solid State Phenomena*. 2008. Vol. 138. P. 119 – 132.

Поступила в редакцию 11 июля 2019 г.

После доработки 29 августа 2019 г.

Принята к публикации 12 сентября 2019 г.

EFFECT OF LIGHT ELEMENTS IMPURITY ATOMS ON GRAIN BOUNDARY DIFFUSION IN FCC METALS: A MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION

G.M. Poletaev¹, I.V. Zorya², R.Yu. Rakitin³, M.D. Starostenkov¹

¹Altai State Technical University named after I.I. Polzunov, Barnaul, Altai Territory, Russia

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

³Altai State University, Barnaul, Altai Territory, Russia

Abstract. Effect of carbon and oxygen impurity atoms on diffusion along the tilt grain boundaries with $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ misorientation axis in metals with FCC lattice was studied by mean of molecular dynamics method. Ni, Ag, and Al were considered as metals. Interactions of metal atoms with each other were described by many-particle Clery-Rosato potentials constructed within the framework of tight binding model. To describe interactions of atoms of light elements impurities with metal atoms and atoms of impurities with each other, Morse pair potentials

were used. According to obtained results, impurities in most cases lead to an increase in self-diffusion coefficient along the grain boundaries, which is caused by deformation of crystal lattice near the impurity atoms. Therefore, additional distortions and free volume are formed along the boundaries. It is more expressed for carbon impurities. Moreover, with an increase in concentration of carbon in the metal, an increase in coefficient of grain-boundary self-diffusion was observed first, and then a decrease followed. This behavior is explained by formation of aggregates of carbon atoms at grain boundary, which leads to partial blocking of the boundary. Oxygen atoms had smaller effect on diffusion along the grain boundaries, which is apparently explained by absence of a tendency to form aggregates and lesser deformation of crystal lattice around impurity. The greatest effect of impurities on self-diffusion along the grain boundaries among the examined metals was observed for nickel. Nickel has the smallest lattice parameter, impurity atoms deform its lattice around itself more than aluminum and silver, and therefore they create relatively more lattice distortions in it and additional free volume along the grain boundaries, which lead to an increase in diffusion permeability. Diffusion coefficients along the high-angle boundaries with misorientation angle of 30° turned out to be approximately two times higher than along low-angle boundaries with a misorientation angle of 7° . Diffusion along the $\langle 100 \rangle$ grain boundaries flowed more intensively than along the $\langle 111 \rangle$ boundaries.

Keywords: molecular dynamics, metal, impurity, grain boundary, tilt boundary, diffusion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-930-935

REFERENCES

1. Veiga R.G.A., Goldenstein H., Perez M., Becquart C.S. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe-C alloys. *Scripta Materialia*. 2015, vol. 108, pp. 19–22.
2. Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Yakovleva I.L., Zubkova T.A. Computer simulation of carbon diffusion near $b/2[010](001)$ dislocation in cementite. *Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 2, pp. 155–161.
3. Atrens A. Dependence of the pinning point dislocation interaction energy on the dislocation structure in zirconium oxygen alloys. *Scripta Metallurgica*. 1974, vol. 8, no. 4, pp. 401–412.
4. Sursaeva V., Zieba P. Diffusion impurity drag of twin grain boundaries and triple junctions motion in zinc. *Defect and Diffusion Forum*. 2005, vol. 237-240, pp. 578–583.
5. Iwasaki T., Sasaki N., Yasukawa A., Chiba N. Molecular dynamics study of impurity effects on grain boundary grooving. *Japan Society of Mechanical Engineers. Part A*. 1997, vol. 40, no. 1, pp. 15–22.
6. Goldschmidt H.J. *Interstitial Alloys*. London: Butterworths, 1967, 640 p.
7. Pauling L. *The Nature of the Chemical Bond*. 3rd ed. Ithaca: Cornell University Press, 1960, 664 p.
8. Cleri F., Rosato V.V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys. *Physical Review B*. 1993, vol. 48, pp. 22–33.
9. Zorya I.V., Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Impurity atoms of light elements in metal crystals: molecular dynamics simulation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2018, vol. 15, no. 4, pp. 526–532. (In Russ.).
10. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Mutual diffusion at the interface in a two-dimensional Ni-Al system. *Technical Physics Letters*. 2003, vol. 29, no. 6, pp. 454–455.
11. Rakin R.Yu., Poletaev G.M., Aksenov M.S., Starostenkov M.D. Mechanisms of grain-boundary diffusion in two-dimensional metals. *Technical Physics Letters*. 2005, vol. 31, no. 8, pp. 650–652.
12. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic collective displacements of atoms in metals and their role in the vacancy mechanism of diffusion. *Physics of the Solid State*. 2009, vol. 51, no. 4, pp. 727–732.
13. Ruda M., Farkas D., Garcia G. Atomistic simulations in the Fe-C system. *Computational Materials Science*. 2009, vol. 45, pp. 550–560.
14. Vashishta P., Kalia R.K., Nakano A., Rino J.P. Interaction potentials for alumina and molecular dynamics simulations of amorphous and liquid alumina. *Journal of Applied Physics*. 2008, vol. 103, no. 8, pp. 083504.
15. Palumbo G., Aust K.T. A coincident axial direction (CAD) approach to the structure of triple junctions in polycrystalline materials. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990, vol. 24, pp. 1771–1776.
16. Ovid'ko I.A., Sheinerman A.G. Diffusion percolation along triple junctions in nanocrystalline materials. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2004, vol. 6, no. 1, pp. 41–47.
17. Zhou Y., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The effects of triple junctions and grain boundaries on hardness and Young's modulus in nanostructured Ni-P. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 49, no. 1, pp. 825–830.
18. Prokoshkina D., Esin V.A., Wilde G., Divinski S.V. Grain boundary width, energy and self-diffusion in nickel: Effect of material purity. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 14, pp. 5188–5197.
19. Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D., Rakin R.Yu., Tabakov P.Ya. Molecular dynamics simulation of the migration of tilt grain boundaries in Ni and Ni₃Al. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2019, vol. 128, no. 1, pp. 88–93.
20. Yue-Lin L., Shuo J., Ying Zh. Interaction between impurity nitrogen and tungsten: a first-principles investigation. *Chinese Physics B*. 2012, vol. 21, no. 1, pp. 016105.
21. Amara H., Roussel J.-M., Bichara C., Gaspard J.-P., Ducastelle F. Tight-binding potential for atomistic simulations of carbon interacting with transition metals: Application to the Ni-C system. *Physical Review B*. 2009, vol. 79, no. 1, pp. 014109.
22. Siegel D.J., Hamilton J.C. First-principles study of the solubility, diffusion, and clustering of C in Ni. *Physical Review B*. 2003, vol. 68, pp. 094105.
23. Zhu Y.-A., Dai Y.-C., Chen D., Yuan W.-K. First-principles study of carbon diffusion in bulk nickel during the growth of fishbone-type carbon nanofibers. *Carbon*. 2007, vol. 45, no. 1, pp. 21–27.
24. Aguiar-Hualde J.M., Magnin Y., Amara H., Bichara C. Probing the role of carbon solubility in transition metal catalyzing single-walled carbon nanotubes growth. *Carbon*. 2017, vol. 120, pp. 226–232.
25. Lee B.-J. A modified embedded-atom method interatomic potential for the Fe-C system. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, no. 3, pp. 701–711.
26. Vykhodets V.B., Kurennykh T.E., Lakhtin A.S., Fishman A.Ya. Diffusion of light elements in BCC, FCC and HCP metals. *Solid State Phenomena*. 2008, vol. 138, pp. 119–132.

Information about the authors:

G.M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Advanced Mathematics and Mathematical Modeling (gmpoletaev@mail.ru)

I.V. Zorya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Director of the Institute of Architecture and Construction

R.Yu. Rakin, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Director of College

Starostenkov M.D., Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics (genphys@mail.ru)

Received July 11, 2019

Revised August 29, 2019

Accepted September 12, 2019

УДК 621.771.011

ИССЛЕДОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В РЕЛЬСАХ ИЗ ЭЛЕКТРОСТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОМ*

Уманский А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (umanski@bk.ru)
Головатенко А.В.², к.т.н., директор по рельсовому производству (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)
Симачев А.С.¹, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (simachev_as@mail.ru)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
 (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат
 (654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ш. Космическое, 16)

Аннотация. На основании металлографических (с помощью микроскопа OLYMPUS GX-51») и спектральных (с использованием спектрометра «ARL iSpark», метод «Spark-DAT») исследований определены вид, относительная концентрация и размеры наиболее характерных неметаллических включений по элементам (головка, шейка) железнодорожных рельсов из электростали марок Э76ХФ и Э90ХАФ. Установлено, что наибольшую относительную концентрацию имеют сульфиды марганца (MnS) – 30,8 – 43,4 ppm. При этом 60 – 100 % включений указанного типа имеют малые (менее 4 мкм) размеры. Это не позволяет их обнаружить при стандартном металлографическом анализе со 100-кратным увеличением. Выявленная высокая относительная концентрация сульфидных включений напрямую коррелирует с установленной положительной ликвацией по сере в рассматриваемых элементах рельса, составляющей до 40 %. Несмотря на высокую концентрацию сульфидов марганца их влияние на качество рельсов можно признать не опасным, с учетом их высокой пластичности при горячей деформации и установленного преобладания включений данного типа малого (менее 4 мкм) размера. Среди включений силикатного типа значимую концентрацию имеют включения SiO₂ (3,4 – 14,9 ppm). Все выявленные включения этого типа имеют размер, не превышающий 4 мкм. Установлено, что концентрация сложных включений, имеющих в своем составе глинозем (Al₂O₃–CaO–MgO, Al₂O₃–CaO–MgO–CaS, Al₂O₃–CaO, Al₂O₃–MgO), незначительна: суммарно не превышает 3,1 ppm и 1,6 ppm для отдельных видов. Концентрация корунда (Al₂O₃) также незначительна и не превышает 0,3 ppm. При этом преобладают глиноземистые включения малого (менее 4 мкм) размера. В связи с низкой (с учетом относительной концентрации и размеров включений) загрязненностью непластичными силикатными и глиноземистыми неметаллическими включениями их влияние на качество рельсов не является значимым. Это подтверждается отсутствием дефектов, выявленных при ультразвуковом контроле.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы, рельсовая сталь, легирование хромом, неметаллические включения, сульфиды, силикаты, пластичность, горячая деформация, ликвация.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-936-942

ВВЕДЕНИЕ

Загрязненность неметаллическими включениями является одной из ключевых характеристик качества железнодорожных рельсов и в значительной степени определяет их эксплуатационные свойства. При этом важную роль играет не только количество неметаллических включений, но также их состав, форма, размеры, распределение в объеме рельсов.

Несмотря на имеющееся значительное количество исследовательских работ, посвященных изучению неметаллических включений в рельсовой стали [1 – 7], а также их влиянию на механические и эксплуатационные характеристики рельсов [8 – 14], область их применения является ограниченной. Это объясняется

значительными технологическими особенностями производства рельсов за рубежом и существенными изменениями технологии производства рельсов и рельсовой стали в России, произошедшими в последние 5 – 10 лет. К указанным изменениям следует, прежде всего, отнести переход на массовое производство рельсов из сталей новых марок, легированных хромом, использование новых видов раскислителей и легирующих, изменение режимов внепечной обработки рельсовой стали, использование технологий внешних воздействий на сталь в процессе непрерывной разливки, переход на производство длиномерных (длиной до 100 м) рельсов на введенных в эксплуатацию универсальных рельсобалочных станах. В частности, на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»), являющемся на сегодняшний день ведущим отечественным производителем железнодорожных рельсов, в настоящее время наиболее массово производятся стали марок Э76ХФ

* Работа выполнена в СибГИУ с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9.

и Э90ХАФ (взамен ранее массово использовавшихся Э76Ф и Э90АФ) [15, 16], произведен полный отказ от использования алюминия в качестве раскислителя, значительно (до двух раз) увеличена продолжительность продувки рельсовой стали инертным газом при внепечной обработке [17, 18], внедрены технологии электромагнитного перемешивания и «мягкого обжигания» в ходе реконструкции МНЛЗ, введен в эксплуатацию новый рельсобалочный стан с непрерывной группой универсальных клетей.

Таким образом, на основании вышесказанного проведение исследований состава и распределения неметаллических включений в железнодорожных рельсах в настоящее время является актуальной задачей.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве объекта исследований использованы пробы, отобранные от головки и шейки годных (прошедших ультразвуковой контроль) рельсов текущего производства плавок сталей Э76ХФ и Э90ХАФ.

Исследования неметаллических включений проводили с использованием оптического микроскопа «OLYMPUS GX-51» методом стандартного полуколичественного анализа по ГОСТ 1778 – 70 и с использованием спектрометра «ARL iSpark» методом «Spark-DAT». Методика Spark-DAT (Spark Data Analysis and Treatment) позволяет определить вид, концентрацию и распределение неметаллических включений по размерам. Эта методика основана на разделении интенсивности сигнала фотоэлектронного умножителя на пики низкой интенсивности, которые относят к основному металлу, и пики высокой интенсивности, относящиеся к неметаллическим включениям [19 – 21]. В рамках указанной методики на первом этапе применен метод «Стандартного анализа включений», в котором количество включений определяется как количество пиков отдельного элемента или как совпадение пиков различных элементов. Для определения концентрации некоторых специфических видов включений (таких как алюминаты, сульфиды и силикаты) использован метод «Расширенного анализа включений» в качестве предустановленной модели. Для каждого образца проведено по четыре измерения.

Химический состав образцов определяли методами спектрального анализа с использованием спектрометра «ARL iSpark».

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

По результатам полуколичественного анализа установлено (табл. 1), что преобладающим типом неметаллических включений в годных рельсах являются силикаты недеформирующиеся (рис. 1, а). При этом в головке рельсов загрязненность включениями указанного типа заметно ниже по сравнению с шейкой.

Распределение неметаллических включений по элементам годных рельсов текущего производства

Table 1. Distribution of nonmetallic inclusions by elements of suitable rails of the current production

Вид включения	Распределение включений по элементам рельса		
	Головка		Шейка
	боковые пробы	центральные пробы	
рельс из стали Э76ХФ			
Силикаты недеформирующиеся	1б; 2б	1а; 1б	1а; 1б; 4а
Сульфиды	2б; 3б	–	–
Оксиды точечные	1а	–	1а
Силикаты пластичные	–	3б; 1а	2а
Нитриды алюминия	–	1б	1б; 2б
рельс из стали Э90ХАФ			
Силикаты недеформирующиеся	1б; 2а	1б	1б; 2б; 3б
Сульфиды	–	2б; 3б	–
Оксиды строчечные	2а	–	–
Силикаты пластичные	1а	2б	1б



Рис. 1. Характерные неметаллические включения в рельсах из сталей Э76ХФ и Э90ХАФ:

а – силикаты недеформирующиеся в шейке рельса (балл 3б);
б – сульфиды в головке рельса (балл 3б)

Fig. 1. Typical non-metallic inclusions in rails made of steels E76KhF and E90KhAF:
а – non-deformed silicates in the rail web (score 3б); б – sulfides in the rail head (score 3б)

В головке рельсов преобладающим типом включений являются сульфиды (рис. 1, б). В анализируемых рельсах также присутствуют включения в виде силикатов пластичных, оксидов и нитридов алюминия, загрязненность которыми заметно ниже у рельсов из стали Э90ХАФ.

Анализ неметаллических включений, проведенный методом «Spark-DAT», показал, что наибольшую концентрацию в головке и шейке рельсов имеют сульфиды марганца MnS (30,8 – 43,4 ppm). При этом, в отличие от данных полуколичественного анализа, значимого различия концентраций указанного типа включений в головке и шейке не выявлено (рис. 2, а), что объясняется преобладанием включений малого (менее 4 мкм) размера, не выявляемых при стандартном металлографическом анализе со 100-кратным увеличением. По данным проведенного анализа в головке рельса из стали Э76ХФ все выявленные включения имеют малый (менее 4 мкм) размер, в головке рельса из стали Э90ХАФ доля включений малого размера составляет 59,9 % (рис. 2, з), а в шейке рельсов из стали Э76ХФ и Э90ХАФ – 56,2 и 72,1 % соответственно (рис. 2, б, в).

Исследованиями химического состава рельсов (табл. 2) установлено наличие положительной ликвации по сере и углероду в головке и шейке обоих рельсов: ликвация по сере составила до 30 % в головке и до 40 % в шейке, а ликвация по углероду – до 3,0 и 2,7 % соответственно. Наличие положительной ликвации по сере напрямую коррелирует с относительно высокой концентрацией сульфидов в рассматриваемых элементах рельса. Значимой ликвации остальных химических элементов не выявлено. При этом химический состав обоих анализируемых рельсов полностью соответствует требованиям ГОСТ Р 51685 – 2013.

Сульфиды марганца относятся к пластичным неметаллическим включениям, которые при горячей прокатке вытягиваются в строчки, поэтому их относительно высокую концентрацию, в особенности с учетом преобладания малого размера включений, можно признать не опасной для качества рельсов.

Среди включений силикатного типа достаточно высокую концентрацию имеет только оксид кремния SiO₂ (3,4 – 14,9 ppm), при этом все выявленные включения данного типа имеют малый размер – до 4 мкм. Концентрация сложных включений, имеющих в своем составе глинозем (Al₂O₃–CaO–MgO, Al₂O₃–CaO–MgO–CaS, Al₂O₃–CaO, Al₂O₃–MgO), незначительна: суммарно не превышает 3,1 ppm и 1,6 ppm для отдельных видов (рис. 3, а, 4, а). При этом наибольшую концентрацию имеют включения систем Al₂O₃–CaO–MgO (1,3 – 1,6 ppm) и Al₂O₃–CaO–MgO–CaS (0,9 – 1,2 ppm). Концентрация корунда (Al₂O₃) также незначительна и не превышает 0,3 ppm (рис. 3, а, 4, а). Касательно распределения глиноземистых включений по размерам можно отметить, что для большинства из них пре-

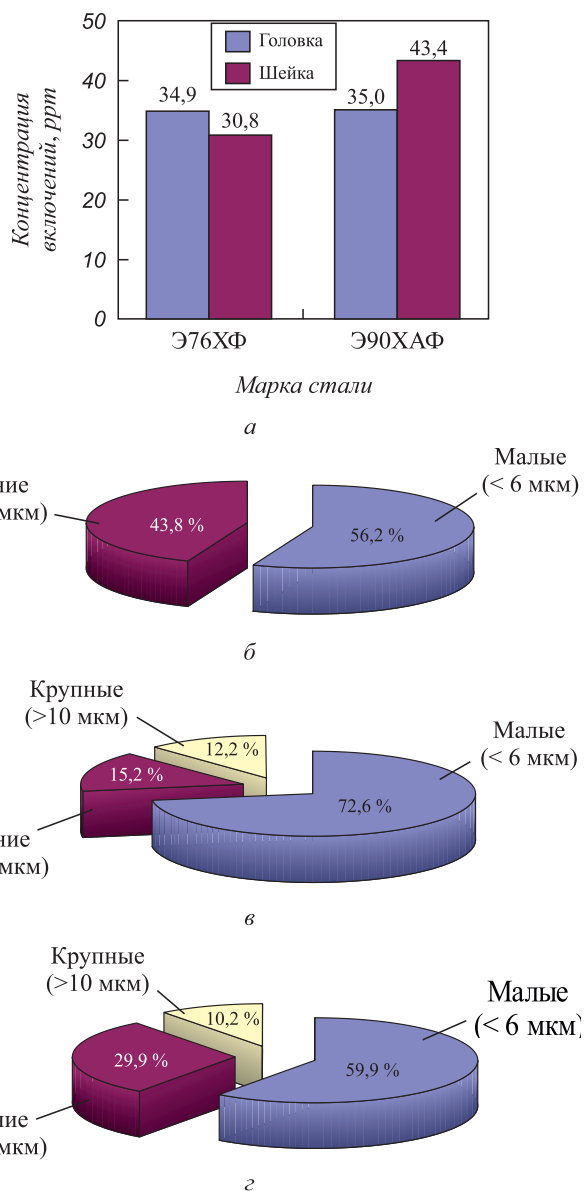


Рис. 2. Распределение сульфидов марганца по профилю рельсов из хромистых сталей: а – относительная концентрация включений; б, с – распределение включений по размерам в шейке рельсов из стали Э76ХФ (б) и Э90ХАФ (с); д – распределение включений по размерам в головке рельса из стали Э90ХАФ

Fig. 2. Distribution of manganese sulfides along the profile of rails made of chromium steels: а – relative concentration of inclusions; б, с – size distribution of inclusions in the rail web made of E76KhF (б) and E90KhAF (с) steel; д – size distribution of inclusions in the rail head made of E90KhAF steel

обладающим является малый (менее 4 мкм) размер (рис. 3, б, 4, б). Значительная доля неметаллических включений относительно крупных (более 10 мкм) размеров зафиксирована только для включений видов Al₂O₃–CaO–MgO и Al₂O₃–CaO–MgO–CaS в рельсе из стали Э76ХФ (рис. 3, б).

В целом, можно констатировать низкую (с учетом относительной концентрации и размеров включений) загрязненность анализируемых рельсов непластичны-

Химический состав рельсов по элементам профиля

Table 2. Chemical composition of rails by the profile elements

Содержание, % (по массе)	Место отбора проб для стали Э76ХФ				Место отбора проб для стали Э90ХАФ			
	головка	шейка	ковшечная проба	Требования ГОСТ Р 51685 – 2013	головка	шейка	ковшечная проба	Требования ГОСТ Р 51685 – 2013
C	0,809	0,811	0,790	0,710 – 0,820	0,886	0,872	0,860	0,830 – 0,950
Mn	0,936	0,936	0,940	0,750 – 1,250	0,739	0,749	0,780	0,750 – 1,250
Si	0,568	0,563	0,570	0,250 – 0,600	0,533	0,534	0,540	0,250 – 0,600
P	0,015	0,014	0,015	н.б. – 0,020	0,009	0,010	0,011	н.б. – 0,020
S	0,013	0,011	0,010	н.б. – 0,020	0,012	0,014	0,010	н.б. – 0,020
Ni	0,100	0,099	0,100	н.б. – 0,200	0,090	0,081	0,080	н.б. – 0,150
Cr	0,411	0,409	0,410	0,200 – 0,800	0,295	0,292	0,290	0,200 – 0,600
Cu	0,118	0,119	0,120	н.б. – 0,200	0,116	0,116	0,120	н.б. – 0,200
N	0,010	0,009	0,010	–	0,012	0,012	0,011	0,010 – 0,020
V	0,041	0,040	0,040	0,030 – 0,150	0,086	0,090	0,080	0,080 – 0,150
Ti	0,003	0,002	0,002	н.б. – 0,010	0,003	0,004	0,003	н.б. – 0,010
Al	0,003	0,002	0,003	н.б. – 0,004	0,003	0,003	0,004	н.б. – 0,004
Nb	0,002	0,001	0,002	–	0,001	0,001	0,001	–
Sn	0,007	0,006	0,007	–	0,005	0,006	0,006	–
Sb	0,0016	0,0015	0,002	–	0,0012	0,0013	0,002	–

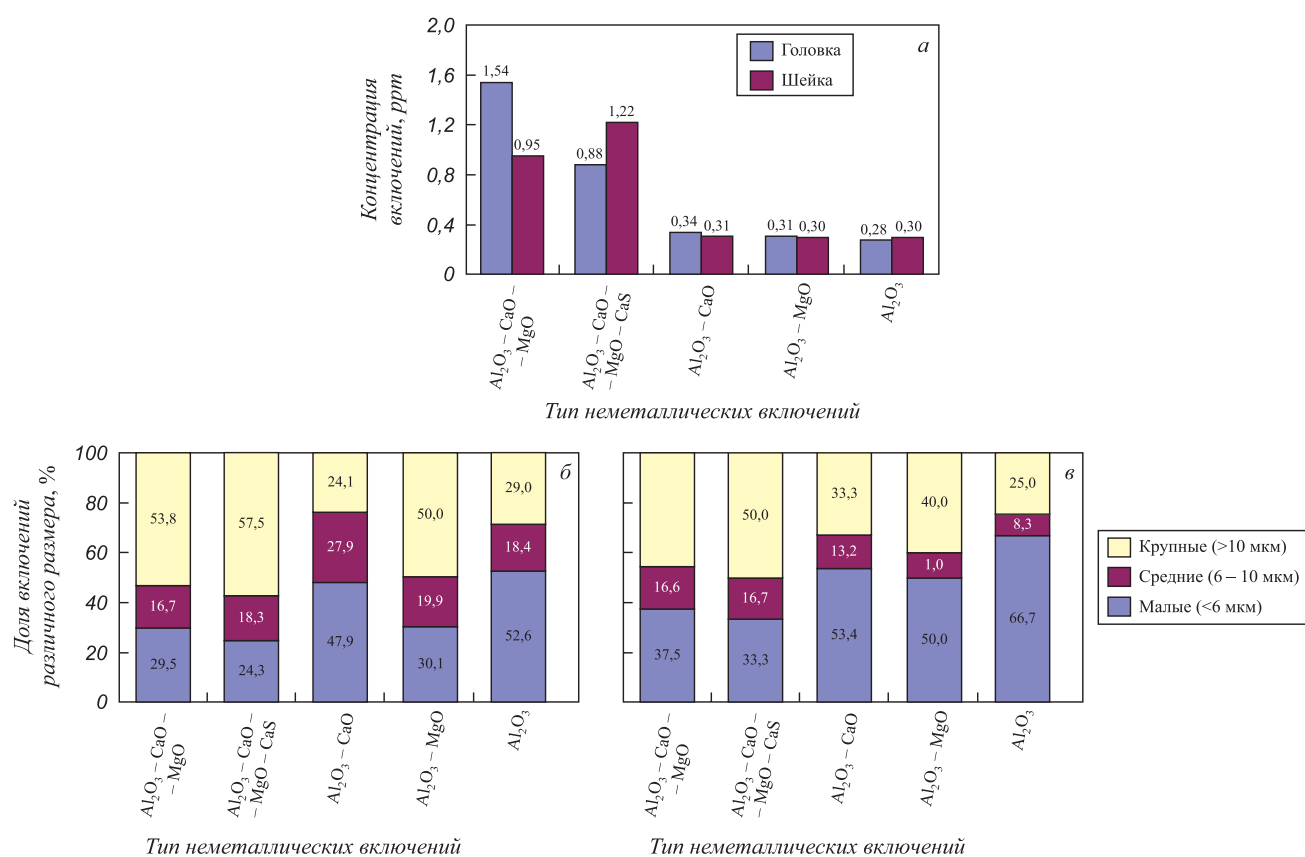


Рис. 3. Распределение глиноземистых включений по профилю рельса из стали Э76ХФ: а – относительная концентрация включений; б, в – размеры включений в головке и шейке рельса

Fig. 3. Distribution of alumina inclusions along the rail profile made of E76KhF steel: а – relative concentration of inclusions; б, в – dimensions of inclusions in the head and web of the rail

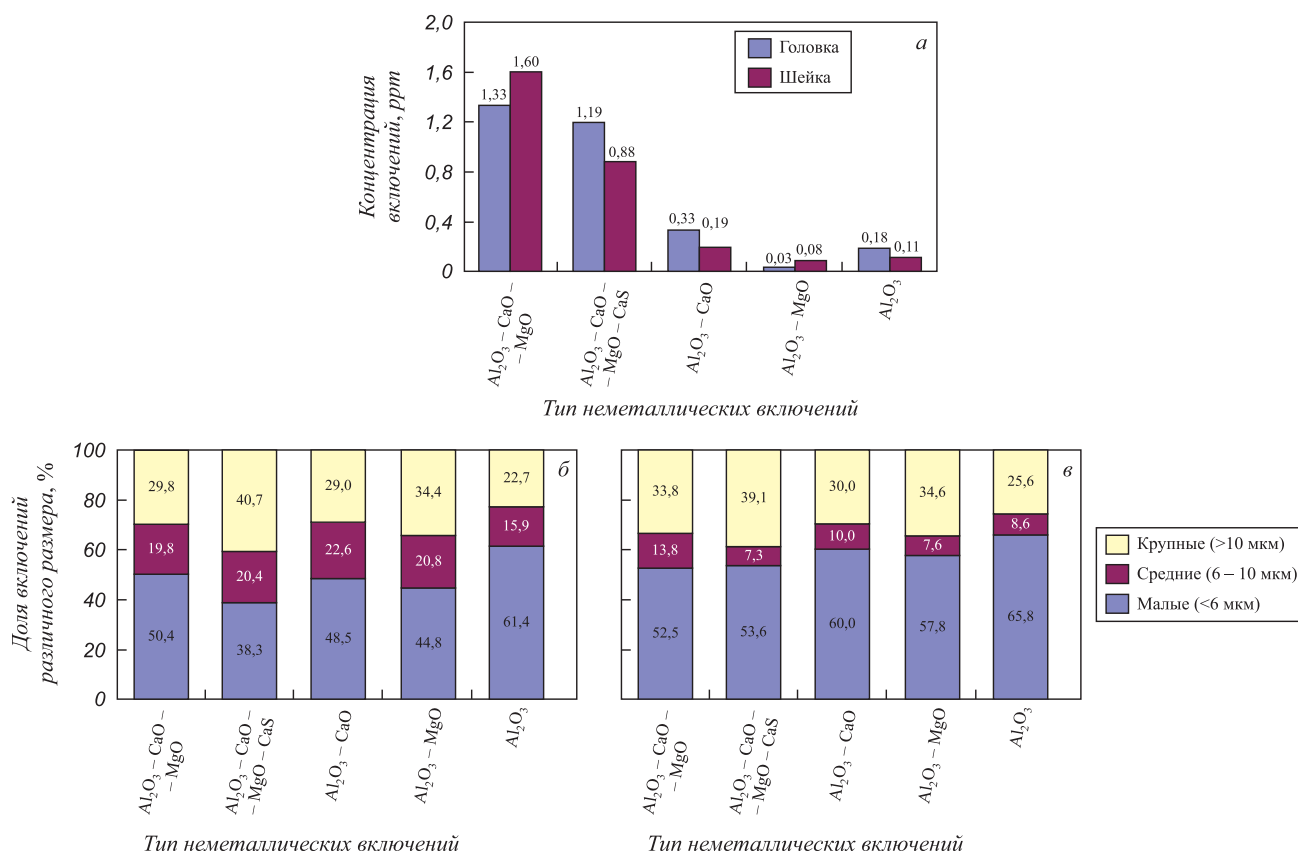


Рис. 4. Распределение глиноземистых включений по профилю рельса из стали Э90ХАФ: а – относительная концентрация включений; б, в – размеры включений в головке и шейке рельса

Fig. 4. Distribution of alumina inclusions along the rail profile made of E90KhAF steel: а – relative concentration of inclusions; б, в – dimensions of inclusions in the head and web of the rail

ми силикатными и глиноземистыми неметаллическими включениями. Указанные включения не оказывают значимого влияния на качество рельсов, что подтверждается отсутствием дефектов, выявленных при ультразвуковом контроле.

Выводы

Обобщая полученные результаты исследований неметаллических включений в рельсах из электростали марок Э76ХФ и Э90ХАФ текущего производства, можно сделать следующие основные выводы: наиболее распространенными неметаллическими включениями являются сульфиды марганца (MnS). Относительная концентрация таких включений составляет 30,8 – 43,4 ppm, при этом 60 – 100 % включений имеют малый (не более 4 мкм) размер. Выявленная высокая концентрация сульфидных включений напрямую коррелирует с установленной положительной ликвацией по сере в рассматриваемых элементах рельса. Сульфиды марганца относятся к пластичным неметаллическим включениям, поэтому их относительно высокую концентрацию, в особенности с учетом преобладания включений малого размера, можно признать неопасной для качества рельсов.

Среди непластичных включений относительно высокую концентрацию имеют силикаты недеформирующиеся SiO_2 (3,4 – 14,9 ppm) и сложные глиноземистые включения систем $Al_2O_3-CaO-MgO$, $Al_2O_3-CaO-MgO-CaS$ (до 1,6 и 1,2 ppm соответственно). Суммарная концентрация сложных глиноземистых включений не превышает 3,1 ppm, а корунда (Al_2O_3) – 0,3 ppm. При этом 100 % силикатных включений и большая доля глиноземистых включений имеет относительно малый (менее 4 мкм) размер. Зафиксированная низкая концентрация в совокупности с малым размером непластичных силикатных и глиноземистых неметаллических включений обусловили отсутствие их влияния на качество рельсов, что подтверждается отсутствием дефектов, выявленных при ультразвуковом контроле.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Zhang H., Liu C., Lin Q., Wang B., Liu X., Fang Q. Formation of plastic inclusions in U71Mnk high-speed heavy-rail steel refined by CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO slag // Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science. 2019. Vol. 50. No. 1. P. 459 – 470.
- Kalisz D., Gerasin S., Bobrowski P., Zak P.L., Skowronek T. Computer simulation of microsegregation of sulphur and manganese and formation of MnS inclusions while casting rail steel // Archives of Metallurgy and Materials. 2016. Vol. 61. No. 4. P. 1939 – 1944.

3. Zhao K.-w., Zeng J.-h., Wang X.-h. Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009. Vol. 16. No. 3. P. 20 – 26.
4. Garber A.K., Arsenkin A.M., Grigorovich K.V., Shibaev S.S., Kushnarev A.V., Petrenko Yu.P. Analysis of various versions of the deoxidation of rail steel at ОАО NTMK // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009. Vol. 2009. No. 7. P. 581 – 586.
5. Григорович К.В., Шибаев С.В. Влияние технологии выплавки на чистоту стали по неметаллическим включениям. – В кн.: Неметаллические включения в рельсовой стали: сб. науч. тр. – Екатеринбург: изд. УИМ, 2005. С. 74 – 86.
6. Добужская А.Б., Смирнов Л.А., Мухранов Н.В., Фомичев М.С., Белокурова Е.В. Изучение состава неметаллических включений в рельсах // *Сталь*. 2015. № 5. С. 82 – 86.
7. Yur'ev A.B., Godik L.A., Devyatkin Yu.D., Kozyrev N.A., Tokarev A.V. Reduction of rail steel by calcium carbonate // *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. No. 4. P. 312 – 314.
8. Dhua S.K., Ray A., Sen S.K., Prasad M.S., Mishra K.B., Jha S. Influence of nonmetallic inclusion characteristics on the mechanical properties of rail steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000. Vol. 9. No. 6. P. 700 – 709.
9. Григорович К.В., Арсенкин А.М., Трушников А.С. Неметаллические включения: оценка и прогноз эксплуатационной стойкости рельсов. – В кн.: Неметаллические включения в рельсовой стали: сб. науч. тр. – Екатеринбург: изд. УИМ, 2005. С. 102 – 115.
10. Добужская А.Б., Дерябин А.А., Семенов В.Е., Рейхарт В.А. Исследование состава и источников поступления неметаллических включений, вызывающих образование контактно-усталостных дефектов в рельсах производства нижнетагильского металлургического комбината // *Черная металлургия. Бюл. инта «Черметинформация»*. 2006. № 10. С. 33 – 36.
11. Козырев Н.А. Основные направления развития производства рельсов низкотемпературной надежности // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. Т. 54. № 4. С. 31 – 34.
12. Юрьев А.Б., Годик Л.А., Нугуманов Р.Ф., Козырев Н.А., Корнева Л.В. Производство и качество рельсов из стали марки Э90АФ // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2009. Т. 52. № 8. С. 34 – 37.
13. Godik L.A., Kozyrev N.A., Korneva L.V. Optimizing the oxygen content in rail steel // *Steel in Translation*. 2009. Vol. 39. No. 3. P. 240 – 242.
14. Yur'ev A.B., Godik L.A., Kozyrev N.A., Korneva L.V., Shcheglova A.B. 90АФ STEEL RAIL // *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. No. 7. P. 589 – 591.
15. Уманский А.А., Головатенко А.В., Темлянец М.В., Дорофеев В.В. Экспериментальные исследования пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей // *Черные металлы*. 2019. № 6. С. 24 – 28.
16. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Осолкова Т.Н., Дорофеев В.В. Экспериментальные исследования пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2019. Т. 60. № 6. С. 452 – 460.
17. Umansky A.A., Kozyrev N.A., Boykov D.V., Dumova L.V. Improvement of the extra-furnace rail steel processing on the “ladle-furnace” unit in order to increase the operational stability of railway rails // *IOP Conference. Series: Materials Science and Engineering*. 2018. Vol. 411. No. 012078.
18. Козырев Н.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А., Бойков Д.В. Совершенствование технологии раскисления и внепечной обработки рельсовой электростали с целью повышения качества рельсового проката // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 10. С. 721 – 727.
19. Kuss H., Lungen S., Müller G. Comparison of spark OES methods for analysis of inclusions // *Anal. Bioanal. Chem*. 2002. Vol. 374. No. 11. P. 1242 – 1249.
20. Kuss H.M., Mittelstaedt H., Mueller G. Inclusion mapping and estimation of inclusion contents in ferrous materials by fast scanning laser-induced optical emission spectrometry // *Anal. At. Spectrom.* 2005. Vol. 20. No. 5. P. 730 – 735.
21. Бокс Д.Н., Лабусов В.А., Зарубин И.А. Определение неметаллических включений в металлических сплавах методом атомно-эмиссионной спектроскопии с искровым возбуждением // *Заводская лаборатория*. 2015. Т. 81. № 1. С. 92 – 97.

Поступила в редакцию 5 сентября 2019 г.
После доработки 27 сентября 2019 г.
Принята к публикации 18 октября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 12, pp. 936–942.

NONMETALLIC INCLUSIONS IN RAILS MADE OF ELECTRO-STEEL ALLOYED WITH CHROMIUM

A.A. Umanskii¹, A.V. Golovatenko², A.S. Simachev¹

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

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

Abstract. Type, relative concentration and size of most characteristic non-metallic inclusions for the elements of rails (head, web) from electro-steel of E79KhF and E90KhAF grades were determined on the basis of metallographic (with a microscope “OLYMPUS GX-51”) and spectral (using spectrometer “ARL iSpark”) method “Spark-DAT”) analyses. It was found that the highest relative concentration of manganese sulfides (MnS) is 30.8 – 43.4 ppm. At the same time, 60 – 100 % of inclusions of this type are of small sizes (less than 4 μm), and it does not allow them to be detected using standard metallographic analysis with 100-fold magnification. The revealed high relative concentration of sulfide inclusions directly correlates with the established positive sulfur liquation in considered rail elements, which is up to 40 %. Despite the high concentration of

manganese sulfides, their influence on the quality of rails can be considered not dangerous, taking into account their high ductility during hot deformation and the established prevalence of inclusions of this type with small size (less than 4 μm). Among inclusions of a silicate type, SiO₂ inclusions (3.4 – 14.9 ppm) have a significant concentration. All detected inclusions of this type have a size not exceeding 4 μm. It was found that the concentration of complex inclusions containing alumina (Al₂O₃–CaO–MgO, Al₂O₃–CaO–MgO–CaS, Al₂O₃–CaO, Al₂O₃–MgO) is insignificant: in total it does not exceed 3.1 ppm and 1.6 ppm for individual types. The concentration of corundum (Al₂O₃) is also insignificant and does not exceed 0.3 ppm. In this case, alumina inclusions of small size (less than 6 μm) prevail. Due to the low contamination (taking into account the relative concentration and size of inclusions) with non-plastic silicate and alumina non-metallic inclusions, their influence on the quality of the rails was not significant. It is confirmed by the absence of defects detected during ultrasonic testing.

Keywords: railway rails, rail steel, chromium alloying, nonmetallic inclusions, sulfides, silicates, plasticity, hot deformation, liquation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-936-942

REFERENCES

1. Zhang H., Liu C., Lin Q., Wang B., Liu X., Fang Q. Formation of plastic inclusions in U71Mn high-speed heavy-rail steel refined by CaO–SiO₂–Al₂O₃–MgO slag. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2019, vol. 50, no. 1, pp. 459–470.
2. Kalisz D., Gerasin S., Bobrowski P., Zak P.L., Skowronek T. Computer simulation of microsegregation of sulphur and manganese and formation of MnS inclusions while casting rail steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016, vol. 61, no. 4, pp. 1939–1944.
3. Zhao K.-w., Zeng J.-h., Wang X.-h. Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009, vol. 16, no. 3, pp. 20–26.
4. Garber A.K., Arsenkin A.M., Grigorovich K.V., Shibaev S.S., Kushnarev A.V., Petrenko Yu.P. Analysis of various versions of the deoxidation of rail steel at OAO NTMK. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009, vol. 2009, no. 7, pp. 581–586.
5. Grigorovich K.V., Shibaev S.V. Influence of smelting technology on steel purity by non-metallic inclusions. In: *Nemetallicheskie vklucheniya v rel'zovoi stali: sb. nauch. tr.* [Non-metallic inclusions in rail steel: Coll. of sci. works]. Ekaterinburg: izd. UIM, 2005, pp. 74–86. (In Russ.).
6. Dobuzhskaya A.B., Smirnov L.A., Mukhranov N.V., Fomichev M.S., Belokurova E.V. Composition of non-metallic inclusions in rails. *Stal'*. 2015, no. 5, pp. 82–86. (In Russ.).
7. Yur'ev A.B., Godik L.A., Devyatkin Yu.D., Kozyrev N.A., Tokarev A.V. Reduction of rail steel by calcium carbonate. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 4, pp. 312–314.
8. Dhua S.K., Ray A., Sen S.K., Prasad M.S., Mishra K.B., Jha S. Influence of nonmetallic inclusion characteristics on the mechanical properties of rail steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000, vol. 9, no. 6, pp. 700–709.
9. Grigorovich K.V., Arsenkin A.M., Trushnikova A.S. Non-metallic inclusions: assessment and prediction of the operational stability of rails. In: *Nemetallicheskie vklucheniya v rel'zovoi stali: sb. nauch. tr.* [Non-metallic inclusions in rail steel: Coll. of sci. works]. Ekaterinburg: izd. UIM, 2005, pp. 102–115. (In Russ.).
10. Dobuzhskaya A.B., Deryabin A.A., Semenov V.E., Reikhardt V.A. The study of the Composition and sources of non-metallic inclusions that cause the formation of contact-fatigue defects in the rails produced by Nizhny Tagil Metallurgical Plant. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2006, no. 10, pp. 33–36. (In Russ.).
11. Kozyrev N.A. Main development trends for low temperature operate reliability rails production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, vol. 54, no. 4, pp. 31–34. (In Russ.).
12. Yur'ev A.B., Godik L.A., Nugumanov R.F., Kozyrev N.A., Korneva L.V. Production and quality of rails made of E90AF steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, vol. 52, no. 8, pp. 34–37. (In Russ.).
13. Godik L.A., Kozyrev N.A., Korneva L.V. Optimizing the oxygen content in rail steel. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 3, pp. 240–242.
14. Yur'ev A.B., Godik L.A., Kozyrev N.A., Korneva L.V., Shcheglova A.B. 90AF steel rail. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 7, pp. 589–591.
15. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V., Dorofeev V.V. Experimental studies of ductility and deformation resistance of chromium rail steels. *Chernye metally*. 2019, no. 6, pp. 24–28. (In Russ.).
16. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Simachev A.S., Oskolkova T.N., Dorofeev V.V. Plasticity and deformation resistance of the alloyed rail steels in rolling temperature interval. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 60, no. 6, pp. 452–460. (In Russ.).
17. Umansky A.A., Kozyrev N.A., Boykov D.V., Dumova L.V. Improvement of the extra-furnace rail steel processing on the “ladle-furnace” unit in order to increase the operational stability of railway rails. *IOP Conference. Series: Materials Science and Engineering*. 2018, vol. 411, no. 012078.
18. Kozyrev N.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Boikov D.V. Improved deoxidation technologies and secondary treatment of rail electric steel in order to improve the quality of railway rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 10, pp. 721–727. (In Russ.).
19. Kuss H., Lungen S., Müller G. Comparison of spark OES methods for analysis of inclusions. *Anal. Bioanal. Chem*. 2002, vol. 374, no. 11, pp. 1242–1249.
20. Kuss H.M., Mittelstaedt H., Mueller G. Inclusion mapping and estimation of inclusion contents in ferrous materials by fast scanning laser-induced optical emission spectrometry. *Anal. At. Spectrom.* 2005, vol. 20, no. 5, pp. 730–735.
21. Bokk D.N., Labusov V.A., Zarubin I.A. Determination of nonmetallic inclusions in metal alloys by atomic emission spectrometry with spark excitation. *Zavodskaya laboratoriya*. 2015, vol. 81, no. 1, pp. 92–97. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibGIU using the equipment of the Center for Collective Use “Materials Science” in frame of the State task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation No. 11.6365.2017/8.9.

Information about the authors:

A.A. Umanskii, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy* (umanskii@bk.ru)
A.V. Golovatenko, *Cand. Sci. (Eng.), Director of Rail Production* (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)
A.S. Simachev, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science. JSC “EVRAZ ZSMK”* (simachev_as@mail.ru)

Received September 5, 2018
 Revised September 27, 2019
 Accepted October 18, 2019

УДК 669.018.548.52.001.57

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА КРИСТАЛЛОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ

*Дудоров М.В., к.ф.-м.н., докторант кафедры пирометаллургических
процессов (dudorov_m@mail.ru)*

*Роцин В.Е., д.т.н., профессор кафедры пирометаллургических
процессов (roshchinve@susu.ru)*

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

Аннотация. Разработана методика прогнозирования закономерностей роста кристаллов из метастабильных расплавов. Методами неравновесной термодинамики описан процесс роста кристалла из многокомпонентного расплава с учетом взаимного влияния тепловых и диффузионных процессов. Применение к построенной системе уравнений нового вариационного подхода позволило получить удобные для практических расчетов выражения скорости роста кристалла из многокомпонентного расплава. Полученная методика позволила провести анализ особенностей роста кристалла при высокой скорости движения фронта кристаллизации, которые приводят к эффекту «захвата примеси» – отклонению от равновесных условий у поверхности раздела фаз. Разработанная математическая модель дает возможность проводить расчеты скорости роста частиц новой фазы и оценивать влияние метастабильных эффектов на отклонение концентраций компонентов у поверхности растущего кристалла от равновесных значений. Таким образом, с использованием полученного метода может быть построена «метастабильная» фазовая диаграмма исследуемой системы. Развиваемый подход применен к расчету роста нанокристаллов α -Fe(Si) при отжиге аморфного сплава $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$. Результаты расчета сопоставлены с результатами эксперимента по первичной кристаллизации сплава. Показано, что концентрация железа у поверхности растущего кристалла несущественно отклоняется от равновесных значений. С другой стороны, атомы кремния захватываются фронтом кристаллизации, концентрация кремния у поверхности растущего нанокристалла значительно отклоняется от равновесных значений. Расчет показал, что после первичной кристаллизации аморфной фазы, происходящей при температуре 400 – 450 °С, отклонение концентрации кремния от равновесного значения составит около 2 %, при этом равновесное значение концентрации составит около 13,3 %.

Ключевые слова: рост кристаллов, неравновесная термодинамика, захват примеси, метастабильные сплавы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-943-949

ВВЕДЕНИЕ

Изучение процессов кристаллизации метастабильных сплавов ставит под сомнение традиционные методы моделирования роста зародышей новой фазы. Классическое описание роста кристаллов в качестве допущения предполагает, что поверхность раздела фаз движется относительно медленно, на ней устанавливается локальное равновесие концентрации компонентов. Опытные экспериментальные исследования [1], проведенные для метастабильных систем, показывают недопустимость таких допущений, концентрации компонентов расплава отклоняются от равновесия. В частности, при кристаллизации аморфных металлических сплавов [1 – 12] фронт роста новой фазы движется столь быстро, что захватывает компоненты примеси, концентрация которых отклоняется от равновесной.

Указанное явление проиллюстрировано на рис. 1 [4]. Новая фаза Φ растет из исходной фазы Ψ . На рис. 1 показано изменение концентрации c_i примесного i -го компонента в зависимости от удаления r от поверхности раздела фаз F . При «равновесном» росте концентрация примесного компонента c_i^Ψ у поверхности приближа-

ется к равновесной концентрации c_i^L (сплошная линия на рис. 1). При «метастабильном» росте концентрация примеси у поверхности раздела (штриховая линия на рис. 1) отклоняется от равновесных значений.

Первое описание кинетики «метастабильного» роста кристаллов приведено в работе [2]. В дальнейшем теория получила активное развитие [3, 4]. С одной стороны, развиваются ставшие классическими модели, построенные на основе теории абсолютных скоростей реакции [2, 4, 5]. Вид получаемых этими методами уравнений позволяет сопоставить результаты расчета с экспериментальными данными, а накопленный материал позволяет использовать полученные уравнения для практических расчетов. С другой стороны, предпринимаются попытки прогнозирования морфологии растущих кристаллов, к примеру, методом фазового поля [5 – 10]. Компьютерное моделирование с применением указанного метода позволяет проследить изменение формы поверхности растущего кристалла.

Однако, несмотря на очевидные успехи последних теоретических исследований, применение распространенных методов неравновесной термодинамики к описанию метастабильных (нелинейных) процессов на

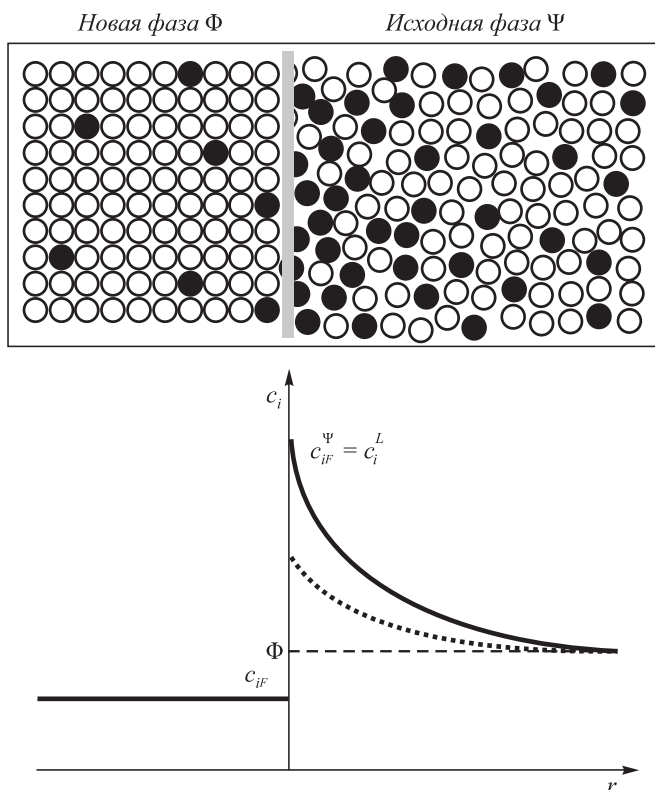


Рис. 1. Распределение концентрации примеси c_i вблизи поверхности F раздела фаз Φ и Ψ :
 1 – исходное содержание примеси в метастабильной фазе;
 2 и 2' – равновесное перераспределение примеси между фазами;
 3 и 3' – распределение при неравновесном захвате примеси растущей фазой Φ

Fig. 1. Distribution of the concentration of impurities c_i near the surface F of Φ and Ψ phases separation:
 1 – initial impurity content in the metastable phase;
 2 and 2' – equilibrium redistribution of the impurity between the phases;
 3 and 3' – distribution at nonequilibrium capture of impurities by the growing phase Φ

поверхности новой растущей фазы невозможно. Это является существенным ограничением, так как не позволяет дать общее описание всех взаимосвязанных физико-химических процессов в новой и исходной фазах, а также на границе раздела фаз.

В настоящей работе предпринята попытка построения комплексной математической модели роста кристалла новой фазы из метастабильного расплава. Для описания процессов на границе раздела фаз использован разработанный ранее авторами вариационный метод [13]. Этот метод сочетает описание роста кристалла как макротела с термодинамическим подходом к описанию системы кристалл – расплав.

РОСТ ЗАРОДЫША В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ РАСПЛАВЕ

Для демонстрации ограничений применения существующих методов линейной неравновесной термодинамики рассмотрим случай диффузионного роста зародыша новой фазы из исходного многокомпонентного

расплава в изменяющемся температурном поле (рис. 2). Будем считать, что зародыш имеет сферическую форму с радиусом R . Примем симметричное распределение параметров системы, исходная фаза расплава обозначена индексом Ψ , фаза зародыша – индексом Φ , поверхность раздела фаз – индексом F .

Пусть в растворе присутствуют m компонентов $\mathfrak{R}_1^\Psi, \mathfrak{R}_2^\Psi, \dots, \mathfrak{R}_m^\Psi$, n из которых могут присутствовать в фазе растущего зародыша. Рост зародыша будет определяться n процессами межфазового перехода компонентов через его поверхность:

$$\mathfrak{R}_i^\Psi \rightarrow \mathfrak{R}_i^\Phi, \quad i = 1, \dots, n. \quad (1)$$

Такая запись применима для описания роста кристаллов из растворов смешения.

Взаимосвязанные тепловые и диффузионные процессы в зародыше и расплаве, а также процессы на поверхности определяют изменения в некотором фиксированном объеме расплава. Такое выделение объема из общей системы является традиционным допущением, оно вполне обосновано для этапа независимого роста зародышей, например, на начальном этапе кристаллизации. Таким образом, будем считать рассматриваемую систему изолированной на небольшом интервале времени. При этом примем, что внешний объем имеет сферическую форму радиуса R^V .

Выражение для производства энтропии в таком ограниченном объеме запишется как

$$P = \int_{V^\Phi} \sigma^\Phi dV + \int_{V^\Psi} \sigma^\Psi dV + \int_{F^\Phi} \sigma^F dF, \quad (2)$$

где σ^Φ, σ^Ψ и σ^F – интенсивности производства энтропии в соответствующих фазах и на поверхности раздела фаз (первое слагаемое определяет производство энтропии в фазе Φ , второе слагаемое – в фазе Ψ , третий интеграл учитывает эффекты на поверхности раздела фаз Φ и Ψ).

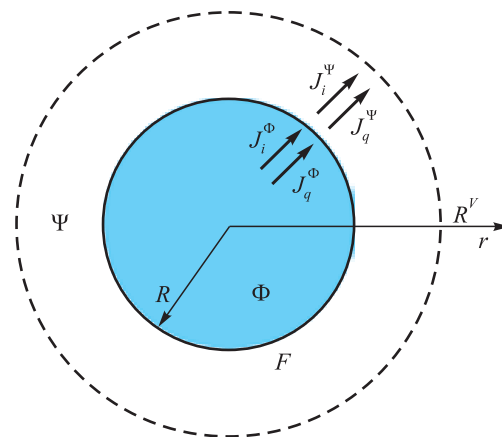


Рис. 2. Сферический зародыш, растущий в многокомпонентном расплаве

Fig. 2. Spherical nucleus growing in a multicomponent melt

При этом для вычисления интенсивностей производства энтропии можно использовать известные выражения [14 – 16]:

$$\sigma^\Phi = \bar{J}_q^\Phi \overline{\text{grad}}\left(\frac{1}{T}\right) - \frac{1}{T} \sum_{i=1}^n \bar{J}_i^\Phi \left[\overline{\text{grad}}\mu_i^\Phi \right]_T; \quad (3)$$

$$\sigma^\Psi = \bar{J}_q^\Psi \overline{\text{grad}}\left(\frac{1}{T}\right) - \frac{1}{T} \sum_{i=1}^m \bar{J}_i^\Psi \left[\overline{\text{grad}}\mu_i^\Psi \right]_T, \quad (4)$$

где для соответствующих фаз \bar{J}_i – плотность диффузионного потока i -го компонента; \bar{J}_q – плотность теплового потока; $\left[\overline{\text{grad}}\mu_i \right]_T$ – градиент химического потенциала i -го компонента, вычисленный при условии постоянства температуры T .

Для поверхности раздела фаз можно использовать выражение, определяющее процессы межфазового перехода компонентов (1) через поверхность зародыша [16 – 18]:

$$\sigma^F = \sum_{i=1}^n I_i \frac{A_i}{T}, \quad (5)$$

где I_i ($i = 1, \dots, n$) – мольная скорость образования компонента \mathfrak{R}_i^Φ на единице площади раздела фаз; $A_i = M_i(\mu_i^\Psi - \mu_i^\Phi)$ – химическое сродство межфазового перехода i -го компонента через границу раздела зародыш – расплав; M_i – молекулярная масса i -го компонента.

Классический подход к решению системы (3) – (5) предполагает использование допущений линейной неравновесной термодинамики [14, 15], согласно которым каждый термодинамический поток является линейной комбинацией всех термодинамических сил. Использование этих принципов, известных как соотношения Онзагера, к уравнениям (3), (4) позволяет получить выражения для диффузионных и тепловых потоков в исходной фазе и фазе зародыша. При использовании полученных выражений совместно с балансовыми уравнениями можно записать известные уравнения теплопроводности и диффузии, которые будут применимы как для «равновесного», так и для «метастабильного» случая.

Использование метода Онзагера применительно к поверхности раздела фаз преобразует выражение (5) к виду

$$I_i = \alpha_i \frac{A_i}{T}, \quad (6)$$

где α_i – феноменологический коэффициент.

Между тем известно [11, 12], что такая линейная зависимость между мольной скоростью и сродством применима лишь при условиях, близких к равновесным, и совершенно неприменима в случае метастабильного расплава [1, 2, 4]. Таким образом, требуется разработка нового подхода для описания физико-химических про-

цессов на границе растущий кристалл – метастабильный расплав.

ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССОВ НА ГРАНИЦЕ

КРИСТАЛЛ – МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ РАСПЛАВ

Воспользуемся разработанным ранее авторами вариационным подходом [13]. Рассмотрим сферический зародыш как макрообъект, растущий в исходном расплаве. Учитывая изолированность системы, можно принять допущение о том, что рост зародыша характеризуется только двумя параметрами: значением радиуса R в заданный момент времени t и скоростью изменения радиуса по времени \dot{R} . Поскольку любое изменение в системе характеризуется изменением выбранных параметров, то и производство энтропии можно представить как функционал этих параметров $P = P(R, \dot{R}, t)$. Соответственно, следуя логике Лагранжа [13], функционал $P = P(R, \dot{R}, t)$ будет стремиться пройти из точки $(R(t_1), \dot{R}(t_1), t_1)$ в точку $(R(t_2), \dot{R}(t_2), t_2)$ по пути минимальной длины $\int_{t_0}^{t_1} P(R, \dot{R}, t) dt$.

В такой формулировке принцип минимального производства энтропии Пригожина [19] приобретает новый вид. Применяя уравнение Эйлера-Лагранжа, получим

$$\frac{d}{dt} \frac{\partial P}{\partial \dot{R}} - \frac{\partial P}{\partial R} = 0. \quad (7)$$

Далее для упрощения выводов (2) – (5) примем дополнительные допущения для рассматриваемого случая нанокристаллизации метастабильных металлических систем. Известно [4, 16], что ключевое влияние на рост зародыша в таких многокомпонентных системах оказывают диффузионные процессы на поверхности раздела фаз, поэтому можно пренебречь влиянием тепловых потоков (положим $\bar{J}_q^\Phi = \bar{J}_q^\Psi = 0$). Кроме того, будем считать, что потоки компонентов расплава, не участвующие в переходе через поверхность раздела фаз, малы ($\bar{J}_j^\Psi \approx 0, j = n + 1, \dots, m$). Такое допущение особенно применимо для начальных этапов кристаллизации.

Применяя указанные допущения, перепишем выражения для производства энтропии (2) – (5) в виде

$$P = \sum_{i=1}^n \left(- \int_{V^\Phi} \frac{1}{T} \bar{J}_i^\Phi \left[\overline{\text{grad}}\mu_i^\Phi \right]_T dV - \int_{V^\Psi} \frac{1}{T} \bar{J}_i^\Psi \left[\overline{\text{grad}}\mu_i^\Psi \right]_T dV + \int_{V^F} I_i \frac{A_i}{T} dF \right) = \sum_{i=1}^n P_i, \quad (8)$$

где P_i – вклад в производство энтропии системы i -го компонента, связанный с диффузионными процессами в зародыше, расплаве и на поверхности раздела фаз.

Поскольку для системы в целом выполняется условие минимума производства энтропии, то, игнори-

руя перекрестные эффекты, можно считать, что это условие выполняется и для i -го компонента. Тогда к выражению (8) можно применить уравнение Эйлера-Лагранжа (7)

$$\frac{d}{dt} \frac{\partial P_i}{\partial \dot{R}} - \frac{\partial P_i}{\partial R} = 0, \quad i = 1, \dots, n. \quad (9)$$

В работе [8] подробно рассмотрены дальнейшие преобразования выражения (9), поэтому здесь приведем финальный результат:

$$I_i = \frac{\frac{1}{T} \left(J_i^\Phi \frac{\partial \mu_i^\Phi}{\partial r} - J_i^\Psi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r} \right) + \frac{\chi_i \rho^\Phi}{M_i} \frac{d}{dt} \left(\frac{A_i}{T} \right)}{\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{A_i}{T} \right)}, \quad (10)$$

где χ_i – коэффициент, учитывающий степень участия каждого компонента жидкой фазы в процессе роста; ρ^Φ – плотность фазы Φ .

Важно отметить, что слагаемое $\frac{\chi_i \rho^\Phi}{M_i} \frac{d}{dt} \left(\frac{A_i}{T} \right)$ характеризует отклонение от равновесия на поверхности зародыша, то есть как раз отражает эффекты, связанные с захватом примеси. При условиях, близких к равновесным, это слагаемое обращается в ноль, мольная скорость приближается к равновесным значениям I_i^E , а выражение (10) принимает форму традиционных диффузионных уравнений роста

$$I_i^E = \frac{\frac{1}{T} \left(J_i^\Phi \frac{\partial \mu_i^\Phi}{\partial r} - J_i^\Psi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r} \right)}{\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{A_i}{T} \right)}. \quad (11)$$

Получение выражений (10, 11) наталкивает на интересный вывод: разделив выражение (10) на (11), получаем степень прироста мольной скорости образования продукта \mathfrak{R}_i^Φ при метастабильной кристаллизации по отношению к равновесной

$$\frac{I_i}{I_i^E} = 1 + \frac{\frac{\chi_i \rho^\Phi}{M_i} \frac{d}{dt} \left(\frac{A_i}{T} \right)}{\frac{1}{T} \left(J_i^\Phi \frac{\partial \mu_i^\Phi}{\partial r} - J_i^\Psi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r} \right)}. \quad (12)$$

Принимая допущение о незначительном изменении концентрации компонентов внутри зародыша, можно записать это выражение в виде

$$\frac{I_i}{I_i^E} = 1 - \frac{\chi_i \rho^\Phi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r}}{J_i^\Psi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r}}. \quad (13)$$

«МЕТАСТАБИЛЬНАЯ» ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ

При вычислении концентрации компонентов вблизи поверхности растущего зародыша можно провести некоторую аналогию с построением диаграммы состояния. В практических целях было бы удобно при различных значениях температуры получить значения концентрации компонентов при «равновесных» и «метастабильных» условиях. Для проведения таких расчетов воспользуемся следующей методикой.

При рассмотрении кристаллизации метастабильных сплавов наблюдается незначительное отклонение от равновесия. Соответственно, концентрация i -го компонента C_i на «метастабильной» диаграмме состояния несущественно отличается от равновесной C_i^E . Рост зародышей при «метастабильной» кристаллизации определяется отклонением концентрации на его поверхности от равновесия. При этом изменение мольной скорости образования продукта будет определяться разностью $C_i - C_i^E$.

Разложим мольную скорость образования продукта вблизи равновесия как функцию молекулярной концентрации i -го компонента, соответствующей диаграмме состояния. Ограничимся членами первого порядка:

$$I_i(C_i) = I_i^E + (C_i - C_i^E) \frac{\partial I_i^E}{\partial C_i}$$

или, учитывая выражение (6),

$$I_i(C_i) = I_i^E + (C_i - C_i^E) \frac{\alpha_i}{T} \frac{\partial A_i}{\partial C_i}. \quad (14)$$

Для дальнейших выводов получим выражение для сродства межфазового перехода i -го компонента. Воспользуемся теорией идеальных растворов

$$A_i = M_i (\mu_i^\Psi - \mu_i^\Phi) = R_G T M_i \ln \varepsilon_i - M_i v_i (P^\Phi - P^\Psi); \quad (15)$$

здесь $\varepsilon_i = \frac{c_i^\Psi}{c_i^\Phi K_i}$ – пересыщение раствора Ψ по i -му компоненту; c_i^Φ и c_i^Ψ – средние молекулярные концентрации i -го компонента в соответствующих фазах; v_i – парциальный молекулярный объем i -го компонента; K_i – константа равновесия межфазового перехода; R_G – универсальная газовая постоянная.

Рассмотрим случай равновесного роста. Как было указано ранее, в этом случае у поверхности растущего зародыша устанавливается локальное равновесие. Следовательно, из выражения (15) можно записать

$$R_G T M_i \ln \varepsilon_{iF} - M_i v_i (P^\Phi - P^\Psi) = 0, \quad (16)$$

где ε_{iF} – пересыщение раствора Ψ по i -му компоненту у поверхности зародыша.

Тогда, объединяя выражения (15) и (16), для условий равновесного роста можно записать выражение сродства межфазового перехода i -го компонента в виде

$$A_i = R_G T (\ln \varepsilon_i - \ln \varepsilon_{iF}). \quad (17)$$

Принимая допущение о постоянстве концентрации i -го компонента внутри зародыша и считая концентрации компонентов $c_{iF}^\Psi - c_i^\Psi$ малой величиной, перепишем выражение (17) в следующем виде:

$$\frac{A_i}{R_G T} = -\ln \frac{c_{iF}^\Psi}{c_i^\Psi} = -\ln \left(1 + \frac{c_{iF}^\Psi - c_i^\Psi}{c_i^\Psi} \right) \approx \frac{c_{iF}^\Psi - c_i^\Psi}{c_i^\Psi}. \quad (18)$$

Учитывая, что при локальном равновесии $c_{iF}^\Psi = C_i^E$, преобразуем зависимость (14) с учетом выражений (6) и (18):

$$\frac{I_i}{I_i^E} = 1 - \frac{C_i^E - C_i}{C_i^E - c_{iF}^\Psi}. \quad (19)$$

Для проведения практических расчетов сопоставим уравнения (19) и (13):

$$\frac{\chi_i \rho^\Phi \frac{d\mu_i^\Psi}{dt}}{J_i^\Psi \frac{d\mu_i^\Psi}{dr}} = \frac{C_i^E - C_i}{C_i^E - c_{iF}^\Psi}. \quad (20)$$

Полученное уравнение позволяет рассчитать «метастабильные» концентрации диаграммы состояния C_i .

Упростим выражение, используя теорию идеальных растворов. Учитывая, что левая часть выражения (20) отражает процессы на поверхности зародыша, получим

$$\frac{\chi_i \rho^\Phi \frac{dc_i^\Psi}{dt}}{J_i^\Psi \frac{dc_i^\Psi}{dr}} = \frac{C_i^E - C_i}{C_i^E - c_i^\Psi}. \quad (21)$$

Далее, используя упрощенное стационарное выражение для градиента концентрации, а также уравнение Фика для плотности потока i -го компонента, преобразуем полученное выражение (21) к виду

$$-\rho^\Phi \chi_i \frac{v^\Psi}{M_i} (C_i^E - c_i^\Psi) = (C_i^E - C_i) (c_i^\Psi - C_i). \quad (22)$$

Таким образом получено выражение, связывающее концентрацию i -го компонента C_i на «метастабильной» диаграмме с концентрациями C_i^E равновесной диаграммы. Следует, однако, отметить, что указанное выражение будет верно лишь при незначительных отклонениях от локального равновесия.

ПРАКТИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ

Применим полученное выражение (22) к процессу роста кристаллов при отжиге аморфных лент сплава FINEMET®. Широкое распространение сплавы FINEMET® получили благодаря своим уникальным магнитным свойствам. Процессы кристаллизации при отжиге аморфных металлических сплавов характеризуются рядом особенностей. Твердые аморфные сплавы представляют собой метастабильные жидкости, при нагреве которых формируется кристаллическая фаза. При этом происходят резкие изменения физических свойств, связанные с «историей» – условиями получения аморфного материала. Обширное экспериментальное исследование этих сплавов [20 – 22] является хорошей основой для проверки теоретических моделей роста.

Выберем в качестве примера ранее исследованный сплав $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$. При нагреве происходит зарождение кристаллов $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ [20 – 22]. В соответствии с теорией захвата примеси [2 – 4] рост кристалла определяется диффузией основного компонента, в рассматриваемом случае – это диффузия железа. При этом концентрация железа у поверхности зародыша близка к равновесной концентрации $C_{\text{Fe}}^E \approx C_{\text{Fe}}$. Растущий фронт кристаллизации захватывает атомы примеси кремния, поэтому концентрация атомов кремния Si отклоняется от равновесной.

Анализ уравнения (22) позволяет сделать подтверждаемый результатами экспериментов вывод. Подставляя условие $C_{\text{Fe}}^E \approx C_{\text{Fe}}$ в выражение (22), получаем $c_{\text{Fe}}^\Psi = C_{\text{Fe}}^E = C_{\text{Fe}}$. Таким образом, получаем, что при нагреве метастабильного аморфного сплава кристаллизация начинается при достижении температуры, соответствующей равновесной концентрации железа. Объединяя известные результаты экспериментов по нагреву аналогичных сплавов с различным содержанием железа, можно сформировать диаграмму равновесных концентраций железа.

Для анализа концентрации кремния у поверхности растущего зародыша проведем расчеты по формуле (22). На рис. 3, а приведены результаты расчета изменения молекулярной концентрации кремния у поверхности растущего зародыша в зависимости от равновесной концентрации кремния. На рис. 3, б показано изменение отклонения концентрации от равновесной.

Для проведения практических расчетов важно оценить соотношение равновесной и «метастабильной» концентрации кремния. Первичная кристаллизация системы $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ происходит при температуре 400 – 450 °C [20 – 22]. В результате первичной кристаллизации образуются кристаллы $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$, а также сохраняется аморфная фаза, обедненная железом и кремнием. Можно предположить, что остаточная концентрация кремния в аморфной фазе приблизительно равна его концентрации у поверхности растущего зародыша.

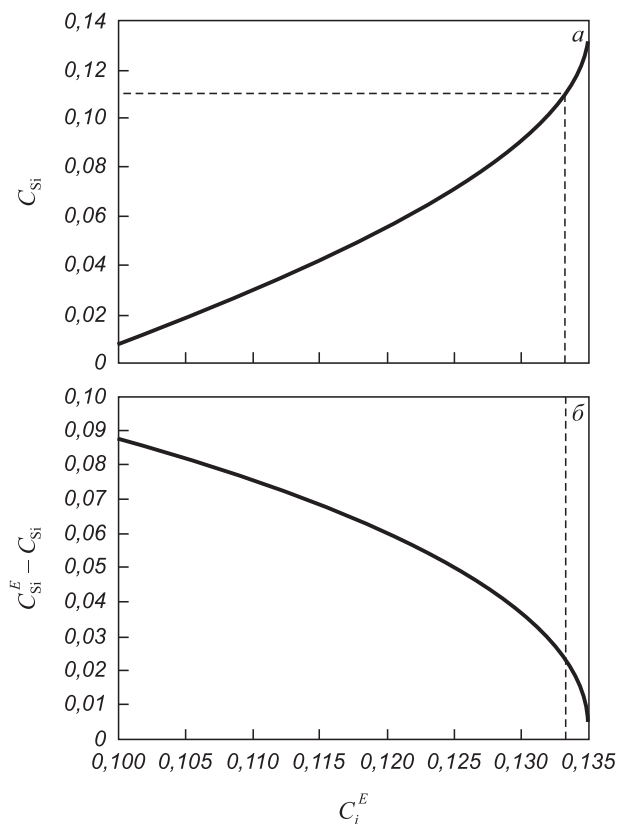


Рис. 3. Изменение молярной концентрации кремния (C_{Si}) вблизи поверхности F раздела фаз Φ и Ψ (1) и ее отклонение от равновесия ($C_{Si}^E - C_{Si}$) в зависимости от его равновесной концентрации в сплаве $Fe_{73,5}Cu_1Ni_3Si_{13,5}B_9$ (2)

Fig. 3. Change in the molar concentration of silicon (C_{Si}) near the surface F of Φ and Ψ phases separation (1) and its deviation from equilibrium ($C_{Si}^E - C_{Si}$) depending on its equilibrium concentration in $Fe_{73,5}Cu_1Ni_3Si_{13,5}B_9$ alloy (2)

Для оценки отклонения концентрации кремния от равновесных значений воспользуемся графиками (рис. 3) как диаграммами, связывающими значения равновесной и «метастабильной» концентрации кремния. Проведенные исследования [20 – 22], а также исследования авторов настоящей работы [23, 24] указывают на наличие в системе после первичной кристаллизации остаточной аморфной фазы с концентрацией кремния 11 %. Следовательно, можно принять, что у поверхности растущего кристалла в исходной метастабильной фазе установилась концентрация кремния $C_{Si} = 0,11$. Следуя за пунктирной линией на диаграмме, определяем, что соответствующая равновесная концентрация кремния в этой фазе будет равна $C_{Si}^E = 0,133$. При такой равновесной концентрации кремния отклонение от равновесия составит $C_{Si}^E - C_{Si} = 0,02$ или 2 % (рис. 3).

Выводы

Разработана комплексная математическая модель роста кристаллов в металлических метастабильных расплавах. В рамках разработанной модели получены

выражения для расчета «метастабильной» фазовой диаграммы.

Разработанный метод применен к расчету роста нанокристаллов при отжиге аморфных сплавов типа FINEMET®. Исследованы локальные отклонения концентрации кремния от равновесных значений у поверхности растущего кристалла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Baker J.C., Cahn J.W. Solute trapping by rapid solidification // *Acta Metallurgica*. 1969. No. 17. P. 575 – 578.
2. Aziz M.J. Model for solute redistribution during rapid solidification // *Journal Applied Physics*. 1982. No. 53. P. 1158 – 1168.
3. Jackson K.A., Beatty K.M., Gudgel K.A. An analytical model for non-equilibrium segregation during crystallization // *Journal of Crystal Growth*. 2004. Vol. 271. No. 3-4. P. 481 – 494.
4. Herlach D.M., Galenko P., Holland-Moritz D. Metastable solids from undercooled melts. – Amsterdam: Elsevier, 2007. – 448 p.
5. Garcke H., Nestler B., Stinner B. A diffuse interface model for alloys with multiple components and phases // *SIAM J Appl. Math.* 2004. Vol. 64. No. 3. P. 775 – 799.
6. Galenko P.K., Gomez H., Kropotin N.V., Elder K.R. Unconditionally stable method and numerical solution of the hyperbolic phase-field crystal equation // *Phys. Rev.* 2013. Vol. 88. No. 013310. P. 1 – 12.
7. Galenko P.K., Ankudinov V. Local non-equilibrium effect on the growth kinetics of crystals // *Acta Materialia*. 2019. No. 168. P. 203 – 209.
8. Sobolev S.L., Poluyanov L.V., Liu F. An analytical model for solute diffusion in multicomponent alloy solidification // *Journal of Crystal Growth*. 2014. No. 395. P. 46 – 54.
9. Sobolev S.L. Local non-equilibrium diffusion model for solute trapping during rapid solidification // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. No. 6-7. P. 2711 – 2718.
10. Thompson C.V., Spaepen F. Homogeneous crystal nucleation in binary metallic melts // *Acta Metallurgica*. 1983. Vol. 31. No. 12. P. 2021 – 2027.
11. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.
12. Dudorov M.V. Decomposition of crystal-growth equations in multi-component melts // *J. Crystal Growth*. 2014. No. 396. P. 45 – 49.
13. De Groot S.R., Mazur P. Non-Equilibrium thermodynamics. – New York: Dover, 1984. – 528 p.
14. Kjelstrup S., Bedeaux D. Non-equilibrium thermodynamics of heterogeneous systems, series on advances in statistical mechanics. Vol. 16. – Singapore: World Scientific, 2008. – 433 p.
15. Дрозин А.Д. Рост микрочастиц продуктов химических реакций в жидком растворе. – Челябинск: изд. ЮУрГУ, 2007. – 56 с.
16. Гленсдорф П., Пригожин И. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. – М.: Мир, 1973. – 280 с.
17. Пригожин И., Дефэй Р. Химическая термодинамика. – М.: Бинном. Лаборатория знаний, 2009. – 533 с.
18. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: В 10 т. Т. 1. Механика. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 224 с.
19. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // *J. Appl. Phys.* 1988. No. 64. P. 6044 – 6046.
20. Yoshizawa Y., Yamauchi K. Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure // *Mater. Trans. JIM*. 1990. Vol. 31. No. 4. P. 307 – 314.
21. Herzer G. Nanocrystalline soft magnetic materials // *Phys. Scr.* 1993. No. 49. P. 307 – 314.
22. Гамов П.А., Дрозин А.Д., Дудоров М.В., Рошин В.Е. Модель роста нанокристаллов в аморфном сплаве // *Металлы*. 2012. № 6. С. 101 – 106.
23. Гойхенберг Ю.Н., Гамов П.А., Дудоров М.В. Структура аморфизирующегося сплава 5БДСР, используемого для производст-

ва нанокристаллической ленты // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgiya. 2012. № 39 (298). С. 128 – 133.

Поступила в редакцию 23 октября 2019 г.
После доработки 15 ноября 2019 г.
Принята к публикации 22 ноября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 12, pp. 943–949.

SIMULATION OF CRYSTAL GROWTH IN MULTICOMPONENT METASTABLE ALLOYS

M.V. Dudorov, V.E. Roshchin

South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. A method for predicting the regularities of crystal growth from metastable melts has been developed. The process of crystal growth from a multicomponent melt is described by the methods of nonequilibrium thermodynamics, taking into account the mutual influence of thermal and diffusion processes. The application of a new variational approach to the constructed system of equations made it possible to obtain expressions of the crystal growth rate from a multicomponent melt convenient for practical calculations. The obtained technique allowed us to analyze the features of crystal growth at high rate of crystallization front, which leads to “impurity capture” effect – deviation from equilibrium conditions at the phase interface. The developed mathematical model makes it possible to calculate the growth rate of new phase particles and to estimate the effect of metastable effects on deviation of the components’ concentration at surface of the growing crystal from equilibrium values. Thus, using the obtained method, a “metastable” phase diagram of the system under study can be constructed. The developed approach is applied to the calculation of growth of α -Fe(Si) nanocrystals during annealing of amorphous alloy Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉. The calculation results were compared with the results of the experiment on the alloy primary crystallization. It is shown that the concentration of Fe at the surface of the growing crystal does not significantly deviate from the equilibrium values. On the other hand, silicon atoms are captured by the crystallization front, silicon concentration at the surface of the growing nanocrystal deviates significantly from equilibrium values. The calculation has shown that after the initial crystallization of the amorphous phase, occurring at a temperature of 400 – 450 °C, the deviation of silicon concentration from equilibrium value is about 2 %, while this equilibrium value is about 13.3 %.

Keywords: crystal growth, non-equilibrium thermodynamics, solute trapping, metastable melts.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-943-949

REFERENCES

- Baker J.C., Cahn J.W. Solute trapping by rapid solidification. *Acta Metallurgica*. 1969, no. 17, pp. 575–578.
- Aziz M.J. Model for solute redistribution during rapid solidification. *Journal Applied Physics*. 1982, no. 53, pp. 1158–1168.
- Jackson K.A., Beatty K.M., Gudgeon K.A. An analytical model for non-equilibrium segregation during crystallization. *Journal of Crystal Growth*. 2004, vol. 271, no. 3-4, pp. 481–494.
- Herlach D.M., Galenko P., Holland-Moritz D. *Metastable solids from undercooled melts*. Amsterdam: Elsevier, 2007, 448 p.
- Garcke H., Nestler B., Stinner B. A diffuse interface model for alloys with multiple components and phases. *SIAM J Appl. Math.* 2004, vol. 64, no. 3, pp. 775–799.
- Galenko P.K., Gomez H., Kropotin N.V., Elder K.R. Unconditionally stable method and numerical solution of the hyperbolic phase-field crystal equation. *Phys. Rev.* 2013, vol. 88, no. 013310, pp. 1–12.
- Galenko P.K., Ankudinov V. Local non-equilibrium effect on the growth kinetics of crystals. *Acta Materialia*. 2019, no. 168, pp. 203–209.
- Sobolev S.L., Poluyanov L.V., Liu F. An analytical model for solute diffusion in multicomponent alloy solidification. *Journal of Crystal Growth*. 2014, no. 395, pp. 46–54.
- Sobolev S.L. Local non-equilibrium diffusion model for solute trapping during rapid solidification. *Acta Materialia*. 2012, vol. 60, no. 6-7, pp. 2711–2718.
- Thompson C.V., Spaepen F. Homogeneous crystal nucleation in binary metallic melts. *Acta Metallurgica*. 1983, vol. 31, no. 12, pp. 2021–2027.
- Miroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [Liquid quenching]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 168 p. (In Russ.).
- Dudorov M.V. Decomposition of crystal-growth equations in multicomponent melts. *J. Crystal Growth*. 2014, no. 396, pp. 45–49.
- De Groot S.R., Mazur P. *Non-Equilibrium Thermodynamics*. New York: Dover, 1984, 528 p.
- Kjelstrup S., Bedeaux D. *Non-equilibrium thermodynamics of heterogeneous systems, series on advances in statistical mechanics*. Vol. 16. Singapore: World Scientific, 2008, 433 p.
- Drozin A.D. *Rost mikrochastits produktov khimicheskikh reaktsii v zhidkom rastvore* [Growth of microparticles of chemical reactions products in liquid solution]. Chelyabinsk: izd. YuUrGU, 2007, 56 p. (In Russ.).
- Glansdorff P., Prigogine I. *Thermodynamics Theory of Structure, Stability and Fluctuations*. London: Wiley-Interscience, 1971. (Russ.ed.: Glansdorff P., Prigogine I. *Termodinamicheskaya teoriya struktury, ustoychivosti i fluktuatsii*. Moscow: Mir, 1973, 280 p.).
- Prigogine I., Defay R. *Chemical Thermodynamics*. London: Prentice Hall Press, 1954. (Russ.ed.: Prigogine I., Defay R. *Khimicheskaya termodinamika*. Novosibirsk: SO Nauka, 1966, 512 p.).
- Landau L.D., Lifshits E.M. *Teoreticheskaya fizika: V 10 t. T. 1: Mekhanika* [Theoretical Physics: In 10 vols. Vol. 1: Mechanics]. Moscow: FIZMATLIT, 2004, 224 p. (In Russ.).
- Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *J. Appl. Phys.* 1988, no. 64, pp. 6044–6046.
- Yoshizawa Y., Yamauchi K. Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *Mater. Trans. JIM*. 1990, vol. 31, no. 4, pp. 307–314.
- Herzer G. Nanocrystalline soft magnetic materials. *Phys. Scr.* 1993, no. 49, pp. 307–314.
- Gamov P.A., Drozin A.D., Dudorov M.V., Roshchin V.E. Model for nanocrystal growth in an amorphous alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, no. 11, pp. 1002–1005.
- Goikhenberg Yu.N., Gamov P.A., Dudorov M.V. Structure of 5BDSR recrystallized alloy used for production of nanocrystalline tape. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2012, no. 39 (298), pp. 128–133. (In Russ.).

Information about the authors:

M.V. Dudorov, Cand. Sci. (Phys.-math.), Doctoral of the Chair “Pyrometallurgical Processes” (dudorov_m@mail.ru)
V.E. Roshchin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Pyrometallurgical Processes” (roshchinve@susu.ru)

Received October 23, 2019
Revised November 15, 2019
Accepted November 22, 2019

УДК 621.791:624

НЕКОТОРЫЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ Cr_2O_3 УГЛЕРОДОМ

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

Горюшкин В.Ф., д.х.н., профессор кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (koax@sibsiu.ru)

Бендре Ю.В., к.х.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (bendre@list.ru)

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

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

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

Аннотация. С целью ресурсосбережения хрома представляет большой практический интерес технология дуговой наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителей используются оксид хрома Cr_2O_3 и восстановитель – углерод. Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания 16 реакций между ними в стандартных условиях и для некоторых реакций в условиях, отличных от стандартных, по табличным термодинамическим данным реагентов в интервале температур 1500 – 3500 К. В качестве стандартных состояний для реагентов рассматривали: $\text{Cr}(\text{ref})$ (опорное состояние, температура плавления 2130 К, температура кипения 2952 К), $\text{Cr}(\text{ж})$, $\text{Cr}(\text{г})$, $\text{Cr}_2\text{O}_3(\text{кр, ж})$, $\text{Cr}_2\text{O}_3(\text{ж})$, $\text{C}(\text{ref})$, а в качестве возможных продуктов реакции и стандартных состояний для них $\text{CO}(\text{г})$, $\text{CO}_2(\text{г})$, $\text{Cr}_{23}\text{C}_6(\text{кр})$, $\text{Cr}_7\text{C}_3(\text{кр})$, $\text{Cr}_3\text{C}_2(\text{кр})$. Вероятность протекания реакций оценивали по стандартной энергии Гиббса реакций и по энергии Гиббса реакций, рассчитываемой по уравнению изотермы Вант-Гоффа. Учитывалось растворение хрома в металле наплавочной ванны или вероятные парциальные давления CO и CO_2 в газовой фазе, вычисляемые из равновесия реакции газификации углерода. Присутствие в порошковой проволоке для наплавки наряду с оксидом хрома Cr_2O_3 углерода в качестве восстановителя обязательно приведет к протеканию восстановительных реакций с образованием карбидов хрома, а возможно, и самого хрома. Наиболее вероятно образование карбида состава $\text{Cr}_7\text{C}_3(\text{кр})$. При большом времени нахождения оксида хрома и углерода при температуре выше 2500 К более термодинамически вероятным является процесс образования хрома как компонента наплавочной ванны, а не его карбидов. Оксид хрома имеет наивысшую реакционную способность в состоянии $\text{Cr}_2\text{O}_3(\text{ж})$. Наиболее вероятным является прямое восстановление. В качестве продукта окисления углерода наиболее вероятно образование $\text{CO}(\text{г})$. Растворение хрома в металле увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций с его образованием и еще больше понижает вероятность протекания реакций, в которых хром – исходное вещество.

Ключевые слова: термодинамический анализ, энергия Гиббса реакции, порошковая проволока, оксид хрома, углерод, дуговая наплавка, восстановление, хром, карбиды хрома.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-950-956

ВВЕДЕНИЕ

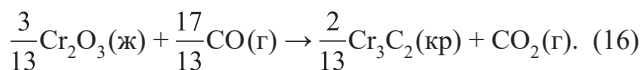
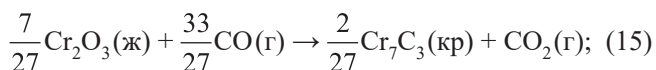
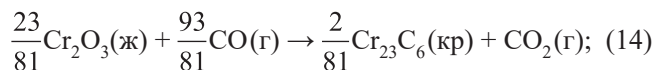
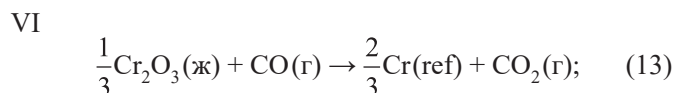
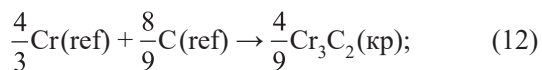
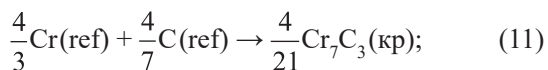
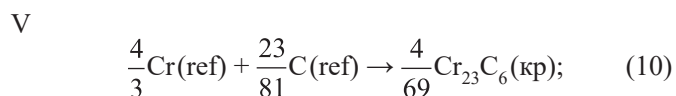
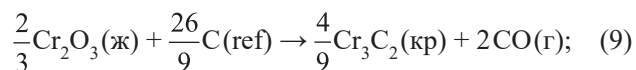
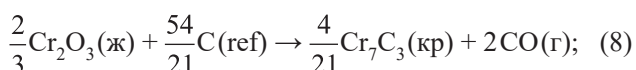
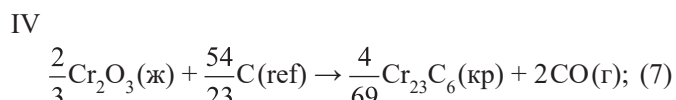
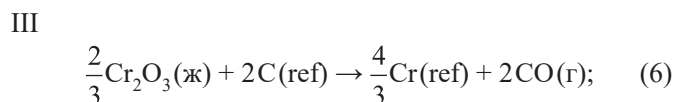
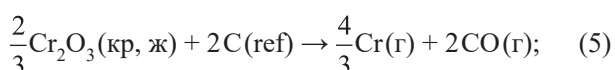
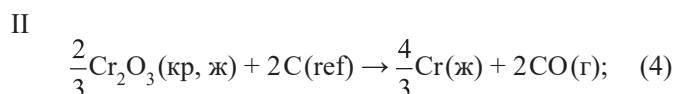
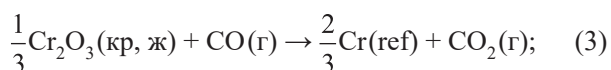
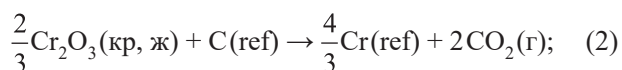
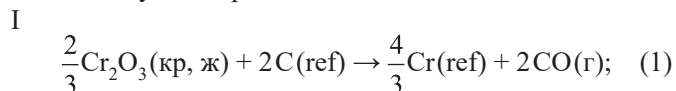
Настоящая работа является логическим продолжением серии работ [1 – 4], в которых положено начало по подготовке термодинамической основы для разработки ресурсосберегающей технологии создания слоя легированного металла на поверхности металлических изделий при электродуговой наплавке за счет образования легирующих элементов непосредственно в процессе наплавки в результате взаимодействия оксидных материалов и восстановителей, целенаправленно вводимых в порошковую проволоку. Из анализа физических процессов при наплавке [5 – 7] следует, что формирование на торцевой поверхности электрода жидкой капли, ее

отрыв, перенос вещества в жидкую сварочную ванну на поверхности обрабатываемого металла и затвердевание металла сварочной ванны по времени длится около 10 с. При этом температура на поверхности капли в момент отрыва может достигать 2950 – 3000 К. Характерным для процесса является то, что температура в створе дуги может достигать 10 000 – 12 000 К, а некоторые компоненты электрода при испарении находятся короткое время в приэлектродном пространстве и створе дуги при температурах выше 3000 К в атомарном, молекулярном и в ионизированном состоянии (дуга может гореть устойчиво даже в вакууме). Фактически решается вопрос о том, из оксидов каких металлов, признанных легирующими, и при использовании каких

восстановителей можно ожидать с наибольшей термодинамической вероятностью образования за короткое время продуктов восстановления в затвердевшем металле сварочной ванны. Следует также отметить, что на настоящем этапе термодинамических расчетов возможность участия в реакциях ионизированных частиц плазмы не рассматривается.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА

В настоящей работе анализируется термодинамика взаимодействия в системе оксид хрома – углерод. Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания следующих реакций:



Все реакции записывали на 1 моль кислорода. Термодинамические характеристики реакций (1) – (16) в стандартных условиях $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r S^\circ(T), \Delta_r G^\circ(T)]$ рассчитывали известными методами [8] в интервале температур 1500 – 3500 К по термодинамическим свойствам $[[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ К})], S^\circ(T), \Delta_f H^\circ(298,15 \text{ К})]$ реагентов Cr_2O_3 , Cr, C, CO, CO_2 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 [9].

В качестве стандартных состояний для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были использованы: Cr(ref) (опорное состояние) с температурой плавления 2130 К и температурой кипения 2952 К; Cr(ж) (1500 – 3500 К); Cr(г) (1500 – 3500 К); Cr_2O_3 (кр, ж) с температурой плавления 2603 К; Cr_2O_3 (ж) (1500 – 3500 К); C(ref) (1500 – 3500 К); CO(г) (1500 – 3500 К); CO_2 (г) (1500 – 3500 К); Cr_{23}C_6 (кр) (1500 – 2000 К); Cr_7C_3 (кр) (1500 – 2500 К); Cr_3C_2 (кр) (1500 – 2500 К). Из списка стандартных состояний следует, что для некоторых веществ стандартные состояния в расчетах оставались неизменными: C(ref), CO(г), CO_2 (г), Cr_{23}C_6 (кр), Cr_7C_3 (кр), Cr_3C_2 (кр). Химический состав карбидов хрома, для которых в работе [8] имеются таблицы термодинамических свойств, совпадает с данными по диаграмме состояния системы Cr–C в работе [9].

Стандартные значения энергии Гиббса для рассматриваемых реакций (1) – (16), получившиеся в результате расчета, приведены в таблице и на рисунке. Условно для удобства анализа и обсуждения все 16 реакций можно разделить на шесть групп. При проведении расчетов по реакциям (1) – (3) (первая группа) стандартные состояния для оксида хрома Cr_2O_3 (кр, ж) и самого хрома Cr(ref) не изменяли, при этом оценивали термодинамическую вероятность восстановления оксида хрома углеродом с образованием хрома и оксида углерода (II) – реакция (1), а также хрома и оксида углерода (IV) – реакция (2) и вероятность получения хрома за счет восстановления оксида хрома оксидом углерода (II) – реакция (3). Как следует из данных таблицы, наибольшей термодинамической вероятностью отличается реакция (1), при этом, как и следовало ожидать, восстановительная способность твердого углерода с увеличением температуры резко возрастает. Протекание реакции (3) не является термодинамически вероятным в стандартных условиях, а реакция (2) становится возможной после 3100 К.

Во вторую группу вошли реакции (4) и (5), в которых CO_2 (г) как возможный продукт реакции прямого восстановления оксида хрома углеродом не рассматривается, но изменяется стандартное состояние для хрома: Cr(ref) → Cr(ж) – реакция (4) и Cr(ref) → Cr(г) – реакция (5). Из расчетов следует, что метастабильные состояния хрома Cr(ж) выше температуры кипения (перегретый жидкий хром) и Cr(ж) ниже температуры плавления (переохлажденная жидкость) в интервале 2000 – 3500 К устойчивы в равновесии реакций, так как стандартная энергия Гиббса реакции (4) мало отличается от стандартной энергии Гиббса реакции (1).

**Стандартные энергии Гиббса, энергии Гиббса реакций (1) – (16)
в зависимости от температуры**

**Standard Gibbs energies, Gibbs energies of reactions (1) – (16)
depending on temperature**

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T), \Delta_r G(T)$ (нижний ряд в строке), кДж, при T, K							
	1500	2000	2130	2500	2603	2952	3000	3500
(1)	8,14	-161,06	-205,02	-334,20	-370,13	-478,78	-500,92	-730,50
(2)	164,99	115,84	103,39	64,50	53,84	31,19	20,91	-84,49
(3)	95,26	95,21	94,94	91,55	90,50	93,05	89,73	55,28
	4,06	-80,53	–	-167,10	–	–	-250,46	-365,25
(4)	17,72	-159,31	-204,99	-334,20	-369,97	-478,76	-493,58	-646,98
(5)	247,46	-10,80	-77,15	-264,40	-316,16	-478,76	-500,92	-730,50
(6)	-25,75	-180,32	-220,29	-337,60	-370,13	-478,78	-500,92	-730,50
(7)	-50,55	-206,56	–	–	–	–	–	–
(8)	-65,81	-223,42	–	-378,12	–	–	–	–
(9)	-34,85	-193,12	–	-348,49	–	–	–	–
(10)	-24,80	-26,25	–	–	–	–	–	–
(11)	-40,06	-43,10	-43,62	-40,52	–	–	–	–
(12)	-47,04	-50,74	-51,44	-48,82	–	–	–	–
(13)	78,32	85,58	87,30	89,85	90,56	93,05	89,73	55,28
	-12,88	-90,16	–	-168,80	–	–	-250,46	-365,25
(14)	69,66	87,75	–	–	–	–	–	–
	-21,54	-87,98	–	–	–	–	–	–
(15)	65,60	88,85	94,82	111,61	–	–	–	–
	-25,60	-86,88	–	-147,05	–	–	–	–
(16)	66,00	95,75	103,39	124,89	–	–	–	–
	-25,20	-79,98	–	-133,76	–	–	–	–

Состояние же хрома в виде пара Cr(g) (реакция (5)) при температурах меньше, чем температура его кипения, маловероятно, особенно при температуре меньше 2000 К.

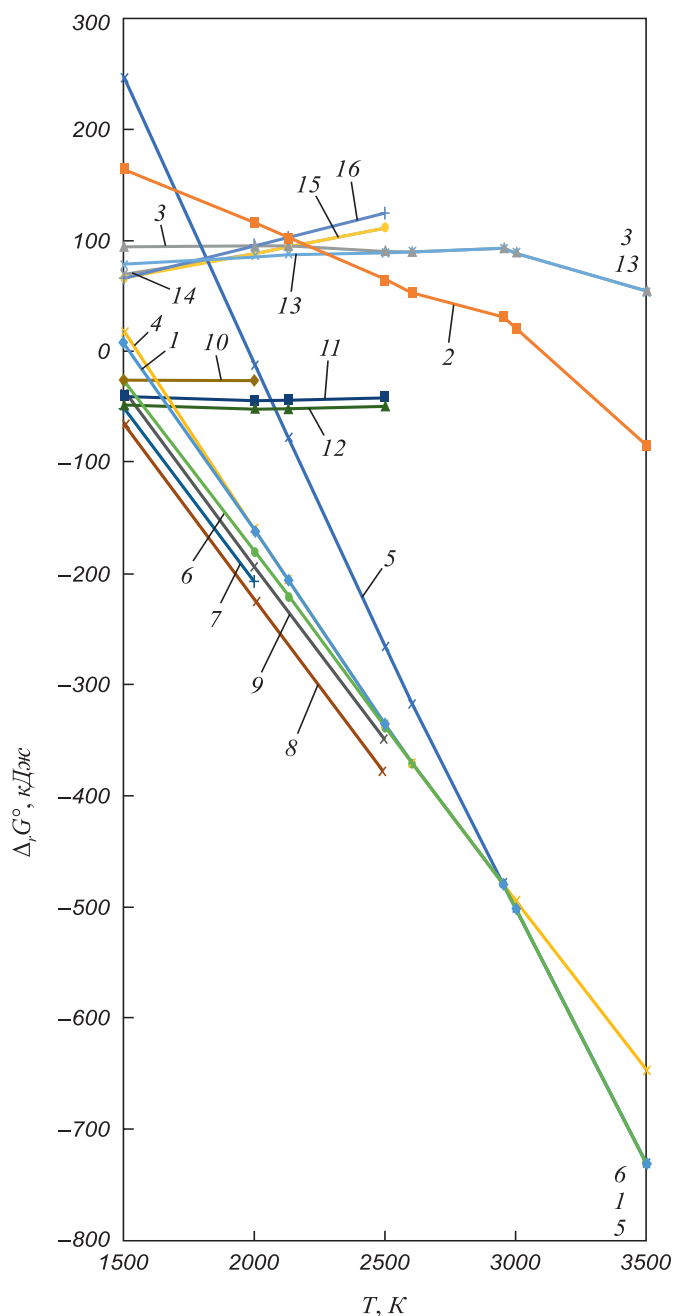
Реакция (6) – это третья смысловая позиция в перечне групп реакций. В ней оставляем Cr(ref) и C(ref) как наиболее предпочтительные стандартные состояния и изменяем стандартное состояние для оксида хрома: Cr₂O₃(кр, ж) → Cr₂O₃(ж). Метастабильный жидкий оксид хрома при температуре меньше 2603 К отличается большим химическим сродством к углероду при образовании Cr(ref) и CO(g), чем кристаллический оксид хрома (см. таблицу).

Четвертую группу реакций составляют реакции (7) – (9), в которых рассматриваем вероятность образования карбидов хрома, естественно, при взаимодействии Cr₂O₃(ж), C(ref) и CO(g). Все три реакции в температурном интервале устойчивости инконгруэнтно-плавящихся твердых карбидов хрома термодинамически более вероятны, чем реакции (1) и (6). Причем по имеющимся термодинамическим данным для карбидов наиболее вероятно образование карбида состава Cr₇C₃(кр).

В пятой группе реакций рассмотрели термодинамическую вероятность образования трех карбидов хрома путем прямого взаимодействия между хромом и углеродом (реакции (10) – (12)). Все три реакции вероятны, однако химическое сродство хрома к углероду меньше, чем сродство оксида хрома к углероду с образованием тех же карбидов и CO.

В шестой группе реакций рассмотрели возможность образования трех карбидов хрома восстановлением жидкого оксида хрома Cr₂O₃(ж) оксидом углерода (II). Для сравнения сюда же включили и образование хрома Cr(ref) из тех же исходных веществ (реакция (13) отличается от реакции (3) только стандартным состоянием оксида хрома). Из данных таблицы следует, что косвенным восстановлением CO карбиды хрома также не могут быть получены в стандартных условиях, как и чистый хром.

Еще одной особенностью электродуговой наплавки являются интенсивные конвективные течения в расплавленных фазах: как на электроде, так и в наплавочной ванне. Это означает, что при термодинамической оценке необходимо учесть, что образующийся по реакциям (1) – (4), (6), (13) хром, а также хром в качестве



Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (16) в зависимости от температуры

Standard Gibbs energies of reactions (1) – (16) depending on temperature

исходного вещества для реакций (10) – (12) вероятно будет находиться в состоянии растворенного компонента при температуре T .

Термодинамическая оценка влияния такого состояния на свойства реакции проводится по уравнению изотермы Вант-Гоффа:

$$\Delta_r G = \Delta_r G^\circ \pm vRT \ln \alpha_{[\text{Cr}]}, \quad (17)$$

где $\alpha_{[\text{Cr}]}$ – активность хрома в расплавленном металле относительно стандартного состояния «чистый твер-

дый или жидкий (в зависимости от температуры) хром при температуре расплава T »; v – стехиометрический коэффициент перед хромом в уравнении реакции (знак «+» ставится для реакций, в которых хром – продукт, и знак «–» – для реакций, в которых хром – исходное вещество).

Для оценки тенденции уже достаточно вычислить второе слагаемое в уравнении (17) при $v = \frac{4}{3}$ и постоянной температуре 2500 К (средняя температура интервала), чтобы увидеть степень влияния при различных вероятных активностях. Термодинамический вклад растворимости хрома в расплавленном металле в энергию Гиббса реакций приведен ниже:

$\alpha_{[\text{Cr}]}$	0,001	0,01	0,1
$\pm 2500 \frac{4}{3} R \ln \alpha_{[\text{Cr}]}$, кДж	191,437	127,63	62,81

Оценка тенденции показывает, что растворение хрома увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций, идущих с его образованием: $\Delta_r G$ становится более отрицательным, чем $\Delta_r G^\circ$. И, наоборот, еще больше понизит вероятность протекания реакций (10) – (12). В большей степени изменение $\Delta_r G$ по сравнению с $\Delta_r G^\circ$ происходит при минимальных значениях активности хрома ($\approx \pm 200$ кДж).

С учетом того, что вся отрицательная область $\Delta_r G^\circ$ на графике (см. рисунок) занимает интервал в 750 кДж, то вклад в 200 кДж выглядит весьма существенным; при этом разрыв в вероятности протекания между некоторыми реакциями существенно увеличивается.

В присутствии твердого углерода и кислорода содержание газов CO и CO_2 и их парциальные давления в системе не могут быть произвольными, а определяются равновесием реакции газификации углерода:



Особенность термодинамики этой реакции заключается в том, что, начиная с температуры 1500 К, равновесная газовая фаза состоит практически из индивидуального CO . Поэтому принимать $P_{\text{CO}_2} = 1$ атм, как того требуют стандартные условия для газа, и делать выводы по $\Delta_r G^\circ$ о глубине протекания реакций (3), (13) – (16) не совсем корректно. Поэтому для этих реакций дополнительно рассчитывали $\Delta_r G$ по уравнению изотермы Вант-Гоффа с учетом равновесных парциальных давлений P_{CO} и P_{CO_2} , согласно реакции газификации углерода, равновесие которой рассчитывали отдельно. Для реакций (3), (13) – (16) уравнение изотермы Вант-Гоффа можно записать следующим образом:

$$\Delta_r G(3) = \Delta_r G^\circ(3) + RT(\ln P_{\text{CO}_2} - \ln P_{\text{CO}}); \quad (19)$$

$$\Delta_r G(13) = \Delta_r G^\circ(13) + RT(\ln P_{CO_2} - \ln P_{CO}); \quad (20)$$

$$\Delta_r G(14) = \Delta_r G^\circ(14) + RT\left(\ln P_{CO_2} - \frac{93}{81} \ln P_{CO}\right); \quad (21)$$

$$\Delta_r G(15) = \Delta_r G^\circ(15) + RT\left(\ln P_{CO_2} - \frac{33}{27} \ln P_{CO}\right); \quad (22)$$

$$\Delta_r G(16) = \Delta_r G^\circ(16) + RT\left(\ln P_{CO_2} - \frac{17}{13} \ln P_{CO}\right). \quad (23)$$

Рассчитанные по уравнениям (19)–(23) энергии Гиббса реакций приведены в таблице (нижний ряд значений для соответствующих реакций в зависимости от температуры). Анализ данных по $\Delta_r G$ показывает, что с учетом возможного фактического содержания CO и CO₂ в газовой фазе реакции косвенного восстановления оксида хрома становятся вероятными и могут дополнять процесс прямого восстановления.

Расчеты могут быть полезны при изготовлении ряда порошковых проволок, содержащих хром [11 – 21].

Выводы

Проведенный термодинамический анализ 16 реакций в стандартных состояниях и в условиях, отличных от стандартных, показывает, что присутствие в порошковой проволоке, используемой для наплавки, наряду с оксидом хрома Cr₂O₃ в качестве восстановителя углерода обязательно приведет к протеканию восстановительных реакций с образованием карбидов хрома, а возможно, и самого хрома. Чем больше времени оксид хрома и углерод будут в условиях электродугового процесса находиться при температуре выше 2500 К, тем более термодинамически вероятным является процесс образования хрома как компонента наплавочной ванны. Оксид хрома имеет наивысшую реакционную способность, находясь в состоянии Cr₂O₃(ж). Наиболее вероятным путем участия углерода в восстановительном процессе является прямое восстановление. В качестве продукта окисления углерода наиболее вероятно образование CO(г). Растворение хрома в металле увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций, идущих с его образованием и, наоборот, еще больше понижает вероятность протекания реакций, в которых хром – исходное вещество. С учетом возможного фактического содержания CO и CO₂ в газовой фазе по равновесию реакции газификации углерода реакции косвенного восстановления оксида хрома становятся вероятными и могут дополнять процесс прямого восстановления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Шурупов В.М., Козырева О.Е. Термодинамика реакций восстановления WO₃

углеродом // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2016. № 2. С. 15 – 17.

2. Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления вольфрама из оксида WO₃ кремнием // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 6. С. 481 – 485.

3. Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Бащенко Л.П. Термодинамическая оценка процессов восстановления WO₃ углеродом и кремнием // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 3. С. 211 – 216.

4. Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления WO₃ алюминием // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 2. С. 128 – 133.

5. Choi J.H., Lee J., Yoo C.D. Dynamic force balance model for metal transfer analysis in arc welding // J. Phys. D: Appl. Phys. 2001. Vol. 34. P. 2658 – 2664.

6. Lu F., Wang H.P., Murphy A.B., Carlson B.E. Analysis of energy flow in gas metal arc welding processes through self-consistent three-dimensional process simulation // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2014. Vol. 68. P. 215 – 223.

7. Tashiro S., Zeniya T., Murphy A.B., Tanaka M. Visualization of fume formation process in arc welding with numerical simulation // Surface and Coatings Technology. 2013. Vol. 228. P. 301 – 305.

8. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. С. 22.

9. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, C.A. Davies, J.R. Dawney, D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, A.N. Syvernd. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (Дата обращения 15.06.2019).

10. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. 2nd ed. – New York: McGraw Hill Companies Inc., 1958. – 1287 p.

11. Schastlivtsev V.M., Filippov M.A. Role of the Bogachev mints concept of metastability of austenite in choosing wear-resistant materials // Metal Science and Heat Treatment. 2005. Vol. 47. No. 1-2. P. 3 – 5.

12. Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Макаров А.В., Верхорубов В.С., Невежин С.В., Кашфуллин А.М. Стойкость наплавленных слоев и напыленных покрытий со структурой метастабильного аустенита против абразивного и адгезионного изнашивания // Известия Самарского научного центра РАН. 2015. Т. 17. № 2. С. 224 – 230.

13. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron // Welding International. 2008. Vol. 22. No. 11. P. 796 – 800.

14. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling // Welding International. 2005. Vol. 20. No. 6. P. 961 – 976.

15. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC – Co composite hard coatings // Surface Engineering. 1997. Vol. 13. No. 3. P. 247 – 250.

16. Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel // Tribology – Materials, Surfaces and Interfaces. 2014. Vol. 8. No. 2. P. 90 – 97.

17. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite // Welding International. 2015. Vol. 29. P. 819 – 822.

18. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y., Li. R. Wear and high temperature oxidation behavior of wire arc sprayed iron based coatings // Surface Engineering. 2014. Vol. 30. P. 784 – 790.

19. Zhuk Yu. Super-Hard Wear-Resistant Coating Systems // Materials Technology. 1999. Vol. 14. P. 126 – 129.

20. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy // Materials Science and Technology. 2014. Vol. 30. P. 316 – 322.

21. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance // *Surface Engineering*. 2016. Vol. 46. P. 1 – 7.

Поступила в редакцию 3 июня 2019 г.
После доработки 11 сентября 2019 г.
Принята к публикации 20 сентября 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 12, pp. 950–956.

THERMODYNAMIC ASPECTS OF Cr_2O_3 REDUCTION BY CARBON

R.E. Kryukov, V.F. Goryushkin, Yu.V. Bendre,
L.P. Bashchenko, N.A. Kozyrev

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. In order to save resources of chromium, technology of flux-cored wire surfacing is of great practical interest. In this case Cr_2O_3 chromium oxide and carbon as a reducing agent are used as fillers. Thermodynamic assessment of probability of 16 reactions between them under standard conditions and for certain reactions under conditions different from standard was carried out using tabulated thermodynamic data of reactants in temperature range of 1500 – 3500 K. The following states were considered as standard states for reactants: Cr(ref) (reference state, melting point 2130 K, boiling point 2952 K), Cr(liq), Cr(gas), Cr_2O_3 (cr, liq), Cr_2O_3 (gas), C(ref), and as possible reaction products and standard states for them CO(gas), CO_2 (gas), Cr_{23}C_6 (cr), Cr_7C_3 (cr), Cr_3C_2 (cr). Probability of reactions was estimated using standard Gibbs energy and the Gibbs energy calculated using the Van Goff isotherm equation. Dissolution of chromium in metal of surfacing bath or probable partial pressures of CO and CO_2 in gas phase was taken into account and was calculated from equilibrium of carbon gasification reaction. Presence of carbon in flux-cored wire with chromium oxide Cr_2O_3 as a reducing agent will necessarily lead to occurrence of reduction reactions with generation of chromium carbides, and possibly chromium itself. Generation of Cr_7C_3 (cr) carbide is likely. With longer life time of chromium oxide and carbon at a temperature above 2500 K, generation of chromium as a component of the surfacing bath is more thermodynamically probable than generation of its carbides. Chromium oxide has the highest reactivity in Cr_2O_3 (liq) state. Direct reduction is preferential. Generation of CO(gas) as a product of carbon oxidation is more probable. Dissolution of chromium in metal increases thermodynamic probability of reactions with its generation and further reduces probability of reactions in which chromium is the starting material.

Keywords: analysis, Gibbs energy of reaction, cored wire, chromium oxide, carbon, arc surfacing, reduction, chromium, chromium carbides.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-950-956

REFERENCES

- Kozyrev N.A., Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Shurupov V.M., Kozyreva O.E. Thermodynamics of reactions of WO_3 reduction by carbon. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2016, no. 2, pp. 15–17. (In Russ.).
- Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Shurupov V.M. Some thermodynamic aspects of WO_3 recovery by silicon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 6, pp. 481–485. (In Russ.).
- Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Bashchenko L.P. Thermodynamic assessment of WO_3 reduction by carbon and silicon. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 3, pp. 211–216. (In Russ.).
- Kryukov R.E., Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Kozyrev N.A., Shurupov V.M. Some thermodynamic aspects of WO_3 reduction by aluminum. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 2, pp. 128–133. (In Russ.).
- Choi J.H., Lee J., Yoo C.D. Dynamic force balance model for metal transfer analysis in arc welding. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2001, vol. 34, pp. 2658–2664.
- Lu F., Wang H.P., Murphy A.B., Carlson B.E. Analysis of energy flow in gas metal arc welding processes through self-consistent three-dimensional process simulation. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2014, vol. 68, pp. 215–223.
- Tashiro S., Zeniya T., Murphy A.B., Tanaka M. Visualization of fume formation process in arc welding with numerical simulation. *Surface and Coatings Technology*. 2013, vol. 228, pp. 301–305.
- Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv. Spravochnik. T. 1. Kn. 1* [Thermodynamic properties of individual substances. Reference book. Vol. 1, Book 1]. Glushko V.P., Gurvich L.V. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978, p. 22. (In Russ.).
- NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0* [Electronic resource]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald and A.N. Syvernd. Available at URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf>. (Accessed 15.06.2019).
- Hansen M., Anderko K. *Constitution of binary alloys*. 2nd ed. New York: McGraw Hill Companies Inc., 1958, 1287 p.
- Schastlivtsev V.M., Filippov M.A. Role of the Bogachev mints concept of metastability of austenite in choosing wear-resistant materials. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, vol. 47, no. 1-2, pp. 3–5.
- Korobov Yu.S., Filippov M.A., Makarov A.V., Verkhorubov V.S., Nevezhin S.V., Kashfullin A.M. Stability of surfaced layers and deposited coatings with metastable austenite structure to abrasive and adhesive fracture. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2015, vol. 17, no. 2, pp. 224–230. (In Russ.).
- Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008, vol. 22, no. 11, pp. 796–800.
- Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling. *Welding International*. 2005, vol. 20, no. 6, pp. 961–976.
- Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC – Co composite hard coatings. *Surface Engineering*. 1997, vol. 13, no. 3, pp. 247–250.
- Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel. *Tribology – Materials, Surfaces and Interfaces*. 2014, vol. 8, no. 2, pp. 90–97.
- Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite. *Welding International*. 2015, vol. 29, pp. 819–822.
- Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y., Li R. Wear and high temperature oxidation behavior of wire arc sprayed iron based coatings. *Surface Engineering*. 2014, vol. 30, pp. 784–790.
- Zhuk Yu. Super-Hard Wear-Resistant Coating Systems. *Materials Technology*. 1999, vol. 14, pp. 126–129.
- Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2014, vol. 30, pp. 316–322.
- Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2016, vol. 46, pp. 1–7.

Information about the authors:

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

V.F. Goryushkin, *Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (koax@sibsiu.ru)

Yu.V. Bendre, *Cand. Sci. (Chem.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (bendre@list.ru)

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

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

Received June 3, 2019

Revised September 11, 2019

Accepted September 20, 2019

УДК 541.11

АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВА КАЛЬЦИЙ–КРЕМНИЙ–ЖЕЛЕЗО

Бердников В.И.¹, к.т.н., доцент, старший научный

сотрудник (berdnikov-chel@mail.ru)

Гудим Ю.А.², д.т.н., профессор

¹ ООО Промышленная компания «Технология металлов»

(454018, Россия, Челябинск, ул. Косарева, 63, офис 486)

² Южно-Уральский государственный университет

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

Аннотация. Для анализа термодинамических свойств расплава Ca–Si–Fe использовали модель идеальных ассоциированных растворов. Химическое равновесие по закону действующих масс между ассоциатами и мономерами в принятом варианте модели осуществляли с учетом абсолютного числа их молей. Это позволяло учесть изменение мольного состава ассоциированного раствора в зависимости от концентрации компонентов в нем. Наиболее полно анализировали малоизученную бинарную подсистему Ca–Si. Используя последние сведения о температурной зависимости теплоемкостей для пяти типов интерметаллидов этой подсистемы, установили типы стабильных ассоциатов Ca₂Si, CaSi в области с низким содержанием кремния в растворе и CaSi, CaSi₂ в области с высоким содержанием кремния в растворе. Термодинамические свойства соответствующих интерметаллидов в базах данных Терра, Астра и HSC заметно отличались от вычисленных свойств ассоциатов. Причина рассогласования опытных и справочных данных состоит, по-видимому, в неточной справочной информации, основанной на прежних заниженных значениях теплоемкостей интерметаллидов. Анализ энергии смешения компонентов сплава Ca–Si показал, что в области с высоким содержанием кремния концентрационная и температурная зависимости избыточной свободной энергии хорошо подчиняются так называемой псевдосубрегулярной модели бинарных растворов. Для подсистемы Fe–Si были установлены лишь два типа стабильных ассоциатов: Fe₃Si и FeSi. Энергии образования этих ассоциатов и соответствующих интерметаллидов в целом согласуются. Подсистема Ca–Fe ввиду весьма ограниченной взаимной растворимости компонентов выведена из рассмотрения. Таким образом, в тройной системе Ca–Si–Fe в области с высокой концентрацией кремния из пяти возможных ассоциатов действительны лишь три (CaSi, CaSi₂, FeSi). Расчет при этом условии термодинамических свойств расплавов силикокальция марок СК10 – СК30 показал, что активность кремния в них при температуре 1873 К находится в пределах 0,60 – 0,70, в то время как активности остальных компонентов не превышают 0,01.

Ключевые слова: ассоциат, интерметаллид, база данных, модель идеальных ассоциированных растворов, система Ca–Si, система Fe–Si, силикокальций.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-957-963

ВВЕДЕНИЕ

Информация о термодинамических свойствах системы Ca–Si–Fe может быть полезной при использовании силикокальция в качестве раскислителя и модификатора при плавке высококачественных сталей и сплавов. Для анализа этой системы использовали модель идеальных ассоциированных растворов (ИАР) [1] в трактовке работ [2–5]. Основные особенности ее заключаются в следующем:

– химическое равновесие между ассоциатами и мономерами по закону действующих масс осуществляется с учетом абсолютного числа их молей, а не с учетом мольных долей этих частиц в растворе;

– отбор ассоциатов из общего их числа выполняется, исходя из принципа минимума свободной энергии их образования; дополнительная проверка этого условия должна подтверждать необходимость исключения из расчета не прошедших отбор ассоциатов вследствие взаимных химических реакций.

ПОДСИСТЕМА Ca – Si

В тройной системе Ca–Si–Fe наименее изученной является бинарная подсистема Ca–Si [6–9]. Считается, что в твердом и жидком сплавах Ca–Si присутствуют интерметаллиды (Ca₅Si₃, Ca₂Si, CaSi, Ca₃Si₄ и CaSi₂). Термодинамические свойства этих соединений были приняты в соответствии с недавним подробным исследованием [10]. Аналогичная информация в базах данных [11–13] имела весьма ограниченный и противоречивый характер (табл. 1) и поэтому в дальнейшем не использовалась.

Обработку исходной термодинамической информации осуществляли методами, принятыми в базах данных [12, 14]. Каждое химическое соединение представляют в них характеристикой, именуемой приведенной энергией Гиббса G^* , полученной путем соответствующего преобразования зависимости $C_p = f(T)$. Это позволяет определить полную приведенную энергию Гиббса G^{**} , учитывающую дополни-

Т а б л и ц а 1

Стандартные значения энтальпии (ΔH_{298}°) и энтропии (ΔS_{298}°) для интерметаллидов системы Ca–Si

Table 1. Standard values of enthalpy (ΔH_{298}°) and entropy (ΔS_{298}°) of intermetallics in Ca–Si system

Интерметаллид	$-\Delta H_{298}^\circ$, кДж/моль, из работы			ΔS_{298}° , кДж/(моль·К), из работы		
	[10]	[11]	[12, 13]	[10]	[11]	[12, 13]
Ca ₂ Si	141,2	209	–	93,7	81,2	–
CaSi	87,0	150	151	60,4	45,2	62,8
CaSi ₂	93,7	150	151	77,3	50,6	92,1

тельно стандартную энтальпию химического соединения, а также энергию Гиббса ΔG рассматриваемого соединения:

$$\Delta G = -G^{**}T. \quad (1)$$

Энергия образования интерметаллида типа Ca_mSi_n определяли обычным способом:

$$\Delta_f G^\circ = \Delta G_{Ca_m Si_n}^\circ - m\Delta G_{Ca}^\circ - n\Delta G_{Si}^\circ. \quad (2)$$

Исходя из специфики хранения информации в упомянутых базах данных, численное значение $\Delta_f G^\circ$, Дж/моль, представляли полиномом

$$\Delta_f G^\circ = -\left(\varphi_0 + \varphi_1 \ln t + \frac{\varphi_2}{t} + \varphi_3 t\right)T, \quad (3)$$

где φ_i – коэффициенты полинома (значения этих коэффициентов приведены в табл. 2); $t = 10^{-4}T$.

В расчетной практике для оценки величины $\Delta_f G^\circ$ чаще используется двучленный полином типа

$$\Delta_f G^\circ = A + BT. \quad (4)$$

Формулы (3) и (4) согласуются при условии:

$$A = -10^4\varphi_2; B = -\varphi_0 + 9,2103\varphi_1 - \varphi_1 \ln T - 10^{-4}\varphi_3 T. \quad (5)$$

Очевидно, что такой полином можно применять лишь в узком диапазоне температур, поскольку коэффициент B не является константой и тоже является функцией температуры. В табл. 2 приводятся численные значения энергий образования ассоциатов при температуре 1873 К, а также константы K химического равновесия реакций образования соответствующих ассоциатов согласно формуле

$$K = \exp\left(-\frac{\Delta_f G^\circ}{RT}\right), \quad (6)$$

где R – универсальная газовая постоянная.

Далее для краткости будем именовать эту величину константой комплексообразования.

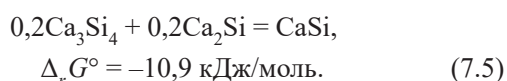
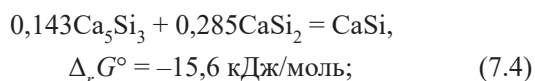
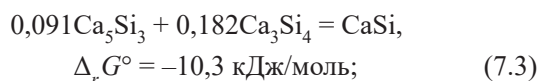
Т а б л и ц а 2

Термодинамические характеристики образования интерметаллидов в системе Ca–Si

Table 2. Thermodynamic characteristics of intermetallics formation in Ca–Si system

Ассоциаты	Значение коэффициентов полинома (3)				Расчетные значения коэффициента при температуре 1873 К			
	φ_0	φ_1	φ_2	φ_3	A , кДж/моль	B , кДж/(моль·К)	$\Delta_f G^\circ$, кДж/моль	K
В диапазоне 1723 – 2000 К								
Ca ₂ Si	-140,64	-29,107	20,654	237,01	-206,5	47,5	-117,6	1902
Ca ₅ Si ₃	-375,88	-72,412	58,154	603,38	-581,5	141,6	-316,3	7·10 ⁸
CaSi	-79,089	-14,193	14,439	129,36	-144,4	31,1	-86,2	253
Ca ₃ Si ₄	-277,87	-41,861	50,418	409,79	-504,2	131,0	-258,8	2·10 ⁷
CaSi ₂	-115,20	-16,584	19,966	151,07	-199,7	59,1	-88,9	302
В диапазоне 2000 – 2300 К								
Ca ₂ Si	11,942	65,696	30,134	–	–	–	–	–
Ca ₅ Si ₃	12,565	168,94	82,289	–	–	–	–	–
CaSi	4,1810	37,550	19,613	–	–	–	–	–
Ca ₃ Si ₄	-14,057	122,05	66,809	–	–	–	–	–
CaSi ₂	-17,949	43,839	26,008	–	–	–	–	–

Наименьшую энергию Гиббса имеют ассоциаты Ca_2Si , CaSi и CaSi_2 (табл. 2). Эти ассоциаты (далее именуемые стабильными) сохраняются в растворе. Остальные ассоциаты более высоких порядков будут устраняться в ходе следующих возможных химических реакций с образованием стабильных ассоциатов:



Полученные для данных реакций отрицательные значения энергии Гиббса $\Delta_r G^\circ$ свидетельствуют о том, что все эти реакции протекают самопроизвольно. В термодинамических системах с неизвестными ассоциативными свойствами типы стабильных ассоциатов можно также установить, если известны концентрационные зависимости активностей компонентов этой системы [3, 4].

Расчет концентраций x_i ассоциатов и термодинамических активностей a_i компонентов проводился путем решения численным методом системы балансовых уравнений, составленной в соответствии с методикой, изложенной в работах [2 – 5]:

$$a_{\text{Ca}} + a_{\text{Si}} + x_{\text{Ca}_2\text{Si}} + x_{\text{CaSi}} + x_{\text{CaSi}_2} = 1; \quad (8.1)$$

$$a_{\text{Ca}} + 2x_{\text{Ca}_2\text{Si}} + x_{\text{CaSi}} + x_{\text{CaSi}_2} = (1 - X_{\text{Si}})v^{-1}; \quad (8.2)$$

$$a_{\text{Si}} + x_{\text{Ca}_2\text{Si}} + x_{\text{CaSi}} + 2x_{\text{CaSi}_2} = X_{\text{Si}}v^{-1}, \quad (8.3)$$

где $x_{\text{Ca}_2\text{Si}} = K_{\text{Ca}_2\text{Si}} v^2 a_{\text{Ca}}^2 a_{\text{Si}}$; $x_{\text{CaSi}} = K_{\text{CaSi}} v a_{\text{Ca}} a_{\text{Si}}$; $x_{\text{CaSi}_2} = K_{\text{CaSi}_2} v^2 a_{\text{Ca}} a_{\text{Si}}^2$; X_{Si} – мольная доля кремния в сплаве;

Т а б л и ц а 3

Расчетные значения констант комплексобразования системы Ca–Si

Table 3. Estimated values of complex formation of associates in Ca–Si system

Ассоциаты	Константа равновесия при T, К					
	1773	1873	1973	2073	2173	2273
Ca_2Si	3663	1902	1077	656	426,0	292,0
CaSi	401	253	169	119	86,9	66,0
CaSi_2	578	302	170	103	65,9	44,3

v – параметр ассоциации, представляющий отношение числа молей компонентов в растворе к числу молей их в чистых жидкостях.

Численные значения констант комплексобразования системы Ca–Si приведены в табл. 3, термодинамические характеристики этой системы рассчитаны при температуре 1873 К (рис. 1).

Экспериментальное определение активностей компонентов сплава Ca–Si выполняли редко и в ограниченных диапазонах их концентраций. Согласование результатов расчетов с опытными данными, выполненными в сплаве с высоким содержанием кремния при температуре 1873 К, можно считать удовлетворительным:

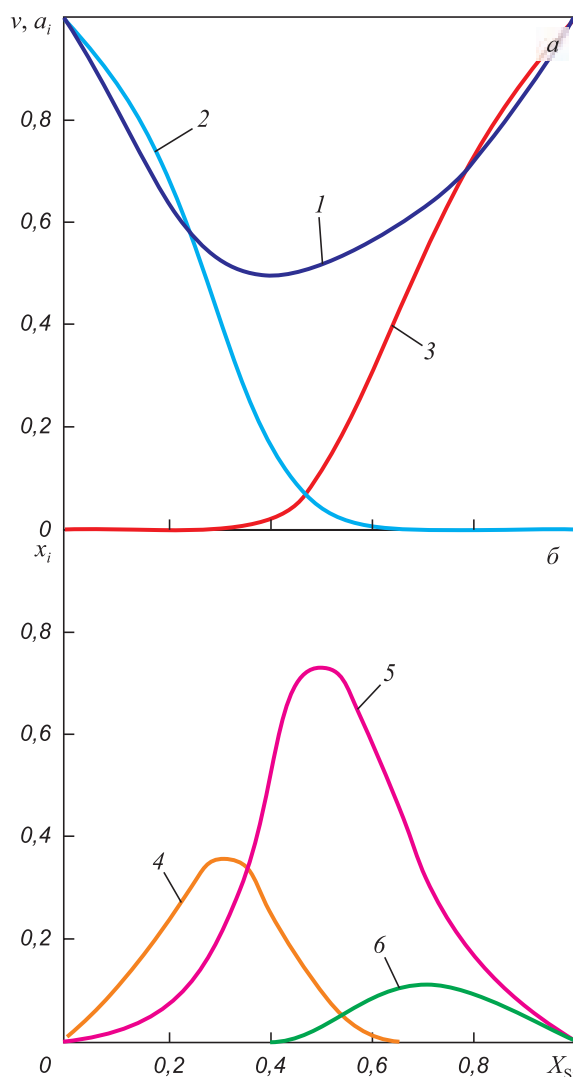


Рис. 1. Концентрационные зависимости характеристики ассоциации, активностей компонентов, мольных долей мономеров (а) и мольных долей ассоциатов (б) в сплаве Ca–Si при температуре 1873 К:

1 – v ; 2 – $a_{\text{Ca}}, x_{\text{Ca}}$; 3 – $a_{\text{Si}}, x_{\text{Si}}$; 4 – $x_{\text{Ca}_2\text{Si}}$; 5 – x_{CaSi} ; 6 – x_{CaSi_2}

Fig. 1. Concentration dependencies of the association characteristic, activities of components, molar fractions of monomers (a) and molar fractions of associates (b) in the Ca–Si alloy at 1873 K:

1 – v ; 2 – $a_{\text{Ca}}, x_{\text{Ca}}$; 3 – $a_{\text{Si}}, x_{\text{Si}}$; 4 – $x_{\text{Ca}_2\text{Si}}$; 5 – x_{CaSi} ; 6 – x_{CaSi_2}

X_{Si}	0,65	0,70	0,75	—
a_{Ca}	$\frac{0,008}{0,011}$	$\frac{0,004}{0,004}$	$\frac{0,023}{0,015}$	—
X_{Si}	0,80	0,85	0,90	0,95
a_{Si}	$\frac{0,73}{0,74}$	$\frac{0,81}{0,82}$	$\frac{0,88}{0,87}$	$\frac{0,95}{0,94}$

Примечание. В числителе указаны расчетные значения a , в знаменателе – из работы [8].

Представляет интерес определение энергии смешения сплава Ca–Si согласно ее выражению [15]:

$$Q = \frac{\Delta G_E^\circ}{(1 - X_{Si})X_{Si}} = \frac{RT[(1 - X_{Si}) \ln \gamma_{Ca} + X_{Si} \ln \gamma_{Si}]}{(1 - X_{Si})X_{Si}}, \quad (9)$$

где ΔG_E° – избыточная энергия Гиббса; γ_i – коэффициенты активности компонентов.

Показанные сплошными линиями на рис. 2 расчетные значения энергии смешения в диапазоне концентраций $X_{Si} = 0,5 \div 1,0$ могут быть интерпретированы в рамках псевдосубрегулярной модели бинарных растворов [15] в соответствии с уравнением:

$$Q = c_0 + c_1 X_{Si} + c_2 X_{Si} T + c_3 T, \quad (10)$$

где $c_0 = 262,61$, $c_1 = 120,27$, $c_2 = -0,04254$, $c_3 = 0,06625$.

Результаты аппроксимации данных по уравнению (10) показаны штриховыми линиями на рис. 2. В диапазоне $X_{Si} = 0 \div 0,5$ зависимость $Q = f(X_{Si}, T)$ имеет более сложный вид. Можно лишь констатировать, что с повышением температуры она приближается к субрегулярному типу.

ПОДСИСТЕМА Fe – Si

При анализе подсистемы Fe–Si данные работы [10] не были приняты в качестве исходной информации, так как не были указаны их температурные области. Однако результаты иных многочисленных экспериментальных исследований [16 – 19] системы Fe–Si чрезвычайно различались. Поэтому были приняты к рассмотрению лишь данные (табл. 4) работы [20], представляющие собой усредненные результаты по работам, выполненными различными исследователями за период до 2002 г.

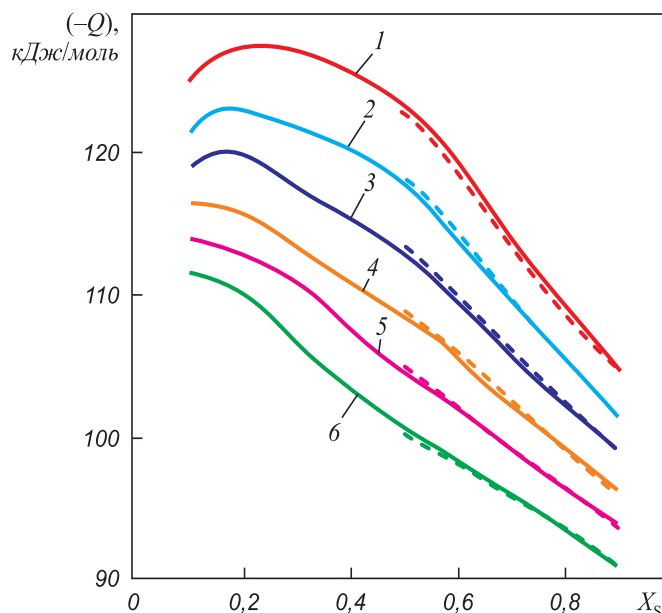


Рис. 2. Энергия смешения сплава Ca–Si при температурах 1773 (1), 1873 (2), 1973 (3), 2073 (4), 2173 (5), 2273 (6) К: — данные из работы [15]; - - - расчет по уравнению (10)

Fig. 2. Mixing energy of Ca–Si alloy at temperature: 1773 (1), 1873 (2), 1973 (3), 2073 (4), 2173 (5), 2273 (6) K: — data of [15]; - - - calculated by the equation (10)

Далее по методике работы [3] установили, что эти данные при температуре 1873 К могут быть описаны моделью ИАР на базе всего лишь двух ассоциатов Fe_3Si и $FeSi$ с константами комплексообразования 1250 и 55. Энергии образования ассоциатов и соответствующих интерметаллидов в целом согласуются (табл. 5).

Расчет активностей компонентов системы Fe–Si при наличии двух активных ассоциатов проводили по аналогичной системе уравнений:

$$a_{Fe} + a_{Si} + x_{Fe_3Si} + x_{FeSi} = 1; \quad (11.1)$$

$$a_{Fe} + 3x_{Fe_3Si} + x_{FeSi} = (1 - X_{Si})v^{-1}; \quad (11.2)$$

$$a_{Si} + x_{Fe_3Si} + x_{FeSi} = X_{Si}v^{-1}, \quad (11.3)$$

где $x_{Fe_3Si} = K_{Fe_3Si} v^3 a_{Fe}^3 a_{Si}$; $x_{FeSi} = K_{FeSi} v a_{Fe} a_{Si}$.

График рассчитанной активности компонентов сплава Fe–Si при температуре 1873 К приведен на

Т а б л и ц а 4

Экспериментальные значения термодинамической активности системы Fe–Si [20]

Table 4. Experimental values of thermodynamic activity of Fe–Si system [20]

X_{Si}	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
$a_{Fe, 1873 K}$	0,8390	0,6210	0,3820	0,1890	0,0870	0,0380	0,0170	0,0090	0,0035
$a_{Si, 1873 K}$	0,0012	0,0062	0,0240	0,0860	0,2320	0,4290	0,6160	0,7530	0,8840

Таблица 5

Результаты расчета энергии $-\Delta_f G^\circ$
образования ассоциатов и интерметаллидов
в системе Fe–Si при 1873 К

Table 5. Results of calculation of formation energy ($-\Delta_f G^\circ$)
of associates and intermetallics in Fe–Si system
at 1873 K, kJ/mol

Химическое соединение	Расчетные значения $-\Delta_f G^\circ$, кДж/моль, для			
	ассоциатов	интерметаллидов		
		[20]	[10]	[11]
Fe ₃ Si	111,1	–	85,9	103,6
Fe ₃ Si ₃	–	231,6	242,9	252,0
FeSi	62,4	66,2	69,3	74,8
FeSi ₂	–	50,5	39,0	61,6
Fe ₃ Si ₇	–	187,3	126,7	–

рис. 3. Средняя абсолютная погрешность аппроксимации опытных данных составила 0,023.

СИСТЕМА FE – CA – SI

Третью бинарную подсистему Fe–Ca можно исключить из рассмотрения, так как взаимная растворимость железа и кальция имеет место только в области разбавленных растворов. Таким образом, в

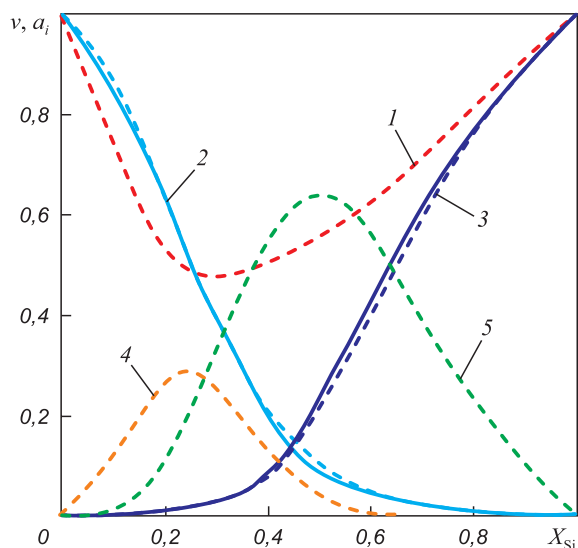


Рис. 3. Термодинамические характеристики сплава Fe–Si при температуре 1873 К:

1 – v ; 2 – $a_{\text{Fe}}, x_{\text{Fe}}$; 3 – $a_{\text{Si}}, x_{\text{Si}}$; 4 – $x_{\text{Fe}_3\text{Si}}$; 5 – x_{FeSi} ; — данные из работы [20]; - - - расчет по уравнениям (11)

Fig. 3. Thermodynamic characteristics of Fe–Si alloy at 1873 K:
1 – v ; 2 – $a_{\text{Fe}}, x_{\text{Fe}}$; 3 – $a_{\text{Si}}, x_{\text{Si}}$; 4 – $x_{\text{Fe}_3\text{Si}}$; 5 – x_{FeSi} ; — data of [20];
- - - calculated by equation (11)

тройной системе Ca–Si–Fe следует учитывать лишь пять стабильных ассоциатов: Ca₂Si, CaSi, CaSi₂, Fe₃Si и FeSi. Однако практический интерес (табл. 6) представляет только часть тройной системы с высокой

Таблица 6

Расчет термодинамических характеристик сплавов силикокальция при температуре 1873 К

Table 6. Calculation of thermodynamic characteristics of Si–Ca alloys at 1873 K

Показатель	Компонент	Значение показателя для сплава марки				
		СК10	СК15	СК20	СК25	СК30
Содержание, % (по массе)	Ca	10	15	20	25	30
	Si	65	65	65	65	64
	Fe	25	20	15	10	6
Мольная доля	Ca	0,083	0,123	0,162	0,200	0,239
	Si	0,769	0,760	0,751	0,743	0,727
	Fe	0,148	0,117	0,087	0,057	0,034
Активность	Ca	0,0005	0,0009	0,0013	0,0018	0,0026
	Si	0,689	0,667	0,644	0,622	0,584
	Fe	0,0068	0,0059	0,0048	0,0035	0,0024
Коэффициент активности	Ca	0,006	0,007	0,008	0,009	0,011
	Si	0,896	0,897	0,857	0,837	0,803
	Fe	0,046	0,051	0,053	0,061	0,069
Мольная доля ассоциата	CaSi	0,069	0,108	0,150	0,194	0,248
	CaSi ₂	0,042	0,062	0,081	0,098	0,113
	FeSi	0,192	0,157	0,120	0,080	0,049
Параметр ассоциации v	–	0,743	0,720	0,699	0,680	0,656

концентрацией кремния, контролируемой тремя ассоциатами:

Ассоциат	CaSi	CaSi ₂	FeSi
$-\Delta_f G_{1873}^\circ$, кДж/моль	86,2	88,9	62,4
K_{1873}	253	302	55

Порядок этой расчетной системы уравнений увеличивается на единицу:

$$a_{Ca} + a_{Si} + a_{Fe} + a_{CaSi} + a_{CaSi_2} + a_{FeSi} = 1; \quad (12.1)$$

$$a_{Ca} + x_{CaSi} + 2x_{CaSi_2} = X_{Ca} v^{-1}; \quad (12.2)$$

$$a_{Si} + x_{CaSi} + 2x_{CaSi_2} + x_{FeSi} = X_{Si} v^{-1}; \quad (12.3)$$

$$a_{Fe} + x_{FeSi} = X_{Fe} v^{-1}, \quad (12.4)$$

где $x_{CaSi} = K_{CaSi} v a_{Ca} a_{Si}$; $x_{CaSi_2} = K_{CaSi_2} v^2 a_{Ca} a_{Si}^2$; $x_{FeSi} = K_{FeSi} v a_{Fe} a_{Si}$.

Результаты расчета активности компонентов промышленного сплава силикокальция по уравнениям (12) приведены в табл. 6. Очевидно, что избыточная активность компонентов (характеристика «неидеальности» сплава) силикокальция всех марок определяется, главным образом, активностью кремния, т.е. $a_{изб} = 1 - a_{Ca} - a_{Si} - a_{Fe} \approx 1 - a_{Si}$.

Выводы

Согласно модели идеальных ассоциированных растворов в тройной системе Ca–Si–Fe должны сформироваться пять видов стабильных ассоциатов: Ca₂Si, CaSi, CaSi₂, Fe₃Si и FeSi. Для оценки активности кальция, кремния и железа в промышленных жидких сплавах силикокальция достаточно учитывать ассоциаты лишь трех видов: CaSi, CaSi₂ и FeSi.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Prigogine I., Defay R. Chemical thermodynamics. – London: Longman, 1967.
2. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Прогнозирование термодинамических свойств жидких интерметаллидных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 7. С. 34 – 38.

3. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов в жидких бинарных растворах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 11. С. 60 – 65.
4. Бердников В.И., Гудим Ю.А. О применении термодинамической модели идеальных ассоциированных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 7. С. 513 – 519.
5. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов бинарных металлических растворов в аналитической форме // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 2. С. 151 – 156.
6. Wynnucki J.R., Pidgeon L.M. Activities in the Ca-Si system // Met. Trans. 1971. No. 4. P. 975 – 978.
7. Durrer R., Folkert G. Metallurgie der Ferrolegerungen. – Berlin: Springer-Verlag, 1972. – 700 p.
8. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 1999. – 250 с.
9. Manfrinetti P., Fornasini M.L., Palenzona A. The phase diagram of the Ca – Si system // Intermetallics. 2003. Vol. 8. No. 3. P. 223 – 228.
10. Senlin Cui, Manas Paliwal, In-Ho Jung. Thermodynamic optimization of Ca – Fe – Si system and its applications to metallurgical grade Si-refining process // Metallurgical and Materials Transactions E. 2014. Vol. 1. No. 1. P. 67 – 79.
11. Antti Roine. Database HSC Chemistry 6. Pori (Finland): Research Oy Information Service, 2006.
12. Трусов Б.Г. База данных и программный комплекс TERRA, редакция 6.3 (электронный ресурс).
13. Температурные зависимости приведенной энергии Гиббса некоторых неорганических веществ (альтернативный банк данных АСТРА.OWN) / Г.К. Моисеев, Н.А. Ватолин, Л.А. Маршук, Н.И. Ильиных. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 231 с.
14. Gurvich L.V., Veitz I.V. etc. Thermodynamic properties of individual substances. 4th ed. in 5 vol. – New York: Hemisphere Pub Co., 1989.
15. Алпатов А.В., Падерин С.Н. Расчет параметров взаимодействия через энергию смешения. Электронный ресурс: http://steelcast.ru/interaction_coefficients_calculation_02, 2011. (дата обращения: 10.03.2019).
16. Turdogan E.T., Yriveson P. and Beisler J.F. Kinetic and equilibrium considerations for silicon reaction between silicate melts and graphite – saturated. Part 1: Reaction equilibrium // Transaction of the Metallurgical Society of AIME. 1963. Vol. 227. No. 6. P. 1258 – 1265.
17. Elliott J.F., Gleiser M., Ramakrishna V. Thermochemistry for steel-making. Vol. 2. – London, 1963.
18. Darken L.S., Gurry R.W. Physical chemistry of metals. – New York: McGraw-Hill, 1953.
19. Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. – Днепрпетровск: Системные технологии, 2002. – 704 с.
20. Воробьев А.А. Термодинамические характеристики расплава Fe – Si при 1600 °C // Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. Т. 45. № 2. С. 12 – 17.

Поступила в редакцию 22 декабря 2015 г.
После доработки 15 октября 2019 г.
Принята к публикации 22 октября 2019 г.

ANALYSIS OF THERMODYNAMIC PROPERTIES OF Ca–Si–Fe MELT

V.I. Berdnikov¹, Yu.A. Gudim²

¹LLC Industrial Company “Technology of Metals”, Chelyabinsk, Russia

²South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. The model of ideal associated solutions was used for the analysis of thermodynamic properties of the Ca–Si–Fe melt. Chemical

equilibrium, as per the law of mass conservation between associates and monomers in the assumed model version, was performed without consideration of mole fractions of these particles in solution but with consideration of the absolute number of their moles. It allows taking account the changes in the associated solution mole composition depending on the concentration of its components. The understudied binary sub-system Ca–Si was analyzed most comprehensively. Using the latest data of temperature dependency of heat capacity for five

types of intermetallics of this sub-system, types of stable associates in it were defined, i.e. Ca_2Si , CaSi in the solution range with low contents of silicon in solution and CaSi , CaSi_2 in the solution range with high contents of silicon in solution. Thermodynamic properties of the corresponding intermetallics in the databases Terra, Astra and HSC notably differ from the computed properties of the associates. The reason of disagreement of experimental and reference data consists apparently in the inaccurate reference information based on the previous underestimated studies of intermetallics' heat capacities. Analysis of mixing energy of Ca–Si alloy components has shown that concentration and temperature dependencies of excessive free energy closely follow the so-called pseudosubregular model of binary solutions. Only two types of stable associates were defined for the other sub-system Fe–Si, i.e. Fe_3Si and FeSi . On the whole, energies of formation of these associates and respective intermetallics agree well. The third sub-system Ca–Fe was not considered because of the very limited mutual solubility of its components. Thus, only three associates, i.e. CaSi , CaSi_2 , FeSi , are valid out of five possible in the triple system Ca–Si–Fe in the range with high concentrations of silicon. A calculation under this condition of thermodynamic properties of calcium silicon melts for CK10–CK30 grades has shown that activity of silicon in them at temperature 1873 K constituted 0.6–0.7, whereas activities of other components do not exceed 0.01.

Keywords: associate, intermetallic, database, model of ideal associated solution, Ca–Si system, Fe–Si system, calcium silicon.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-957-963

REFERENCES

1. Prigogine I., Defay R. *Chemical thermodynamics*. London: Longman, 1967.
2. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Forecasting of thermodynamic properties of liquid intermetallic solutions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 7, pp. 34–38. (In Russ.).
3. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Identification of associates in liquid binary solutions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 11, pp. 60–65. (In Russ.).
4. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. The thermodynamic model of ideal associated solutions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 7, pp. 513–519. (In Russ.).
5. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Identification of associates of binary metal solutions in analytical form. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 2, pp. 151–156. (In Russ.).
6. Wynnycky J.R., Pidgeon L.M. Activities in the Ca–Si system. *Met. Trans.* 1971, no. 4, pp. 975–978.
7. Durrer R., Folkert G. *Metallurgie der Ferrolegierungen*. Berlin: Springer-Verlag, 1972, 700 p. (In Germ.).
8. Yakushevich N.F., Galevskii G.V. *Vzaimodeistvie ugleroda s oksidami kal'tsiya, kremniya, alyuminiya* [Interaction of carbon with oxides of calcium, silicon, aluminum]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 1999, 250 p. (In Russ.).
9. Manfrinetti P., Fornasini M.L., Palenzona A. The phase diagram of the Ca–Si system. *Intermetallics*. 2003, vol. 8, no. 3, pp. 223–228.
10. Senlin Cui, Manas Paliwal, In-Ho Jung. Thermodynamic optimization of Ca–Fe–Si system and its applications to metallurgical grade Si-refining process. *Metallurgical and Materials Transactions E*. 2014, vol. 1, no. 1, pp. 67–79.
11. Antti Roine. *Database HSC Chemistry 6*. Pori (Finland): Research Oy Information Service, 2006.
12. Trusov B.G. *Baza dannykh i programmnyi kompleks TERRA, redaktsiya 6.3* (elektronnyi resurs) [Database and program complex TERRA, edition 6.3]. (In Russ.).
13. Moiseev G.K., Vatolin N.A., Marshuk L.A., Il'inykh N.I. *Temperaturnye zavisimosti privedennoi energii Gibbsa nekotorykh neorganicheskikh veshchestv* (al'ternativnyi bank dannykh ASTRA. OWN) [Temperature dependences of the reduced Gibbs energy of some inorganic substances (alternative database ASTRA.OWN)]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1997, 231 p. (In Russ.).
14. Gurvich L.V., Veitz I.V. etc. *Thermodynamic properties of individual substances*. 4th ed., in 5 vols. New York: Hemisphere Pub Co., 1989.
15. Alpatov A. V., Paderin S. N. *Raschet parametrov vzaimodeistviya cherez energiyu smesheniya* [Calculation of interaction parameters through mixing energy]. Available at URL: http://steelcast.ru/interaction_coefficients_calculation_02, 2011. (Accessed: 10.03.2019) (In Russ.).
16. Turdogan E.T., Yrieveson P. and Beisler J.F. Kinetic and equilibrium considerations for silicon reaction between silicate melts and graphite – saturated. Part 1: Reaction equilibrium. *Transaction of the Metallurgical Society of AIME*. 1963, vol. 227, no. 6, pp. 1258–1265.
17. Elliott J.F., Gleiser M., Ramakrishna V. *Thermochemistry for steel-making*. Vol. 2. London, 1963.
18. Darken L.S., Gurry R.W. *Physical chemistry of metals*. New York: McGraw-Hill, 1953.
19. Zubov V.L., Gasik M.I. *Elektrometallurgiya ferrosilitsiya* [Electrometallurgy of ferrosilicon]. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2002, 704 p. (In Russ.).
20. Vorob'ev A.A. Thermodynamic characteristics of Fe–Si melt at 1600 °C. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2002, vol. 45, no. 2, pp. 12–17. (In Russ.).

Information about the authors:

V.I. Berdnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher (berdnikov-chel@mail.ru)

Yu.A. Gudim, Dr. Sci. (Eng.), Professor

Received December 22, 2015

Revised October 15, 2019

Accepted October 22, 2019

ГЕНЕРАТОР МОЩНЫХ ИМПУЛЬСОВ ТОКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕВЕРСИВНОГО ТИРИСТОРНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ*

Кузнецов В.А.¹, к.т.н., доцент кафедры электротехники, электропривода
и промышленной электроники (vladimir.kuznezoff@yandex.ru)

Полковников Г.Д.¹, магистрант кафедры электротехники, электропривода
и промышленной электроники (george42rus@gmail.com)

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., заведующий кафедрой естественнонаучных
дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.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, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Омский государственный технический университет
(644050, Россия, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. В процессах обработки металлов давлением с использованием мощных импульсов тока возникает необходимость регулирования как частоты воспроизведения, так и амплитуды импульсов. Приведено описание генератора мощных импульсов тока с управляемым тиристорным преобразователем в качестве источника питания зарядного устройства для регулирования напряжения (амплитуды импульсов) заряда конденсаторов. Выявлены недостатки генераторов, связанные с броском тока в режимах заряда конденсаторов, что снижает качество питающей сети. Для уменьшения времени переходных процессов при снижении напряжения на конденсаторах рассмотрено применение в качестве источника питания реверсивного тиристорного преобразователя. Приведена структурная схема генератора, в состав которой входят реверсивный тиристорный преобразователь с раздельным управлением, силовой блок, устройство перезаряда конденсаторов, система автоматического регулирования параметров зарядного устройства, система управления процессом заряда конденсаторов. Представлен расчет параметров регуляторов системы автоматического регулирования. Для получения оптимальных переходных процессов используется типовая методика настройки регуляторов по модульному оптимуму. С целью снижения перерегулирования в момент появления возмущающих воздействий, которое может достигать 100 % и выше, в систему автоматического управления введено так называемое логическое устройство. Последнее блокирует управляющие импульсы на тиристорах преобразователя и одновременно снижает сигнал на выходе регулятора тока до нуля. Синтезирована симуляционная модель генератора мощных токовых импульсов в среде MatLab – Simulink. Выполнен анализ модели, приведены графики, поясняющие принцип работы устройства и переходные процессы при различных режимах работы. Использование генератора позволит регулировать амплитуду токовых импульсов с высоким быстродействием, получить достаточно качественные переходные процессы заряда (разряда) конденсаторов, что окажет благоприятное влияние на питающую сеть. Применение более качественных преобразователей позволит значительно увеличить частоту воспроизведения импульсов тока.

Ключевые слова: генератор мощных импульсов тока, зарядное устройство генератора, система автоматического регулирования параметров генератора, контуры регулирования напряжения на конденсаторах и тока заряда.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-964-971

ВВЕДЕНИЕ

Открытый более 50 лет назад электропластический эффект находит широкое применение для интенсификации процессов обработки труднодеформируемых сталей и сплавов в металлургической, автомобильной и машиностроительной отраслях промышленности [1 – 6]. Анализ работ китайских и американских исследователей последних лет показывает, что подведение в зону деформации мощных коротких токовых импульсов при обработке давлением (прокатке,

волочении, прессовании и т.д.) существенно изменяет структурно-фазовые состояния материала и обеспечивает снижение энергосиловых параметров процессов [7 – 25]. Для электростимулированных процессов обработки материалов необходимы источники мощных коротких токовых импульсов.

С появлением быстродействующих тиристоров большой мощности были разработаны генераторы мощных однополярных импульсов тока, принцип действия которых заключается в разряде предварительно заряженных конденсаторов на низкоомную нагрузку через тиристорный коммутатор. Наиболее важным узлом генератора является зарядное устройство, в общем

* Работа выполнена при поддержке государственного задания Минобрнауки РФ, проект 3.1283.2017/4.6.

случае содержащее неуправляемый или управляемый выпрямитель [26].

На рис. 1 приведен внешний вид генератора мощных импульсов тока со следующими параметрами: питающее напряжение – 3·380 В; длительность и амплитуда однополярных импульсов синусоидальной формы – 150 мкс и 15 кА; частота воспроизведения импульсов – 0 – 200 Гц; эквивалентная емкость конденсаторов – 1000 мкФ.

Для электростимулированной обработки металлов давлением характерны высокие требования к качеству переходных процессов и быстрдействию генератора импульсов тока, что приводит к необходимости создания систем автоматического управления энергосиловыми параметрами. Ручное или некачественное регулирование обычно приводит к поломке оборудования и увеличению брака [27].

Генератор может работать в двух режимах: регулирования частоты воспроизведения или амплитуды им-

пульса тока. Для процесса электростимулированного волочения обычно используется первый режим работы, когда в широких (0 – 500 Гц) пределах изменяется частота воспроизведения импульсов тока. Работа в режимах регулирования амплитуды импульсов требуется, например, в тех случаях, когда диаметр обрабатываемой проволоки незначительный. При этом импульс с большой амплитудой может привести к обрыву заготовки из-за возникающего динамического удара или перегрева. Регулирование амплитуды импульсов возможно в режимах теплового волочения заготовки, а также в процессах прокатки и штамповки.

Целью настоящей работы является разработка и создание генератора мощных токовых импульсов с управляемым преобразователем в качестве источника питания зарядного устройства для регулирования параметров импульсов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей работе исследуется режим работы генератора с регулированием амплитуды импульсов тока путем изменения напряжения на силовых конденсаторах. Регулирование напряжения на конденсаторах может быть выполнено, например, с помощью неперереверсивного тиристорного преобразователя, используемого в качестве регулируемого источника питания зарядного устройства (ЗУ) [28]. Недостатком такого метода является отсутствие отрицательной составляющей тока ЗУ (тока разряда), что приводит к неуправляемому длительному процессу разряда конденсаторов и значительному снижению быстрдействия генератора при необходимости уменьшить амплитуду импульсов. Для устранения этого недостатка в генераторе мощных импульсов, структурная схема которого показана на рис. 2, применен реверсивный тиристорный преобразователь.

Генератор содержит блок заряда с реверсивным тиристорным преобразователем, состоящий из встречно-параллельно включенных тиристорных мостов $SV1$, $SV2$, который подключен к конденсаторам CB через последовательно соединенные эквивалентные активное сопротивление $R1$ и индуктивность $L1$, блок разряда конденсаторов на нагрузку (конденсаторы CB , тиристорный ключ $VS3$, нагрузка Rn), узел перезаряда YP (трансформатор M , диод $VD1$, резистор $R3$, усилитель $G3$ с блоком $S3$ ограничения), принцип действия которого описан в работе [29], а также систему автоматического управления (САУ) параметрами генератора (блок задания напряжения BZU , регуляторы RNZ , RU , датчики основных параметров DTZ , DU).

Для анализа динамических режимов работы генератора в среде MatLab – Simulink создана имитационная модель (рис. 3), которая содержит перечисленные выше блоки. Наименование элементов блоков в структурной схеме и в модели идентичны.



Рис. 1. Внешний вид генератора мощных импульсов тока [26]:
1 – система формирования управляющих импульсов;
2 – блоки тиристорного преобразователя; 3 – конденсаторные
блоки; 4 – вентилятор; 5 – волочильный стан

Fig. 1. Appearance of generator of high power current pulses [26]:
1 – system of control pulses generation;
2 – blocks of thyristor
converter; 3 – capacitor units; 4 – fan-tor; 5 – drawing mill

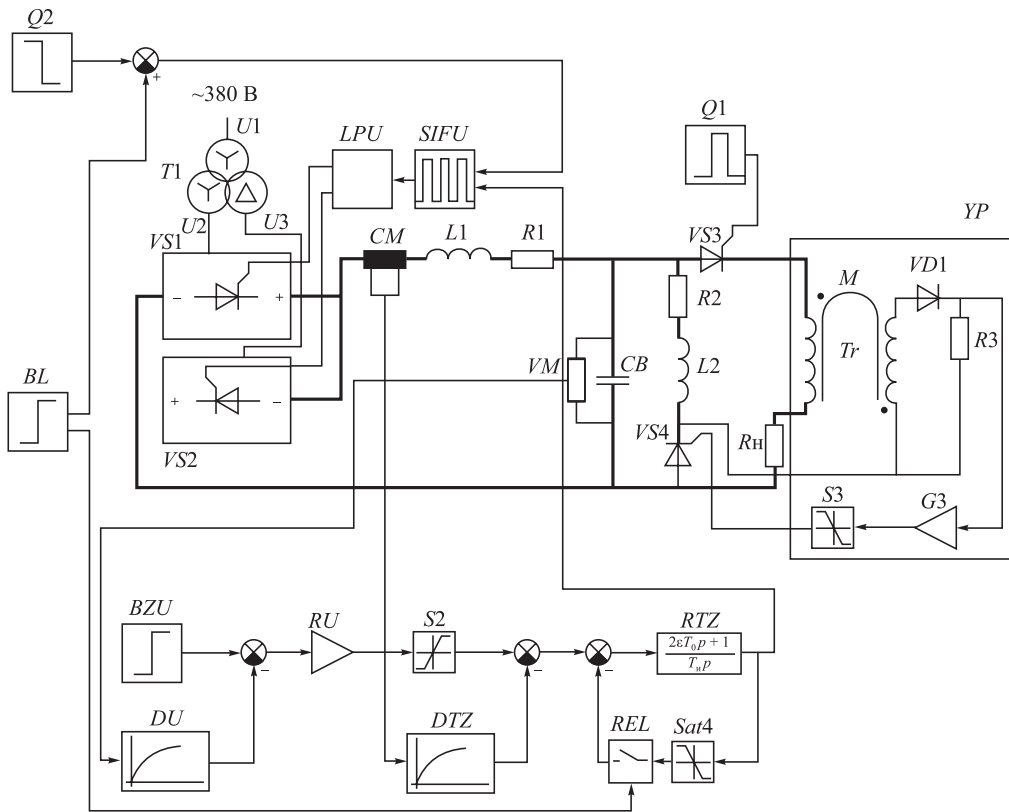


Рис. 2. Структурная схема САУ генератора мощных импульсов тока

Fig. 2. Structural diagram of ACS generator of high power current pulses

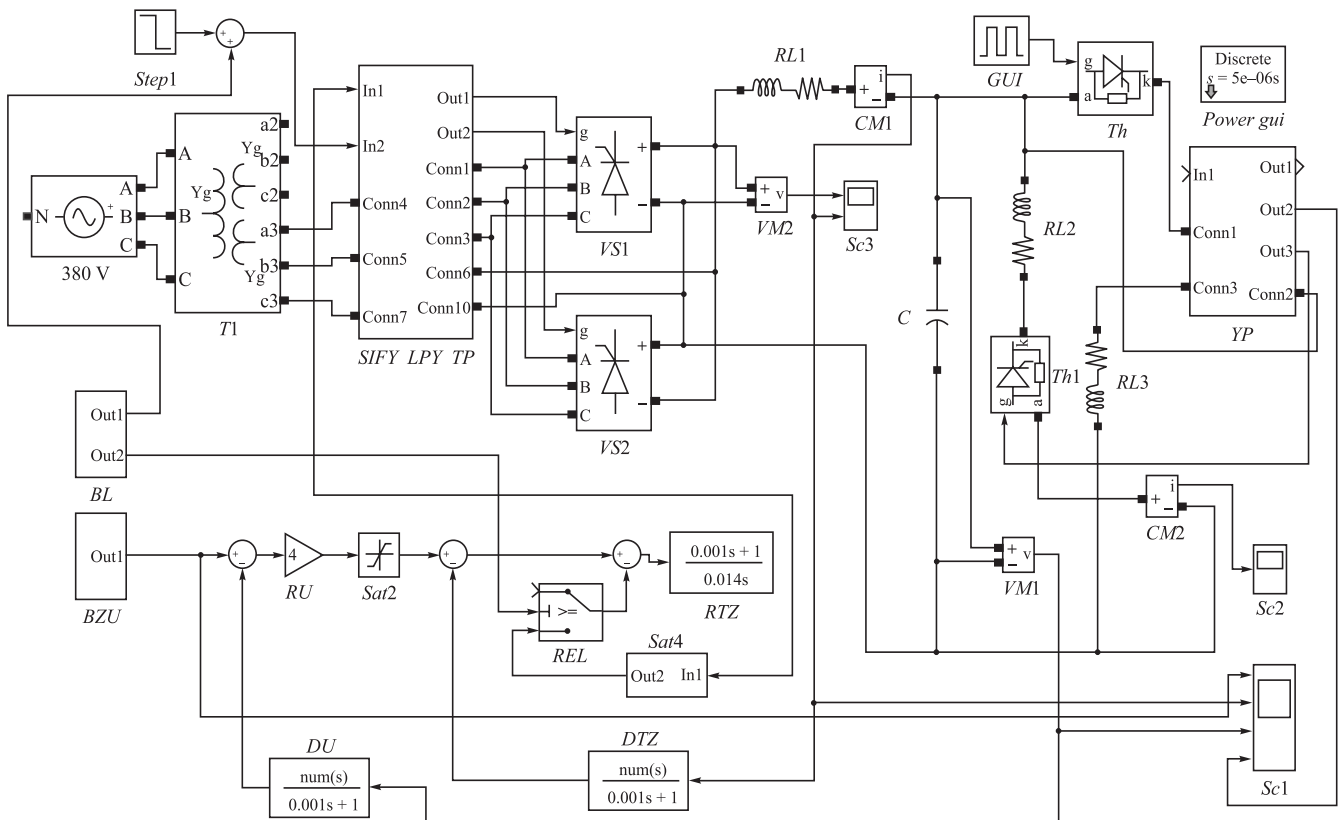


Рис. 3. Модель генератора с реверсивным преобразователем

Fig. 3. Model of generator with reversible converter

Система автоматического управления параметрами зарядного устройства генератора выполнена как система подчиненного регулирования и содержит два контура регулирования: внутренний – тока заряда конденсаторов (далее контур тока), состоящий из ПИ-регулятора тока RTZ , реверсивного тиристорного преобразователя (РТП), объекта регулирования и обратной связи, содержащей малоинерционный датчик тока DTZ ; внешний – напряжения на конденсаторах (далее контур напряжения), состоящий из П-регулятора напряжения RU , оптимизированного контура тока, объекта регулирования (емкости конденсаторов CB), а также датчика обратной связи по напряжению DU . Вышеперечисленные контуры настраиваются на модульный оптимум.

Передаточная функция $W_{ТП}$ тиристорного преобразователя равна 30:

$$W_{ТП} = \frac{K_{ТП}}{T_{\muТП} p + 1}, \quad (1)$$

где $K_{ТП} = 60$ и $T_{\muТП} = 5$ мс – коэффициент усиления и малая (некомпенсируемая) постоянная времени тиристорного преобразователя.

Передаточная функция $W_{ОТ}$ объекта регулирования тока заряда имеет вид

$$W_{ОТ} = \frac{1/C}{T_0^2 p^2 + 2\xi T_0 p + 1}, \quad (2)$$

где C – емкость конденсаторной батареи, Φ ; T_0 – постоянная времени колебательного контура тока, с; ξ – коэффициент затухания колебательного контура тока; p – оператор Лапласа.

Передаточная функция $W_{ОН}$ объекта регулирования напряжения на конденсаторах равна:

$$W_{ОН} = \frac{1}{C}. \quad (3)$$

Результаты настройки САУ приведены на рис. 3.

Если $T_0^2 \gg 2\xi T_0$, то величиной $T_0^2 p^2$ в формуле (2) можно пренебречь. В этом случае передаточная функция объекта регулирования тока упрощается и имеет вид:

$$W_{ОТ} = \frac{1/C}{2\xi T_0 p + 1}, \quad (4)$$

Известно, что при настройке на модульный оптимум используется пропорционально-интегральный (ПИ) регулятор, а его передаточная функция имеет следующий вид:

$$W_{PI} = \frac{2\xi T_0 p + 1}{T_{иP}}, \quad (5)$$

где постоянная времени определяется по формуле

$$T_{и} = 2T_{\muТП} (CK_{ТП} K_{ДТ}); \quad (6)$$

здесь $K_{ДТ}$ – коэффициент усиления датчика тока.

Сопrotивление $R1$ состоит из последовательно соединенных эквивалентного сопротивления зарядной цепи (активное сопротивление обмоток трансформатора, ошиновки и тиристоров преобразователя и др.), а также дополнительного резистора и выбирается из условий минимизации потерь мощности на сопротивлении. Для указанного генератора сопротивление должно составлять 0,5 – 1,0 Ом. Индуктивность $L1$ выбирается таким образом, чтобы выполнялось условие $T_0^2 \gg 2\xi T_0$.

Регулятор напряжения выполнен как пропорциональный регулятор с коэффициентом усиления $k_{pc} = \frac{CK_{ДТ}}{4T_{\muТП} k_{ДН}}$ (здесь $k_{ДН}$ – коэффициент усиления датчика напряжения).

На рис. 3 представлена имитационная модель генератора с тиристорным реверсивным преобразователем в ЗУ.

Недостатком приведенной схемы является значительная (более 100 %) величина перерегулирования тока заряда в момент появления возмущающих воздействий длительностью около 0,6 мс, связанных с прохождением импульса тока и переходным процессом перезаряда конденсаторов (рис. 4, б). Это происходит из-за большой величины некомпенсируемой постоянной времени контура тока САУ, которая составляет не менее 5 мс (см. формулу (1)), что в 100 раз больше времени прохождения возмущающих воздействий. Таким образом, САУ не может компенсировать возмущающее воздействие из-за инерционности, что приводит к перерегулированию тока заряда в момент появления и развития возмущения.

Для улучшения качества тока заряда в схему САУ введен блок логики BL , блокирующий на время действия возмущающих воздействий работу тиристорного преобразователя и САУ путем отключения управляющих импульсов тиристорного преобразователя, а также шунтирования ПИ-регулятора тока RTZ . На рис. 4, в приведен график изменения тока заряда после установки логического устройства, где перерегулирование полностью отсутствует.

Для сравнения переходных процессов снижения напряжения (разряда) на конденсаторах приведены графики изменения напряжения разряда конденсаторов с использованием нереверсивного (рис. 4, д) и реверсивного (рис. 4, ж) преобразователей. При формировании задающего сигнала блока BZU на снижение напряжения конденсаторов на реверсивном преобразователе появляется отрицательный ток величиной 20 А, а время отработки сигнала задания на снижение напряжения составляет для реверсивного преобразователя 0,05 мс (рис. 4, е, ж). В нереверсивном преобразователе отрицательная составляющая тока отсутствует (рис. 4, з),

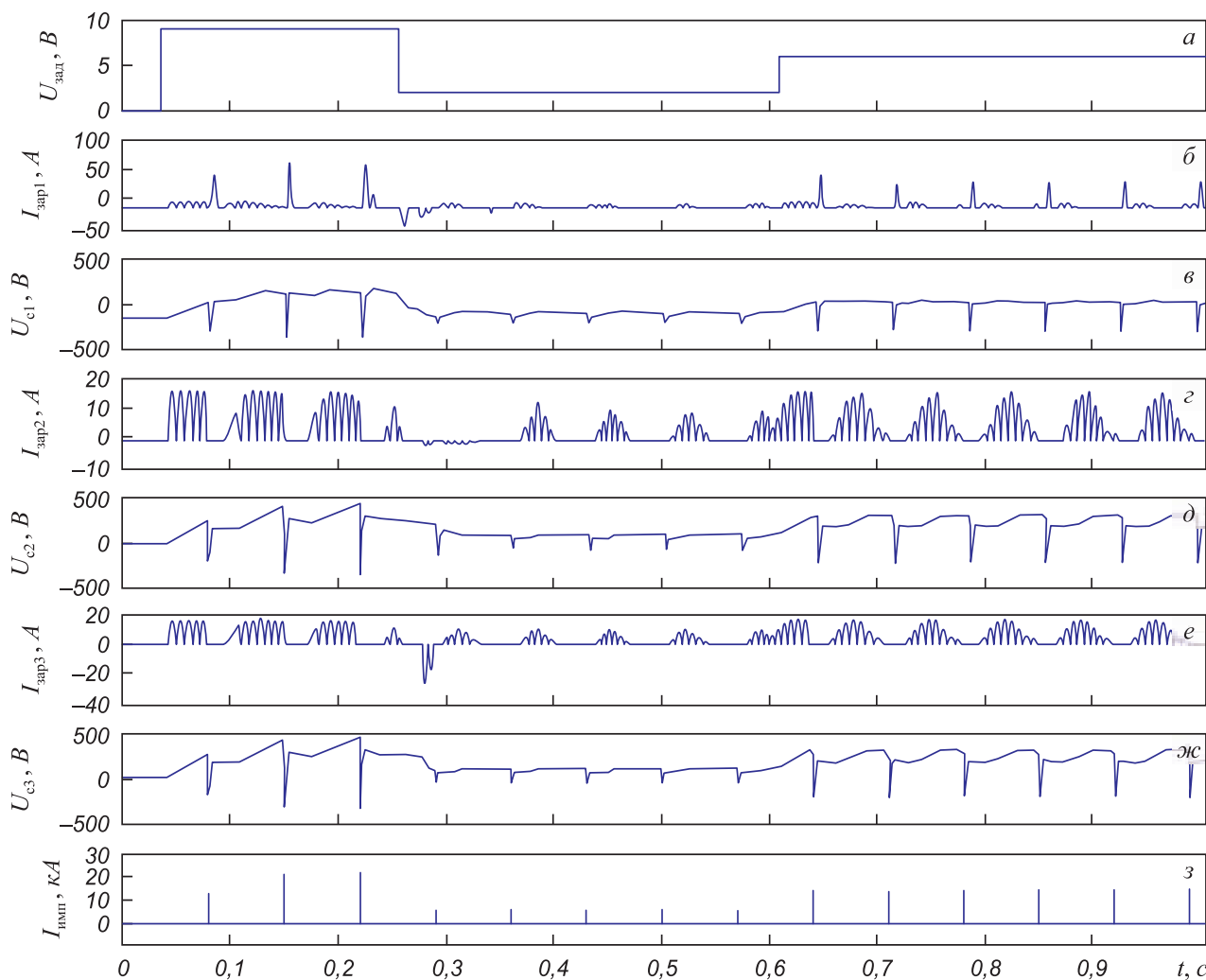


Рис. 4. Графики переходных процессов зарядного устройства генератора импульсов тока:

a – сигнал задания напряжения ($U_{\text{зад}}$) конденсаторов; *б* – ток ($I_{\text{зар}1}$) заряда (разряда) ЗУ с реверсивным преобразователем без блока *BL*; *в* – напряжение ($U_{\text{с}1}$) на конденсаторах с использованием ЗУ с реверсивным преобразователем без блока *BL*; *г* – ток ($I_{\text{зар}2}$) заряда ЗУ с неревверсивным преобразователем; *д* – напряжение ($U_{\text{с}2}$) на конденсаторах с использованием ЗУ с неревверсивным преобразователем; *е* – ток ($I_{\text{зар}3}$) заряда (разряда) конденсаторов с реверсивным преобразователем; *ж* – напряжение ($U_{\text{с}3}$) на конденсаторах с использованием ЗУ с реверсивным преобразователем; *з* – импульсы тока ($I_{\text{имп}}$) генератора

Fig. 4. Charts of transients of charger of current pulse generator:

a – voltage reference signal (U_{set}) of capacitors; *b* – current ($I_{\text{charge}1}$) of the charge (discharge) of the charger with reversing converter without the *BL* block; *в* – voltage ($U_{\text{с}1}$) on capacitors using charger with reversing converter without *BL* unit; *г* – current ($I_{\text{charge}2}$) of the charger with a non-reversible converter; *д* – voltage ($U_{\text{с}2}$) on capacitors using charger with non-reversible converter; *е* – current ($I_{\text{charge}3}$) of charge (discharge) of capacitors with reversible converter; *ж* – voltage ($U_{\text{с}3}$) on capacitors using charger with a reversing converter; *з* – current pulses (I_{imp}) of generator

поэтому время отработки задания составляет 0,12 мс (рис. 4, *г*, *д*).

Недостатком приведенной схемы является низкая (менее 200 Гц) частота воспроизведения импульсов из-за низкого быстродействия САУ. Это связано в первую очередь с применением типового, дешевого, но достаточно инерционного тиристорного преобразователя, выполненного на шести тиристорах по схеме Ларионова, некомпенсированная постоянная времени которого составляет 5 мс. Для увеличения частоты воспроизведения импульсов до 400 Гц и выше необходимо применение тиристорного преобразователя с 12-импульсной системой выпрямления или схемы с использованием

преобразователя частоты (например, выполненного по системе «выпрямитель – фильтр – инвертор»), что приведет к увеличению стоимости генератора.

Выводы

Предложена схема генератора импульсов тока с типовым реверсивным тиристорным преобразователем в качестве источника питания зарядного устройства, что позволяет увеличить быстродействие процесса регулирования напряжения (величины амплитуды импульсов тока) на конденсаторах. Коэффициент заполнения токовой диаграммы в переходных процессах

заряда (разряда) конденсаторов не ниже 0,7 – 0,9, что приводит к улучшению качества питающей сети. Частота воспроизведения импульсов зависит от малой постоянной времени тиристорного преобразователя $T_{\text{итп}}$. Для преобразователя, выполненного по схеме Ларионова, который рассматривается в настоящей работе, $T_{\text{итп}} = 5$ мс, а максимальная частота воспроизведения импульсов составляет 200 Гц. Применение более качественных преобразователей в ЗУ позволит увеличить частоту воспроизведения импульсов до 1000 Гц при некотором увеличении стоимости генератора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металла. – М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Климов К.М., Невиков И.И. К вопросу об электропластическом эффекте // Проблемы прочности. 1984. № 2. С. 98 – 103.
3. Беклемишев Н.Н. Обработка проводящих материалов локально неоднородным электромагнитным полем // Электротехника. 1982. Т. 53. № 11. С. 113 – 117.
4. Климов К.М., Шнырев Г.Д., Новиков И.И. Изменение пластичности вольфрама под влиянием электрического тока // Металловедение и термическая обработка металлов. 1977. Т. 19. № 1. С. 58, 59.
5. Климов К.М., Шнырев Г.Д., Новиков И.И., Исаев А.В. Электростимулированная прокатка в ленту микронных сечений из вольфрама и его сплавов // Изв. АН СССР. Серия Металлы. 1975. № 4. С. 143, 144.
6. Yongda Ye, Song-Zhu Kure-Chu, Zhiyan Sun, Xiaopei Li, Haibo Wang, Guoyi Tang. Nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of commercial pure titanium by electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling // Materials & Design. 2018. Vol. 149. No. 5. P. 214 – 227.
7. Chen Long, Wang Haibo, Liu Dan, Ye Xiaoxin, Li Xiaoliui, Tang Guojil. Effects of electropulsing cutting on the quenched and tempered 45 steel rods // Journal of Wuhan University of Technology-Mater. 2018. Vol. 33. P. 204 – 211
8. Ruikun Zhang, Xiaohui Li, Jie Kuang, Xiaopei Li & Guoyi Tang, Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment // Materials Science and Technology. 2017. Vol. 33. P. 1421 – 1427.
9. Xiaopei Li, Xiaohui Li, Yongda Ye, Ruikun Zhang, Song-Zhu Kure-Chu, Guoyi Tang. Deformation mechanisms and recrystallization behavior of Mg – 3Al – lZn and Mg – lGd alloys deformed by electroplastic-asymmetric rolling // Materials Science & Engineering A. 2019. Vol. 742. P. 722 – 733.
10. Yong-Da Ye, Xiao-Pei Li, Zhi-Yan Sun, Hai-Bo Wang, Guo-Yi Tang. Enhanced surface mechanical properties and microstructure evolution of commercial pure titanium under electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process // The Chinese Society for Metals and Springer-Verlag GmbH Germany, part of Springer Nature. 2018. Vol. 31. No. 12. P. 1272 – 1280.
11. Tang G., Zhang J., Yan Y., Zhou H., Fang W. The engineering application of the electroplastic effect in the cold-drawing of stainless steel wire // J. Mater. Process. Technol. 2003. Vol. 137. No. 1. P. 96 – 99.
12. Kozlov A., Mordyuk B., Chemyashevsky A. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects // Mater. Sci. Eng. A. 1995. Vol. 190. No. 1. P. 75 – 79.
13. Brandt J. Ruskiewicz, Tyler Grimm, Ihab Ragai, Laine Mears, John T. Roth a review of electrically-assisted manufacturing with emphasis on modeling and understanding of the electroplastic effect // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2017. Vol. 139. No. 11. P. 110801-1 – 110801-15.
14. Fan G., Sun F., Meng X., Gao L., Tong G. Electric hot incremental forming of Ti – 6Al – 4V titanium sheet // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2010. Vol. 49. No. 9-12. P. 941 – 947.
15. Fan G., Gao L., Hussain G., Wu Z. Electric hot incremental forming: a novel technique // Int. J. Mach. Tools Manuf. 2008. Vol. 48. No. 15. P. 1688 – 1692.
16. Shi X., Gao L., Khalatbari H., Xu Y., Wang H., Jin L. Electric hot incremental forming of low carbon steel sheet: accuracy improvement // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2013. Vol. 68. No. 1-4. P. 241 – 247.
17. Bao W., Chu X., Lin S., Gao J. Experimental investigation on formability and microstructure of AZ31B alloy in electropulse-assisted incremental forming // Mater. Des. 2015. No. 87. P. 632 – 639.
18. Honarpisheh M., Abdolhoseini M., Amini S. Experimental and numerical investigation of the hot incremental forming of Ti – 6Al – 4V sheet using electrical current // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2016. Vol. 83. No. 9-12. P. 2027 – 2037.
19. Xu D., Lu B., Cao T., Zhang H., Chen J., Long H., Cao J. Enhancement of process capabilities in electrically-assisted double sided incremental forming // Mater. Des. 2016. No. 92. P. 268 – 280.
20. Liu R., Lu B., Xu D., Chen J., Chen F., Ou H., Long H. Development of novel tools for electricity-assisted incremental sheet forming of titanium alloy // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2016. Vol. 85. No. 5-8. P. 1137 – 1144.
21. 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 // J. Mater. Process. Technol. 2016. No. 227. P. 88 – 95.
22. Adams D., Jeswiet J. Single-point incremental forming of 6061-T6 using electrically assisted forming methods // Proc. Inst. Mech. Eng. 2014. Vol. 228. No. 7. P. 757 – 764.
23. 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 Aim. Manuf. Technol. 2016. Vol. 65. No. 1. P. 309 – 312.
24. Nguyen-Tran H., Oh H., Hong S., Han H.N., Cao J., Ahn S., Chun D. A review of electrically-assisted manufacturing // Int. J. Precis. Eng. Manuf. Green Technol. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 365 – 376.
25. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals // J. Mater. Res. 2010. Vol. 25. No. 7. P. 1215 – 1224.
26. А.с. № 884092 СССР. Генератор мощных импульсов тока / В.А. Кузнецов, В.Е. Громов, В.П. Симаков. Бюл. изобр. 1981. № 43.
27. Кузнецов В.А., Громов В.Е. Экономичный тиристорный генератор мощных импульсов тока // Изв. вуз. Электромеханика. 1986. № 6. С. 122 – 124.
28. Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Кузнецов В.А., Громов В.Е. Генератор мощных токовых импульсов для интенсификации обработки металлов давлением // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 8. С. 42 – 44.
29. Кузнецов В.А., Полковников Г.Д., Кузнецова Е.С., Громов В.Е. Разработка системы автоматического управления электростимулированным волочением с использованием мощных импульсов тока. – В кн.: Труды восьмой Всероссийской научно-практической конференции «Автоматизированный электропривод и промышленная электроника» / Под ред. В.Ю. Островляничка. – Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2018. С. 132 – 138.
30. Онищенко Г.Б., Аксенов М.И., Грехов В.П. Автоматизированный электропривод промышленных установок / Под общ. ред. Г.Б. Онищенко. – М.: РАСХН, 2001. – 520 с.

Поступила в редакцию 16 апреля 2019 г.
 После доработки 8 мая 2019 г.
 Принята к публикации 14 мая 2019 г.

HIGH POWER CURRENT PULSE GENERATOR BASED ON REVERSIBLE THYRISTOR CONVERTER

V.A. Kuznetsov¹, G.D. Polkovnikov¹, V.E. Gromov¹,
E.S. Kuznetsova¹, O.A. Peregodov²

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

²Omsk State Technical University, Omsk, Russia

Abstract. In metal forming using high power current pulses, it becomes necessary to control both reproduction frequency and pulse amplitude. Description of a generator of high power current pulses with controlled thyristor converter is provided as a power source of charging device (charger) for regulating voltage (pulse amplitude) of capacitor charge. Faults of the generators associated with inrush current in capacitor charge modes are revealed, which reduces quality of supply network. To reduce time of transient processes while lowering voltage across capacitors, application of reverse thyristor converter is applied as a power source. Structural diagram of generator is considered, which includes reversible thyristor converter with separate control, power unit, capacitor recharge device, charger parameters automatic control system and capacitor charge process control system. Calculation of parameters of automatic control system regulators is presented. To obtain optimal transients, standard methodology for setting regulators to a modular optimum was used. In order to reduce overshoot at time of disturbances appearance, which can reach 100 % and higher, so-called logical device was introduced into the automatic control system. It blocks control pulses on thyristors of converter and simultaneously reduces signal at the output of current regulator to zero. Simulation model of high power current pulse generator in MatLab – Simulink environment was synthesized. Analysis of the model was carried out, and graphs are given that explain principle of device operation and transition processes under various operating modes. Generator application will allow user to adjust amplitude of current pulses with high speed and to obtain sufficiently high-quality transient processes of capacitors charge (discharge), which will have beneficial effect on supply network. Application of better converters will significantly increase frequency of reproduction of current pulses.

Keywords: generator of high power current pulses, generator charger, system for automatically regulating generator parameters, capacitor voltage and charge current control loops.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-964-971

REFERENCES

- Spitsyn V.I., Troitskii O.A. *Elektroplasticheskaya deformatsiya metalla* [Electroplastic deformation of metal]. Moscow: Nauka, 1985, 160 p. (In Russ.).
- Klimov K.M., Nevikov I.I. Electroplastic effect. *Problemy prochnosti*. 1984, no. 2, pp. 98–103. (In Russ.).
- Beklemishev N.N. Working of conducting materials by means of a locally nonuniform pulsed electromagnetic field. *Soviet Electrical Engineering*. 1982, vol. 53, no. 11, pp. 113–117.
- Klimov K.M., Shnyrev G.D., Novikov I.I. Change in the ductility of tungsten under the influence of electric current. *Metal Science and Heat Treatment*. 1977, vol. 19, no. 1, pp. 58–59.
- Klimov K.M., Shnyrev G.D., Novikov I.I., Isaev A.V. Electrostimulated rolling into a tape of micron sections of tungsten and its alloys. *Izv. AN SSSR. Seriya Metallurgiya*. 1975, no. 4, pp. 143, 144. (In Russ.).
- Yongda Ye, Song-Zhu Kure-Chu, Zhiyan Sun, Xiaopei Li, Haibo Wang, Guoyi Tang. Nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of commercial pure titanium by electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling. *Materials & Design*. 2018, vol. 149, no. 5, pp. 214–227.
- Chen Long, Wang Haibo, Liu Dan, Ye Xiaoxin, Li Xiaoliui, Tang Guojil. Effects of electropulsing cutting on the quenched and tempered 45 steel rods. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater*. 2018, vol. 33, pp. 204–211.
- Ruikun Zhang, Xiaohui Li, Jie Kuang, Xiaopei Li & Guoyi Tang. Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment. *Materials Science and Technology*. 2017, vol. 33, pp. 1421–1427.
- Xiaopei Li, Xiaohui Li, Yongda Ye, Ruikun Zhang, Song-Zhu Kure-Chu, Guoyi Tang. Deformation mechanisms and recrystallization behavior of Mg – 3Al – 1Zn and Mg – 1Gd alloys deformed by electroplastic-asymmetric rolling. *Materials Science & Engineering A*. 2019, vol. 742, pp. 722–733.
- Yong-Da Ye, Xiao-Pei Li, Zhi-Yan Sun, Hai-Bo Wang, Guo-Yi Tang. Enhanced surface mechanical properties and microstructure evolution of commercial pure titanium under electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process. *The Chinese Society for Metals and Springer-Verlag GmbH Germany, part of Springer Nature*. 2018, vol. 31, no. 12, pp. 1272–1280.
- Tang G., Zhang J., Yan Y., Zhou H., Fang W. The engineering application of the electroplastic effect in the cold-drawing of stainless steel wire. *J. Mater. Process. Technol.* 2003, vol. 137, no. 1, pp. 96–99.
- Kozlov A., Mordiyuk B., Chemyashevsky A. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects. *Mater. Sci. Eng. A*. 1995, vol. 190, no. 1, pp. 75–79.
- Brandt J. Ruzskiewicz, Tyler Grimm, Ihab Ragai, Laine Mears, John T. Roth a review of electrically-assisted manufacturing with emphasis on modeling and understanding of the electroplastic effect. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2017, vol. 139, no. 11, pp. 110801-1–110801-15.
- Fan G., Sun F., Meng X., Gao L., Tong G. Electric hot incremental forming of Ti – 6Al – 4V titanium sheet. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2010, vol. 49, no. 9-12, pp. 941–947.
- Fan G., Gao L., Hussain G., Wu Z. Electric hot incremental forming: a novel technique. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2008, vol. 48, no. 15, pp. 1688–1692.
- Shi X., Gao L., Khalatbari H., Xu Y., Wang H., Jin L. Electric hot incremental forming of low carbon steel sheet: accuracy improvement. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2013, vol. 68, no. 1-4, pp. 241–247.
- Bao W., Chu X., Lin S., Gao J. Experimental investigation on formability and microstructure of AZ31B alloy in electropulse-assisted incremental forming. *Mater. Des.* 2015, no. 87, pp. 632–639.
- Honarpisheh M., Abdolhoseini M., Amini S. Experimental and numerical investigation of the hot incremental forming of Ti – 6Al – 4V sheet using electrical current. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2016, vol. 83, no. 9-12, pp. 2027–2037.
- Xu D., Lu B., Cao T., Zhang H., Chen J., Long H., Cao J. Enhancement of process capabilities in electrically-assisted double sided incremental forming. *Mater. Des.* 2016, no. 92, pp. 268–280.
- Liu R., Lu B., Xu D., Chen J., Chen F., Ou H., Long H. Development of novel tools for electricity-assisted incremental sheet forming of titanium alloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2016, vol. 85, no. 5-8, pp. 1137–1144.
- 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. *J. Mater. Process. Technol.* 2016, no. 227, pp. 88–95.
- Adams D., Jeswiet J. Single-point incremental forming of 6061-T6 using electrically assisted forming methods. *Proc. Inst. Mech. Eng.* 2014, vol. 228, no. 7, pp. 757–764.

23. 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 Aim. Manuf. Technol.* 2016, vol. 65, no. 1, pp. 309–312.
24. Nguyen-Tran H., Oh H., Hong S., Han H.N., Cao J., Ahn S., Chun D. A review of electrically-assisted manufacturing. *Int. J. Precis. Eng. Manuf. Green Technol.* 2015, vol. 2, no. 4, pp. 365–376.
25. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals. *J. Mater. Res.* 2010, vol. 25, no. 7, pp. 1215–1224.
26. Kuznetsov V.A., Gromov V.E., Simakov V.P. *Generator moshchnykh impul'sov toka* [High power pulse generator]. Certificate of authorship USSR no. 884092. *Byulleten' izobretenii.* 1981, no. 43. (In Russ.).
27. Kuznetsov V.A., Gromov V.E. Effective high power pulse generator. *Izv. vuz. Elektromekhanika.* 1986, no. 6, pp. 122–124. (In Russ.).
28. Zhmakin Yu.D., Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Kuznetsov V.A., Gromov V.E. High power current pulse generator for intensification of metal forming. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2008, no. 8, pp. 42–44. (In Russ.).
29. Kuznetsov V.A., Polkovnikov G.D., Kuznetsova E.S., Gromov V.E. Development of automatic control system for electrostimulated drawing using high power current pulses. In: *Trudy vos'moi Vse-rossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Avtomatizirovannyyi elektroprivod i promyshlennaya elektronika"* [Proceedings of the 8th All-Russ. Sci. and Pract. Conf. "Automated Electric Drive and Industrial Electronics"]. Ostrovlyanchik V.Yu. ed. Novokuznetsk: ITs SibGIU, 2018, pp. 132–138. (In Russ.).
30. Onishchenko G.B., Aksenov M.I., Grekhov V.P. *Avtomatizirovannyyi elektroprivod promyshlennykh ustanovok* [Automated electric drive of industrial units]. Onishchenko G.B. ed. Moscow: RASKhN, 2001, 520 p. (In Russ.).

Funding. The work was financially supported by the state assignments of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, project 3.1283.2017/4,6.

Information about the authors:

V.A. Kuznetsov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Drive and Industrial Electronics* (vladimir.kuznezoff@yandex.ru)

G.D. Polkovnikov, *MA Student of the Chair of Electrical Engineering, Electric Drive and Industrial Electronics* (george42rus@gmail.com)

V.E. Gromov, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (gromov@physics.sibsiu.ru)

V.A. Kuznetsova, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Drive and Industrial Electronics* (kuzlana00@yandex.ru)

O.A. Peregudov, *Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Rector for Youth Policy* (olegomgtu@mail.ru)

Received April 16, 2019

Revised May 8, 2019

Accepted May 14, 2019

УДК 669.18.046.518:621.746.27

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ АГРЕГАТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЛИНИИ «МАШИНА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК»

*Савельев А.Н., к.т.н., доцент кафедры механики и машиностроения (Savelyev2000@mail.ru)
Северьянов С.С., аспирант кафедры механики и машиностроения (Zhihal4@rambler.ru)*

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

Аннотация. Для оценки эксплуатационной надежности работы технологических агрегатов машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) применен количественный показатель работоспособности. Этот показатель характеризует способность технического изделия выполнять работу с определенной вероятностью или вероятность того, что данный объем работы будет выполнен. Показатель интересен тем, что при переходе через оптимальное значение способность машины выполнить возложенный на нее объем работы начинает снижаться. Точка оптимума продолжительности работы машины ограничивает рациональный временной участок ее использования без ремонта с максимальной эффективностью. С использованием статистического материала, полученного в течение 15 лет эксплуатации машины непрерывного литья заготовок, оценена работоспособность входящих в МНЛЗ агрегатов как технологической линии. При этом все агрегаты разделены на три принципиально отличающиеся по условиям назначения группы: работающие с жидким, с затвердевающим и с затвердевшим металлом. Работоспособность агрегатов каждой группы оценена абсолютными и относительными величинами. При оценке работоспособности по абсолютным значениям наибольшей работоспособностью обладают агрегаты, работающие с жидким металлом. Рациональный срок службы от ремонта до ремонта составляет 270 ч с безотказностью 0,51. Наименьшая работоспособность (в пределах 150 ч) наблюдается у агрегатов, работающих с затвердевающим металлом, безотказность 0,6. Величина работоспособности в относительных единицах в среднем у агрегатов всех групп практически одна и та же, что позволяет использовать этот показатель на ранней стадии оценки работоспособности как МНЛЗ в целом, так и ее элементов.

Ключевые слова: работоспособность, технологическая линия, машина непрерывного литья заготовок, металл жидкий, металл затвердевающий, металл затвердевший.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-972-978

ВВЕДЕНИЕ

Машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) представляет собой производственную линию, состоящую из набора технологических агрегатов, которые выполняют различные технологические функции. В процессе работы МНЛЗ жидкая сталь непрерывно переводится в твердое состояние стальной заготовки заданной геометрической формы. Основным требованием к оборудованию этих технологических линий (ТЛ) является обеспечение таких режимов работы, которые позволили бы безотказно выполнять все технологические функции [1 – 8]. Обеспечить рациональный режим функционирования производственных технологических линий, когда показатели надежности всех без исключения входящих в них агрегатов имеют различные характеристики надежности, практически невозможно. Это связано с тем, что речь, прежде всего, идет о показателях безотказности и долговечности. Сочетание этих двух показателей для каждого из агрегатов, как правило, различное [9 – 16], но при создании линий нужно стремиться к тому, чтобы обобщенное сочетание этих показателей для ТЛ давало сопоставимые результаты. В этом случае при оценке надежности техно-

логической линии МНЛЗ удобнее пользоваться комплексными показателями функционирования агрегатов ТЛ.

Суть работы заключается в оценке эффективности использования в качестве параметра надежности работы агрегатов технологического оборудования МНЛЗ комплексного показателя, называемого «работоспособность» [17, 18]. В отличие от термина «работоспособное состояние» под работоспособностью M понимается способность технической единицы выполнить возложенный на нее объем работы A с вполне определенной вероятностью F . Как видно из определения, работоспособность включает в себя два показателя надежности: объем выполняемой работы (или эквивалентный ему срок работы элементов – долговечность) и безотказность. В настоящее время при наличии статистического материала эксплуатации технологических агрегатов оценка их работы ограничивается статистическими показателями в виде математического ожидания и дисперсии и вероятностными моделями, основанными на этом статистическом материале [19 – 26]. Эти показатели не позволяют выбрать рациональных значений сроков службы агрегатов. В такой ситуации очень важно иметь в наличии метод, позволяющий количественно ограничивать период оптимального использования эле-

ментов оборудования. Разрабатывать такие методы дает возможность теория работоспособности на основе критерия работоспособности [17, 18].

Цель работы – на примере МНЛЗ показать, каким образом с использованием статистическо-вероятностного материала можно получить показатели работоспособности технологических агрегатов непрерывной технологической линии; выявить, что собой представляют эти показатели и каким образом они могут быть использованы при оценке рационального этапа эксплуатации непрерывно действующих технических систем.

Задачи, выполняемые для достижения поставленной в настоящей работе цели, сводятся к определению оптимальных значений показателей работоспособности и их сравнению с математическим ожиданием сроков службы агрегатов технологической линии МНЛЗ. Решаются задачи с применением, с одной стороны, методов статистики и теории вероятности, а с другой – теории работоспособности. Статистический материал продолжительности службы между возникающими на агрегатах технологической линии МНЛЗ авариями используется для выполнения вероятностной оценки долговечности входящих в технологическую линию МНЛЗ агрегатов [27, 28] и далее на основе вероятностных моделей построения кривых работоспособности каждого из агрегатов и их анализа.

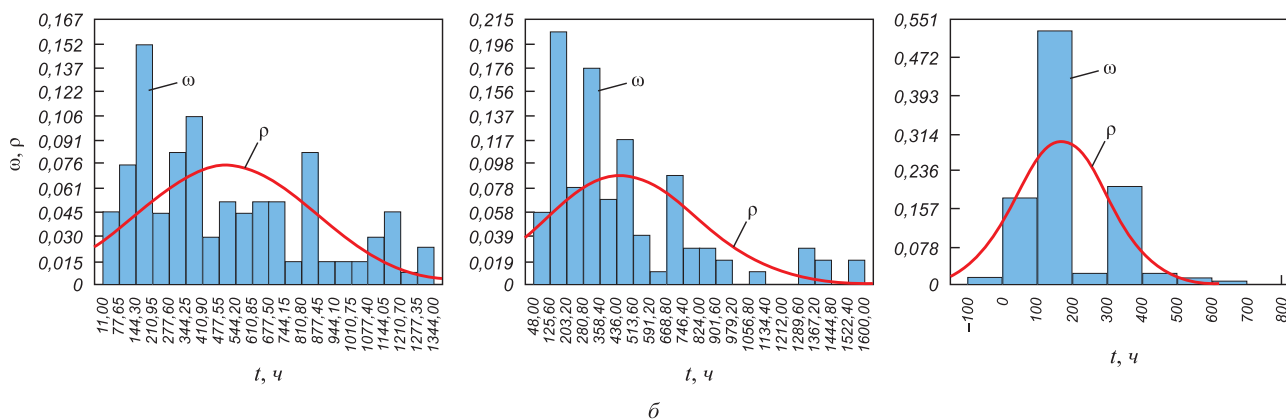
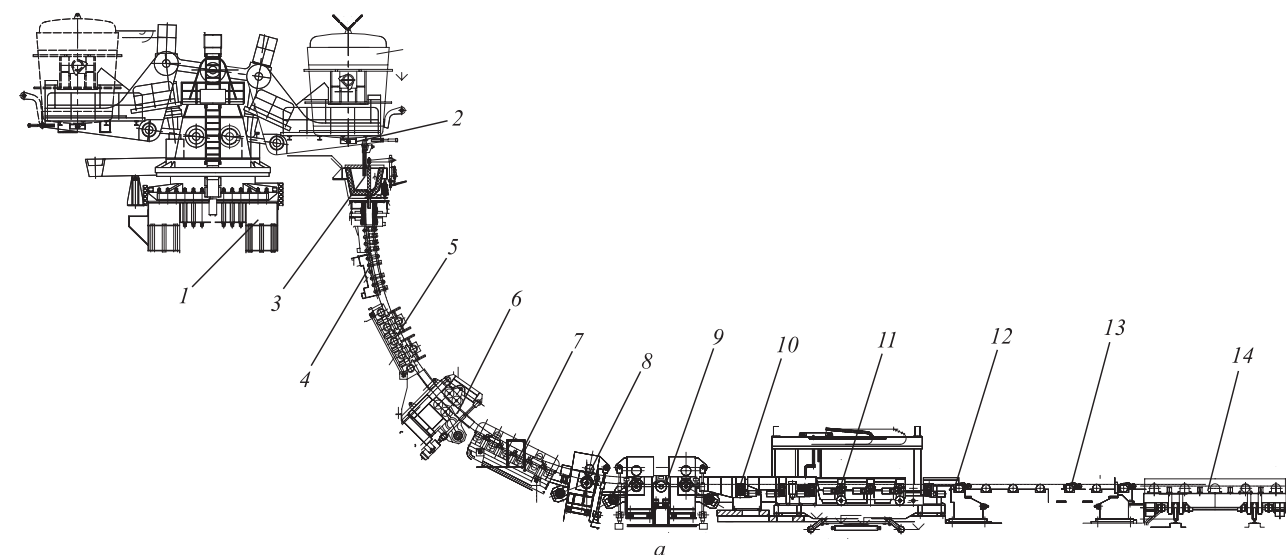
МЕТОД РЕШЕНИЯ

Выделенные в работе задачи решались на основе собранного в промышленных условиях за пятнадцать лет работы МНЛЗ (2001 – 2015 гг.) статистического материала. В качестве объекта исследования использовали агрегаты, входящие в машину непрерывного литья заготовок, изготовленную фирмой УЗТМ и эксплуатируемую в условиях АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») (рис. 1, *a*). Данная технологическая линия – МНЛЗ радиального типа с радиусом изгиба технологической оси (близким 12 м) и сечением отливаемой заготовки порядка 300×330 мм. В данной МНЛЗ используется кристаллизатор длиной 1000 мм с конусностью, обеспечивающей скорость разливки 0,40 – 0,75 м/мин. Применяется водяная система первичного охлаждения и водовоздушная система вторичного охлаждения. Средняя масса плавки, разливаемой на МНЛЗ, составляет 107 т, количество плавков, разливаемых на один промежуточный ковш, 6 – 12. Для сбора статистического материала была обработана цеховая документация об отказах МНЛЗ, сформирована выборка продолжительности службы каждого из агрегатов от отказа до отказа.

В настоящем исследовании из оборудования четырех ручьев МНЛЗ анализируется работа только одного. Для контроля общего состояния оборудования на протяжении всего периода сбора статистического материала осуществлялся контроль коэффициента техническо-

го использования МНЛЗ. Это комплексный показатель, характеризует уровень надежности всей ТЛ в целом; на протяжении всего срока сбора статистической информации, а также при проведении всех мелких, средних и крупных модернизаций оставался в пределах 0,95 – 0,97.

Анализ работоспособности МНЛЗ начинали с ее декомпозиции как целого. Согласно теории формирования сложных технических систем [29, 30] процесс декомпозиции реализуется путем многократного разложения элементов того или иного уровня сложности системы по качественному параметру на три составляющие этот уровень группы [29]; выделили три группы агрегатов технологической линии МНЛЗ. Особенностью каждой группы является то, что по мере продвижения металла от агрегатов одной группы к следующей свойства металла меняются в силу того, что он переходит от жидкой фазы к твердой. В связи с этим тот или иной агрегат линии должен выполнять свои функции в различных технологических условиях. От этого зависят его конструктивные особенности и характеристики эксплуатации, а значит, и показатель работоспособности. Так, агрегаты первой группы работают с жидким металлом, качественные характеристики этих агрегатов должны обеспечивать технологические операции в температурных условиях, соответствующих температуре жидкой стали. Эти агрегаты перемещают жидкую среду и в силу этого имеют свои конструктивные особенности, определяющие и вид, и методы проектирования. Агрегаты третьей группы работают уже с твердым металлом, испытывают воздействие твердой среды и в связи с этим должны обладать соответствующим набором технических параметров эксплуатации данного вида оборудования. Агрегаты второй группы работают с затвердевающим металлом, поэтому их параметры должны соответствовать значениям параметров агрегатов как первой, так и третьей группы. Исходя из вышесказанного (рис. 1, *a*): к первой группе относятся подъемно-поворотный стенд 1, промежуточный ковш 2; ко второй группе – агрегаты, формирующие твердую заготовку: кристаллизатор с механизмом его качания 3, секции вторичного охлаждения 4, 5, установка четырехвалковых клетей 6, секция поддерживающих роликов 7, установка клетей 8; третья группа агрегатов работает уже с твердой заготовкой и включает секцию правильно-тянущих клетей 9, рольганг до машины газовой резки заготовки 10, машину газовой резки 11, рольганг после машины газовой резки 12, спаренный рольганг 13 и ряд других агрегатов, расположенных за спаренным рольгангом. Для каждого из агрегатов с использованием статистического материала определен характер распределения срока службы до отказа агрегатов технологической линии МНЛЗ. Выполненная таким образом декомпозиция и статистическая оценка долговечности агрегатов позволяют не только определить показатели работоспособности входящих в ту или



1	$F(x) = \frac{1}{350\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-509)^2}{2 \cdot 350^2}} dx$	6	$F(x) = \frac{1}{404\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-347)^2}{2 \cdot 404^2}} dx$	11	$F(x) = \frac{1}{134\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-283)^2}{2 \cdot 134^2}} dx$
2	$F(x) = \frac{1}{349\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-463)^2}{2 \cdot 349^2}} dx$	7	$F(x) = \frac{1}{86\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-251)^2}{2 \cdot 86^2}} dx$	12	$F(x) = \frac{1}{137\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-283)^2}{2 \cdot 137^2}} dx$
3	$F(x) = \frac{1}{133\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-168,5)^2}{2 \cdot 133^2}} dx$	8	$F(x) = \frac{1}{408\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-422)^2}{2 \cdot 408^2}} dx$	13	$F(x) = \frac{1}{133\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-289)^2}{2 \cdot 133^2}} dx$
4	$F(x) = \frac{1}{92\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-216)^2}{2 \cdot 92^2}} dx$	9	$F(x) = \frac{1}{241\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-359)^2}{2 \cdot 241^2}} dx$	14	$F(x) = \frac{1}{369\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-528)^2}{2 \cdot 369^2}} dx$
5	$F(x) = \frac{1}{86\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-251)^2}{2 \cdot 86^2}} dx$	10	$F(x) = \frac{1}{316\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-459)^2}{2 \cdot 316^2}} dx$		

6

Рис. 1. Характер распределения статистических данных и вероятностных законов распределения:

a – агрегаты ТЛ МНЛЗ; *б* – частота встречаемости и плотность вероятности сроков службы агрегатов ТЛ МНЛЗ;

в – зависимости вероятности безотказной работы агрегатов ТЛ МНЛЗ; 1 – подъемно-поворотный стэнд;

2 – установка тележек под промежуточный ковш; 3 – кристаллизатор с механизмом качания; 4 – секция вторичного охлаждения;

5 – установка секций вторичного охлаждения; 6 – установка 4-х валковых клетей; 7 – секции поддерживающих роликов; 8 – установка клетей; 9 – тянуще-правильный механизм; 10 – рольганг до механизма горячей резки; 11 – механизм горячей резки; 12 – рольганг после

механизма горячей резки; 13 – рольганг спаренный; 14 – ручей 1

Fig. 1. Nature of statistics distribution and probability laws of distribution:

a – CCM TL aggregates; *б* – frequency of occurrence and density of probability of service life of CCM TL units; *в* – dependence of probability of trouble-free operation of units of CCM TL; 1 – tilt-up stand; 2 – installation of car trucks under the tundish; 3 – mold with a swing mechanism;

4 – section of the secondary cooling; 5 – installation of secondary cooling sections; 6 – installation of four-roll stands; 7 – sections of the supporting rollers; 8 – installation of stands; 9 – pull-correct mechanism; 10 – rolling table to the hot cutting mechanism; 11 – hot cutting mechanism;

12 – rolling table after the hot cutting mechanism; 13 – twin roller table; 14 – stream 1

иную группу агрегатов, но и сравнить и согласовать показатели работоспособности входящих в группы агрегатов между собой.

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

При анализе статистического материала, касающегося сроков службы каждого из рассматриваемых агрегатов ТЛ [27, 28], получены распределение частоты встречаемости сроков службы, распределение плотности вероятности сроков службы каждого из агрегатов и зависимости вероятности безотказной работы агрегатов МНЛЗ. Пример статистических данных и вероятностные модели по каждому из агрегатов технологической линии, входящих в ту или иную группу агрегатов сложной системы, приведены на рис. 1, б, в и в таблице.

Построение кривых работоспособности начиналось с определения зависимости между надежностью Q и объемом выполненной работы a или сроком службы t . На основе вероятностной модели при помощи программы STATISTIKA 6.0 были построены кривые $Q(t)$, $F(t) = 1 - Q(t)$ и продолжительности работы агрегата $a(t)$ (рис. 2, а). При этом исходили из того, что продолжительность работы при непрерывном режиме эксплуатации технологической линии имеет линейный характер.

На основе полученных зависимостей определяется мера работоспособности $M = F(t)a(t)$ и $M = F(T)A(T)$ (где t и T – время в абсолютных единицах и относительных единицах). Показатель имеет параболическую форму с точкой максимума, позволяющей ограничить область рациональных значений срока службы агрегатов между ремонтами. При увеличении этого срока из-за аварийных остановок работоспособность начинает снижаться. Это значит, что разность между ожидаемым и реальным объемом работы агрегата будет возрастать. В процессе анализа функционирования ТЛ были построены кривые работоспособности каждого из агрегатов МНЛЗ, максимальная абсолютная M_a и относительная M_o работоспособности (где $Q(t)$ – вероятность отказов технологического агрегата; $F(t)$ – вероятность безотказной работы технологического агрегата; $a(t)$ – продолжительность работы агрегата, ч). Максимальной работоспособностью (в среднем 270 ч и безотказностью $F_1 = 0,51$ обладает первая группа агрегатов, работающих с жидким металлом (рис. 3). Третья группа агрегатов имеет среднюю рациональную работоспособность порядка 200 ч, средняя безотказность $F_3 = 0,6$. Агрегаты второй группы, работающие с затвердевающим металлом, имеют среднюю рациональную работоспособность 150 ч, среднюю безотказность $F_2 = 0,6$.

Для выявления общих закономерностей распределения работоспособности между агрегатами технологической линии МНЛЗ было выполнено определение работоспособности в относительных единицах: объем выполняемой объектом работы представлен в отно-

сительных единицах $A = a_i/a_{max}$. Пользуясь тем, что параметры F и A являются безразмерными величинами, удобнее и время представить в безразмерном виде $T = t/t^*$ (где t^* – максимальное время непрерывного функционирования агрегата). В этом случае построение кривой работоспособности начинается с нахождения зависимостей $Q = Q(t)$ и $a = a(t)$. Эти кривые пересчитываются в зависимости с относительной временной координатой T , то есть в зависимости $Q = Q(T)$ и $A = A(T)$, а затем находится $F(T) = 1 - Q(T)$ и строится кривая изменения меры работоспособности $M = F(T)A(T)$.

Изменение работоспособности в относительных единицах также имеет максимальное значение, ограничивающее степень рационального использования каждого технологического агрегата МНЛЗ (рис. 3, в). Средние величины максимальных значений работоспособности агрегатов всех трех групп ТЛ близки. Это позволяет во время проектирования или реконструкции

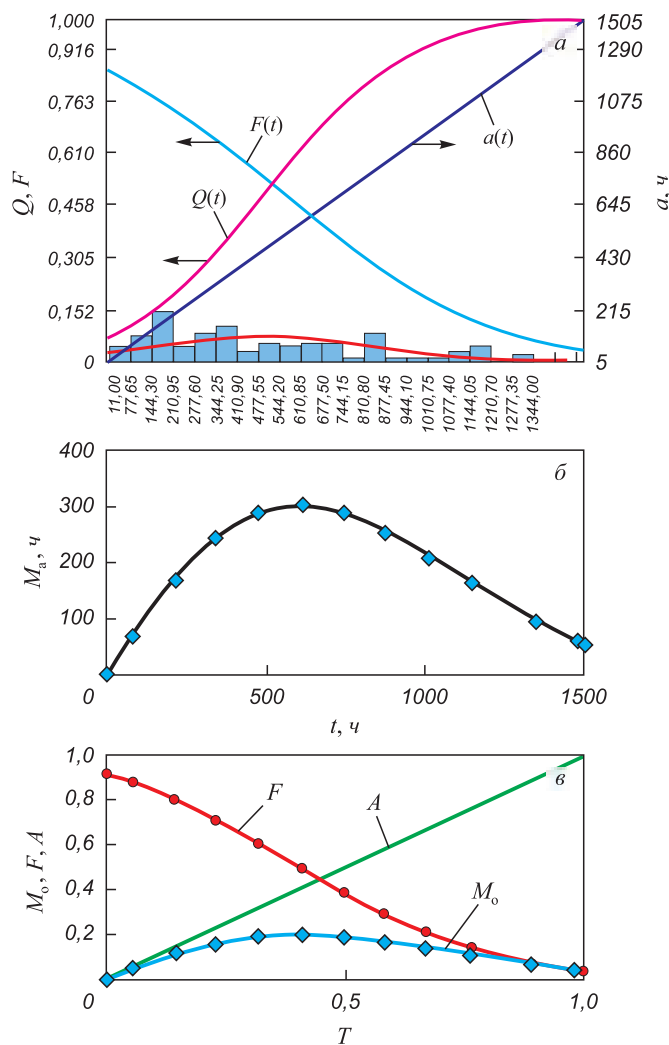


Рис. 2. Пример построения абсолютной M_a и относительной M_o кривых работоспособности технологического агрегата МНЛЗ

Fig. 2. Example of constructing absolute M_a and relative M_o curves of CCM performance

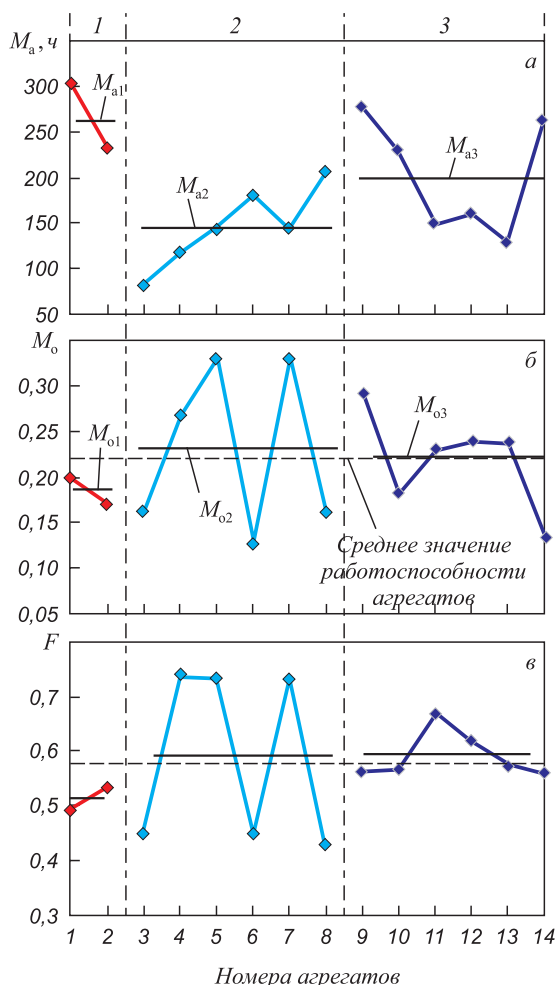


Рис. 3. Характер распределения оптимальной работоспособности (а, б) и соответствующей ей надежности (вероятности безотказной работы) (в):

1 – агрегаты, работающие с жидким металлом; 2 – агрегаты, работающие с затвердевающим металлом; 3 – агрегаты, работающие с затвердевшим металлом

Fig. 3. Nature of distribution of optimal performance (a, b) and corresponding reliability (probability of trouble-free operation) (v): 1 – units working with liquid metal; 2 – units working with solidifying metal; 3 – units working with solidified metal

МНЛЗ задавать общую для всей ТЛ работоспособность, а затем при проектировании каждого конкретного агрегата переходить от относительных к абсолютным координатам. Во время доводки и эксплуатации агрегатов абсолютная мера их работоспособности может меняться при сохранении относительного ее значения. Изменение величины абсолютной работоспособности при сохранении неизменной ее относительного значения позволяет судить о возможностях машины и на основании этого решать целый ряд практически важных задач.

Выводы

Работоспособность как способность выполнять возложенную на агрегат работу или вероятность того, что данная работа будет выполнена, характеризует ка-

чество машины. Этот показатель имеет оптимальное значение, при переходе через которое способность машины выполнить возложенный на нее объем работы начинает снижаться. Оптимум продолжительности работы машины ограничивает рациональный временной участок ее использования без ремонта с максимальной эффективностью. Наибольшей абсолютной работоспособностью обладают агрегаты, работающие с жидким металлом, наименьшей – агрегаты, работающие с затвердевающим металлом. Относительная работоспособность в среднем у агрегатов всех групп практически одна и та же, что позволяет использовать этот показатель в ряде моментов при разработке МНЛЗ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фишер Л., Бауш И., Хюллен И., Фрелинг К., Ржепчик М., Брант Т., Кнопф И., Брасс Х.-Г. Концепции перспективной модернизации с применением апробированной технологии непрерывной разливки стали // Черные металлы. 2018. № 9. С. 40 – 47.
2. Guindani A., Venturini R., Jungbauer A., Linzer B., Gelder S., Bragin S., Bernhard C. Arvedi ESP – real endless strip production: The next generation of producing high-value steels started up, Proc. 2nd Int. Conf. on Super High-Strength Steels, 17 – 20 Oct. 2010. – In book: International Conference Super-High Strength Steels. – Milano, 2010. P. 1 – 11.
3. Схиммель Р., Кирхнер М. Модернизация кристаллизаторов для повышения эффективности работы тонкостенной УНРС типа DSP на комбинате компании TataSteel // Черные металлы. 2018. № 3. С. 24 – 26.
4. Yamasaki J., Miyahara S., Kodama M., Matsukawa T., Matsuno J., Suzuki K. The control of the surface temperature in the continuous slab casting by the on-line digital computer. – In book: 8th IFAC World Congress on Control Science and Technology for the Progress of Society, Kyoto, Japan, 24-28 August 1981. – Kyoto, Japan: 1981. Vol. 14. No. 2. P. 2639 – 2644.
5. Ho K., Pehlke R. Modelling of steel solidification using the general finite difference method. – In book: 5th Int. Iron and Steel. Congr. Proc. 6th Process Technol. Conf. (Apr. 6 – 9, 1986). – Warrendale. 1986. Vol. 6. P. 853 – 866.
6. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of continuous cast steel slabs // Metallurgical Society of AIME. 1967. Vol. 239. No. 11. P. 1747.
7. Evstigneev A.I., Odinkov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Theoretical prediction of crack formation in axisymmetric multilayer shell molds // Materials Science Forum. 2016. Vol. 857. P. 573 – 577.
8. Сотников А.Л., Нагорный В.М., Оробцев А.Ю., Птуха С.В., Родионов Н.А. Нормирование режимов работы и уровня вибрации механизма качания кристаллизатора МНЛЗ // Metallurgical processes and equipment. 2013. № 1. С. 44 – 54.
9. Гребеник В.М., Цапко В.К. Надежность металлургического оборудования (оценка эксплуатационной надежности и долговечности). Справочник. – М.: Металлургия, 1989. – 592 с.
10. Augusti G., Baratta A., Casciati F. Probabilistic methods in structural engineering. – London: Chapman and Hall, 1984. – 556 p.
11. Madsen H.O., Krenk S., Lind N.C. Methods of structural safety. – Englewood Cliffs, Prentice-Hall, 1986. – 403 p.
12. Barlow E.E., Proschan F., Hunter L.C. Mathematical Theory of Reliability. – New York-London-Sydney: Wiley, 1965. – 256 p.
13. Breipohl M. Probabilistic systems analysis. – New York-London-Sydney-Toronto: John Wiley & Sons, Inc., 1970. – 352 p.
14. Hahn G.J., Shapiro S.S. Statistical models in engineering. – New York-London-Sydney: John Wiley & Sons, Inc., 1994. – 376 p.

15. Зорин В.А., Бочаров В.С. Надежность машин. – Орел: Изд-во ОрелГТУ, 2003. – 548 с.
16. Северцев Н.А. Надежность сложных систем в эксплуатации и обработке. Учеб. пособие для вузов. – М.: Высшая школа, 1989. – 432 с.
17. Савельев А.Н. Теория работоспособности технологических машин. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 2008. – 225 с.
18. Савельев А.Н. Использование критерия работоспособности деталей в расчетах на долговечность. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1991. № 10. С. 84 – 86.
19. Оценка надежности машин и оборудования: теория и практика. Учебник / И.Н. Кравченко, Е.А. Пучин, А.В. Чепурин и др.; под ред. И.Н. Кравченко. – М.: Альфа-М; ИНФРА-М, 2012. – 336 с.
20. Светлитский В.А. Статистическая механика и теория надежности. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 504 с.
21. Cramer H. *Mathematical methods of statistics*. – Stockhol: Almqvist and Wiksells, 1946. – 575 p.
22. Рябинин И.А. Надежность и безопасность структурно-сложных систем. – СПб.: Политехника, 2000. – 248 с.
23. Barlow R.E., Proschan F. *Statistical theory of reliability and life testing probability models*. – New York: Holt, Rinehart and Winston, 1975. – 290 p.
24. Locks M.O. *Reliability, maintainability, and availability assessment*. – New York: Hayden Book Co., Inc., 1973.
25. Esary J.D., Proschan F. Reliability bound for systems of maintained and independent components // *Journal of the American Statistical Association*. 1970. Vol. 65. P. 329 – 338.
26. Henley E.J., Lynn J. *Generic techniques in reliability assessment components*. – Holland, Leyden: Noordhoff International, 1976. P. 26 – 35.
27. Савельев А.Н., Северьянов С.С., Прохоренко О.Д. // Особенности эксплуатационных режимов работы технологического оборудования МНЛЗ // *Черные металлы*. 2019. № 6. С. 15 – 22.
28. Савельев А.Н., Северьянов С.С., Савельева А.В. Моделирование эксплуатационной надежности агрегатов технологической линии МНЛЗ как сложной технической системы // *Вестник Сибирского Государственного индустриального университета* 2016. № 2 (16). С. 23 – 28.
29. Савельев А.Н. Структурные особенности устойчиво функционирующей сложной технической системы // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1996. № 12. С. 53 – 58.
30. Савельев А.Н., Тимошенков Ю.Г., Бич Т.А. Моделирование распределения элементов по надежности в машинах непрерывного литья заготовок // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2006. № 8. С. 46 – 49.

Поступила в редакцию 17 мая 2019 г.
 После доработки 17 июня 2019 г.
 Принята к публикации 20 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 12, PP. 972–978.

ASSESSMENT OF UNITS' PERFORMANCE OF CCM TECHNOLOGICAL LINE

A.N. Savel'ev, S.S. Sever'yanov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. To assess operational reliability of technological units of continuous casting machine (CCM), quantitative indicator of efficiency has been applied. This indicator of efficiency describes ability of technical product to perform work assigned to it with a certain probability, or expectancy that this amount of work will be performed. This indicator is interesting for its optimal value, which being surpassed decreases machine ability to perform the necessary amount of work. Thus, the optimum point of machine operating time limits rational time portion of its use without repair with maximum efficiency. Workability of CCM as technological line as well as operability of its units was evaluated using statistical material obtained during the 15 years of operation of billet CCM. So, all units were divided into three essentially different groups according to conditions of their appointment, i.e. a group of units working with liquid metal, a group of units working with solidifying metal and a group of units working with solidified metal. Performance of each group of units is estimated in absolute and relative values. When assessing performance of CCM in absolute values, units operating with liquid metal have the greatest performance. Its rational service life from repair to repair is 270 hours with reliability of 0.51. The smallest efficiency was manifested in units working with solidified metal. Its performance lasts 150 hours with reliability of 0.6. Average efficiency in relative units of all groups of aggregates is almost the same, which makes it possible to use this indicator at an early stage of assessing efficiency of both machine units and CCM as a whole.

Keywords: performance, technological line, continuous casting machine, liquid metal, solidifying metal, solidified metal.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-972-978

REFERENCES

1. Fischer L., Bausch J., Hüllen I., Fröhling C., Rzepczyk M., Brand T., Knopp I., Brass H.-G. The concepts of perspective modernization using tested and approved continuous casting technology. *Chernyye Metally*. 2018, no. 9, pp. 40–47. (In Russ.).
2. Guindani A., Venturini R., Jungbauer A., Linzer B., Gelder S., Bragin S., Bernhard C. Arvedi. ESP – real endless strip production: The next generation of producing high-value steels started up. In: *Proc. 2nd Int. Conf. on Super High-Strength Steels, 17 – 20 Oct. 2010*. Milano, 2010, pp. 1–11.
3. Schimmel R., Kirschner M. Modernization of moulds to provide efficiency rise of continuous casting of 70mm thin slabs. *Chernyye metally*. 2018, no. 3, pp. 24–26. (In Russ.).
4. Yamasaki J., Miyahara S., Kodama M., Matsukawa T., Matsuno J., Suzuki K. The control of the surface temperature in the continuous slab casting by the on-line digital computer. In: *8th IFAC World Congress on Control Science and Technology for the Progress of Society, Kyoto, Japan, 24-28 August 1981*. Kyoto, Japan: 1981, vol. 14, no. 2, pp. 2639–2644.
5. Ho K., Pehlke R. Modeling of steel solidification using the general finite difference method. In: *5th Int. Iron and Steel. Congress Proc. 6th Process Technol. Conf. Apr. 6 – 9, 1986. Warrendale*. Vol. 6. 1986, pp. 853–866.
6. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of continuous cast steel slabs. *Trans. Of The Metallurgical Society of AIME*. 1967, vol. 239, no. 11, pp. 1747.
7. Evstigneev A.I., Odinkov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Theoretical prediction of crack formation in axisymmetric multilayer shell molds. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 857, pp. 573–577.
8. Sotnikov A.L., Nagornyi V.M., Orobtssev A.Yu., Ptukha S.V., Rodionov N.A. Standardization of operating modes and vibration level of CCM mold. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*. 2013, no. 1, pp. 44–54. (In Russ.).

9. Grebenik V.M., Tsapko V.K. *Nadezhnost' metallurgicheskogo oborudovaniya (otsenka ekspluatatsionnoi nadezhnosti i dolgovechnosti)*. *Spravochnik* [Reliability of metallurgical equipment (estimation of operational reliability and durability). Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 592 p. (In Russ.).
10. Augusti G., Baratta A., Casciati F. *Probabilistic Methods in Structural Engineering*. London: Chapman and Hall, 1984, 556 p.
11. Madsen H.O., Krenk S., Lind N.C. *Methods of Structural Safety*. Englewood Cliffs, Prentice-Hall, 1986, 403 p.
12. Barlow E.E., Proschan F., Hunter L.C. *Mathematical Theory of Reliability*. New York-London-Sydney: Wiley, 1965, 256 p.
13. Breipohl M. *Probabilistic Systems Analysis*. New York-London-Sydney-Toronto: John Wiley & Sons, Inc., 1970, 352 p.
14. Hahn G.J., Shapiro S.S. *Statistical Models in Engineering*. New York-London-Sydney: John Wiley & Sons, Inc., 1994, 376 p.
15. Zorin V.A., Bocharov V.S. *Nadezhnost' mashin* [Reliability of machines]. Orel: Izd-vo OrelGTU, 2003, 548 p. (In Russ.).
16. Severtsev N.A. *Nadezhnost' slozhnykh sistem v ekspluatatsii i otrabotke. Ucheb. posobie dlya vuzov* [Reliability of complex systems in operation and working out. University manual]. Moscow: Vysshaya shkola, 1989, 432 p. (In Russ.).
17. Savel'ev A.N. *Teoriya rabotosposobnosti tekhnologicheskikh mashin* [Theory of technological machines workability]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2008, 225 p. (In Russ.).
18. Savel'ev A.N. Use of the criterion of machine parts workability in calculation of their service life. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1991, vol. 36, no. 10, pp. 84–86. (In Russ.).
19. Kravchenko I.N., Puchin E.A., Chepurin A.V., etc. *Otsenka nadezhnosti mashin i oborudovaniya: teoriya i praktika. Uchebnik* [Reliability assessment of machines and equipment: theory and practice. Textbook]. Kravchenko I.N. ed. Moscow: Al'fa-M; INFRA-M, 2012, 336 p. (In Russ.).
20. Svetlitskii V.A. *Statisticheskaya mekhanika i teoriya nadezhnosti* [Statistical mechanics and reliability theory]. Moscow: izd. MG TU im. N.E. Bauman, 2002, 504 p. (In Russ.).
21. Cramer H. *Mathematical Methods of Statistics*. Stockhol: Almqvist and Wiksells, 1946, 575 p.
22. Ryabinin I.A. *Nadezhnost' i bezopasnost' strukturno-slozhnykh system* [Reliability and safety of structurally complex systems]. St.-Peterburg: Politekhnik, 2000, 248 p. (In Russ.).
23. Barlow R.E., Proschan F. *Statistical Theory of Reliability and Life Testing Probability Models*. New York: Holt, Rinehart and Winston, 1975, 290 p.
24. Locks M.O. *Reliability, Maintainability, and Availability Assessment*. New York: Hayden Book Co., Inc., 1973.
25. Esary J.D., Proschan F. Reliability bound for systems of maintained and independent components. *Journal of the American Statistical Association*. 1970, vol. 65, pp. 329–338.
26. Henley E.J., Lynn J. *Generic Techniques in Reliability Assessment Components*. Holland, Leyden: Noordhoff Int., 1976, pp. 26–35.
27. Savelyev A.N., Severyanov S.S., Prokhorenko O.D. Features of operating modes of continuous casting machine's technological equipment. *Chernye metall*. 2019, no. 6, pp. 15–22. (In Russ.).
28. Savel'ev A.N., Sever'yanov S.S., Savel'eva A.V. Modeling of operational reliability of CCM units as complex technical system. *Vestnik Sibirskogo Gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2016, vol. 16, no. 2, pp. 23–28. (In Russ.).
29. Savel'ev A.N. Structural features of sustainably functioning complex technical system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, vol. 39, no. 12, pp. 53–58. (In Russ.).
30. Savel'ev A.N., Timoshenkov Yu.G., Bich T.A. Modeling of distribution of CCM elements by their reliability. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, vol. 49, no. 8, pp. 46–49. (In Russ.).

Information about the authors:

A.N. Savel'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (Savelyev2000@mail.ru)

S.S. Sever'yanov, Postgraduate of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (Zhaha14@rambler.ru)

Received May 17, 2019

Revised June 17, 2019

Accepted June 20, 2019

РАЗРАБОТКА ИНФОРМАЦИОННО-МОДЕЛИРУЮЩЕЙ СИСТЕМЫ ИНЖЕКЦИИ ПЫЛЕУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА В ФУРМЫ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

*Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (vladimirsvydkiy@gmail.com)*

*Куделин С.П., к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (s.p.kudelin@urfu.ru)*

*Гурин И.А., ассистент кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (ivan.gurin@urfu.ru)*

*Носков В.Ю., старший преподаватель кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (vynoskov@gmail.com)*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 28)

Аннотация. Рассмотрена математическая модель фурменного очага доменной печи при инжекции пылеугольного топлива. При математическом моделировании фурменного очага выделено две подсистемы: 1) нагрев частиц угольной пыли и выделение летучих в фурменном очаге; 2) теплообмен и процесс горения в фурменном приборе. Исследовано двумерное поле скоростей газа в фурменном очаге. Процессы горения рассмотрены как совокупность параллельно развивающихся явлений горения кокса в слое, одиночных кусков кокса и частиц угольной пыли. Модель включает уравнения баланса общей массы газа, баланса массы компонентов газа, теплового баланса газа, движения частиц угольной пыли, теплового баланса частицы угольной пыли. В ней рассчитываются максимальная температура горения в фурменном очаге, расстояние от среза фурмы до фокуса горения, протяженность кислородной зоны горения, температура газа, содержание компонентов газовой фазы и степень выгорания углерода пылеугольного топлива на выходе из фурменного очага. Разработана информационно-моделирующая система. Последняя позволяет исследовать влияние характеристик комбинированного дутья, свойств кокса и угольной пыли, геометрических размеров фурм и других факторов на поля температур и концентраций компонентов газовой фазы в фурменном очаге. Рассматриваемая система позволяет подобрать рациональный режим инжекции пылеугольного топлива, который обеспечит полноту его сгорания в границах фурменных очагов. Основными функциями программного обеспечения является представление результатов расчета в виде таблиц и графиков, хранение вариантов исходных данных в базе данных, экспорт результатов расчета во внешний файл формата Microsoft Excel. Сделаны выводы о снижении температуры горения в фурменном очаге, приближении фокуса горения к фурме при вдувании пылеугольного топлива, о необходимости использования углей с определенными качественными характеристиками и месте ввода угольной пыли в поток дутья.

Ключевые слова: доменная печь, пылеугольное топливо, инжекция, горение, моделирование, фурменный очаг, программное обеспечение.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-979-986

ВВЕДЕНИЕ

Для современного коксохимического производства характерно сокращение запасов коксующихся углей. Это, с одной стороны, затрудняет получение прочного и малосернистого кокса, а с другой стороны, вызывает повышение его стоимости. Доля стоимости кокса в стоимости шихты составляет около 40 – 60 % при удельном расходе 360 – 450 кг/т чугуна, поэтому для снижения себестоимости чугуна необходимо уменьшение его удельного расхода, что может быть достигнуто за счет использования других видов топлива при ведении доменной плавки. Перспективной является технология вдувания пылеугольного топлива (ПУТ) в фурменные очаги доменных печей. Она получила широкое практическое

применение на металлургических комбинатах Японии, России, Украины и других стран, начиная с 80-х годов. Преимуществом использования этой технологии являются большие запасы и значительно меньшая стоимость неспекающихся марок углей, чем стоимость кокса, а также высокая теплота сгорания у фурм доменной печи [1]. На сегодняшний день удельный расход пылеугольного топлива на лучших доменных печах составляет до 180 – 250 кг/т чугуна, а в теории до 40 % кокса может быть заменено угольной пылью [2].

Применение ПУТ снижает затраты на топливо в доменном процессе на 35 – 50 % за счет уменьшения удельного расхода кокса. Кроме этого, стоимость строительства комплекса по производству пылеугольного топлива значительно ниже, чем строительство

коксохимического предприятия аналогичной мощности, а затраты на реконструкцию коксовых батарей в 1,5 раза превышают стоимость ремонт комплекса. Также производство кокса влечет за собой выброс в атмосферу значительного количества пыли и вредных газов. Вредные выбросы при производстве кокса в десять раз превышают выбросы при подготовке эквивалентного количества ПУТ, что неблагоприятно сказывается на состоянии окружающей среды.

Главной задачей при дувании пылеугольного топлива является обеспечение полноты его сгорания в пространстве фурменных очагов [3 – 14]. Для ее решения выполнено исследование влияния различных факторов на полноту сгорания ПУТ в фурменном очаге, температуру и состав горнового газа. Построена математическая модель фурменного очага доменной печи, которая учитывает закономерности теплообмена и движения газов в нижней части печи, химические реакции с участием кокса и частиц угольной пыли. Результатом моделирования являются распределения температур, скоростей газа и концентраций веществ O_2 , CO_2 , CO , H_2O и H_2 по длине фурменного очага, скорость газификации кокса, полнота выгорания частиц угольной пыли. Разработанное на основе математической модели программное обеспечение предоставляет технологу доменного цеха инструмент для подбора оптимального расход ПУТ, крупности помола его частиц и других параметров.

ГИПОТЕЗА О ДВИЖЕНИИ ГАЗОВ В ФУРМЕННОМ ОЧАГЕ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

С точки зрения системного анализа доменная печь является сложной системой, при декомпозиции которой можно рассматривать следующие подсистемы: движение шихтовых материалов и газов, теплообмен, восстановление железорудных материалов, плавление агломерата и окатышей, горение кокса в фурменной зоне. Для подсистемы горения кокса в фурменном очаге входными параметрами являются характеристики комбинированного дутья, технический состав, физические и физико-химические свойства кокса, а также геометрические размеры фурм и горна печи. Изменение температуры, скорости газа и концентраций компонентов газовой фазы вдоль оси фурмы представляют собой выходные параметры подсистемы. При математическом моделировании инъекции угольной пыли в горн доменной печи были рассмотрены закономерности процессов, протекающих в подсистеме горения кокса в фурменном очаге [15].

Фурменный очаг представляет собой свободную от кокса полость вблизи фурмы с примыкающей к нему оболочкой толщиной в 4 – 6 диаметров куска кокса. Существуют два основных подхода к пониманию процессов в фурменном очаге. Согласно первому из них после задувки печи при определенном значении кинетической энергии дутья перед фурмой возникает полость, имеющая почти сферическую форму. В этой полости

газы осуществляют вихревое движение, увлекая за собой куски кокса. В ходе циркуляционного движения куски кокса сгорают, и на их место из промежуточного слоя (100 – 200 мм) поступают новые.

Альтернативная гипотеза состоит в следующем. В момент времени после задувки печи движение газа в рабочем пространстве фурменной зоны происходит в фильтрационном режиме. У фурмы выделяется осевая линия тока, вдоль которой скорость движения газа максимальна. Вдоль этой линии процесс горения кокса протекает наиболее интенсивно, в результате чего образуется зона повышенной порозности слоя. При повышении расхода дутья увеличивается объем зоны повышенной порозности слоя и по принципу наименьшей работы газы устремляются именно в эту зону на том основании, что на этом пути сопротивление движению газов минимально.

Поэтому в зоне повышенной порозности образуется свободная от кокса каверна, которая по мере повышения расхода дутья превращается в изогнутую, постепенно расширяющуюся фурменную полость (рис. 1). На некотором удалении от среза фурмы формируется изогнутая конфигурация полости свода, в которой движение газов почти вертикально. Этот свод весьма устойчив, именно на нем сгорает большая часть кокса. Поверхность фурменной зоны, прилегающая к фурме, напротив, динамически неустойчива, поэтому в поток дутья из нее периодически обрушиваются куски кокса.

При математическом моделировании исследуется двумерное поле скоростей газа в фурменном очаге. Вертикальная составляющая скорости принята постоянной и пропорциональной горизонтальной. Процессы горения рассматривают как совокупность параллельно развивающихся явлений горения кокса в слое, одиночных кусков кокса и частиц угольной пыли.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССОВ В ФУРМЕННОМ ОЧАГЕ

Математическая модель фурменного очага доменной печи построена на основе методики, изложенной в ра-

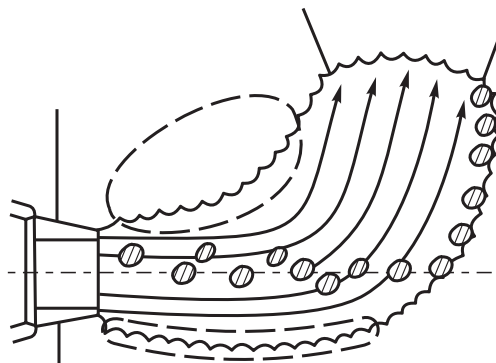


Рис. 1. Фурменный очаг

Fig. 1. Combustion zone

ботах [15 – 18]. Она состоит из двух подсистем: нагрев частиц угольной пыли и выделение летучих в фурменном очаге; теплообмен и процесс горения в фурменном приборе. Рассмотрим основные уравнения подсистемы фурменного очага.

Уравнение баланса общей массы газа имеет следующий вид:

$$-\frac{d\rho v_x S(x)}{dx} = \rho v_y \Pi(x) \xi + S(x) \left[\sum_{i=1}^5 M_i \omega_i + \pi(\varphi_k d_k)^2 N_k \sum_{i=1}^5 \omega_{ik}^* + \pi \sum_{i=1}^5 (\varphi_j d_j)^2 N_j \sum_{i=1}^5 \omega_{ij}^* \right] + S(x) \left[(\rho_{\text{II}} v_{\text{II}})_1 \delta(x - x_1) - (\rho_{\text{II}} v_{\text{II}})_2 \delta(x - x_2) \right] + \frac{\pi S(x)}{6} \sum_{j=1}^J \rho_j (\varphi_j d_j)^3 N_j v_j dL_j, \quad (1)$$

где ρ – плотность газа, кг/м³; v_x, v_y – компоненты скорости газа в двумерной математической модели, м/с; $S(x)$ и $\Pi(x)$ – площадь и периметр фурменного очага на элементарном участке с координатой x , м² и м; M_i – молярная масса компонентов газа (O₂, CO, CO₂, H₂, H₂O), кг/моль; ξ – доля поверхности фурменного очага, через которую газ уходит вверх (параметр настройки модели), доли ед.; ω_i, ω_{ik}^* и ω_{ij}^* – скорость реакции при взаимодействии i -го компонента с оболочкой фурменного очага, одиночными кусками кокса и частицами угольной пыли соответственно (здесь и далее индекс j относится к фракции угольной пыли), кг/(м³·с); φ_k и φ_j – коэффициент формы частиц кокса и частиц угольной пыли, доли ед.; d_k и d_j – диаметр частиц кокса и частиц угольной пыли, м; N_k и N_j – счетная концентрация частиц кокса и частиц угольной пыли, шт/м³; x_1 – место ввода рециркулята в поток дутья, м; x_2 – место вывода рециркулята, м; ρ_{II} и v_{II} – плотность и расход рециркулята, кг/м³ и м³/с; δ – функция Хевисайда, ед.; ρ_j – плотность j -го компонента угольной пыли, кг/м³; v_j – расход j -го компонента угольной пыли, м³/с; J – общее число фракций частиц угольной пыли, шт.; dL_j – изменение массовой доли летучих в частицах угольной пыли, доли ед.; индексы величин $(\rho_{\text{II}} v_{\text{II}})_1$ и $(\rho_{\text{II}} v_{\text{II}})_2$ означают значение на оси фурменного очага в соответствующем сечении.

Уравнение баланса массы i -го компонента газа имеет следующий вид:

$$\rho v_x \frac{dy_i}{dx} = \left[\sum_{i=1}^5 M_i \omega_i + \pi(\varphi_k d_k)^2 N_k \sum_{i=1}^5 \omega_{ik}^* + \pi \sum_{i=1}^5 (\varphi_j d_j)^2 N_j \sum_{i=1}^5 \omega_{ij}^* \right] - M_i \omega_i - \pi(\varphi_k d_k)^2 N_k \sum_{i=1}^5 \omega_{ij}^* - \pi \sum_{i=1}^5 (\varphi_j d_j)^2 N_j \sum_{i=1}^5 \omega_{ij}^*, \quad (2)$$

где y_i – массовая доля компонента газовой фазы, доли ед.

Уравнение теплового баланса включает статьи теплообмена излучением и конвекцией, выделения теплоты вследствие физико-химических превращений и горения летучих. Оно имеет следующий вид:

$$-\frac{d\rho v_x S(x) c T}{dx} = \rho v_y \Pi(x) \xi c T - S(x) \times \left[c_k T_k \sum_{i=0}^3 M_i W_i^* + \sum_{i=0}^4 M_i W_i^* (-\Delta H_i) - \alpha_{\text{фo}} f (T - t_k) \right] + \varepsilon \sigma_0 \Pi(x) \left[(T + 273)^4 + (t_k + 273)^4 \right] - S(x) \pi(\varphi_k d_k)^2 N_k \left[\sum_{i=0}^3 W_{ik} (-\Delta H_i) + c_k t_{\text{ч.к.}} \sum_{i=0}^3 W_{ik} - \alpha_k (T - t_{\text{ч.к.}}) \right] + \pi \sum_{j=1}^J (\varphi_j d_j)^2 N_j \times \left[\sum_{i=0}^3 W_{ij} (-\Delta H_i) + c_j t_j \sum_{i=0}^3 W_{ij} - \alpha_j (T - t_j) \right] - (\rho c T)_{\text{II1}} \delta(x - x_1) + (\rho c T)_{\text{II2}} \delta(x - x_2) + \frac{\pi}{6} \sum_{j=1}^J \rho_j (\varphi_j d_j)^3 N_j v_j Q_j dL_j, \quad (3)$$

где c, c_k и c_j – удельная теплоемкость газа, кокса и частиц угольной пыли, Дж/(кг·К); $T, t_k, t_{\text{ч.к.}}$ и t_j – температура газа, кокса в коксовой оболочке, частицы кокса и частицы угольной пыли, °С; W_i^*, W_{ik} и W_{ij} – общие скорости реакций в оболочке фурменного очага, в одиночных кусках кокса и в частицах угольной пыли соответственно, кг/(м³·К); σ_0 – коэффициент излучения абсолютно черного тела, Вт/(м²·К⁴); ΔH_i – тепловой эффект i -й реакции, Дж/кг; $\alpha_{\text{фo}}, \alpha_k$ и α_j – коэффициенты конвективной теплоотдачи от оболочки фурменного очага, частицы кокса и частицы угольной пыли соответственно, Вт/(м²·К); f – поверхность фронта реакции на j -ой частице угольной пыли, м²; ε – эффективная степень черноты в системе газ – оболочка фурменного очага, доли ед.; Q_j – теплота сгорания летучих, Дж/(м³·К); индексы величин $(\rho c T)_{\text{II1}}$ и $(\rho c T)_{\text{II2}}$ означают значение на оси фурменного очага в соответствующем сечении.

Уравнение движения частицы можно записать в виде:

$$\frac{d\vec{v}_\psi}{d\tau} = \frac{C_D \text{Re}_\psi}{24\tau_p} (\vec{v} - \vec{v}_\psi) + \left(1 + \frac{\rho}{\rho_\psi} \right) g \vec{G}, \quad (4)$$

где \vec{v}_ψ – скорость частицы кокса или угольной пыли; C_D – аэродинамическое сопротивление; τ_p – время релаксации; g – ускорение силы тяжести; \vec{G} – единичный орт силы тяжести.

Индекс ψ означает, что за расчетную величину принимается средний по поверхности диаметр частицы.

Уравнение нагрева частицы содержит те же слагаемые, что и выражение теплообмена для газа, и имеет вид:

$$\frac{m_{\psi} c_{\psi}}{\pi(\varphi_{\psi} d_{\psi})^2} \frac{dt_{\psi}}{dx} = \sum_{i=0}^3 W_{i\psi} (-\Delta H_i) + \alpha_{\psi} (T - t_{\psi}) + \varepsilon_{\text{пр}} \sigma_0 \Pi(x) \left[(t_k + 273)^4 + (t_{\psi} + 273)^4 \right] + \sum_{l=1}^L \frac{W_{lj} (-\Delta H_{lj})}{\pi(\varphi_{\psi} d_{\psi})^2}, \quad (5)$$

где m_{ψ} – масса частицы, кг; c_{ψ} – теплоемкость частицы, Дж/К; φ_{ψ} – коэффициент формы частицы, доли ед.; d_{ψ} – диаметр частицы, м; $W_{i\psi}$ – общая скорость реакций с частицами угольной пыли, кг/(м³·с); α_{ψ} – коэффициент конвективной теплоотдачи от газа к поверхности частицы, Вт/(м²·К); t_{ψ} – температура частицы, °С; $\varepsilon_{\text{пр}}$ – приведенная степень черноты в системе газ – оболочка фурменного очага – частица, доли ед.; L – общее число химических реакций, шт.; W_{lj} – общая скорость реакции выделения летучих, кг/(м³·с); ΔH_{lj} – тепловой эффект реакции выделения летучих, Дж/кг.

Для расчета скоростей химических реакций (окисления углерода, Будуара и взаимодействия углерода с водяными парами) использовали подход, изложенный в работе [19]. Принимаем, что энергия активации реакции Будуара в 2,2 раза, а реакции взаимодействия углерода с водяными парами в 1,6 раз больше энергии активации реакции горения углерода. Также используется допущение, что графики зависимости константы скорости реакции от температуры для разных сортов угля сходятся в одной точке, называемой полюсом горения. В этом случае константа скорости однозначно зависит от энергии активации соответствующей реакции. Сами координаты полюса горения являются параметрами настройки модели.

Характеристики комбинированного дутья на срезе фурмы принимаются в качестве граничных условий

приведенных уравнений. Начальные параметры (расход, химический состав и физические свойства) частиц угольной пыли являются выходными параметрами подсистемы нагрева частиц угольной пыли и выделения летучих в фурменном приборе. Уравнения этой подсистемы строятся аналогично уравнениям подсистемы фурменного очага. Принимается, что в фурменном приборе химических реакций с углеродом угольной пыли не происходит, они идут только с летучими компонентами. Математическая модель нагрева частиц угольной пыли и выделения летучих в фурменном приборе представлена в работе [20].

Для численного решения приведенных уравнений использовался метод Рунге-Кутты [21] четвертого порядка в сочетании с методом итераций.

ОПИСАНИЕ ПРОГРАММЫ

На основе представленной математической модели создано программное обеспечение (ПО), позволяющее исследовать влияние различных факторов на температурные и концентрационные поля в фурменном очаге, подобрать рациональный режим работы при вдувании ПУТ. Разработка ПО выполнена в среде Visual Studio 2017 в виде проекта Windows Forms на языке программирования C#.

Главное окно программы представлено на рис. 2. Окно ввода исходных данных представлено на рис. 3. Исходные данные разделены на три категории: параметры доменной печи (геометрические размеры горна печи и фурм); технологические параметры (характеристики комбинированного дутья, свойства кокса); параметры угольной пыли. Для каждой категории существует свой набор вариантов расчета, который отображается в списке на каждой вкладке.

При вводе нового варианта исходных данных или выборе существующего в главном окне программы будут отображены краткие результаты расчета:

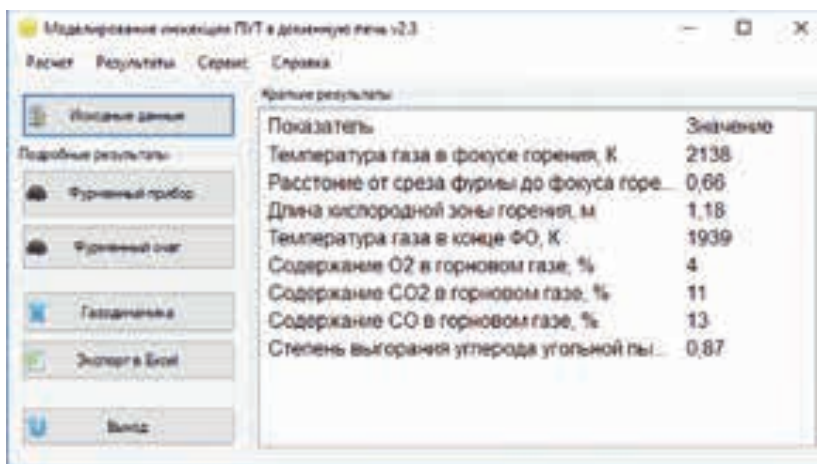


Рис. 2. Главное окно программы

Fig. 2. Main program window

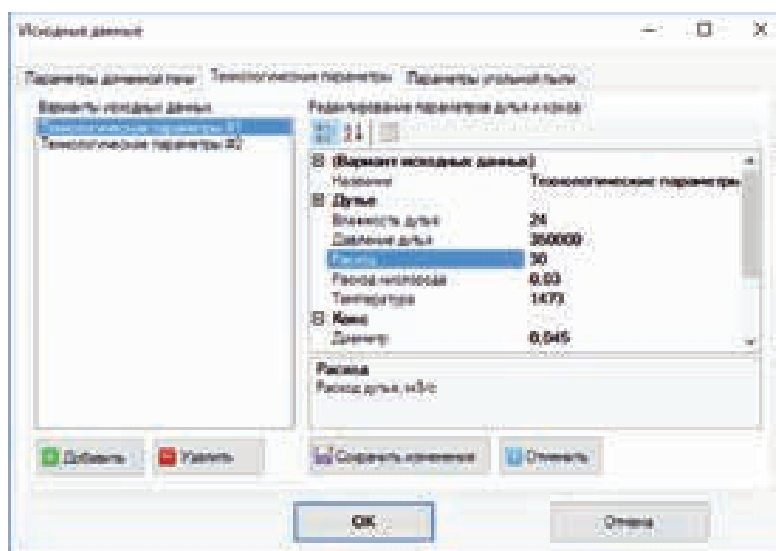


Рис. 3. Окно «Ввод исходных данных»

Fig. 3. Initial Data Input window

- максимальная температура газа в фурменном очаге;
- расстояние от среза фурмы до фокуса горения;
- протяженность кислородной зоны горения, в которой концентрация кислорода превышает 5 %;
- температура газа в конце фурменного очага;
- содержание кислорода, диоксида и монооксида углерода в горновом газе на выходе из фурменного очага;
- степень выгорания углерода ПУТ на выходе из фурменного очага.

Максимальная температура газа достигается в фокусе горения в месте, где содержание углекислоты в газе достигает максимума.

Хранение одновременно нескольких вариантов исходных данных удобно использовать для сравнения результатов расчета. Для просмотра подробных результатов моделирования подсистемы фурменного очага и подсистемы теплообмена, а также процессов горения в фурменном приборе используются закладки «Фурменный очаг» и «Фурменный прибор». Подробные результаты при моделировании протекающих процессов в фурменном приборе включают графики и таблицы распределения расчетных величин (температур газа и частиц угольной пыли; скорости частиц угольной пыли и степени выгорания летучих) вдоль оси фурмы. Подробные результаты при моделировании фурменного очага включают графики и таблицы распределения расчетных величин (температуры газа; содержания соединений O_2 , CO , CO_2 , H_2O , N_2 в газовой фазе; расхода газа; скорости газификации углерода кокса; температуры частиц угольной пыли; степени выгорания частиц ПУТ) вдоль оси фурменного очага. Окно просмотра подробных результатов моделирования подсистемы теплообмена и процессов горения в фурменном приборе представлено на рис. 4.

В базе данных программы хранится справочник углей, который можно редактировать через интерфейс программы (рис. 5). В приложении существует возможность экспорта результатов расчета во внешний файл программы для работы с электронными таблицами Microsoft Excel.

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ

В табл. 1 показано влияние расхода ПУТ на основные характеристики фурменного очага. По полученным результатам можно сделать вывод, что с увеличением расхода пылеугольного топлива снижается температура в фокусе горения и в конце фурменного очага. Поэтому для компенсации снижения температуры горения необходимо увеличение температуры горячего дутья или повышение содержания кислорода в нем. При повышении расхода ПУТ уменьшается протяженность кислородной зоны горения, а точка фокуса горения приближается к срезу фурмы.

В табл. 2 показано влияние содержания летучих в угле на параметры фурменного очага. По полученным результатам можно сделать вывод, что угли с большим содержанием летучих выгорают полнее.

В результате моделирования и исследования влияния инъекции ПУТ на характеристики фурменного очага сделаны следующие выводы:

- при вдувании ПУТ снижается температура горения в фурменном очаге, поэтому для ее выравнивания необходимо увеличение температуры дутья или повышение содержания кислорода в нем;
- при вдувании ПУТ фокус горения приближается к фурме, поэтому необходимо учитывать его стойкость;
- для обеспечения полноты выгорания углерода угольной пыли в пределах фурменного очага необ-

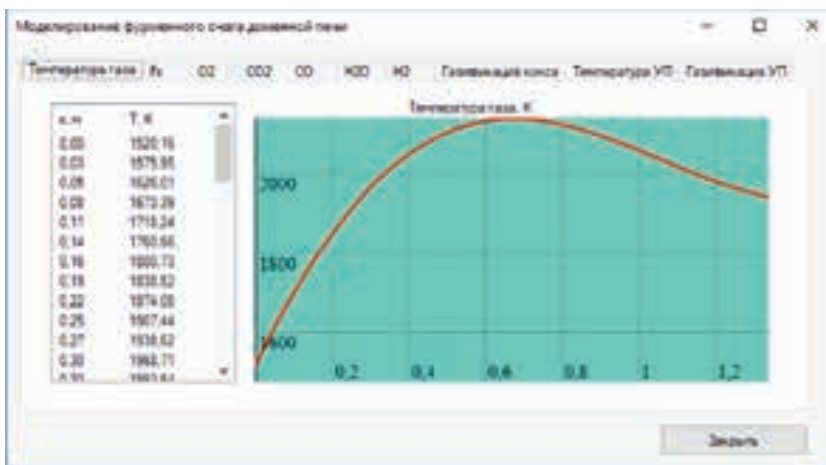


Рис. 4. Окно «Просмотр подробных результатов»

Fig. 4. Detailed Results View window

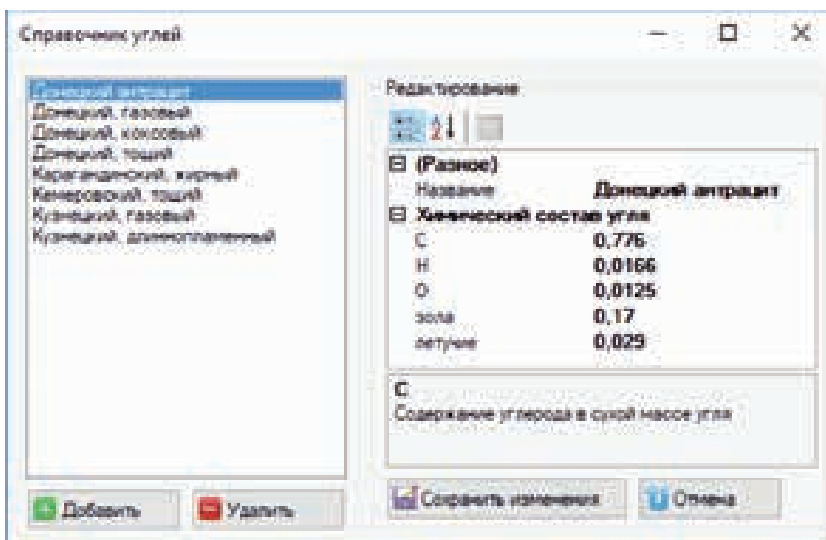


Рис. 5. Окно «Редактирование справочника углей»

Fig. 5. Coal Guide Editing window

Таблица 1

Параметры фурменного очага при различных расходах ПУТ

Table 1. Parameters of combustion zone at different PCF consumption

Параметр	Значение параметра при расходе, г/м ³ , ПУТ			
	2	4	6	8
Температура газа в фокусе горения, К	2151	2147	2144	2140
Расстояние от среза фурмы до фокуса горения, м	0,74	0,71	0,68	0,68
Протяженность кислородной зоны горения, м	1,31	1,26	1,23	1,20
Температура газа в конце фурменного очага, К	1983	1972	1960	1949
Содержание кислорода в горновом газе, %	5	5	4	4
Содержание диоксида углерода в горновом газе, %	12	12	12	11
Содержание монооксида углерода в горновом газе, %	9	10	11	12
Степень выгорания углерода угольной пыли на выходе из фурменного очага, доли	0,86	0,85	0,84	0,82

Параметры фурменного очага при различном содержании летучих в угле

Table 2. Parameters of combustion zone at different volatile contents in coal

Параметр	Значение параметра при содержании, %, летучих в угле			
	5	10	20	30
Температура газа в фокусе горения, К	2130	2132	2135	2138
Расстояние от среза фурмы до фокуса горения, м	0,68	0,68	0,66	0,66
Длина кислородной зоны горения, м	1,20	1,20	1,20	1,18
Температура газа в конце фурменного очага, К	1943	1942	1940	1939
Содержание кислорода в горновом газе, %	4	4	4	4
Содержание диоксида углерода в горновом газе, %	11	11	11	11
Содержание монооксида углерода в горновом газе, %	13	13	13	13
Степень выгорания углерода угольной пыли на выходе из фурменного очага, доли	0,59	0,62	0,71	0,81

ходимо использовать уголь с содержанием летучих 20 – 40 % и крупностью помола частиц 0,10 – 0,15 мм; – точка ввода угольной пыли в поток дутья должна находиться на расстоянии не менее одного метра от среза фурмы.

Выводы

Разработанная информационно-моделирующая система предназначена для исследования влияния различных факторов на состояние фурменных очагов доменных печей, работающих с инъекцией пылеугольного топлива. Программное обеспечение может быть использовано технологами доменного цеха при подборе допустимых значений технологических параметров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е. *Металлургия чугуна. Учеб. для вузов.* – Киев: Выща школа Головное изд-во, 1988. – 351 с.
- Плискановский С.Т., Полтавец В.В. *Оборудование и эксплуатация доменных печей.* – Днепропетровск: Пороги, 2004. – 495 с.
- Дунаев Н.Е., Кудрявцева З.М., Кузнецов Ю.М. *Вдувание пылевидных материалов в доменные печи.* – М.: *Металлургия*, 1977. – 208 с.
- Kochura V.V., Yaroshevskii S.L., Kuppenko V.I., Mishin I.V. Method of determining the degree of combustion of pulverized-coal fuel in blast furnaces // *Metallurgist*. 2013. Vol. 57. No. 7-8. P. 671 – 681.
- Kochura V., Yaroshevskiy S., Popov V., Braga V. Fundamentals aspects and industrial practice of coal injection in the blast furnace at Donetsk Metallurgical Works. – In: 4th International Congress on the Science and Technology of Ironmaking. 2006. P. 331 – 334.
- De Castro J.A., da Silva A.J., Sasaki Y., Yagi J. A six-phases 3-D model to study simultaneous injection of high rates of pulverized coal and charcoal into the blast furnace with oxygen enrichment // *ISIJ Int*. 2011. Vol. 51. No. 5. P. 748 – 758.
- Chung J.K., Han J.W., Lee J.H. Coke properties at tuyere level in blast furnace with pulverized coal injection // *Metals and Materials*. 1996. Vol. 2. No. 1. P. 1 – 7.
- Jiang X., Li J., Qiu J. Study on combustion characteristic of micro-pulverized coal // *Zhongguo Dianji Gongcheng Xuebao*. 2000. Vol. 20. No. 6. P. 71 – 74.
- Tovarovskii I.G., Merkulov A.E. Blast-furnace smelting with coal-dust injection // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 1. P. 28 – 40.
- Tovarovskii I.G., Merkulov A.E. Analysis of blast-furnace smelting with the injection of natural gas and coke-oven gas // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 1. P. 28 – 40.
- Su B.X., Zhang J.L., Liu Q.Y., Che X.-M., Fu Y.D., Jin J.Q. Study on the combustion process of pulverized coal and carbonaceous matter dust in BF // *Materials Science and Technology Conference and Exhibition*. 2011. Vol. 1. P. 536 – 544.
- Zolotukhin Y.A., Andreichikov N.S., Kukolev Y.B. Quality requirements on coke for blast furnaces operating with coal-dust fuel // *Coke and Chemistry*. 2009. Vol. 52. No. 3. P. 110 – 115.
- Wu K., Ding R., Han Q., Yang S., Wei S., Ni B. Research on unconsumed fine coke and pulverized coal of BF dust under different PCI rates in BF at capital steel Co // *ISIJ International*. 2010. Vol. 50. No. 3. P. 390 – 395.
- Jaffarullah R., Ghosh B.K. Alternate fuels in blast furnaces to reduce coke consumption // *Journal of the Institution of Engineers*. 2005. Vol. 86. Part: Metallurgy and Material Science Division. P. 16 – 23.
- Введение в системный анализ теплофизических процессов в металлургии. Учеб. пособие для вузов / Н.А. Спириин, В.С. Швыдкий, В.И. Лобанов, В.В. Лавров. – Екатеринбург, УГТУ, 1999. – 205 с.
- Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спириин, В.Л. Терентьев и др.; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2005. – 301 с.
- Спириин Н.А., Швыдкий В.С., Овчинников Ю.Н., Лавров В.В. Математическое моделирование теплообмена в фурменном очаге доменной печи // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1998. Т. 41. № 4. С. 51 – 53.
- Pavlov A.V., Polinov A.A., Spirin N.A., Onorin O.P., Lavrov V.V. Use of model systems for solving new technological problems in blast-furnace production // *Metallurgist*. 2017. Vol. 61. No. 5-6. P. 448 – 454.
- Основы практической теории горения / В.В. Померанцев, К.М. Арефьев, Д.Б. Ахмедов и др. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 312 с.
- Швыдкий В.С., Быков А.Г., Луговых Г.А., Карымов Р.Р. Газификация частиц угольной пыли в фурменном приборе доменной печи // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2008. Т. 51. № 4. С. 7 – 10.
- Волков Е.А. Численные методы. Учеб. пособие для вузов. – М.: Наука, 1987. – 248 с.

Поступила в редакцию 23 мая 2019 г.
После доработки 29 мая 2019 г.
Принята к публикации 13 июня 2019 г.

DEVELOPMENT OF INFORMATION MODELING SYSTEM OF COAL-DUST FUEL INJECTION INTO TUYERES OF BLAST FURNACE

V.S. Shvydkii, S.P. Kudelin, I.A. Gurin, V.Yu. Noskov

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

Abstract. The article considers a mathematical model of combustion zone of blast furnace working with the use of injection of coal-dust fuel. In this model, two subsystems were identified: 1) subsystem of heating the particles of coal dust and volatiles release in the combustion zone; 2) subsystem of heat exchange and combustion processes in the tuyere. A two-dimensional velocity field of gas in the combustion zone was investigated. The combustion processes are considered as a set of simultaneously developing phenomena of coke burning in a layer, single pieces of coke and particles of coal dust. The model includes following equations: total gas mass balance, gas component mass balance, gas heat balance, movement of coal dust particles and heat balance of coal dust particles. The model calculates maximum burning temperature in combustion zone; the distance from the cut of the tuyere to the focus of combustion; the length of the oxygen combustion zone; gas temperature; the content of gas phase components and the degree of carbon burnout of pulverized coal at the outlet of the tuyere combustion zone. Information-modeling system has been developed. It allows investigation of influence of combined blast characteristics, the properties of coke and coal-dust fuel, the geometric dimensions of tuyeres and other factors on temperature fields and concentrations of components of gas phase in combustion zone. The model also helps to select a rational mode of pulverized coal that will ensure completeness of its combustion in the tuyere combustion zone. Main functions of the program are as follows: representation of results of calculation in form of tables and diagrams, storage of options of basic data in a database and export of results of calculation to Microsoft Excel. Conclusions were made on reduction of combustion temperature in combustion zone and the approach of focus of combustion to the tuyere when pulverized coal was injected. The authors also have established the need to use coals with certain quality characteristics and place where coal dust was introduced into the blast stream.

Keywords: blast furnace, coal-dust fuel, injection, combustion, modeling, combustion zone, software.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-979-986

REFERENCES

1. Efimenko G.G., Gimmel'farb A.A., Levchenko V.E. *Metallurgiya chuguna. Ucheb. dlya vuzov* [Ironmaking. Textbook for universities]. Kiev: Vyscha shkola, 1988, 351 p. (In Russ.).
2. Pliskanovskii S.T., Poltavets V.V. *Oborudovanie i ekspluatatsiya domennykh pechei* [Equipment and operation of blast furnaces]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2004, 495 p. (In Russ.).
3. Dunaev N.E., Kudryavtseva Z.M., Kuznetsov Yu.M. *Vdvanie pylevidnykh materialov v domennye pechi* [Blasting of pulverized materials into blast furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p. (In Russ.).
4. Kochura V.V., Yaroshevskii S.L., Kупenko V.I., Mishin I.V. Method of determining the degree of combustion of pulverized-coal fuel in blast furnaces. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 7-8, pp. 671–681.
5. Kochura V., Yaroshevskiy S., Popov V., Braga V. Fundamentals aspects and industrial practice of coal injection in the blast furnace at Donetsk Metallurgical Works. In: *4th Int. Congress on the Science and Technology of Ironmaking*, 2006, pp. 331–334.
6. De Castro J.A., da Silva A.J., Sasaki Ya., Yagi J. A six-phases 3-D model to study simultaneous injection of high rates of pulverized coal and charcoal into the blast furnace with oxygen enrichment. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 748–758.
7. Chung J.K., Han J.W., Lee J.H. Coke properties at tuyere level in blast furnace with pulverized coal injection. *Metals and Materials*. 1996, vol. 2, no. 1, pp. 1–7.
8. Jiang X., Li J., Qiu J. Study on combustion characteristic of micro-pulverized coal. *Zhongguo Dianji Gongcheng Xuebao*. 2000, vol. 20, no. 6, pp. 71–74.
9. Tovarovskii I.G., Merkulov A.E. Blast-furnace smelting with coal-dust injection. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 1, pp. 28–40.
10. Tovarovskii I.G., Merkulov A.E. Analysis of blast-furnace smelting with the injection of natural gas and coke-oven gas. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 1, pp. 28–40.
11. Su B.X., Zhang J.L., Liu Q.Y., Che X.-M., Fu Y.D., Jin J.Q. Study on the combustion process of pulverized coal and carbonaceous matter dust in BF. *Materials Science and Technology Conf. and Exhibition*. 2011, vol. 1, pp. 536–544.
12. Zolotukhin Y.A., Andreichikov N.S., Kukolev Y.B. Quality requirements on coke for blast furnaces operating with coal-dust fuel. *Coke and Chemistry*. 2009, vol. 52, no. 3, pp. 110–115.
13. Wu K., Ding R., Han Q., Yang S., Wei S., Ni B. Research on unconsumed fine coke and pulverized coal of BF dust under different PCI rates in BF at capital steel Co. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, no. 3, pp. 390–395.
14. Jaffarullah R., Ghosh B.K. Alternate fuels in blast furnaces to reduce coke consumption. *Journal of the Institution of Engineers*. 2005, vol. 86, Part: Metallurgy and Material Science Division, pp. 16–23.
15. Spirin N.A., Shvydkii V.S., Lobanov V.I., Lavrov V.V. *Vvedenie v sistemnyi analiz teplofizicheskikh protsessov v metallurgii. Ucheb. posobie dlya vuzov* [Introduction to systematic analysis of thermo-physical processes in metallurgy. University manual]. Ekaterinburg, UGTU, 1999, 205 p. (In Russ.).
16. Onorin O.P., Spirin N.A., Terent'ev V.L. etc. *Komp'yuternye metody modelirovaniya domennogo protsessa* [Computer methods of blast furnace process modeling]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: UGTU–UPI, 2005, 301 p. (In Russ.).
17. Spirin N.A., Shvydkii V.S., Ovchinnikov Yu.N., Lavrov V.V. Mathematical modeling of heat transfer in combustion zone of blast furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1998, vol. 41, no. 4, pp. 51–53. (In Russ.).
18. Pavlov A.V., Polinov A.A., Spirin N.A., Onorin O.P., Lavrov V.V. Use of model systems for solving new technological problems in blast-furnace production. *Metallurgist*. 2017, vol. 61, no. 5-6, pp. 448–454.
19. Pomerantsev V.V., Aref'ev K.M., Akhmedov D.B. etc. *Osnovy prakticheskoi teorii gorenija* [Fundamentals of the practical theory of combustion]. Leningrad: Energoatomizdat, 1986, 312 p. (In Russ.).
20. Shvydkii V.S., Bykov A.G., Lugovykh G.A., Karymov R.R. Gasification of coal dust particles in a blast furnace unit. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, vol. 51, no. 4, pp. 7–10. (In Russ.).
21. Volkov E.A. *Chislennye metody. Ucheb. posobie dlya vuzov* [Numerical methods. University manual]. Moscow: Nauka, 1987, 248 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.S. Shvydkii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (vladimirsvydkij0@gmail.com)

S.P. Kudelin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (s.p.kudelin@urfu.ru)

I.A. Gurin, Assistant of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (ivan.gurin@urfu.ru)

V.Yu. Noskov, Senior Lecturer of the Chair “Thermal Physics and Informatics in Metallurgy” (vynoskov@gmail.com)

Received May 23, 2019

Revised May 29, 2019

Accepted June 13, 2019

Указатель статей, помещенных в журнале «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия» за 2019 год

Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства	3	Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Базлов А.И., Базлова Т.А., Белов В.Д. Влияние возврата собственного производства на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС6У. Часть 2. Анализ макроструктуры и механических свойств сплава ЖС6У, полученного с применением возврата собственного производства	7
Счастливец В.М. Уральская железная промышленность конца XIX в. глазами Д.И. Менделеева	1	Крюков Р.Е., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Башенко Л.П., Осетковский И.В. Исследование полученного с использованием новых порошковых проволок наплавленного слоя, работающего в условиях высокоабразивного износа	6
СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ			
Мадхаван Чандраванши, Райан Кумар Сингх, Судхаршан Р. Разработка высокопрочного стального листа с улучшенной деформационной прокаливаемостью для автомобильной промышленности	11	Левшин Г.Е. Пути совершенствования индукционных индукторных тигельных печей	2
Рашев Ц.В., Елисеев А.В., Жекова Л.Ц., Богев П.В. Высокоазотистые стали	7	Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Исследование напряжений в бойках различной конструкции установки непрерывного литья и деформации при получении листов из стали для сварных труб	4
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ			
Алещенко А.С., Будников А.С., Харитонов Е.А. Исследование формоизменения металла в процессе редуцирования труб на трехвалковом стане	10	Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 1 ...	8
Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметаников А.Н., Гуляков В.С. Физические свойства шлаков системы $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{V}_2\text{O}_5$, содержащей 15 % Al_2O_3 и 8 % MgO	10	Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 2 ...	10
Божков А.И., Ковалев Д.А., Потанов В.С., Шульгин Р.И. Методика расчета режимов холодной прокатки полос на многоклетевом стане, обеспечивающих снижение себестоимости продукции листопрокатного цеха. Сообщение 1	7	Максимов А.Б., Шевченко И.П., Ерохина И.С. Толстолистовой прокат с изменяющимися механическими свойствами по толщине	8
Божков А.И., Ковалев Д.А., Потанов В.С., Шульгин Р.И. Методика расчета режимов холодной прокатки полос на многоклетевом стане, обеспечивающих снижение себестоимости продукции листопрокатного цеха. Сообщение 2	9	Мартиросян В.А., Сасунян М.Э. Исследование шлаков металлургических заводов Армении при тонком измельчении	1
Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А., Никитенко О.А., Хамидулина Д.Д. Модифицирование отливок из высокомарганцевой стали карбонитридом титана	3	Минков К.А., Минков А.Н., Хлыбов А.А. Выбор температурно-временных условий нагрева для реализации совмещенного процесса борирования и объемной закалки крупных штампов из стали 5ХНМ	9
Волков В.П., Салихьянов Д.Р. К вопросу о деформации колец внутренним давлением	3	Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Пространство схем калибровок	1
Горбатько С.М., Тарасов Ю.С., Левицкий И.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Влияние керамической вставки с захвирителем на газодинамику и теплообмен в воздушной фурме доменной печи	5	Огарков Н.Н., Звягина Е.Ю., Исмагилов Р.Р. Теоретический анализ формирования шероховатости автомобильного листа при дрессировке в валках обработанных дробью	8
Горкуша Д.В., Григорович К.В., Карасев А.В., Комолова О.А. Изменение содержания различных типов неметаллических включений в процессе внепечной обработки низкоуглеродистой стали класса IF	5	Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А. Численное моделирование процесса заполнения металлом кристаллизатора с отражателем УНРС	10
Гуляков В.С., Вусихис А.С., Петрова С.А. Получение безобжиговых окатышей из отходов Шадровского талькового комбината	3	Прибытков И.А., Кондрашенко С.И. Аэродинамика струй, взаимодействующих с плоской поверхностью	4
Демченко А.И., Корзун Е.Л., Чернышов Е.А. Повышение качества литого цилиндрического слитка вакуумно-индукционной выплавки из сплава Inconel 718 в условиях ПАО «РУС-ПОЛИМЕТ»	4	Прибытков И.А., Кондрашенко С.И. О расчете конвективной теплоотдачи при взаимодействии струи с ограничивающей поверхностью	3
Еременко Ю.И., Полещенко Д.А. О разработке и промышленной апробации системы отсечки шлака при разливке стали	5	Рогачев С.О., Стомахин А.Я., Никулин С.А., Кадач М.В., Хаткевич В.М. Структура и механические свойства аустенитных Cr–Ni–Ti сталей после высокотемпературного азотирования	5
Зайдес С.А., Куанг Лэ Хонг Провка маложестких цилиндрических деталей. Часть 1. Обоснование вида нагружения и режимов при поперечной правке цилиндрических деталей	7	Романчев Б.А., Харитонов Е.А., Будников А.С., Ле Ван Чонг, Чан Ба Хюп Исследование процесса винтовой раскатки труб в четырехвалковом стане	9
Зайдес С.А., Лэ Хонг Куанг Провка маложестких цилиндрических деталей. Часть 2. Напряженное состояние цилиндрических заготовок при поперечной обкатке плоскими плитами	9	Самусев С.В., Фадеев В.А. Физическое моделирование процесса непрерывной формовки сварных прямошовных труб на участке открытых валковых калибров ТЭСА	7
Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Шурупов В.М., Кибко Н.В., Башенко Л.П. Изучение процесса восстановления вольфрама из оксида при наплавке порошковыми проволоками	3	Скуднов В.А., Сафронов А.С., Хлыбов А.А. Оценка структурной чувствительности предельной деформации трубных сталей к сроку эксплуатации магистральных трубопроводов с помощью комплексных энергетических критериев разрушения синергетики	1
Козырев Н.А., Михно А.Р., Крюков Р.Е., Калиногорский А.Н., Башенко Л.П. Влияние введения добавок во флюсы, изготовленные из ковшевого электросталеплавильного шлака	8	Смирнов Е.Н., Скляр В.А., Смирнов А.Н., Белевитин В.А., Пивоваров Р.Е. Исследование влияния температурного состояния торцевой области кратной непрерывнолитой сортовой заготовки на растрескивание торцов раската при прокатке	7
Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Базлов А.И., Базлова Т.А., Белов В.Д. Влияние возврата собственного производства на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС6У. Часть 1. Анализ структуры и фазового состава сплава ЖС6У, полученного с применением возврата собственного производства	5	Фастыковский А.Р., Базайкин В.И., Беляев С.В., Живаго Э.Я. Инновационная технология получения прокаткой профилей простой формы	12
		Харитонов В.А., Иванов А.Б., Лаптева Т.А. Закономерности распределения деформации проволок в многослойной пряди при круговом калибрующем обжатии	9

Чуманов И.В., Матвеева М.А., Сергеев Д.В. Влияние вращения расходомерного электрода при электрошлаковом переплаве на анизотропию свойств получаемого слитка	2
Шаповалов А.Н., Овчинникова Е.В., Горбунов В.Б. Использование магнезиальных флюсов Халиловского месторождения при производстве агломерата	7
Шпильников А.А., Роготовский А.Н., Бобылева Н.А., Скаков С.В. Современные проблемы и перспективы развития компьютерного моделирования движения расплава в промежуточном ковше и кристаллизаторе МНЛЗ	5
Щукина Н.В., Черемискина Н.А., Лошкарев Н.Б., Лавров В.В. Расчетные исследования тепловой работы и совершенствование конструкции кольцевой печи ПАО «Челябинский трубопрокатный завод» для улучшения теплотехнических показателей ее работы	6
Ярошевский С.Л., Кочура В.В., Кузнецов А.М., Хайбулаев А.С., Афанасьева З.К. Эффективность вдувания природного газа и пылеугольного топлива при выплавке чугуна	11

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Клименко А.В., Агабабов В.С., Корягин А.В., Петин С.Н., Борисова П.Н. Использование детандер-генераторного агрегата на ТЭЦ металлургического комбината для производства электроэнергии и повышения эффективности работы компрессорной установки	9
Хоботова Э.Б., Игнатенко М.И., Сторчак О.Г., Калужная Ю.С., Грайворонская И.В. Минеральный состав отвалных доменных шлаков	10

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Еронько С.П., Горбатов С.М., Ткачев М.Ю., Ошовская Е.В. Совершенствование конструкции и модельные исследования работы системы газотососа электродуговой печи литейного цеха	1
Лебедев А.Б., Утков В.А., Гутема Е.М. Взаимодействие расплавленного доменного шлака с твердой фазой красного шлама	4
Муравьева И.В., Бебешко Г.И. Контроль фтора в металлургическом топливе	5
Симонян Л.М., Демидова Н.В. Диоксины и фураны в цинксодержащей металлургической пыли: процессы формирования и поведение	7
Симонян Л.М., Демидова Н.В. Изучение поведения диоксинов и фуранов в процессе удаления цинка и свинца из пыли ДСП	11
Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Костина Т.К., Шмакова К.Ю. Использование высокотемпературной обработки расплава для переработки литейных отходов жаропрочного сплава	3

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Характеристики сухого скользящего электроконтакта металлов в условиях катастрофического изнашивания	2
Багмутов В.П., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н., Романенко М.Д., Чекунов В.В. Влияние структуры и свойств поверхностного слоя на усталостную прочность закаленных сталей, упрочненных комбинированной электрохимической обработкой	6
Беломытцев М.Ю., Моляров В.Г. Исследование сопротивления ползучести феррито-мартенситной стали 16X12МВСФБР (ЭП-823)	4
Беломытцев М.Ю. Обобщенные диаграммы и уравнения рекристаллизации холоднотемпературной стали Ст. 3	11
Беломытцев М.Ю., Фунг Туан Ань Жаропрочность композиционного материала с сотовой структурой на основе интерметаллида Ni ₃ Al	3
Берестов А.В., Кудрявцев Е.М., Мартыненко С.П., Родько И.И. Применение особенностей ультразвуковых резонансных колебаний для оценки размеров фазовых включений в образцах сплавов на основе хром – железо	7

Габеляя Д.И., Кабаков З.К., Машенко М.А. Расчет изменения удельных объемов сплавов системы Fe – С в зависимости от содержания углерода и температуры	8
Габеляя Д.И., Кабаков З.К., Машенко М.А. Расчетный способ определения температурной зависимости коэффициента линейного расширения железоуглеродистых сплавов	10
Дильдин А.Н., Герасимов В.Ю., Трофимов Е.А., Матвеева М.А., Музафарова И.В. Влияние термической обработки на размер частиц карбидной фазы, твердость и коррозионную стойкость многослойного композиционного материала на основе сталей UDDEHOLM ELMAX и AISI420MoV	6
Зурнаджи В.И., Ефременко В.Г., Брыков М.Н., Гаврилова В.Г., Цветкова Е.В. Объемные изменения при нагреве в стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-p-P-обработке	1
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Романов Д.А., Клопотов А.А., Рубанникова Ю.А. Структура и свойства слоя, наплавленного на сталь ХАРДОКС 450 борсодержащей проволокой	8
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарикина И.В., Киндоп В.Э. Коррозионная и кавитационная стойкость в морской воде высокопрочных азотистых хромоникельмарганцевых аустенитных сталей	1
Колокольников В.М., Петроченко Е.В., Молочкова О.С. Влияние бора и температурных режимов охлаждения металла в литейной форме на структурно-фазовое состояние жаропрочных сталей	11
Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали с 0,5 % N. Часть 1	11
Краюшкин Н.А., Прибытков И.А., Шатохин К.С. Формирование температурных полей и термических напряжений в процессе затвердевания цилиндрических непрерывнолитых стальных заготовок	1
Муравьев В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Фролов А.В. Особенности деформации и разрушения упрочненных высокоуглеродистых сталей после обработки в температурных условиях фазового превращения и превращения	1
Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Кондрашкин О.Б., Чернышов Е.А., Пронин А.И. Изменение показателей сопротивления усталости конструкционных сталей при различных спектрах нагружения	10
Пачурин Г.В., Гончарова Д.А., Филиппов А.А., Нуждина Т.В., Деев В.Б. Исследование процесса усталости автомобильных материалов	9
Полетаев Г.М., Зоря И.В., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д. Влияние примесных атомов легких элементов на диффузию по границам зерен в ГЦК металлах: молекулярно-динамическое моделирование	12
Полецков П.П., Денисов С.В., Никитенко О.А., Чукин Д.М., Гущина М.С. Исследование распада переохлажденного аустенита низкоуглеродистой трубной стали с использованием комплекса Gleeble 3500	3
Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Никоненко А.В., Громов В.Е., Перегудов О.А. Влияние электролитно-плазменной нитроцементации на структурно-фазовое состояние сталей феррито-перлитного класса	10
Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. О природе мест зарождения мартенсита при закалке стали	2
Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Давидян Л.В. Структура, фазовый состав, механические свойства и износостойкость стали после микродугового борованаодирования	6
Уманский А.А., Головатенко А.В., Осолкова Т.Н., Симачев А.С., Щукин А.Г. Исследование влияния макро- и микроструктуры стальных помольных шаров на их ударную стойкость	4
Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Дорофеев В.В., Осолкова Т.Н. Исследования пластичности и сопротивления деформации сложнотемпературных рельсовых сталей в температурном интервале прокатки	6
Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С. Исследования неметаллических включений в рельсах из электросталей, легированных хромом	12

Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И. Об износостойкости стальнодержавших композитов в экстремальных условиях трения	8
Шекшеев М.А., Михайлицин С.В., Сычков А.Б., Емелюшин А.Н., Керимова Л.Ф. Исследование структуры и свойства сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С	12

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

Казяев М.Д., Казяев Д.М., Киселев Е.В., Вохмяков А.М., Спитченко Д.И. Комплексное исследование тепловой работы камерной печи для нагрева под закалку тонкого стального листа	10
Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Медведева К.С., Герике П.Б. Силовой анализ процесса разрушения хрупких материалов в одновалковой дробильной машине с упором на валке	4
Пилипенко С.С., Потапенков А.П. Разработка и исследование гидропривода листовых ножниц	8
Савельев А.Н., Савельева Е.А. Выявление рациональной частоты ступенчатого нагружения образца при его испытании на выносливость на основе синергетически организованной акустической эмиссии	6

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ**

Акбердин А.А., Карбаев М.М. Химические превращения при карботермическом восстановлении бария и бора из оксидов	11
Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Растворимость кислорода в расплавах системы Ni–Co при комплексном раскислении алюминием и кремнием	11
Бабенко А.А., Сметанников А.Н., Жучков В.И., Уполовникова А.Г. Исследование влияния B_2O_3 и основности шлаков системы $CaO - SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3$ на концентрацию насыщения оксидом магния	2
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических свойств расплава кальций – кремний – железо	12
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Химические реакции в процессах газификации углерода	9
Большов Л.А., Корнейчук С.К. Значения термодинамических параметров взаимодействия в малокоцентрированных жидких бинарных сплавах	9
Большов Л.А., Корнейчук С.К. Термодинамика жидких растворов азота в хrome	5
Гельчинский Б.Р., Дюльдина Э.В., Леонтьев Л.И. Молекулярно-динамическое моделирование расплава оксидно-фторидной промышленной шлакообразующей смеси	9
Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni–Co, содержащих марганец	6
Дудоров М.В., Рошин В.Е. Моделирование роста кристаллов в многокомпонентных метастабильных сплавах	12
Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Кузьмин Р.И., Максимовский Е.А., Веселов С.В. Использование углеродного материала с развитой поверхностью для синтеза высшего карбида хрома	2
Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления WO_3 алюминием	2
Крюков Р.Е., Горюшкин В.Ф., Бендре Ю.В., Башенко Л.П., Козырев Н.А. Некоторые термодинамические аспекты восстановления Cr_2O_3 углеродом	12
Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. Термодинамический анализ процессов восстановления оксидов железа с использованием углерода и паров воды	5
Маркидонов А.В., Лубяной Д.А., Коваленко В.В., Старостенков М.Д. Расчет термодинамических характеристик системы Fe – P методом молекулярной динамики	9

Михайлов Г.Г., Самойлова О.В., Макровец Л.А., Смирнов Л.А. Термодинамическое моделирование изотерм растворимости кислорода в жидком металле системы Fe – Mg – Al – O	8
Филонов М.Р., Санин В.В., Аникин Ю.А., Костицына Е.В., Винднеев С.Н. Исследование двухфазного состояния расплавы системы Fe–Cu при их охлаждении в вискозиметре	11
Хорошилов А.Д., Григорович К.В. Термодинамические особенности модифицирования неметаллических включений кальцием в низкоуглеродистых сталях, раскисленных алюминием ...	11

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Бычков И.В., Дворников Л.Т., Жуков И.А. К исследованию кинематики металлургических ножниц с параллельными ножами	4
Варламов В.В., Кипервассер М.В., Герасимук А.В. Моделирование перегрузок механизма подъема мостовых кранов металлургических предприятий	8
Гурьянов Г.Н., Калугина О.Б. Повышение стабильности напряженного состояния проволоки от действия противонапряжения при непостоянном коэффициенте трения	4
Кузнецов В.А., Полковников Г.Д., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Перегудов О.А. Генератор мощных импульсов тока с использованием реверсивного тиристорного преобразователя	12
Савельев А.Н., Северьянов С.С. Оценка работоспособности агрегатов технологической линии «Машина непрерывного литья заготовок»	12
Савельев А.Н., Савельева Е.А., Анисимов Д.О., Прохоренко О.Д. Экспериментальная оценка использования эмиссии волн напряжений для определения усталостных характеристик материала	2
Фастыковский А.Р., Базайкин В.И., Евстифеев В.В. Перспективы использования резерва сил трения на контактной поверхности в очаге деформации при прокатке для повышения эффективности процесса	10
Чуманов И.В., Козлов А.В., Матвеева М.А. Формоизменение труб при последовательном создании напряжений на внутренней поверхности и внешних термомеханических воздействиях	10

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

Денисов М.А., Черных В.Н. Метод исследования нагрева окисляющегося металла в программных пакетах инженерного анализа	1
Дмитриевский Б.С., Башкатова А.В. Математическое моделирование электрических параметров дуговой сталеплавильной печи переменного тока	7
Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Куценко А.И. Программно-аппаратный комплекс автоматизированной системы неразрушающего контроля дефектности отливок	2
Федосенков Д.Б., Симилова А.А., Кулаков С.М., Федосенков Б.А. Время-частотные распределения класса Коэна измерительных сигналов как средство мониторинга технологических процессов	4
Швыдкий В.С., Куделин С.П., Гурии И.А., Носков В.Ю. Разработка информационно-моделирующей системы инжекции пылеугольного топлива в фурмы доменной печи	12

**ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА**

Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 1	6
Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 2	8

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Александров А.А., Дашевский В.Я. Влияние кремния на растворимость кислорода в расплавах Ni – Co – Cr	3
Александров А.А., Дашевский В.Я. Термодинамика растворов кислорода в расплавах системы Ni – Co, содержащих кремний	2
Малышева Т.Я., Писарев С.А., Калинин А.С., Макавецкас А.Р., Фищенко Ю.Ю. Эволюция минерального состава офлюсованных агломератов из концентрата железных руд Ковдорского месторождения	7
Никულченков Н.Н., Юровских А.С., Лобанов М.Л. Определение критических точек аморфного сплава Fe–Si–Nb–Cu–Mo–В терморентгенографическим методом	6
Шабля Н.В., Заикин Н.А., Подгородецкий Г.С. Исследование технологии переработки окисленных никелевых руд Южного Урала с получением товарного ферроникеля с применением печи барботажного типа	6

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Невский С.А., Потехаев А.И. Влияние импульсного электрического тока на характер движения автоволн пластической деформации при растяжении стальной пластины	2
Грачев В.А. Воздействие электрического поля на содержание газов в чугунах	3

Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Кузьминых Е.В., Карев В.А., Лубнин А.Н. Алюминобаротермический синтез высокоазотистой стали	2
Роцин В.Е., Гамов П.А., Роцин А.В., Салихов С.П. Электронная теория восстановления: следствия для теории и практики извлечения металлов из руд	5
Чернышов Е.А., Романова Е.А., Романов А.Д. Исследование хладостойкости и механических свойств высокопрочной среднелегированной стали в зависимости от технологии получения литых заготовок	1

ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ

Спирин Н.А., Темлянец М.В. Рецензия на рукопись книги «Регенеративная горелка». Справочное издание в 2 томах. Том 1 / Г.М. Дружинин, И.М. Дистергефт, под общ. ред. д-ра техн. наук, проф. Г.М. Дружинина. – Екатеринбург, 1127 стр.	4
--	---

Борису Александровичу Сиваку – 70 лет	8
К 75-летию Старостенкова Михаила Дмитриевича	2
К 80-летию Юрия Сергеевича Карабасова	6
К 85-летию Леопольда Игоревича Леонтьева	12
К 100-летию Бориса Петровича Бельгольского	9
Леониду Андреевичу Смирнову – 85 лет	8
Юрий Владимирович Цветков. К 90-летию со дня рождения	11
85 лет со дня рождения Анатолия Григорьевича Свяжина	11

Index of articles

“Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy”

V.M. Schastlivtsev Mendeleev view on Ural ferrous industry of the end of 19 th century	1	wear deposited layer obtained with the use of new flux-cored wires	6
A.G. Svyazhin, L.M. Kaputkina Nitrogen steels and high nitrogen steels. Industrial technologies and properties	3	O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, M.M. Shevelev Production of three-layer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation. Report 1	8
SUPERDUTY STEEL			
Madhawan Chandrawanshi, Rajan Kumar Singh, Sudharshan R. Development of high strength steel sheet with improved strain hardenability for automotive application	11	O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, M.M. Shevelev Production of three-layer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation. Report 2	10
Ts.V. Rashev, A.V. Eliseev, L.Ts. Zhukova, P.V. Boge High nitrogen steels	7	O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, M.M. Shevelev Stresses in anvils of various construction of continuous casting and deformation plant at production of sheets from steel for welded pipes	4
METALLURGICAL TECHNOLOGIES			
A.S. Aleshchenko, A.S. Budnikov, E.A. Kharitonov Metal forming during pipes reduction on a three-high rolling mill	10	G.E. Levshin Ways to improve induction crucible furnaces	2
A.A. Babenko, R.R. Shardinov, A.G. Upolovnikova, A.N. Smetanikov, V.S. Gulyakov Physical properties of slags of CaO–SiO ₂ –B ₂ O ₃ system containing 15 % of Al ₂ O ₃ and 8 % of MgO ...	10	A.B. Maksimov, I.P. Shevchenko, I.S. Erokhina Sheet metal with variable mechanical properties over its thickness	8
A.I. Bozhkov, D.A. Kovalev, V.S. Potapov, R.I. Shul'gin Method for calculation the modes of strips cold rolling on multiple-stand rolling mill ensuring cost reduction of sheet rolling shop production. Report 1	7	V.A. Martirosyan, M.E. Sasuntsyan Slags of the metallurgical plants of Armenia at fine grinding	1
A.I. Bozhkov, D.A. Kovalev, V.S. Potapov, R.I. Shul'gin Method for calculation the modes of strips cold rolling on multiple-stand rolling mill ensuring cost reduction of sheet rolling shop production. Report 2. An example of the method practical use on four-stand rolling mill 1400	9	A.M. Mikhailenko, D.L. Shvarts The concept of optimal bar roll pass design. Report 3. Space of roll pass design schemes	1
I.V. Chumanov, M.A. Matveeva, D.V. Sergeev Influence of consumable electrode rotation on anisotropy of properties of the billet obtained by electroslag remelting	2	K.A. Minkov, A.N. Minkov, A.A. Khlybov Choice of temperature and time conditions of heating for the combined process of borating and volume training of large stamps of 5KhNM steel	9
A.I. Demchenko, E.L. Korzun, E.A. Chernyshov Quality improvement of cast cylindrical bar of vacuum induction melting from Inconel 718 alloy at PJSC “RUSPOLIMET”	4	V.I. Odínokov, A.I. Evstigneev, E.A. Dmitriev Numerical modelling of metal filling in CCM mold completed with deflector	10
Yu.I. Eremenko, D.A. Poleshchenko Development and industrial testing of the system of slag cut-off at steel casting process	5	N.N. Ogarkov, E.Yu. Zvyagina, R.R. Ismagilov Theoretical analysis of formation of automobile sheet roughness during temper rolling in shot-blasted rolls	8
A.R. Fastyskovskii, V.I. Bazaikin, S.V. Belyaev, E.Ya. Zhivago Innovative technology for production of rolled profiles with simple form	12	I.A. Pribytkov, S.I. Kondrashenko Aerodynamics of jets interacting with a flat surface	4
S.M. Gorbatyuk, Yu.S. Tarasov, I.A. Levitskii, A.G. Radyuk, A.E. Titlyanov Effect of a ceramic insert with swirler on gas dynamics and heat exchange in a blast furnace tuyere	5	I.A. Pribytkov, S.I. Kondrashenko On the calculation of convective heat transfer under mutual-action of a jet with limiting surface	3
D.V. Gorkusha, K.V. Grigorovich, A.V. Karasev, O.A. Komolova Content modification of different types of nonmetallic inclusions during low-carbon IF steel ladle treatment	5	S.O. Rogachev, A.Ya. Stomakhin, S.A. Nikulin, M.V. Kadach, V.M. Khatkevich Structure and mechanical properties of austenitic Cr–Ni–Ti steels after high-temperature nitriding	5
V.S. Gulyakov, A.S. Vusikhis, S.A. Petrova Production of non-roasting pellets from the waste of Shabrovsky talcum combine	3	B.A. Romantsev, E.A. Kharitonov, A.S. Budnikov, Le Van Chong, Chan Ba Khyui Screw rolling of pipes in a four-high rolling mill	9
V.A. Kharitonov, A.B. Ivantsov, T.A. Lapteva Regularities of distribution of wire deformation in multilayered strand at circular calibration compression	9	S.V. Samusev, V.A. Fadeev Modeling of longitudinal welded pipe forming in open rolling pass unit of electric weld pipe mill	7
A.V. Kolygin, V.E. Bazhenov, A.I. Bazlov, T.A. Bazlova, V.D. Belov Effect of scrap using in charge on the structure and properties of ZhS6U nickel-based superalloy. Part 1. Microstructure analysis and phase composition of ZhS6U alloy prepared with scrap	5	E.N. Smirnov, V.A. Sklyar, A.N. Smirnov, V.A. Belevitin, R.E. Pivovarov Influence of thermal state of the end area of multiple continuous-cast billet on cracking of the ends of hot-rolled breakdown at rolling	7
A.V. Kolygin, V.E. Bazhenov, A.I. Bazlov, T.A. Bazlova, V.D. Belov Effect of scrap using in charge on the microstructure and properties of ZhS6U nickel-based superalloy. Part 2. Macrostructure analysis and mechanical properties of ZhS6U prepared with scrap	7	A.N. Shapovalov, E.V. Ovchinnikova, V.B. Gorbunov Use of magnetic fluxes of the Khalilovo deposit in sinter production	7
N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, V.M. Shurupov, N.V. Kibko, L.P. Bashchenko Tungsten recovery from oxide during flux cord wire surfacing	3	N.V. Shchukina, N.A. Cheremiskina, N.B. Loshkarev, V.V. Lavrov Investigating the thermal work and construction of annular furnace on “Chelyabinsk pipe-rolling plant” PJSC to improve heat technical indicators of its work	6
N.A. Kozyrev, A.R. Mikhno, R.E. Kryukov, A.N. Kalinogorskii, L.P. Bashchenko Effect of additives introduction to fluxes manufactured from ladle electric steel slag	8	A.A. Shipel'nikov, A.N. Rogotovskii, N.A. Bobyleva, S.V. Skakov Current problems and perspectives of computer simulation of continuous steel casting	5
R.E. Kryukov, A.A. Usol'tsev, N.A. Kozyrev, L.P. Bashchenko, I.V. Osetkovskii Study of the operating in conditions of abrasive		V.A. Skudnov, A.S. Safronov, A.A. Khlybov Estimation of structural sensitivity of pipe steels ultimate strain to pipelines service life using complex energy criteria of synergy fracture	1
		K.N. Vdovin, N.A. Feoktistov, D.A. Gorlenko, O.A. Nikitenko, D.D. Khamidulina Inoculation of high manganese steel castings using titanium carbonitride	3
		V.P. Volkov, D.R. Salikhyanov On ring deformation by internal pressure	3
		S.L. Yaroshevskii, V.V. Kochura, A.M. Kuznetsov, A.S. Khaibulaev, Z.K. Afanas'eva Efficiency of injection of natural gas and pulverized coal at ironmaking	11
		S.A. Zaides, Kuang Le Khong Straightening of low-rigid cylindrical details. Part 1. Justification of the type of loading and modes at transverse straightening	7
		S.A. Zaides, Kuang Le Khong Straightening of low-rigid cylindrical details. Part 2. Stressed state of cylindrical billets at transverse cheeing by flat plates	9

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

E.B. **Khobotova, M.I. Ignatenko, O.G. Storchak, Yu.S. Kalyuzhnaya, I.V. Graivoronskaya** Mineral composition of dump blast furnace slag 10

A.V. **Klimenko, V.S. Agababov, A.V. Koryagin, S.N. Petin, P.N. Borisova** Use of expander-generator unit at CHP of metallurgical plant for producing electric power and increasing efficiency of compressor 9

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

S.P. **Eron'ko, S.M. Gorbatyuk, M.Yu. Tkachev, E.V. Oshovskaya** Design improvement and operation modeling of EAF gas exhaust system of a foundry shop 1

A.B. **Lebedev, V.A. Utkov, E.M. Gutema** Interaction of molten slag with solid phase of red sludge 4

I.V. **Murav'eva, G.I. Bebesheko** Control of fluorine in metallurgical fuel 5

L.M. **Simonyan, N.V. Demidova** Dioxins and furans' behavior in the process of zinc and lead removing from EAF dust 11

L.M. **Simonyan, N.V. Demidova** Dioxins and furans in zinc-containing metallurgical dust: behavior and formation processes 7

A.G. **Tyagunov, E.E. Baryshev, G.V. Tyagunov, T.K. Kostina, K.Yu. Shmakova** Using melt high-temperature treatment for processing foundry wastes of heat-resistant alloy 3

MATERIAL SCIENCE

M.I. **Aleutdinova, V.V. Fadin** Characteristics of dry sliding electric contact of metals in conditions of catastrophic wearing 2

V.P. **Bagmutov, N.G. Dudkina, I.N. Zakharov, M.D. Romanenko, V.V. Chekunov** Influence of structure and properties of surface layer on fatigue durability of hardened steels strengthened by combined electromechanical treatment 6

M.Yu. **Belomyttsev, Fung Tuan An'** High temperature strength of composite material with cell structure on the basis of Ni₃Al intermetallic 3

M.Yu. **Belomyttsev** Generalized diagrams and equations of recrystallization of cold-deformed steel St. 3 11

M.Yu. **Belomyttsev, V.G. Molyarov** Creep resistance of ferritic-martensitic steel 16Cr12MoWSiVNbB (EP-823) 4

A.V. **Berestov, E.M. Kudryavtsev, S.P. Martynenko, I.I. Rod'ko** Application of ultrasonic resonance oscillations to estimate the size of phase inclusions in samples of chrome – iron alloys 7

A.N. **Dil'din, V.Y. Gerasimov, E.A. Trofimov, M.A. Matveeva, I.V. Muzafarova** Effect of thermal processing on particle size of carbide phase, hardness and corrosion resistance of multilayer composite material, based on Uddeholm Elmax and AISI420MoV steels 6

V.V. **Fadin, A.V. Kolubaev, M.I. Aleutdinova** On wear resistance of steel-containing composites under extreme friction conditions 8

D.I. **Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko** Calculation of changes in specific volumes of Fe – C system alloys depending on carbon content and temperatures 8

D.I. **Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko** Computational method for determining temperature dependencies of linear expansion coefficient of carbon alloys 10

Yu.F. **Ivanov, V.E. Gromov, D.A. Romanov, A.A. Klopotov, Yu.A. Rubannikova** Structure and properties of layer, surfaced on HARDOX 450 steel by boron containing wire 8

L.M. **Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, V.E. Kindop** Corrosion and cavitation resistance in seawater of chromium – nickel – manganese high-strength nitrogen austenitic steels 1

V.M. **Kolokol'tsev, E.V. Petrochenko, O.S. Molochkova** Influence of boron modification and cooling conditions during solidification on structural and phase state of heat- and wear-resistant white cast iron 11

M.V. **Kostina, P.Yu. Polomoshnov, V.M. Blinov, S.O. Muradyan, V.S. Kostina** Cold resistance of new casting Cr–Mn–Ni–Mo–N steel with 0.5 % of N. Part. 1 11

N.A. **Krayushkin, I.A. Pribytkov, K.S. Shatokhin** Formation of temperature fields and thermal stresses arising during solidification of cylindrical continuously cast steel billets 1

V.I. **Murav'ev, P.V. Bakhmatov, S.Z. Lonchakov, A.V. Frolov** Deformation and fracture of strengthened high-carbon steel after treatment in temperature conditions of phase pre-transformation and transformation 1

V.V. **Myl'nikov, D.I. Shetulov, O.B. Kondrashkin, E.A. Chernyshov, A.I. Pronin** Changes in fatigue resistance of structural steels at different loading spectra 10

G.V. **Pachurin, D.A. Goncharova, A.A. Filippov, T.V. Nuzhdina, V.B. Deev** Fatigue process of automobile materials 9

G.M. **Poletaev, I.V. Zorya, R.Yu. Rakitin, M.D. Starostenkov** Effect of light elements impurity atoms on grain boundary diffusion in FCC metals: a molecular dynamics simulation 12

P.P. **Poletskov, S.V. Denisov, O.A. Nikitenko, D.M. Chukin, M.S. Gushchina** Decay of supercooled austenite of low-carbon pipe steel with the use of GLEEBLE 3500 Complex 3

N.A. **Popova, E.L. Nikonenko, A.V. Nikonenko, V.E. Gromov, O.A. Peregudov** Influence of electrolytic plasma carbonitriding on structural phase state of ferritic-pearlitic steels 10

V.N. **Pustovoit, Yu.V. Dolgachev** Revisiting the nature of sites of martensite nucleation during steel hardening 2

M.A. **Sheksheev, S.V. Mikhailitsyn, A.B. Sychkov, A.N. Emelyushin, L.F. Kerimova** Structure and properties of welded joints of reinforcing bars of A500C strength class 12

M.S. **Stepanov, Yu.M. Dombrovskii, L.V. Davidyan** Structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of steel after microarc boriding and vanadation 6

A.A. **Umanskii, A.V. Golovatenko, T.N. Oskolkova, A.S. Simachev, A.G. Shchukin** Influence of macro- and microstructure of steel grinding balls on their impact resistance 4

A.A. **Umanskii, A.V. Golovatenko, A.S. Simachev** Nonmetallic inclusions in rails made of electro-steel alloyed with chromium 12

A.A. **Umanskii, A.V. Golovatenko, A.S. Simachev, V.V. Dorofeev, T.N. Oskolkov** Plasticity and deformation resistance of the alloyed rail steels in rolling temperature interval 6

V.I. **Zurnadzi, V.G. Efremenko, M.N. Brykov, V.G. Gavrilova, E.V. Tsvetkova** Volumetric changes at heating in steel 60Si2CrV subjected to Q&P treatment 1

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

M.D. **Kazyayev, D.M. Kazyayev, E.V. Kiselev, A.M. Vokhmyakov, D.I. Spitchenko** Thermal work of chamber furnace for heating for hardening of thin steel sheet 10

A.G. **Nikitin, Yu.A. Epifantsev, K.S. Medvedeva, P.B. Gerike** Power analysis of the process of brittle materials destruction in universal crushing machine with roll locker 4

A.N. **Savel'ev, E.A. Savel'eva** Detection of rational frequency of the sample incremental loading during its tests for endurance on the basis of a synergetically organized acoustic emission 6

S.S. **Pilipenko, A.P. Potapenkov** Development and research of hydraulic drive of sheet shears 8

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

A.A. **Akberdin, M.M. Karbaev** Chemical transformations at carbothermal reduction of barium and boron from oxides 11

A.A. **Alexandrov, V.Ya. Dashevskii, L.I. Leont'ev** Oxygen solubility in melts of Ni–Co system at complex deoxidation by aluminum and silicon 11

A.A. **Babenko, A.N. Smetannikov, V.I. Zhuchkov, A.G. Upolovnikova** Influence of B₂O₃ and CaO – SiO₂ – B₂O₃ – Al₂O₃ slag system basicity on concentration of magnesium oxide saturation 2

V.I. **Berdnikov, Yu.A. Gudim** Analysis of thermodynamic properties of Ca–Si–Fe melt 12

V.I. **Berdnikov, Yu.A. Gudim** Chemical reactions in processes of carbon gasification 9

L.A. Bol'shov, S.K. Korneichuk Thermodynamic interaction coefficients in low-concentrated liquid binary alloys	9	D.B. Fedosenkov, A.A. Simikova, S.M. Kulakov, B.A. Fedosenkov Cohen's class time-frequency distributions for measurement signals as a means of monitoring technological processes	4
L.A. Bol'shov, S.K. Korneichuk Thermodynamics of liquid nitrogen solutions in chromium	5	S.V. Knyazev, D.V. Skopich, E.A. Fat'yanova, A.A. Usol'tsev, A.I. Kutsenko Software and hardware automated system of casts defects non-destructive monitoring	2
V.Ya. Dashevskii, A.A. Aleksandrov, L.I. Leont'ev Thermodynamics of oxygen solutions in manganese-containing Ni – Co melts	6	V.S. Shvydkii, S.P. Kudelin, I.A. Gurin, V.Yu. Noskov Development of information modeling system of coal-dust fuel injection into tuyeres of blast furnace	12
M.V. Dudorov, V.E. Roshchin Simulation of crystal growth in multi-component metastable alloys	12		
M.R. Filonov, V.V. Sanin, Yu.A. Anikin, E.V. Kostitsyna, S.N. Vidincev Two-phase state of the melts of Fe–Cu system during their cooling in a viscometer	11		
B.R. Gel'chinskii, E.V. Dyul'dina, L.I. Leont'ev Molecular dynamic simulation of the melt of oxide-fluoride industrial slag-forming mixture	9		
A.D. Khoroshilov, K.V. Grigorovich Thermodynamic features of the modification of non-metallic inclusions by calcium in low-carbon steels deoxidized by aluminum	11		
Yu.L. Krutskii, K.D. Dyukova, R.I. Kuz'min, E.A. Maksimovskii, S.V. Veselov Use of carbon material with developed surface for synthesis of higher chromium carbide	2		
R.E. Kryukov, Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, N.A. Kozyrev, V.M. Shurupov Some thermodynamic aspects of WO ₃ reduction by aluminum	2		
R.E. Kryukov, V.F. Goryushkin, Yu.V. Bendre, L.P. Bashchenko, N.A. Kozyrev Thermodynamic aspects of Cr ₂ O ₃ reduction by carbon	12		
Yu.S. Kuznetsov, O.I. Kachurina Thermodynamic analysis of iron oxides reduction using carbon and water vapour	5		
A.V. Markidonov, D.A. Lubyanoi, V.V. Kovalenko, M.D. Starostenkov Calculation of the thermodynamic characteristics of Fe–P system by method of molecular dynamics	9		
G.G. Mikhailov, O.V. Samoiloa, L.A. Makrovets, L.A. Smirnov Thermodynamic modeling of isotherms of oxygen solubility in liquid metal of Fe–Mg–Al–O system	8		

SCIENCE APPLICATIONS

I.V. Bychkov, L.T. Dvornikov, I.A. Zhukov Kinematics of metallurgical cutters with parallel blades	4
I.V. Chumanov, A.V. Kozlov, M.A. Matveeva Changes in pipe geometry during sequential creation of stresses on the inner surface under external thermomechanical effects	10
A.R. Fastkovskii, V.I. Bazaikin, V.V. Evstifeev Prospects for use of the reserve forces of friction on contact surface in deformation zone at rolling to increase process efficiency	10
G.N. Gur'yanov, O.B. Kalugina Increase of wire stress stability depending on anti-tension action when friction coefficient is inconstant	4
V.A. Kuznetsov, G.D. Polkovnikov, V.E. Gromov, E.S. Kuznetsova, O.A. Peregodov High power current pulse generator based on reversible thyristor converter	12
A.N. Savel'ev, E.A. Savel'eva, D.O. Anisimov, O.D. Prokhorenko Application of stress waves emission for determination of fatigue characteristics of material	2
A.N. Savel'ev, S.S. Sever'yanov Assessment of units' performance of CCM technological line	12
V.V. Varlamov, M.V. Kipervasser, A.V. Gerasimuk Modeling of overloads of raising mechanism in metallurgical overhead cranes	8

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

M.A. Denisov, V.N. Chernykh Method of the research of oxidizable metal heating by software suites of engineering analysis	1
B.S. Dmitrievskii, A.V. Bashkatova Mathematical modeling of electrical parameters of AC–EAF	7

S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 1	6
S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 2	8

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 1	6
S.M. Kulakov, A.I. Musatova, V.N. Kadykov Multivariate estimation of production duration of steel wire batches on the basis of situational-regulatory models. Message 2	8

SHORT REPORTS

A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii Effect of silicon on the oxygen solubility in Ni – Co – Cr melts	3
A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii Thermodynamics of the oxygen solutions in silicon-containing Ni – Co melts	2
T.Ya. Malysheva, S.A. Pisarev, A.S. Kalinin, A.R. Makavetskas, Yu.Yu. Fishchenko Evolution of mineral composition of fluxed sinter from iron ore concentrate of the Kovdor deposit	7
N.N. Nikul'chenkov, A.S. Yurovskikh, M.L. Lobanov Determination of critical points of amorphous Fe – Si – Nb – Cu – Mo – B alloy using non-ambient X-Ray diffraction method	6
N.V. Shablya, N.A. Zaikin, G.S. Podgorodetskii Investigation of processing technology of Southern Urals oxidized nickel ores for marketable ferronickel production in bubble furnace	6

IN THE ORDER OF DISCUSSION

E.A. Chernyshov, I.M. Baev, A.D. Romanov, E.A. Romanova Cold resistance and mechanical properties of high-strength medium alloy steel depending on the technology of cast billets production	1
A.Yu. Gagarin, V.D. Sarychev, S.A. Nevskii, A.I. Potekaev Influence of pulsed electric current on the waves motion character of plastic deformation at tension of a steel plate	2
V.A. Grachev Effect of electric field on gas content of cast iron	3
V.I. Lad'yanov, G.A. Dorofeev, E.V. Kuz'minykh, V.A. Karev, A.N. Lubnin Aluminobarothermic synthesis of high-nitrogen steel	2
V.E. Roshchin, P.A. Gamov, A.V. Roshchin, S.P. Salikhov Electron theory of metals reduction: theory and methods of metals extraction from various types of ore	5

RESPONSES, REVIEWS

N.A. Spirin, M.V. Temlyantsev Review on a manuscript of the book "Regenerative burner" of the authors G.M. Druzhinin and I.M. Destergeft. Reference book in 2 vols. Vol. 1. Ekaterinburg, 1127 p.	4
---	---

To the 70th Anniversary of Boris Aleksandrovich Sivak	8
To the 75th Anniversary of Mikhail Dmitrievich Starostenkov	2
To the 80th Anniversary of Yurii Sergeevich Karabasov	6
To the 85th Anniversary of Anatolii Grigor'evich Svyazhin	11
To the 85th Anniversary of Leonid Andreevich Smirnov	8
To the 85th Anniversary of Leopold Igorevich Leont'ev	12
To the 90th Anniversary of Yurii Vladimirovich Tsvetkov	11
To the 100th Anniversary of Boris Petrovich Bel'gol'skii	9

*Уважаемые коллеги, друзья!
Поздравляем вас с самым
сказочным праздником в году!
Желаем вам чудес и волшебства
в новогоднюю ночь,
а в грядущем году вдохновения,
смелых проектов, новых
открытий и осуществления
творческих замыслов!
Крепкого здоровья, удачи,
благополучия и процветания!*

2020
С НОВЫМ ГОДОМ!

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Башенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Олендаренко Н.П., ведущий редактор

Запольская Е.М., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

TO THE 85TH ANNIVERSARY OF LEOPOL'D IGOREVICH LEONT'EV

INNOVATIVE TECHNOLOGY FOR PRODUCTION OF ROLLED PROFILES WITH SIMPLE FORM

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF REINFORCING BARS OF A500C STRENGTH CLASS

EFFECT OF LIGHT ELEMENTS IMPURITY ATOMS ON GRAIN BOUNDARY DIFFUSION IN FCC METALS: A MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION

NONMETALLIC INCLUSIONS IN RAILS MADE OF ELECTRO-STEEL ALLOYED WITH CHROMIUM

SIMULATION OF CRYSTAL GROWTH IN MULTICOMPONENT METASTABLE ALLOYS

THERMODYNAMIC ASPECTS OF Cr_2O_3 REDUCTION BY CARBON

ANALYSIS OF THERMODYNAMIC PROPERTIES OF Ca-Si-Fe MELT

HIGH POWER CURRENT PULSE GENERATOR BASED ON REVERSIBLE THYRISTOR CONVERTER

ASSESSMENT OF UNITS' PERFORMANCE OF CCM TECHNOLOGICAL LINE

DEVELOPMENT OF INFORMATION MODELING SYSTEM OF COAL-DUST FUEL INJECTION INTO TUYERES OF BLAST FURNACE

INDEX OF ARTICLES "IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY" FOR 2019. VOL. 62