

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 2, 2017

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 60

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)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.
(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

Члены редакционной коллегии:

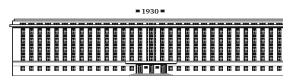
АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)
АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)
БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
БРОДОВ А.А., редактор раздела «Экономическая эффективность металлургического производства» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)
ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Металлургические технологии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)
ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)
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)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)
ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)

ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)
МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)
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)
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)
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Тел./факс: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@isis.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@sibsiiu.ru

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

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)

Executive secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Executive secretary: BASHCHENKO L.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

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

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

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

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)

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

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

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

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

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

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

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

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)

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)

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)

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

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

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)

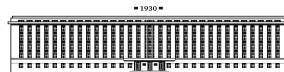
M.R. FILONOV, Editor of the section "**Material science**" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

119049, Moscow, Leninskii prosp., 4
National Research Technological University "MISIS",
Tel./fax: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Рыбенко И.А., Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Голодова М.А., Цымбал В.П. Разработка ресурсосберегающих технологий прямого легирования стали на основе методов термодинамического моделирования процессов восстановления металлов в элементарных системах 91

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Бахматов П.В., Муравьев В.И. Исследование технологических операций изготовления лимитирующих надежность (усталостную прочность) ребристых титановых панелей 99
- Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан Определение остаточных напряжений в калиброванных прутках 109
- Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Изменение эквивалентной порозности слоя окатышей по длине обжиговой конвейерной машины 116

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Люленков В.И., Полищук С.В., Никитин А.Г. Создание износостойких поверхностей пар трения, работающих в условиях жидкостной и граничной смазки 124

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Куценко А.И. Ключевые показатели качества стали литых изделий для железнодорожного транспорта 128

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Шляхова Г.В., Бочкарёва А.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Мартусевич Е.В. Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования микроструктуры нержавеющей стали при различных видах термообработки 133

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Сычев А.В., Салина В.А., Бабенко А.А., Жучков В.И. Изучение межфазного распределения бора между борсодержащим оксидом и металлом 140
- Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В. Физико-химическая аттестация карбида кремния – продукта восстановления техногенного микрокремнезема буроугольным полукоксом 145
- Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов бинарных металлических растворов в аналитической форме 151

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

- Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Гагарин А.Ю., Косинов Д.А. Аппаратурное обеспечение электростимулированной обработки металлов 157

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Горбунов А.Д., Уклеина С.В. Расчет температур и термических напряжений при коэффициенте теплообмена, зависящем от температуры поверхности тела 164

CONTENTS

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

- I.A. Rybenko, O.I. Nokhrina, I.D. Rozhikhina, M.A. Golodova, V.P. Tsybmal Development of resource-saving technologies of steel direct alloying on the basis of thermodynamic modeling of metals recovery processes in elementary systems 91

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- P.V. Bakhmatov, V.I. Murav'ev Research of the technological manufacturing operations limiting the reliability (fatigue strength) of ribbed titanium panels 99
- S.A. Zaides, Nguen Van Khuan Determination of residual stresses in the calibrated rod 109
- B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev Change of equivalent layer porosity of pellets along the length of burning conveyor machine 116

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

- V.I. Lyulenkov, S.V. Polishchuk, A.G. Nikitin Creation of wearproof surfaces of friction pairs working in the conditions of liquid and border greasing 124

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- S.V. Knyazev, D.V. Skopich, E.A. Fat'yanova, A.A. Usol'tsev, A.I. Kutsenko Key indicators of steel quality of cast products for railway transport 128

MATERIAL SCIENCE

- G.V. Shlyakhova, A.V. Bochkareva, S.A. Barannikova, L.B. Zuev, E.V. Martusevich Application of atomic force microscopy for stainless steel microstructure study at various kinds of heat treatment 133

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- A.V. Sychev, V.A. Salina, A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov Research of the boron interfacial distribution between boron-bearing oxide and metal 140
- A.E. Anikin, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva Physical-chemical assessment of silicon carbide – product of technogenic silica recovery by fume lignite semi-coke 145
- V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Identification of associates of binary metal solutions in analytical form 151

SCIENCE APPLICATION

- V.A. Kuznetsov, V.E. Gromov, E.S. Kuznetsova, A.Yu. Gagarin, D.A. Kosinov Equipment provision of electrostimulated metal processing 157

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- A.D. Gorbunov, S.V. Ukleina Calculation of the temperature and thermal stress at heat transfer coefficient depending on the temperature of body surface 164

УДК 669.18: 621.74.55

РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРЯМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕМЕНТАРНЫХ СИСТЕМАХ

Рыбенко И.А., к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий
и программирования (rybenkoi@rambler.ru)

Нохрина О.И., д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов (mchmsis@mail.ru)

Рожихина И.Д., д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов (mchmsis@mail.ru)

Голодова М.А., к.т.н., доцент кафедры механики и машиностроения (golodova_ma@mail.ru)

Цымбал В.П., д.т.н., профессор консультант кафедры прикладных информационных технологий
и программирования (tsymbal33@mail.ru)

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

Аннотация. Одним из перспективных направлений совершенствования существующих технологий является разработка технологий легирования и модифицирования стали оксидными, в том числе и природными материалами. Такими материалами являются барийстронций-содержащие карбонатные руды, никелевые концентраты и конвертерный ванадиевый шлак, использование которых позволяет получать металл с улучшенными свойствами, в то же время из процесса исключается стадия получения ферросплавов и лигатур, характеризующаяся значительными затратами. Для совершенствования существующих металлургических процессов требуются значительные исследования, которые можно осуществить с использованием методов термодинамического моделирования. В статье приведены результаты термодинамического моделирования в элементарных системах процессов восстановления бария, стронция, ванадия и никеля из их оксидов различными восстановителями. Полученные результаты позволили выяснить принципиальную возможность реализации процессов микролегирования и модифицирования стали недорогими материалами и определить тип и оптимальные расходы восстановителя. В качестве инструмента при термодинамическом моделировании использовали программный комплекс «Терра», который позволяет на основе принципа максимума энтропии определять равновесный состав многокомпонентной гетерогенной системы для высокотемпературных условий. В качестве восстановителей рассматривали углерод, кремний и алюминий. Проведены исследования влияния температуры и расходов восстановителей на условия и режимы процессов восстановления металлов. Результаты исследования процессов восстановления бария и стронция показали, что в качестве восстановителя при применении оксидных барийсодержащих материалов для обработки сталей предпочтительней использовать кремний или алюминий. Определены оптимальные расходы восстановителей, обеспечивающие максимальную степень восстановления бария и стронция. Проведены исследования и подтверждена возможность восстановления никеля углеродом. Результаты исследования процесса восстановления ванадия подтвердили реализуемость процесса как отдельно кремнием и углеродом, так и совместным углеродотермическим восстановлением, при котором углерод является преобладающим восстановителем. Использование полученных результатов позволит разрабатывать новые ресурсосберегающие технологии с использованием оксидных материалов для легирования, микролегирования и модифицирования расплавов системы Fe–C.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, элементарная система, процесс восстановления, оптимальный режим.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-91-98

В современном металлургическом производстве одним из перспективных направлений является микролегирование и модифицирование стали оксидными, в том числе и природными материалами [1]. Такими материалами являются барийстронцийсодержащие карбонатные руды, никелевые концентраты и конвертерный ванадиевый шлак, использование которых позволяет получать металл с улучшенными свойствами, в то же время из процесса исключается стадия получения ферросплавов и лигатур, характеризующаяся значительными затратами. Разработка технологий прямого легирования требует предварительных исследований в области восстановления металлов из оксидных систем.

В настоящей работе представлены результаты исследования процесса восстановления бария, стронция, никеля и ванадия из их оксидов различными типами восстановителей – углеродом, кремнием и алюминием, целью которого является определение возможности использования углеродосодержащего материала (кок-сика), ферросилиция и алюминия при прямом легировании и модифицировании стали в ковше вышеперечисленными материалами и определение оптимальных условий осуществления этого процесса.

Решение задачи по определению условий восстановления металлов из оксидов осуществлялось с использованием методов термодинамического моделирования

на основе расчета равновесных состояний в модельных термодинамических системах [2, 3]. Достоинством этих методов является возможность расчетов равновесного состояния любого процесса на основе только фундаментальных законов термодинамики [4 – 9]. Расчет термодинамического равновесия позволяет выяснить принципиальную возможность получения тех или иных веществ, выделение которых является основным при решении задачи оценки предельного конечного состояния, и определить область допустимых значений параметров. При реализации термодинамического моделирования использовали программный комплекс «Терра», разработанный в Московском государственном техническом университете, который позволяет на основе принципа максимума энтропии находить равновесный состав многокомпонентной, гетерогенной термодинамической системы для высокотемпературных условий [10 – 12]. Методика термодинамического моделирования успешно применялась для решения задач исследования процессов восстановления железа, марганца, ванадия и хрома [13 – 16].

Элементарная система формируется путем задания числа молей составляющих ее компонентов. При необходимости задаются составы конденсированных растворов. При двух выбранных термодинамических параметрах реализуются многовариантные расчеты равновесных составов в зависимости от этих параметров и расходов исходных материалов.

Исследование процесса восстановления металлов осуществлялось путем расчета равновесных составов в системах, входной поток которых состоит из совокупности элементов $Me-O-C-Fe-Si-Al$ и представлен набором веществ $lMeO-nC-mSi-kAl-pFe$. В зависимости от значений параметров l, k, n, m и p формировался тот или иной исходный состав системы.

Набор веществ, которые могут образовываться при заданном элементном составе смеси, определили в результате численного моделирования для выбранного диапазона температур и различных термодинамических состояний. Из полного перечня возможных веществ выбирали только те вещества, концентрации которых превышали значение 10^{-4} моль/кг смеси.

Восстановление бария и стронция. Основными соединениями барий-стронцийсодержащих карбонатных руд являются карбонаты бария и стронция [17], которые при нагреве диссоциируют на оксиды и CO_2 . Поэтому для процессов обработки стали представляет интерес изучение восстановления бария и стронция из оксидных соединений.

Исследование влияния температуры и расхода углерода на процесс восстановления бария проводили на модельной системе $1BaO + nC$. Количество оксида бария задано 1 молем, количество углерода варьировали параметром n в диапазоне от нуля до 10 молей. На рис. 1, а представлена зависимость содержания конденсированного бария от расхода углерода и от

температуры. Результаты расчетов показали, что при температурах ниже 2073 К восстановление бария невозможно. Процесс восстановления начинается при температурах выше 2073 К. При $T = 2173$ К количество восстановленного бария максимально, дальнейшее увеличение температуры приводит к снижению концентрации конденсированного бария из-за его испарения. При увеличении параметра n от нуля до 5 молей происходит рост концентрации восстановленного бария и снижение концентрации его оксида. При этом происходит увеличение концентрации CO и накопление свободного углерода в системе. При расходе углерода 5,1 моля концентрация конденсированного бария максимальна, оксид бария отсутствует. Избыток углерода при этих условиях составляет 23 %. Концентрация испарившегося бария максимальна при расходе углерода 4,6 моля и составляет 16 %. Дальнейшее увеличение расхода углерода ведет к накоплению его в системе, что приводит к снижению концентрации восстановленного бария. Оптимальными условиями для восстановления бария является температура 2173 К и расход углерода 5,1 моля, которым соответствует максимальная концентрация конденсированного бария 48,5 %.

Исследование процесса восстановления бария в присутствии железа проводили на модельной системе $1BaO + 270Fe + nC$. Один моль оксида бария и 270 молей железа соответствуют соотношению 1 кг BaO :100 кг Fe . Такие пропорции позволяют моделировать процесс прямого легирования металла в ковше. Кроме того, результаты показали, что восстановление бария также возможно при тех же условиях, что и в отсутствие железа.

Исследование влияния температуры и расхода углерода на процесс восстановления стронция на модельной системе $1SrO + nC$ в температурном интервале $1673 \div 2473$ К показало, что при заданных условиях углеродотермическое восстановление стронция невозможно. Количество восстановленного стронция незначительно увеличивается прямо пропорционально расходу углерода до максимального значения 0,025 %.

Исследование процесса восстановления бария кремнием проводили на модельной системе $1BaO + mSi$. Количество кремния варьировали параметром m . В диапазоне температур $1673 \div 2473$ К рассчитывали равновесные составы при изменении параметра m в пределах от нуля до 5 молей. Результаты расчета представлены на рис. 1, б, из которого следует, что максимальная концентрация конденсированного бария 38 % достигается при расходе кремния 1 моль при температурах ниже 2073 К. Этим условиям соответствует содержание оксида бария 20 % и метасиликата бария 30 %.

Процесс восстановления бария кремнием в присутствии железа исследовали на модельной системе $1BaO + 270Fe + mSi$. Результаты исследования в диапазоне температур $1673 \div 2473$ К при значениях $m = 0 \div 3$ моля показали, что процесс восстановления

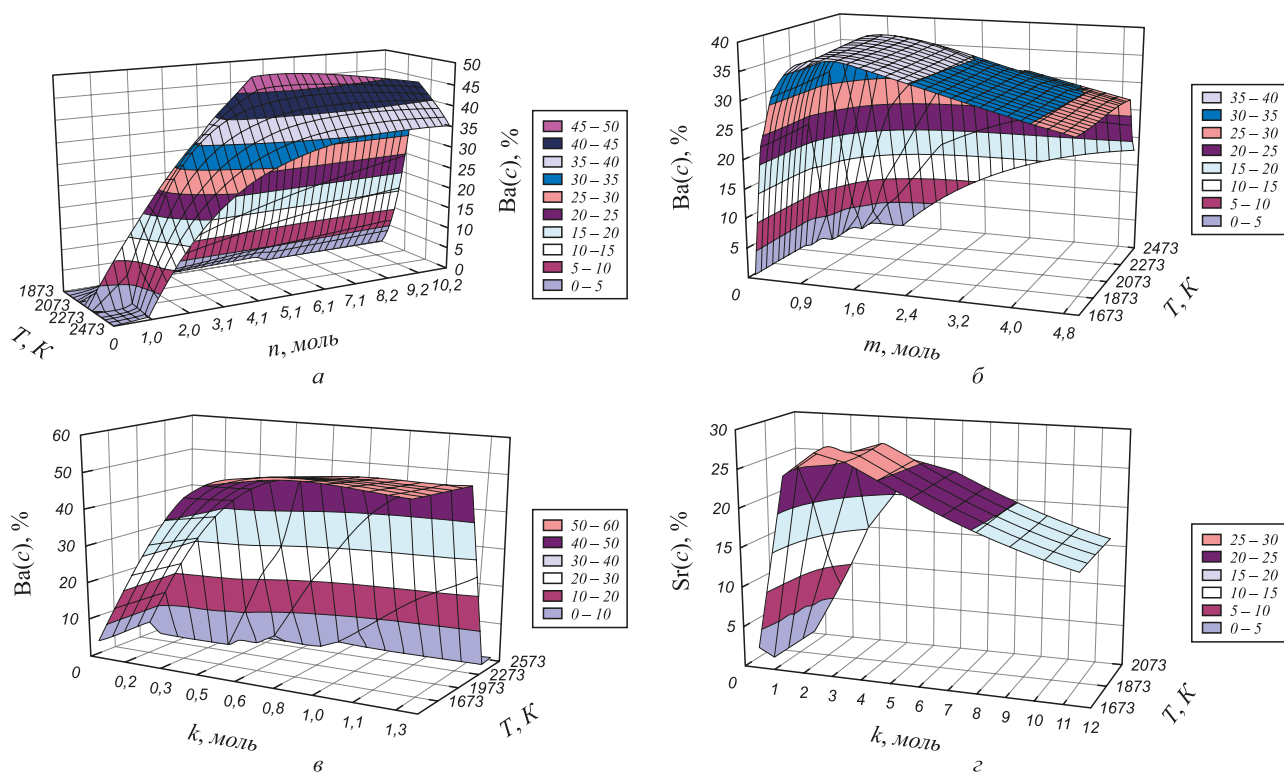


Рис. 1. Зависимость содержания восстановленных бария и стронция от температуры и расхода восстановителя:
а – углерода, б – кремния, в, з – алюминия

Fig. 1. Dependence of the content of the recovered barium and strontium on the temperature and flow of a reducing agent:
а – carbon, б – silicon, в, з – aluminium

бария в присутствии железа не зависит от температуры, а только от расхода восстановителя. Максимальная концентрация восстановленного бария также достигается при расходе кремния 1 моль и составляет 0,56 %. Этому значению соответствует содержание оксида бария 0,033 % и метасиликата бария 0,60 %. Весь восстановленный барий находится в конденсированном виде. Увеличение расхода кремния приводит к накоплению его в системе и незначительному разбавлению концентрации продуктов.

Исследование процесса восстановления стронция кремнием в модельной системе $1\text{SrO} + m\text{Si}$ в диапазоне температур $1673 \div 2073\text{ K}$ также показало низкую степень восстановления стронция кремнием. Максимально возможное его содержание достигает 0,45 % при температурах $1673 \div 1773\text{ K}$. При более высоких температурах стронций переходит в соединение $\text{SrSiO}_3(\text{c})$, содержание которого в системе также незначительно и составляет максимум 1,5 %.

При исследовании процесса восстановления бария алюминием были получены аналогичные предыдущим результаты. Исследование проводили на модельной системе $1\text{BaO} + k\text{Al}$. Количество алюминия варьировали параметром k . В диапазоне температур $1673 \div 2373\text{ K}$ рассчитывали равновесные составы при изменении параметра k в пределах от нуля до 3 молей. Результаты расчета представлены на рис. 1, в, из которого следует,

что максимальная концентрация 53 % восстановленного бария в системе достигается при температурах ниже 2073 K при расходе алюминия 0,7 моль. Этим условиям соответствует содержание оксида бария 6 – 8 %. При заданных условиях также образуется алюминат бария BaAl_2O_4 , его равновесная концентрация максимальна при расходе алюминия 0,7 моля и составляет 30 – 33 %. Дальнейшее увеличение расхода алюминия приводит к накоплению его в системе и, соответственно, разбавлению концентрации бария и его соединений. При температурах выше 2073 K часть бария переходит в газовую фазу.

Результаты исследования процесса восстановления бария алюминием на модельной системе $1\text{BaO} + 270\text{Fe} + k\text{Al}$ также показали, что процесс не зависит от температуры, а только от расхода восстановителя. При расходе алюминия выше 1 моля содержание всех компонентов системы стабилизируется. Дальнейшее увеличение расхода алюминия приводит к его накоплению и разбавлению концентрации соединений бария. Максимальная концентрация восстановленного бария составляет 0,67 %.

Исследование процесса восстановления стронция алюминием проводили на модельной системе $1\text{SrO} + k\text{Al}$. Количество алюминия варьировали параметром k . В диапазоне температур $1673 \div 2373\text{ K}$ рассчитывали равновесные составы при изменении па-

метра k в пределах от нуля до 6 молей. Результаты расчета представлены на рис. 1, 2, из которых следует, что при восстановлении алюминием достигается более высокая степень восстановления стронция, чем при восстановлении углеродом и кремнием.

Максимальная концентрация конденсированного стронция в системе 28 % достигается при температурах ниже 1873 К при расходах алюминия от 1 до 2 молей. При этих же условиях содержание $\text{SrAl}_2\text{O}_4(\text{c})$ составляет около 30 %, $\text{SrO}(\text{c})$ – 10 ÷ 20 %. Дальнейшее увеличение расхода алюминия приводит к накоплению его в системе и разбавлению продуктов. Увеличение температуры смещает зону максимального восстановления стронция в сторону увеличения расхода восстановителя. При более высоких температурах стронций испаряется, максимальная концентрация испарившегося стронция при $T = 2073$ К составляет 30 %.

Процесс восстановления стронция алюминием в присутствии железа исследовали на модельной системе $1\text{SrO} + 185\text{Fe} + k\text{Al}$ (что соответствует соотношению 1 кг SrO :100 кг Fe) также в диапазоне температур 1673 ÷ 2073 К при значениях $k = 0 \div 6$ молей. Расчеты показали, что процесс не зависит от температуры. При расходе алюминия более 1 моля содержание всех компонентов системы стабилизируется, концентрация восстановленного стронция составляет 0,4 %, алюмината стронция – 0,3 %, оксида стронция – 0,09 %. Дальнейшее увеличение расхода алюминия приводит к его накоплению и незначительному разбавлению соединений стронция.

Исследование процесса совместного восстановления бария углеродом и кремнием, а также углеродом и алюминием показало, что полного восстановления бария не происходит. Минимальных значений концентрации оксида бария удается достигнуть только при больших расходах кремния и алюминия независимо от расхода углерода. Равновесные концентрации продуктов при изменении температуры практически не меняются, только при повышенных температурах происходит интенсивное испарение бария, что приводит к снижению в системе содержания его конденсированных соединений. В продуктах появляются карбиды кремния, алюминия и железа. В целом показатели процесса совместного восстановления бария кремнием и углеродом, а также углеродом и алюминием ухудшаются.

Добавление в систему кремния при восстановлении алюминием не вносит каких-либо изменений в показатели процесса. Максимальное содержание восстановленного бария при минимальном содержании его оксида наблюдается при расходах восстановителей, необходимых по стехиометрии, в продуктах присутствуют как метасиликат, так и алюминат бария. Увеличение расходов восстановителей приводит к разбавлению концентрации продуктов. При восстановлении бария кремнием и алюминием в присутствии железа максимальная концентрация бария составляет 0,67 %.

Исследование также показало, что большее влияние на степень восстановления стронция оказывает алюминий.

Таким образом, выявлено, что наилучшие показатели процесса восстановления бария и стронция из оксидов достигаются при использовании алюминия. Процесс реализуем на всем заданном температурном интервале. Оптимальный расход алюминия для совместного восстановления 1 моля BaO и 0,4 молей SrO (реальное соотношение оксидов бария и стронция в карбонатной руде) в присутствии 270 молей железа составляет 0,8 молей. При таком количестве восстановителя оксиды бария и стронция в системе отсутствуют, так как они связаны в алюминаты; концентрации бария и стронция составляют 0,72 и 0,15 %, что соответствует степени восстановления бария и стронция 91 и 65 %.

Восстановление никеля. Никель является одним из самых распространенных легирующих элементов. Легирование стали осуществляется ферроникелем, производство которого требует существенных затрат. Поэтому достаточно интересной задачей является определение возможности легирования стали никелевым концентратом. Для решения этой задачи были проведены исследования процесса восстановления никеля из его оксида как основного компонента никелевого концентрата [18].

Исследование возможности восстановления никеля углеродом проводили на модельной системе $1\text{NiO} - n\text{C}$. Количество молей оксида никеля задано 1 молем, количество углерода варьировали параметром n . В диапазоне температур 573 ÷ 1973 К рассчитывали равновесные составы. В результате расчетов определен перечень возможных веществ для заданной системы: газовая фаза – CO , CO_2 ; конденсированная фаза – $\text{C}(\text{c})$, $\text{Ni}(\text{c})$, $\text{NiO}(\text{c})$.

Результаты исследования (рис. 2) показали, что никель полностью восстанавливается при расходе углерода 0,6 моля на всем температурном интервале. При больших расходах восстановителя в системе накапливается углерод. Газовая фаза представлена CO и CO_2 , испарения никеля не происходит. Добавление в систему 134 молей железа (для соблюдения соотношения 1 кг NiO :100 кг Fe) не внесло изменений в характер зависимостей. Никель также полностью восстанавливается, его максимальная концентрация составляет 1,34 % при расходе углерода 0,6 моля независимо от температуры для заданного интервала.

Так как результаты термодинамического моделирования показали реализуемость процесса восстановления никеля углеродом (никель полностью восстанавливается уже при низких температурах), то возможность его восстановления более дорогими материалами, такими как кремний и алюминий, не рассматривалась.

В расчете для модельной элементарной системы $1\text{NiO} - 150\text{Fe} - 0,6\text{C}$ максимальная концентрация никеля составила 0,94 %, однако для реального процесса

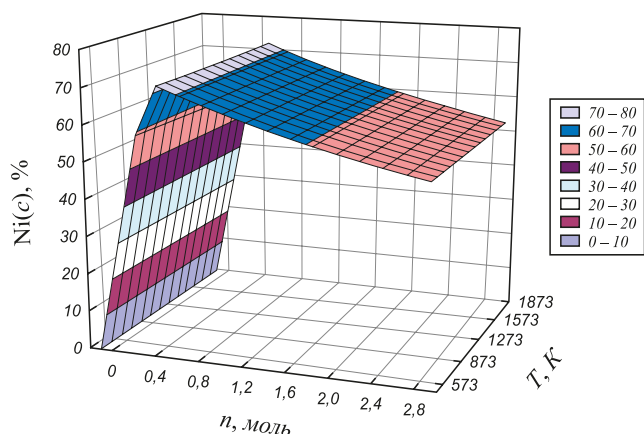


Рис. 2. Зависимость содержания восстановленного никеля от температуры и расхода углерода

Fig. 2. Dependence of the reduced nickel content on the temperature and carbon consumption

при изменении расхода никелевого концентрата углеродотермическим восстановлением можно получить любую концентрацию никеля, необходимую для прямого легирования стали.

Восстановление ванадия. Ванадий так же, как и никель относится к числу наиболее востребованных легирующих элементов [19]. Основным легирующим материалом при производстве ванадийсодержащих сталей является феррованадий, имеющий высокую стоимость, поэтому большую значимость имеет применение способа легирования, основанного на обработке стали окисными ванадийсодержащими материалами, в частности конвертерным ванадиевым шлаком [20], при этом в качестве восстановителей применяют алюминий, кальций и кремний. Для решения задачи по выбору подходящего более дешевого восстановителя также были проведены исследования процесса восстановления ванадия из оксидов методом термодинамического моделирования, целью которых является определение возможности использования углерода и кремния в качестве элементов-восстановителей при прямом легировании стали ванадиевым конвертерным шлаком.

Исследования проводили на модельной системе $V-O-Fe-C-Si$, количество ванадия задано 1 молеом оксида V_2O_5 , количество углерода и кремния варьировали параметрами n и m . Для определения условий восстановления ванадия в присутствии железа в систему добавляли 325 молей Fe, что соответствует соотношению 100 кг Fe:1 кг V_2O_5 .

Влияние температуры и расхода углерода на процесс восстановления ванадия исследовали на модельной системе $1V_2O_5 + nC$. Параметр n меняли в диапазоне от нуля до 10 молей. Равновесные составы рассчитывали в температурном интервале 1573 ÷ 1973 К. Результаты расчетов показали, что полное восстановление ванадия происходит при расходе углерода 6 молей, причем

восстановление идет до карбида ванадия. Содержание конденсированного ванадия незначительно и не превышает 5 % при температуре 1973 К. Количество чистого ванадия уменьшается с понижением температуры. Концентрация карбида ванадия не зависит от температуры и при расходе углерода 6 молей достигает максимального значения 46 % (рис. 3, а).

Определенный интерес представляет поведение оксидов ванадия. При расходах углерода в диапазоне от нуля до 0,4 моля наблюдаются снижение концентрации V_2O_5 и рост концентрации V_2O_4 , при $n = 4$ моля оксид

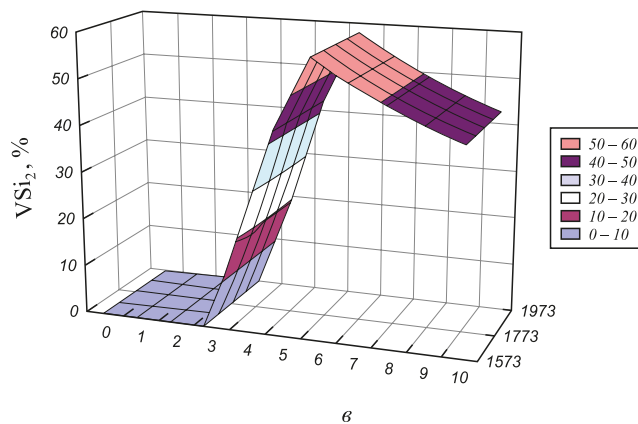
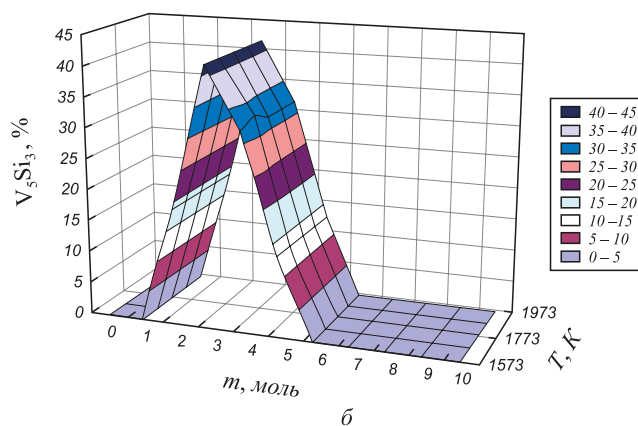
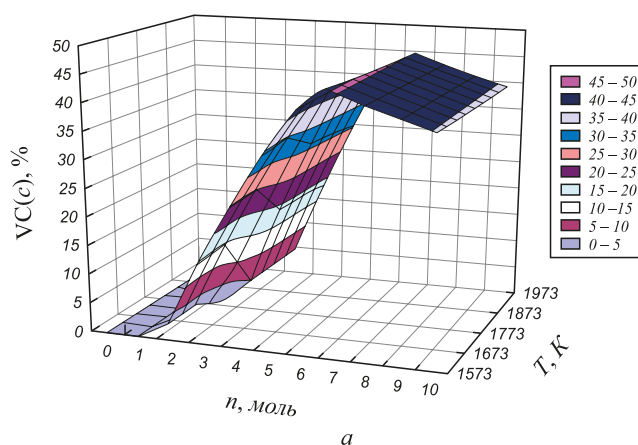


Рис. 3. Зависимости содержания карбида и силицидов ванадия от температуры и расходов углерода и кремния

Fig. 3. Dependence of the content of carbide and vanadium silicides on the temperature and carbon and silicon consumption

V_2O_5 полностью исчезает, содержание оксида V_2O_4 в системе максимально и составляет 88 %. При увеличении расхода углерода в системе появляется оксид V_2O_3 . Максимальное значение его концентрации соответствует расходу углерода 1 моль; оксид V_2O_4 полностью исчезает. Далее в диапазоне $n = 1 \div 1,8$ молей в системе присутствует только оксид V_2O_3 . При увеличении расхода углерода в пределах от 1,8 до 2,8 молей количество V_2O_3 снижается до полного исчезновения, при этом растет концентрация оксида VO, которая достигает максимального значения 58,6 % при $n = 2,8$ моля. При дальнейшем увеличении расхода углерода появляется карбид ванадия, максимальное количество которого соответствует расходу углерода 6 молей. При этом значении оксиды ванадия полностью отсутствуют. Последующее увеличение расхода углерода приводит к накоплению его в системе.

Результаты исследования процесса восстановления ванадия в присутствии железа также показали возможность его восстановления углеродом. Восстановление происходит до карбида ванадия при расходе углерода 6 молей, однако для осуществления этого процесса необходима температура не ниже 1773 K.

Исследование процесса восстановления ванадия кремнием проводили на модельной системе $1V_2O_5 + mSi$. Равновесные составы рассчитывали в температурном интервале 1573 ÷ 1973 K при изменении параметра m от нуля до 10 молей. Результаты расчетов показали, что восстановление ванадия кремнием происходит с образованием силицидов VSi_2 и V_5Si_3 . Концентрация чистого ванадия в системе не превышает 0,008 %, процесс не зависит от температуры. Оксид V_2O_5 присутствует в системе при значениях параметра $m = 0 \div 0,6$ моля, V_2O_4 – при $m = 0 \div 1,0$ моля, V_2O_3 – при $m = 0,4 \div 1,4$ моля, VO – при $m = 0,8 \div 3,4$ моля, V_5Si_3 – при $m = 1,2 \div 6,0$ молей и VSi_2 – от $m = 2,2$ моля и выше. Максимальная концентрация 58 % VSi_2 соответствует расходу кремния 5,8 моля. Дальнейшее увеличение расхода кремния приводит к его накоплению в системе. Объемные зависимости концентраций силицидов кремния V_5Si_3 и VSi_2 представлены на рис. 3, б, в. Добавление в систему железа не привело к изменению характера зависимостей. Процесс также не зависит от температуры, максимальная концентрация 1,24 % VSi_2 соответствует расходу кремния 5,8 моля.

Результаты расчета процесса восстановления в системе $V_2O_5 - nC - mSi$ показали, что ванадий при углеродосиликотермическом восстановлении также находится в основном в виде карбида и силицидов ванадия. Восстановление первоначально проходит с образованием карбида, а далее при увеличении расхода кремния образуются силициды ванадия VSi_2 , V_5Si_3 . Силицид VSi_2 образуется при расходе кремния более 4 молей, V_5Si_3 – более 2 молей. В продуктах также присутствует карбид кремния, концентрация которого пропорционально возрастает при увеличении расходов углерода и

кремния. Из результатов термодинамического моделирования следует, что при углеродосиликотермическом восстановлении ванадия углерод является преобладающим восстановителем.

Результаты исследования процесса восстановления ванадия в присутствии железа также показали возможность его восстановления углеродом и кремнием. Восстановление происходит до карбида ванадия при расходе кремния менее 4 молей, до силицидов – при расходе кремния более 2 молей.

Выводы. В результате термодинамического моделирования процессов восстановления бария, стронция, никеля и ванадия в элементарных системах получены результаты, которые позволили выяснить принципиальную возможность реализации процессов микролегирования и модифицирования стали недорогими материалами и определить тип и оптимальные расходы восстановителя. Никель полностью восстанавливается углеродом в большом температурном интервале. Восстановление бария углеродом возможно только при высоких температурах и большом расходе восстановителя; восстановление стронция углеродом в принципе не реализуемо. Кремнием барий восстанавливается практически полностью, однако кремний менее эффективен в качестве восстановителя стронция, поэтому в технологиях микролегирования и модифицирования стали в ковше карбонатными рудами, содержащими барий и стронций, предпочтительней использовать алюминий. Результаты исследования процесса восстановления ванадия их конвертерного шлака подтвердили реализуемость процесса восстановления ванадия отдельно кремнием и углеродом и совместного углеродотермического, продуктами в этом случае являются карбид и силициды ванадия.

Использование полученных результатов позволит разрабатывать ресурсосберегающие технологии с использованием оксидных материалов для легирования, микролегирования и модифицирования расплавов системы Fe–C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бобкова О.С., Барсегян В.В. Перспективы развития технологий прямого легирования стали из оксидных расплавов // Металлург. 2006. № 9. С. 43 – 46.
2. Рыбенко И.А. Разработка методики и системы расчета вариантов технологий непрерывного получения металла в агрегатах струйно-эмульсионного типа: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2000. – 17 с.
3. Рыбенко И.А., Мочалов С.П. Моделирование и оптимизация стационарных режимов металлургических процессов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2015. – 170 с.
4. Smith W.R., Missen R.W. Chemical Reaction Equilibrium Analysis: Theory and Algorithms. – NY, John Wiley, – 1982.
5. Van Zeggeren F., Storey S.H. The Computation of Chemical Equilibria. – Oxford: Cambridge University Press, 1970. – 176 p.
6. Thermodynamic Properties of Individual Substances / Gurvich L.V. ed. Fourth edition in 5 volumes, Hemisphere Pub Co. NY, L., Vol. 1. parts 2, 1989.

7. Iorish V.S., Belov G.V. On Quality of Adopted Values in Thermodynamic Databases // *Netsu Sokutei*. 1997. 24 (4). P. 199 – 205.
8. Holub R., Vonka P. The Chemical Equilibria of Gaseous Systems. – Dordrecht: Reidel Pub. Comp, 1976.
9. Speak K.F. Application of non Phase Diagrams and Thermodynamics for CVD // *Proceeding of Seventh Intern. Conference on CVD*. – N.Y.: Electrochem. Soc, 1979. P. 1 – 16.
10. Belov G.V., Trusov B.G. Influence of Thermodynamic and Thermodynamic Data Errors on Calculated Equilibrium Composition // *Ber. Bunsenges. Phys. Chem.* 1998. Vol. 102. No. 12. P. 1874 – 1879.
11. Синярев Г.Б., Ваголин Н.А., Трусов Б.Г. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов. – М.: Наука, 1982. – 132 с.
12. Белов Г.В., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем. – М.: МГТУ имени Н.Э. Баумана, 2013. – 96 с.
13. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. Energy-efficient reduction of iron from its ores // *Steel in Translation*. 2016. Vol. 46. No. 4. P. 245 – 250.
14. Golodova M.A., Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A. Reduction of vanadium in elementary systems // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. No. 4. P. 310 – 313.
15. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Efimenko Y.A. Reduction of metals from vanadium converter slag by means of carbon and silicon // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 2. P. 99 – 102.
16. Акимов Е.Н., Сенин А.В., Рошин В.Е. Термодинамический анализ получения низкоуглеродистого феррохрома с применением модели ассоциированных растворов // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2013. Т. 13. № 1. С. 182 – 185.
17. Черняк С.С., Ромен Б.М. Высокомарганцовистая сталь в драгостроении. – Иркутск: Изд-во Иркутского университета, 1996. – 377 с.
18. Кичигина О.Ю. Восстановление никеля из его оксида углеродом // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2010. № 10. С. 20 – 23.
19. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лангеборг, Т. Сивецки, С. Заяц и др.; под ред. Л.А. Смирнова. – Екатеринбург: изд. УИМ, 2001. – 107 с.
20. Дерябин А.А., Козырев Н.А., Могильный В.В. и др. Эффективность использования ванадийсодержащих конвертерных шлаков для прямого легирования рельсовой стали ванадием в ковше // *Сталь*. 1998. № 2. С. 19 – 21.

Поступила 6 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 2, pp. 91–98.

DEVELOPMENT OF RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES OF STEEL DIRECT ALLOYING ON THE BASIS OF THERMODYNAMIC MODELING OF METALS RECOVERY PROCESSES IN ELEMENTARY SYSTEMS

I.A. Rybenko, O.I. Nokhrina, I.D. Rozhikhina, M.A. Golodova, V.P. Tsybal

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. One of the promising trends of the perfection of the existing technologies is the development of the technologies of alloying and modification of steel oxide, including natural materials. Such materials are the bariumstrontiumcontaining carbonate ores, the nickel concentrates and converter vanadium slag, whose use makes it possible to obtain metal with the improved properties, at the same time from the process is excluded the stage of obtaining ferroalloys and masteralloys, which is characterized by significant expenditures. For improving the existing metallurgical processes the significant studies are required, which can be accomplished with the use of methods of thermodynamic simulation. In the article the results of thermodynamic simulation in the elementary systems of the reduction processes of barium, strontium, vanadium and nickel from their oxides from different restorers are given. The obtained results made it possible to explain the possibility in principle of the realization of the processes of microalloying and modification of steel by inexpensive materials and to determine type and optimum expenditures of restorer. As the tool with the thermodynamic simulation was used the program set “TERRA”, which allows on the basis of the principle of the entropy maximum defining equilibrium classification of multi-component heterogeneous system for the high-temperature conditions. As the restorers were examined carbon, silicon and aluminum. Studies of the effect of temperature and expenditures of restorers for conditions and regimes of the reduction processes of metals were carried out. The results of investigating the reduction processes of barium and strontium have shown that as the restorer during the application of the oxide barium-containing materials for the treatment of steels is more preferably to use silicon or aluminum. The optimum expenditures of restorers were determined, which ensure the maximum degree of the reduction of barium and strontium. The studies were carried out and the possibility of nickel restoring by carbon was

confirmed. The results of investigating the process of vanadium reduction confirmed the realizability of process both separately by silicon and by carbon and by the joint carbon-thermal reduction, during which carbon is the predominant restorer. The use of obtained results will make it possible to develop the new resource-saving technologies with the use of oxide materials for the alloying, microalloying and modifications of the fusions of the system Fe–C.

Keywords: thermodynamic modeling, elementary system, reduction process, optimum mode.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-91-98

REFERENCES

1. Bobkova O.S., Barsegyan V.V. Prospects of technologies for the direct alloying of steel from oxide melts. *Metallurgist*. 2006, vol. 50, no. 9–10, pp. 463–468.
2. Rybenko I.A. *Razrabotka metodiki i sistemy rascheta variantov tekhnologii nepreryvnogo polucheniya metalla v agregatakh struino-emul'sionnogo tipa: avtoref. dis... kand. tekhn. nauk*. [Development of methods and calculation system for technological options of continuous production of metal in the aggregates of a jet-emulsion type: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Novokuznetsk, 2000, 17 p. (In Russ.).
3. Rybenko I.A., Mochalov S.P. *Modelirovanie i optimizatsiya stacionarnykh rezhimov metallurgicheskikh protsessov* [Modeling and optimization of stationary regimes of metallurgical processes]. Novokuznetsk: SibGIU, 2015, 170 p. (In Russ.).
4. Smith W.R., Missen R.W. *Chemical reaction equilibrium analysis: theory and algorithms*. NY: John Wiley, 1982.
5. Van Zeggeren, F., Storey S.H. *The computation of chemical equilibria*. Cambridge: Cambridge University Press, 1970, 176 p.
6. *Thermodynamic properties of individual substances*. Gurvich L.V. ed. Fourth edition in 5 volumes, Hemisphere Pub Co. NY, L., vol. 1. Part. 2, 1989.
7. Iorish V.S., Belov G.V. On quality of adopted values in thermodynamic databases. *Netsu Sokutei*. 1997, 24 (4), pp. 199–205.

8. Holub R., Vonka P. *The chemical equilibria of gaseous systems*. Dordrecht: Reidel Pub. Comp, 1976.
9. Speak K.F. Application of non phase diagrams and thermodynamics for CVD. *Proceeding of Seventh Intern. Conference on CVD*. N.Y.: Electrochem. Soc, 1979, pp. 1–16.
10. Belov G.V., Trusov B.G. Influence of thermodynamic and thermochemical data errors on calculated equilibrium composition. *Ber. Bunsenges. Phys. Chem.* 1998, vol. 102, no. 12, pp. 1874–1879.
11. Sinyarev G.B., Vatolin N.A., Trusov B.G. *Primenenie EVM dlya termodinamicheskikh raschetov metallurgicheskikh protsessov* [Computer application of thermodynamic calculations of metallurgical processes]. Moscow: Nauka, 1982, 132 p. (In Russ.).
12. Belov G.V., Trusov B.G. *Termodinamicheskoe modelirovanie khimicheskoi reagiruyushchikh system* [Thermodynamic modeling of chemically reacting systems]. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman, 2013, 96 p. (In Russ.).
13. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. Energy-efficient reduction of iron from its ores. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 4, pp. 245–250.
14. Golodova M.A., Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A. Reduction of vanadium in elementary systems. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 4, pp. 310–313.
15. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Efimenko Y.A. Reduction of metals from vanadium converter slag by means of carbon and silicon. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 2, pp. 99–102.
16. Akimov E.N., Senin A.V., Roshchin V.E. Thermodynamic analysis of low-carbon ferrochrome production with the usage of associated solutions model. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2013, vol. 13, no. 1, pp. 182–185. (In Russ.).
17. Chernyak S.S., Romen B.M. *Vysokomargantsovistaya stal' v dragostroenii* [High-manganese steel in drag building]. Irkutsk: Izd-vo Irkutskogo universiteta, 1996, 377 p. (In Russ.).
18. Kichigina O.Yu. Carbon reduction of nickel from its oxide. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 10, pp. 20–23. (In Russ.).
19. Langeborg R., Siwecki T., Zajac S., Hutchinson. B. The Role of Vanadium in Microalloyed Steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. October 1999, vol. 28, no. 5, pp. 1–241. (Russ.ed.: Langeborg R., Siwecki T., Zajac S., Hutchinson. B. *Rol' vanadiya v mikrolegirovannykh stalyakh*. Ekaterinburg: UIM, 2001, 178 p.).
20. Deryabin A.A., Kozyrev N.A., Mogil'nyi V.V., Obsharov M.V., Katunin A.I. Efficiency of using V-containing converter slags for direct microalloying of rail steel in electric furnaces. *Stal'*. 1998, no. 2, pp. 19–21. (In Russ.).

Information about the authors:

I.A. Rybenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Applied Information Technology and Programming
(rybenkoi@rambler.ru)

O.I. Nokhrina, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

I.D. Rozhikhina, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

M.A. Golodova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Mechanics and Engineering (golodova_ma@mail.ru)

V.P. Tsymbal, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant of the Chair of Applied Information Technology and Programming
(tsymbal33@mail.ru)

Received 6 November, 2016

УДК 621.791.02

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИМИТИРУЮЩИХ НАДЕЖНОСТЬ (УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ) РЕБРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ ПАНЕЛЕЙ

Бахматов П.В., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Машиностроение
и металлургия» (mim@knastu.ru)

Муравьев В.И., д.т.н., профессор кафедры «Машиностроение и металлургия» (mim@knastu.ru)

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет
(681013, Россия, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Как известно, титановые сплавы по ряду особенностей (высокая удельная прочность, сопротивление усталости, вязкость разрушения и коррозионная стойкость) нашли широкое применение в авиакосмической технике, в том числе и в ребристых панелях. К изделиям такого рода предъявляют повышенные требования качества сварных соединений и размерной точности всей конструкции. Сварка плавлением титановых сплавов приводит к образованию неоднородностей зоны соединения и к снижению технологических и эксплуатационных характеристик изделия, геометрические размеры конструкции искажаются по причине возникновения сварочных напряжений, появляются поры и микротрещины в металле шва, снижаются механические характеристики и другие показатели. Все вышесказанное требует комплексного анализа технологического процесса изготовления титановых ребристых панелей: от изготовления полуфабрикатов до окончательной операции термической обработки готового изделия с позиции выявления наиболее весомых в отношении дефектности операций. Операции изготовления заготовок, в том числе подготовка их под сварку, режимы сварки и последующей термической обработки влияют на статическую и цикловую прочность сварных ребристых титановых панелей в зависимости от количества и суммарной площади дефектов сварного шва. В работе приведены исследования, результаты которых позволяют прогнозировать свойства и надежность сварных конструкций и добиваться идентичности свойств основного металла и металла шва с гарантией отсутствия как внутренних, так и наружных дефектов в зависимости от выбора комплекса технологических мероприятий. Показано, что сварка с определенной скоростью охлаждения в интервале температур фазового превращения, чистовое фрезерование, обкатка и очистка (обезжиривание и обезвоживание) поверхности стыкуемых кромок, низкий отжиг после сварки в воздушной атмосфере и последующее опескоструивание, газолазерный раскрой (ГЛР) в среде вспомогательного газа азота или аргона или комбинированных заготовок ГЛР и раскрой фрезерованием являются определяющими соответствие свойств и надежности сварных соединений основному металлу ребристых панелей из сплава BT20.

Ключевые слова: титановые сплавы, подготовка под сварку, сварка плавлением, качество соединений.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-99-108

Титановые сплавы являются перспективными материалами для применения в авиакосмической технике благодаря их высоким удельной прочности, сопротивлению усталости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости. Однако титановые сплавы менее технологичны по сравнению со сталями и алюминиевыми сплавами из-за целого ряда специфических технологических свойств (рис. 1). Наиболее важными из них являются: низкая теплопроводность, высокая химическая активность, ограниченная возможность холодной деформации, низкая обрабатываемость резанием, порообразование при сварке.

Сварка плавлением титана и титановых сплавов сопровождается образованием химической и физической неоднородностей зоны соединения, что, как правило, ведет к снижению технологических и эксплуатационных характеристик. При этом искажаются геометрические размеры конструкции из-за возникновения сварочных напряжений, появляются поры и микротрещины в металле шва, снижаются механические характеристики и другие показатели.

Именно поэтому актуально исследование влияния всего технологического цикла (используемый материал – раскрой – заготовка – термическая обработка (ТО) – сварка и т.д.) на изменение содержания легирующих элементов и примесей и их влияния на механические свойства и надежность титановых конструкций.

Анализ [1] результатов испытаний сварных соединений ребристых панелей показал, что их механические свойства укладываются в допустимые пределы значений для основного металла, но при этом прочность сварного соединения на 8 – 12 % меньше прочности основного металла. В работах [1 – 5] показано, что причиной ухудшения механических свойств сварных соединений являются как режимы термического цикла сварки (ТЦС), так и образование пористости в металле сварного шва.

По данным работы [5] предел выносливости соединений псевдо- α -титановых сплавов при оптимальной технологии сварки достигает 80 % предела выносливости основного металла. Дефекты швов (непровары, подрезы, поры), а также нарушения газовой защиты

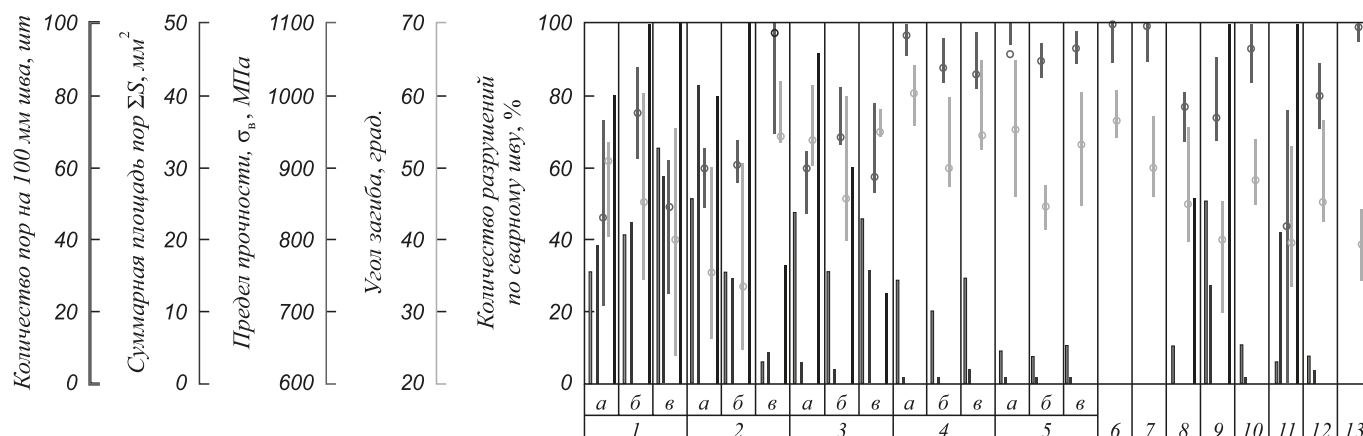


Рис. 1. Влияние технологических операций раскроя и последующей обработки перед сваркой на свойства сварных соединений титановых сплавов:

a – сварка непосредственно после раскроя; *б* – сварка после обезжиривания и обезвоживания; *в* – сварка после прогрева до 200 °С в течение 2 ч; 1 – сварка после резки на гильотинных ножницах; 2 – сварка после фрезерования и пескоструивания; 3 – сварка после фрезерования и зачистки металлической щеткой; 4 – сварка после фрезерования; 5 – сварка после фрезерования и шабрения; 6 – сварка после газолазерного раскроя; 7 – сварка комбинации: газолазерный раскрой и резка на гильотинных ножницах; 8 – сварка после фрезерования с последующим вакуумным отжигом при 630 °С в течение 2 ч; 9 – сварка после фрезерования с последующим отжигом при 630 °С в течение 2 ч в атмосфере воздуха; 10 – сварка после фрезерования и шабрения с последующим вакуумным отжигом при 630 °С в течение 2 ч; 11 – сварка после фрезерования с последующим отжигом при 700 °С в атмосфере воздуха в течение 2 ч; 12 – сварка после фрезерования и шабрения с последующим отжигом при 700 °С в атмосфере воздуха в течение 2 ч; 13 – основной металл; точкой обозначено среднее значение параметра; ■ – количество пор на 100 мм шва, шт.; ■ – суммарная площадь пор, мм²; ■ – σ_b , МПа; ■ – угол загиба, градус; ■ – количество разрушений по сварному шву, %

Fig. 1. Effect of technological operations of cutting and further processing before welding on the properties of welded joints of titanium alloys: *a* – welding directly after cutting; *б* – welding after degreasing and dehydration; *в* – welding after heating to 200 °C for 2 hours; 1 – welding after cutting by guillotine shears; 2 – welding after milling and sand cleaning; 3 – welding after cutting and stripping by wire brush; 4 – welding after milling; 5 – welding after milling and scraping; 6 – welding after gas-laser cutting; 7 – welding combinations: gas-laser cutting and cutting on guillotine shears; 8 – welding after milling followed by vacuum annealing at 630 °C for 2 hours; 9 – welding after milling, followed by annealing at 630 °C for 2 hours in air; 10 – after the welding and milling scraping followed by vacuum annealing at 630 °C for 2 hours; 11 – welding after milling, followed by annealing at 700 °C in air for 2 hours; 12 – welding after milling and scraping, followed by annealing at 700 °C in air for 2 hours; 13 – base metal; dot denotes the average value of the parameter; ■ – the number of pores for 100 mm of a weld, pcs.; ■ – total pore area, mm²; ■ – σ_b , MPa; ■ – bend angle, degree; ■ – the amount of destruction along the weld, %

могут снизить предел выносливости сварного соединения на 40 – 60 % [3]. Для повышения стабильности структуры и свойств сварных соединений, предназначенных для эксплуатации при повышенных температурах, в работах [6, 7] предлагаются специальные режимы ТО. В работах [8, 9] для повышения выносливости при малоцикловых нагрузках сварные соединения из титановых сплавов обеспечивают при симметричном конструктивном усилении не более 20 % толщины металла с плавными радиусами переходов, обработанных с высокой чистотой поверхности.

На циклическую прочность сварных соединений существенное влияние оказывает наличие пор в металле шва. Предел выносливости бездефектного шва составляет 90 % от такого же показателя основного металла, а имеющие мелкие поры – 60 % [10, 11]. Предполагаемые для предотвращения образования пор в сварных швах титановых сплавов методы (увеличение длительности существования сварочной ванны, использование при сварке флюсов, обработка кромок перед сваркой механическим или тепловым способом) [8] не обеспечивают идентичности свойств сварного соединения и основного металла. При вакуумном отжиге (особенно

тонкостенных сварных конструкций) существенное влияние на газонасыщение поверхности оказывает скорость натекания, что приводит к снижению циклической выносливости [11, 12].

На структуру и свойства сварных соединений титановых сплавов влияют процессы термического цикла сварки [13 – 15]. Критерием выбора режима ТЦС является оптимальный интервал скоростей охлаждения, в котором степень понижения уровня пластических свойств и ударной вязкости околошовной зоны и шва в сравнении с основным металлом оказывается наименьшей.

Использование не только термической обработки [16] сварных титановых соединений, а также пластической деформации (прокатки роликом, проковки) металла шва и околошовной зоны [5, 17 – 19] приводит к снижению остаточных растягивающих напряжений и к улучшению свойств сварных соединений в пределах допускаемых отклонений свойств от показателей основного металла.

Аналитическая оценка проведенных исследований показывает, что практически отсутствуют комплексные исследования влияния всего цикла процесса сварки титановых сплавов от запуска в производство до сдачи в

эксплуатацию на свойства сварных изделий. Исследования проводили для отдельных операций без учета сопутствующих. Улучшение свойств сварных соединений оценивали в пределах, близких к свойствам основного материала.

Цель настоящего исследования – определение лимитирующих свойства и надежность (усталостную прочность) технологических операций из всего комплекса операций изготовления сварных титановых конструкций.

Исследования проводили на заготовках из среднепрочного титанового сплава ВТ20. Заготовки раскраивали различными методами. Автоматическую аргонодуговую сварку листовых заготовок размерами 600×100×2 мм выполняли на спецстапеле (УСПО-2,6) автоматом АДЦВ-6 с применением в качестве защиты аргона высшей очистки.

Качество поверхности образцов исследовали путем замера шероховатости на профилометре. Изменения макро- и микроструктуры изучали на оптическом микроскопе NEOFOT-21 (Германия) и растровом электронном микроскопе «JEOL» JSM-5600 (Япония). Микротвердость определяли на ПМТ-3М. Для изучения химического состава применяли мобильный оптико-эмиссионный анализатор «ARK-met» фирмы «PPM-System» (Финляндия). Содержание примесей газов (кислорода, азота) измеряли на газоанализаторе ONH-200 (фирма ELTRA), водорода – спектральным методом с применением низковольтного и импульсного разряда с использованием трех эталонов на спектрографе ИСП-51 в соответствии с ГОСТ 90034 – 81. Для определения механических свойств использовали универсальную машину ZD 10/10 «FRITZ» в соответствии с ГОСТ 1497 – 84. После сварки заготовки подвергали рентгеноисследованию на аппарате РАП-150/300. Размеры пор оценивали с точностью до 0,05 мм.

Уровень дефектности оценивали по формуле

$$q_{\text{деф}} = \frac{L_{\text{деф}}}{L_{\text{общ}}} 100 \%,$$

где $L_{\text{деф}}$ – сумма диаметров пор на длине металла шва 100 мм; $L_{\text{общ}}$ – длина металла шва (100 мм).

Образцы для исследования малоциклового усталости изготавливали в соответствии с ГОСТ 25502 – 79 тип III. Испытания проводили на универсальной разрывной машине фирмы «LOSENCHAUSEN».

Три группы одинаковых образцов подвергали малоцикловым испытаниям с различными амплитудами напряжений и с одинаковым для всех трех групп средним напряжением цикла:

– минимальная амплитуда:

$$\sigma_{\alpha}^{\text{cp}} = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}}{2} = 48 \text{ МПа}; \quad \sigma_{\text{max}} = 0,64\sigma_{\text{вр}} = 702 \text{ МПа};$$

$$\sigma_{\text{min}} = 0,55\sigma_{\text{вр}} = 606 \text{ МПа}; \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}}}{2} = 654 \text{ МПа};$$

– средняя амплитуда:

$$\sigma_{\alpha}^{\text{cp}} = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}}{2} = 118 \text{ МПа}; \quad \sigma_{\text{max}} = 0,7\sigma_{\text{вр}} = 772 \text{ МПа};$$

$$\sigma_{\text{min}} = 0,49\sigma_{\text{вр}} = 536 \text{ МПа}; \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}}}{2} = 654 \text{ МПа};$$

– максимальная амплитуда:

$$\sigma_{\alpha}^{\text{cp}} = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}}{2} = 218 \text{ МПа}; \quad \sigma_{\text{max}} = 0,8\sigma_{\text{вр}} = 872 \text{ МПа};$$

$$\sigma_{\text{min}} = 0,4\sigma_{\text{вр}} = 436 \text{ МПа}; \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}}}{2} = 654 \text{ МПа},$$

где $\sigma_{\alpha}^{\text{cp}}$ – амплитуда напряжений цикла; σ_{max} и σ_{min} – максимальное и минимальное напряжение цикла; $\sigma_{\text{вр}}$ – предел прочности (временное сопротивление) при статическом нагружении; σ_m – среднее напряжение цикла.

Исследования влияния технологических факторов формирования поверхности раздела спецобразцов из сплава ВТ20 проводили на установке, разработанной на кафедре «Материаловедение и технологии новых материалов» КНАГТУ.

Образцы для испытаний представляют собой пластины толщиной 2 мм и длиной рабочей части 70 мм. В наиболее широкой части ширина образцов составляет 8 мм. Такая форма образцов обусловлена тем, что напряжения по всей поверхности образца одинаковы. Это является необходимым условием для испытания образцов на усталость.

Рабочий режим испытаний: симметричный изгиб с амплитудой 12 мм, частота 24 Гц; максимальное напряжение на поверхности ±600 МПа.

Основной критерий при усталостных испытаниях – число циклов N до полного разрушения образца.

Заданную амплитуду колебаний выбирали исходя из расчетного максимального напряжения в образце. Испытания всех образцов проводили при одних и тех же режимах.

Исследование влияния традиционных режимов сварки ребристых панелей из сплава ВТ20 на порообразование и свойства сварных соединений проводили исходя из условий требований к сварным швам деталей ответственного назначения. Изготавливали образцы из листовых заготовок ВТ20, лист 2,5 мм размером 150×450 мм сваркой встык и в тавр сквозным проплавлением на автоматической установке АДЦВ-6 с поддувом аргона при режимах сварки стыковых и тавровых соединений панели имитатора по существующей технологии. Образцы подвергали рентгеновскому контролю и отжигу в вакууме в печи типа УВН-1500 при температуре 650 °С в заневоленном состоянии (под заневоливанием здесь понимается расклинивание детали в термообработочной оснастке для придания после ТО заданной чертежом геометрии).

После отжига изготавливали образцы, подвергали их пескоструйной обработке корундовым песком,

рентгенографическому контролю с целью определения расположения и характера допустимых дефектов, а также проводили статические и повторно-статические испытания. Повторно-статические испытания до разрушения проводили на испытательной машине «LOSENCHAUSEN» (ФРГ) при нагрузках из расчета $\sigma_{\max} = 600$ МПа; $\sigma_{\min} = 200$ МПа; частота нагружений 520 циклов/мин.

Основное влияние на свойства сварных соединений титановых сплавов оказывают технологические операции раскроя и последующей обработки перед сваркой, связанные с образованием пор в металле шва (рис. 1).

Наибольшее количество пор и величина их общей площади на 100 мм сварного шва (независимо от просушки, обезжиривания и обезвоживания) наблюдаются при раскрое на гильотинных ножницах, при фрезеровании с последующим опескоструиванием кварцевым песком либо при зачистке металлическими щетками. Как было ранее установлено в работах [10, 20], причиной образования пор при сварке титановых сплавов является захлопывание заполненных загрязнениями несплошностей [10] (а именно, капиллярно конденсированной влагой [20]) перед фронтом расплавленной ванны и попадание их в расплав с образованием пор. В рассматриваемом случае эта теория подтверждается сложным процессом изменения количества пор и величины их общей площади на 100 мм шва, например, при опескоструивании. Процесс опескоструивания приводит к резкому увеличению количества капиллярно-конденсированной влаги частицами кварцевого песка, оставшимися на поверхности заготовки. Последующие операции обезжиривания и обезвоживания приводят к удалению с поверхности частиц, уменьшают количество капиллярно-конденсированной влаги и вместе с этим почти в три раза уменьшают суммарную площадь пор на 100 мм шва, а сушка при 200 °С в течение 2 ч уменьшает ее почти в шесть раз по сравнению с исходным состоянием. И тем не менее количество пор и величина их общей площади на 100 мм сварного шва остаются высокими и приводят к снижению показателей прочности и угла загиба (γ), расширению диапазона разброса значений (σ_b – от 730 до 1010 МПа, γ – от 23 до 62°; количество разрушений образцов по сварному шву колеблется в пределах от 25 до 100 %).

Более чем на порядок уменьшается дефектность металла шва при раскрое фрезерованием и на два порядка при применении шабрения фрезерованной поверхности кромок под сварку по сравнению с вышеуказанными операциями фрезерования и зачисткой металлическими щетками. Дополнительные операции обезжиривания, обезвоживания и прогрева практически мало влияют.

Операции газолазерного раскроя (ГЛР) в среде азота, а также комбинированные заготовки ГЛР в азоте и раскрой на гильотинных ножницах полностью исключают образование пор в сварном шве титановых сплавов. Если в случае раскроя фрезерованием или шабрением

происходит некоторое незначительное снижение прочностных свойств по сравнению со свойствами основного металла, то при ГЛР свойства сварного соединения идентичны свойствам основного металла.

Термическая обработка фрезерованных заготовок в воздушной среде приводит к существенному увеличению пористости металла шва и вместе с этим к уменьшению прочности (как и в первых трех случаях). Шабрение заготовок после ТО в воздушной атмосфере приводит к удалению с поверхности насыщенной влагой оксидной пленки, резкому уменьшению пористости почти на два порядка и улучшению свойств (как в случае фрезерования и шабрения). Отжиг в вакууме активизирует процессы капиллярной конденсации влаги (особенно по границам зерен) и способствует некоторому увеличению пористости в металле шва и незначительному снижению прочности.

Исследования влияния традиционных режимов сварки ребристых панелей из сплава ВТ20 на порообразование и свойства сварных соединений показали (табл. 1), что исходя из требований к сварным швам деталей ответственного назначения для листового материала толщиной 2,5 мм выявлено, что дефекты (поры) по количеству, размерам и установленные свойства являются допустимыми. Суммарная площадь пор на 100 мм шва не превышает допустимого значения площади 2,5 мм²; предел прочности сварных швов без дефектов отличается от нижнего предела допуска всего на 2,3 %, а дефектных – на 3,2 %; малоцикловая усталость бездефектных сварных образцов отличается от малоцикловой усталости основного металла на 6 %.

Четко проявилась закономерность изменения прочности в зависимости от суммарной площади пор в металле шва, а именно, прочность снижается пропорционально увеличению суммарной площади пор (табл. 1). Малоцикловая усталость сварных образцов в значительной степени зависит не только от величины суммарной площади пор в металле шва, а и от их расположения (табл. 1, рис. 2). Самыми опасными оказались поры, располагающиеся близко к поверхности. Усталостная прочность таких образцов уменьшилась на 44 % по сравнению с бездефектными образцами. Среднее значение прочности сварных соединений, хоть и допустимое для сварных конструкций, но более чем на 18 % ниже прочности основного металла. Основной причиной такого снижения, как было показано ранее [21], являются условия проведения термического цикла сварки, а именно, недостаточная скорость охлаждения в интервале температур фазового превращения.

Как видно из данных табл. 2 и рис. 3, малоцикловая усталость сварных образцов таврового сечения, как и стыковых соединений, выполненных проплавлением по традиционным режимам для ребристых панелей, существенно зависит от режимов отжига, независимо от формы и методов испытания специальных образцов.

**Механические свойства сварных образцов сплава ВТ20 из имитатора ребристой панели
в зависимости от наличия пор в металле шва**

*Table 1. Changes in the mechanical properties of welded samples of VT20 alloy from the simulator
of ribbed panel depending on the presence of pores in the weld metal*

Материал	Образец	Количество пор, шт	Суммарная площадь пор, мм ²	Место расположения пор	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	γ , градус	$N_{\text{ц}}$, шт, при $\sigma_{\alpha}^{\text{сп}} = \frac{600-200}{2}$ МПа
Основной металл	1	—	—	—	1140	10	37	115 000
	2	—	—	—	1140	10	40	121 000
	3	—	—	—	1150	10	35	148 000
	4	—	—	—	1150	11	35	136 000
	Среднее арифметическое				1145	10,3	36	130 000
Сварные образцы	1	—	—	Без дефектов	975	—	45	118 000
	2	—	—		945	—	45	144 300
	3	—	—		950	—	32	119 000
	4	8	1,63	Ближе к поверхности	925	—	30	65 700
	5	9	1,43		910	—	37	48 100
	6	10	1,24		935	—	33	52 400
	7	7	1,16	Ближе к центру	928	—	31	70 000
	8	9	0,70		950	—	40	94 000
	9	6	0,85		940	—	33	81 000
	10	5	0,37		945	—	35	94 000
	Общее среднее арифметическое				940	—	36	88 620
	Среднеарифметическое для дефектных образцов				933	—	34	72 172

Исследования изменения малоциклового усталости основного металла в зависимости от вида раскроя и последующей обработки позволили установить следующие закономерности: чистовое фрезерование кромок образцов по сравнению с ГЛР в азоте и в аргоне повышает малоцикловую усталость более чем на 70 и 60 % соответственно из-за высоких остаточных (вызванных газолазерным раскроем) напряжений в образцах. Последующий вакуумный отжиг повышает малоцикловую усталость, особенно у образцов после ГЛР в азоте и в аргоне на 67 и 54 % соответственно. Отжиг в воздушной атмосфере повышает малоцикловую усталость при всех видах раскроя по сравнению с отжигом в вакууме для ГЛР в азоте – на 20 %, ГЛР в аргоне – на 45 %. Опескоструивание поверхности образцов при всех видах раскроя после отжига в воздушной атмосфере позволяет существенно повысить малоцикловую усталость.

Малоцикловая усталость сварных образцов после всех видов раскроя в значительной степени уменьшается по сравнению с образцами основного металла, поскольку к имеющимся остаточным напряжениям, вызванным операциями раскроя, добавляются остаточные сварочные напряжения.

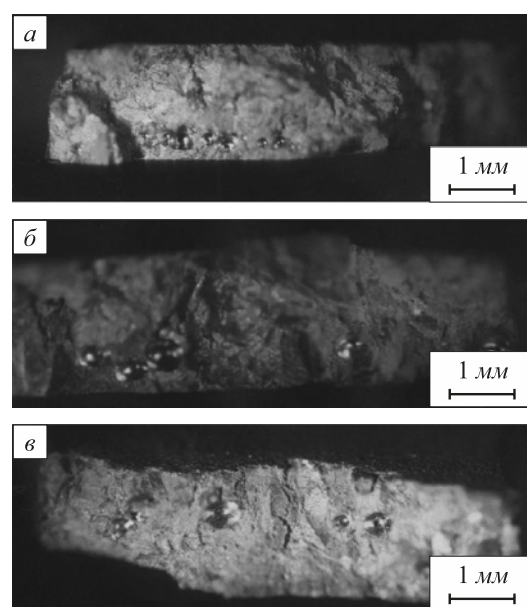
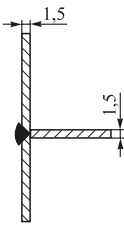
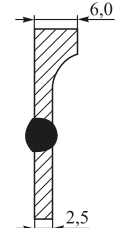
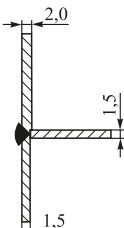


Рис. 2. Вид излома сварных образцов с характерным расположением пор ближе к поверхности (а), смешанные с поверхности и ближе к центру (б) и в центре (в)

Fig. 2. Fracture type of welded specimens with characteristic pore location closer to the surface (a), mixed with the surface and closer to the center (b) and the center (v)

Механические свойства тавровых сварных образцов, выполненных сквозным проплавлением из ребристой панели имитатора из сплава ВТ20

Table 2. Mechanical properties of welded T-specimens made by keyhole burning from ribbed panel of simulator of VT20 alloy

Вид соединения	Режим термообработки	Статические испытания	Повторно-статические испытания		
		σ_b , МПа	σ_{α}^{cp} , МПа	$N_{ц}$, шт	Примечание
	Без обработки	1033	104,4	21 000	Разрушение в околошовной зоне
	Без обработки	1040	52,1	157 000	То же
	Без обработки	1058	31,3	250 000	Не разрушился
	Полный вакуумный отжиг	1083	104,0	11 000	Разрушение в околошовной зоне
	Полный вакуумный отжиг	1000	61,8	115 000	Разрушение в околошовной зоне
	Полный вакуумный отжиг	1025	31,1	186 000	Разрушение в околошовной зоне
	Отжиг в воздушной печи 650 ± 10 °С	1100	110,0	105 400	Разрушение по радиусу перехода
	Отжиг в воздушной печи 650 ± 10 °С	1090	165,0	23 700	То же
	То же	1130	165,0	131 000	Без разрушения
	То же	1080	220,0	27 800	Разрушение по сварному шву
	То же	1080	220,0	33 000	То же
	То же	1100	220,0	28 000	То же

Малоцикловая усталость образцов, отожженных в вакууме, ниже (более чем на 25 – 48 %) усталости образцов, отожженных в воздушной атмосфере.

Снижение малоцикловой усталости связано с тем [16], что при вакуумном отжиге развивается релаксация полезных сжимающих напряжений, имеющих в исходном полуфабрикате или изделии. Вакуумный отжиг – операция длительная из-за малых скоростей нагрева и охлаждения. Кроме того, по данным работы [24] необходимо учитывать температуру и время выдержки из-за испарения легирующих элементов из поверхностного слоя и вакуумного растравливания поверхности конструкции.

Несмотря на увеличение малоцикловой усталости образцов после неполного отжига в воздушной атмосфере процесс разрушения начинается с плотной оксидной пленки (рис. 4, а, б). На поверхности появляются микротрещины, которые в дальнейшем служат концентраторами напряжений и способствуют дальнейшему разрушению.

Использование процесса удаления поверхностного растравленного слоя после отжига в вакууме, как и удаление оксидной пленки после отжига в воздушной среде, позволяют более чем на порядок увеличить малоцикловую усталость сварных образцов из сплава ВТ20 (табл. 3).

Прокатка металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) до толщины основного металла позволяют не только исключить операции механизированной обработки усиления и проплава сварного шва, а и значительно улучшить свойства, сопоставимые со свойствами основного металла (табл. 3). Кроме того, прокатка металла шва и ЗТВ позволяют получать заготовки необходимых размеров (при отсутствии подходящих готовых полуфабрикатов), из которых возможно изготовление сложных деталей пространственной формы горячим деформированием с электроконтактного нагрева, особенно, в температурно-временном интервале фазового превращения [22 – 25].

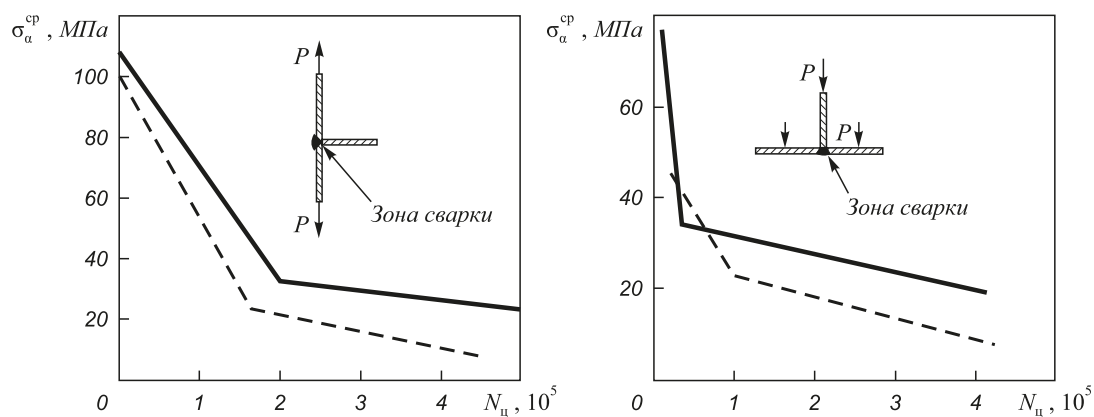


Рис. 3. Распределение механических характеристик сварных соединений из сплава ВТ20 при циклических испытаниях

Fig. 3. Distribution of mechanical properties of the welded joints from VT20 alloy during the cyclic tests

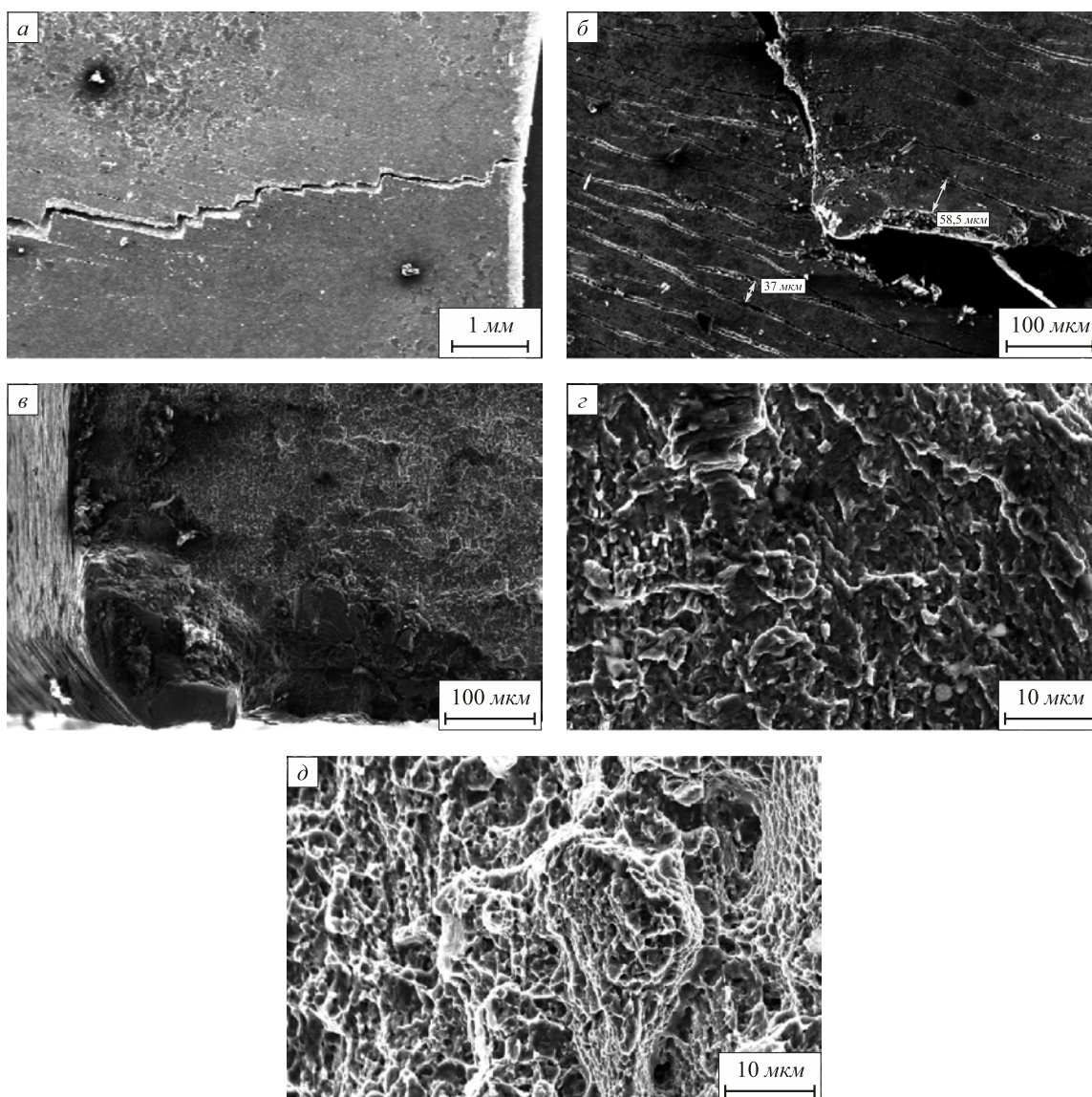


Рис. 4. Электронные фраттограммы изломов образцов сплава ВТ20 после испытания на циклическую прочность в присутствии оксидной пленки на поверхности:

а – поверхность разрушенной пленки; *б* – вид излома; *в* – общий вид; *г* – вид в зоне усталостных трещин; *д* – вид в конечной зоне разрыва

Fig. 4. Electronic fracture patterns of fracture specimens from VT20 alloy after the endurance test in the presence of the oxide film on the surface:
a – fracture surface of the film; *б* – type of fracture; *в* – general view; *г* – in the zone of fatigue fractures; *д* – in the final break zone

Т а б л и ц а 3

Изменение усталостной прочности (малоциклового усталости) образцов основного металла (ОМ) и сварного шва (СВ)* из сплава ВТ20 в зависимости от вида раскроя, подготовки под сварку и после сварки

Table 3. Change of the fatigue (low cycle fatigue) of the base metal and weld samples from VT20 alloy depending on the type of cutting, welding preparation and after welding*

Вид раскроя и обработки кромок под сварку	N_c , до разрушения**			
	После раскроя	Отжиг в вакууме при 650 °С, 1 ч	Отжиг в воздушной среде при 650 °С, 1ч	Опескоструивание
ОМ-фрезерование	190 000	202 000	243 000	>500 000
СШ-фрезерование + сварка	26 600	187 000	236 000	943 034
СШ-фрезерование + обкатка + сварка	125 000	198 000	234 000	1 021 067
СШ-фрезерование + сварка + прокатка шва + горячая штамповка с ЭКН	167 000	207 000	252 000	1 105 647
ОМ-ГЛР в азоте	60 073	178	219 000	>500 000
СШ-ГЛР в азоте + сварка	41 000	210 442	372 000	1 136 022
ОМ – ГЛР в аргоне	75 849	164 202	298 550	>500 000
СШ-ГЛР в аргоне + сварка	55 414	194 941	383 000	>500 000

П р и м е ч а н и е. * Сварку образцов производили по режимам ТЦС, обеспечивающим оптимальную скорость охлаждения в температурном интервале фазового превращения.

** Рабочий режим испытания: амплитуда 14,8 мм; частота 24 Гц; расчетные напряжения по поверхности образца составляют 710 МПа.

Использование газолазерного раскроя как в среде азота, так и в среде аргона и особенно в комбинации с другими видами раскроя открывают возможности автоматизации процесса ТЦС, поскольку в процессе сварки плавлением исключается порообразование в металле шва. При варьировании режимов ТЦС можно прогнозировать свойства сварных конструкций.

Выводы. Установлено влияние технологических операций раскроя заготовок под сварку, режимов сварки и последующей термической обработки на статическую и циклическую прочность сварных ребристых панелей из сплава ВТ20 в зависимости от количества и суммарной площади дефектов (пор) на 100 мм сварного шва, позволяющее прогнозировать свойства и надежность сварных конструкций в зависимости от выбора того или иного комплекса операций ее изготовления. Показано, что определяющими соответствием свойств и надежности сварных соединений основному металлу ребристых панелей из сплава ВТ20 являются операции при сварке с требуемой скоростью охлаждения в интервале температур фазового превращения: чистовое фрезерование, обкатка и очистка (обезжиривание и обезвоживание) поверхности стыкуемых кромок; низкий отжиг после сварки в воздушной атмосфере и последующее опескоструивание; ГЛР в среде вспомогательного газа азота или аргона или комбинированных заготовок ГЛР и раскрой фрезерованием. Выявлено, что традиционная операция чистового и последующего шабрения приводят к заметному (на 10 – 15 %) сниже-

нию характеристик и надежности сварных соединений по сравнению с основным металлом в пределах допуска на сварные ребристые панели из сплава ВТ20. При этом необходимо учитывать установленный факт, что статическая прочность уменьшается прямо пропорционально величине суммарной площади дефектов в сечении детали, циклическая – резко снижается при расположении пор близко к поверхности. Установлено, что пластическая деформация металла шва и зоны термического влияния улучшают свойства и надежность до значений основного металла у титановых ребристых панелей. Причем возможно последующее изготовление сложной пространственной формы заготовки для ребристой панели горячей штамповкой в интервале фазового предпревращения и последующего отжига в воздушной атмосфере и опескоструивания, которые обеспечивают свойства и надежность, соответствующие основному металлу. Показано, что кромки основного металла после ГЛР в среде азота или аргона (как и чистовое фрезерование) и последующие операции отжига в воздушной среде и опескоструивания улучшают свойства ребристых панелей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Обеспечение надежности конструкций из титановых сплавов / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, Б.И. Долотов и др. / Под ред. В.И. Муравьева. – М.: «ЭКОМ», 2009. – 752 с.
2. Christoph Leyens. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. – Manfred Peters Wiley, 2003. – 532 p.

3. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блащук и др. / Под ред. В.Н. Замкова. – Киев: Наукова думка, 1986. – 240 с.
4. Froes F.H., Mashl S.J., Hebeisen J.C. etc. The Technologies of titanium powder metallurgy // JOM. 2004. Vol. 56. No. 11. P. 46 – 48.
5. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов. – Киев: Наукова думка, 1990. – 512 с.
6. Howard S. Avery. Hard surfacing by fusion welding: monographs on wear, Literary Licensing. – LLC, 2013. – 110 p.
7. Сварные соединения титановых сплавов / В.Н. Моисеев, Ф.Р. Куликов, Ю.Г. Кириллов и др. – М.: Металлургия, 1979. – 248 с.
8. Сварка высокопрочных титановых сплавов / С.М. Гуревич, Ф.Р. Куликов, В.Н. Замков и др. – М.: Машиностроение, 1975. – 150 с.
9. Welding and joining of aerospace materials / M.C. Chaturvedi ed. – Woodhead Publishing Limited, 2012. – 448 p.
10. Пористость при сварке цветных металлов / В.В. Редчиц, В.А. Фролов, В.А. Казаков, В.И. Лукин. – М.: Технология машиностроения, 2002. – 447 с.
11. Коломенский А.Б., Муравьев И.И., Колачев Б.А. и др. Влияние режимов отжига на циклическую прочность сварных соединений титанового сплава ВТ1-0 // Автоматическая сварка. 1988. № 8. С. 8 – 10.
12. Коломенский А.Б., Муравьев И.И., Колачев Б.А. и др. Влияние режимов отжига на циклическую и кратковременную прочность титана и сплава ОТИ // ФХММ. 1994. № 4. С. 120 – 122.
13. Дятлов В.И., Абдалов М.А., Шнайдер Б.И. Первичная кристаллизация жидкой ванны при сварке металлов малых толщин // Автоматическая сварка. 1967. № 1. С. 26 – 30.
14. Хрупкие разрушения сварных конструкций / В. Холл, К. Кихара, В. Зут, А. Уэллс / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1974. – 320 с.
15. Ikeda K., Kihara H. Brittle fracture strength of welded joints // Welding research supplement. 1970. No. 3. P. 106 – 114.
16. Грабин В.Ф. Металловедение сварки плавлением. – Киев: Наукова думка, 1982. – 415 с.
17. John C. Lippold, Samuel D. Kiser, John N. DuPont. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys / ed. John Wiley and Sons, Inc. – Hoboken, New Jersey, 2009. – 440 p.
18. Велицкий А.В. Проблемы использования виброобработки вместо термообработки // Тяжелое машиностроение. 1992. № 8. С. 20 – 22.
19. Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Кныш В.В. и др. Бездеформационная сварка стрингерных панелей из титанового сплава ВТ20 // Автоматическая сварка. 2014. № 9. С. 7 – 18.
20. Муравьев В.И., Бахматов П.В. Доминирующие факторы образования поверхности раздела, вызывающие капиллярную конденсацию загрязнений и дефектность металла шва титановых конструкций // Сварка и диагностика. 2016. № 3. С. 11 – 16.
21. Шоршоров М.Х., Мещеряков В.Н. Фазовые превращения и изменения свойств сплавов титана при сварке. Атлас. – М.: Наука, 1973. – 159 с.
22. Srikumar Banerjee, Pradip Mukhopadhyay. Phase transformations. Examples from titanium and zirconium alloys. – Elsevier, 2007. – 840 p.
23. Froes F.H. Titanium: Physical metallurgy, processing, and applications. – ASM International, 2015. – 404 p.
24. Шевченко В.В., Лабанова Н.Н., Иванничева Г.А. Влияние температуры нагрева в вакууме на рельеф поверхности листов из титановых сплавов // ФХММ. 1985. № 5. С. 12 – 14.
25. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Фролов А.В. Перспективные металлургические и технологические процессы производства, повышающие надежность изделий из конструкционных материалов. – Комсомольск-на-Амуре: изд. КНАГТУ, 2016. – 330 с.

Поступила 5 сентября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 99–108.

RESEARCH OF THE TECHNOLOGICAL MANUFACTURING OPERATIONS LIMITING THE RELIABILITY (FATIGUE STRENGTH) OF RIBBED TITANIUM PANELS

P.V. Bakhmatov, V.I. Murav'ev

Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Komsomol'sk-on-Amur, Russia

Abstract. As it is known, titanium alloys due to a number of features (high specific strength, fatigue resistance, fracture toughness and corrosion resistance) are widely used in aerospace engineering, including ribbed panels. For products of this kind it is necessary to meet high requirements of quality of welded joints and dimensional accuracy of the construction. Fusion welding of titanium alloys results in the formation of inhomogeneities in the connection zone and in the reduction of technological and operational performance. The geometric dimensions of design are distorted due to occurrence of welding stresses, pores and microcracks appear in the weld metal, mechanical properties and other parameters are reduced. These facts require a comprehensive analysis of the manufacturing process of titanium ribbed panels: from the manufacturing of semi-finished products to the final stage of heat treatment of the finished product from the point of detection of the most significant in relation to defects in operations. The blank manufacturing operations, including their preparation for welding, welding and subsequent heat treatment regimes affect the cyclic and static strength of welded ribbed titanium panels depending on the number and total area of welding defects. The article presents the research that allows to predict the properties and reliability of welded structures and to achieve identity of the properties of basic metal and weld metal with the lack of a guarantee of both internal and external defects, depend-

ing on the choice of the complex technological measures. It is shown that a certain welding cooling rate in the range of phase transformation temperatures, finish milling, running and cleaning (degreasing and dehydration) of the surface of abutting edges, low annealing after welding in the air and subsequent sand cleaning; GLC in the auxiliary gas medium of nitrogen or argon or the combined GLC blanks and cutting by milling determine correspondence of properties and reliability of the welded joints of base metal of ribbed panels from VT20 alloy.

Keywords: titanium alloys, preparation for welding, fusion welding, quality of connections.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-99-108

REFERENCES

1. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Dolotov B.I. etc. *Obespechenie nadezhnosti konstruktii iz titanovykh spлавov* [Ensuring the reliability of structures from titanium alloys]. Murav'ev V.I. ed. Moscow: "Ekom", 2009, 752 p. (In Russ.).
2. Christoph Leyens. *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. Manfred Peters Wiley, 2003, 532 p.
3. Gurevich S.M., Zamkov V.N., Blashchuk V.E. etc. *Metallurgiya i tekhnologiya svarki titana i ego spлавov* [Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys]. Zamkov V.N. ed. Kiev: Naukova dumka, 1986, 240 p. (In Russ.).
4. Froes F.H., Mashl S.J., Hebeisen J.C., Moxson V.S., Duz V.A. The Technologies of titanium powder metallurgy. *JOM*. 2004, vol. 56, no. 11, pp. 46–48.

5. Gurevich S.M. *Spravochnik po svarke tsvetnykh metallov* [Handbook on welding of non-ferrous metals]. Kiev: Naukova dumka, 1990, 512 p. (In Russ.).
6. Howard S. Avery. *Hard surfacing by fusion welding: monographs on wear*. Literary Licensing, LLC, 2013, 110 p.
7. Moiseev V.N., Kulikov F.R., Kirillov Yu.G., Shokholova L.V., Vas'kin Yu.V. *Svarnye soedineniya titanovykh splavov* [Welded joints of titanium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 248 p. (In Russ.).
8. Gurevich S.M., Kulikov F.R., Zamkov V.N. etc. *Svarka vysokoprochnykh titanovykh splavov* [Welding of high-strength titanium alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 150 p. (In Russ.).
9. *Welding and joining of aerospace materials*. Chaturvedi M.C. ed. Woodhead Publishing Limited, 2012, 448 p.
10. Redchits V.V., Frolov V.A., Kazakov V.A., Lukin V.I. *Poristost' pri svarke tsvetnykh metallov* [Porosity at welding of non-ferrous metals]. Moscow: Tekhnologiya mashinostroeniya, 2002, 447 p. (In Russ.).
11. Kolomenskii A.B., Murav'ev I.I., Kolachev B.A. etc. Influence of annealing conditions on cyclic strength of welded joints of commercial VT1-0 titanium. *Avtomaticheskaya svarka*. 1988, no. 8, pp. 8–10. (In Russ.).
12. Kolomenskii A.B., Murav'ev I.I., Kolachev B.A. etc. Influence of annealing conditions on cyclical and short-term strength of titanium and OTI alloy. *FKhMM*. 1994, no. 4, pp. 120–122. (In Russ.).
13. Dyatlov V.I., Abralov M.A., Shnaider B.I. Primary crystallization of molten bath at welding of metals with small thicknesses. *Avtomaticheskaya svarka*. 1967, no. 1, pp. 26–30. (In Russ.).
14. Hall W.J., Kihara H., Soete W., Wells A.A. *Brittle Fracture of Welded Plate*. Prentice-Hall, 1967. (Russ.ed.: Hall W., Kihara H., Soete W., Wells A. *Khrupkie razrusheniya svarnykh konstrukttsii*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 320 p.).
15. Ikeda K., Kihara H. Brittle fracture strength of welded joints. *Welding research supplement*. 1970, no. 3, pp. 106–114.
16. Grabin V.F. *Metallovedenie svarki plavleniem* [Metal technology by fusion welding]. Kiev: Naukova dumka, 1982, 415 p. (In Russ.).
17. John C. Lippold, Samuel D. Kiser, John N. DuPont. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley and Sons eds., Inc. Hoboken, New Jersey, 2009, 440 p.
18. Velitskii A.V. Problems of use of vibration treatment instead of heat treatment. *Tyazheloe mashinostroenie*. 1992, no. 8, pp. 20–22. (In Russ.).
19. Paton B.E., Lobanov L.M., Knysh V.V., Pavlovskii V.I., Prilutskii V.P., Timoshenko A.N., Goncharov P.V., Guan' Tsyao. Deformation-free welding of stringer panels made from VT20 titanium alloy. *Avtomaticheskaya svarka*. 2014, no. 9, pp. 7–18. (In Russ.).
20. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V. Dominant factors of formation of the interface, causing capillary condensation of impurities and defects of weld metal of titanium constructions. *Svarka i diagnostika*. 2016, no. 3, pp. 11–16. (In Russ.).
21. Shorshorov M.Kh., Meshcheryakov V.N. *Fazovye prevrashcheniya i izmeneniya svoistv splavov titana pri svarke. Atlas* [Phase transformations and changes in the properties of titanium alloys at welding. Atlas]. Moscow: Nauka, 1973, 159 p. (In Russ.).
22. Srikumar Banerjee, Pradip Mukhopadhyay. *Phase transformations. Examples from titanium and zirconium alloys*. Elsevier, 2007, 840 p.
23. Froes F.H. *Titanium: physical metallurgy, processing, and applications*. ASM International, 2015, 404 p.
24. Shevchenko V.V., Labanova N.N., Ivanishcheva G.A. Influence of the heating temperature in a vacuum on the surface topography of titanium alloy sheets. *FKhMM*. 1985, no. 5, pp. 12–14. (In Russ.).
25. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Frolov A.V. *Perspektivnye metallurgicheskie i tekhnologicheskie protsessy proizvodstva, povyshayushchie nadezhnost' izdelii iz konstruktivnykh materialov* [Advanced metallurgical and technological production processes, increasing reliability of products from structural materials]. Komsomol'sk-on-Amur: izd. KnAGTU, 2016, 330 p. (In Russ.).

Information about the authors:

P.V. Bakhmatov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (mim@knastu.ru)
V.I. Murav'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (mim@knastu.ru)

Received September 5, 2016

УДК 621.174.22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КАЛИБРОВАННЫХ ПРУТКАХ

*Зайдес С.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой машиностроительных
технологий и материалов (zsa@istu.edu)*

Нгуен Ван Хуан, аспирант (nguyenvanhuan.istu@gmail.com)

Иркутский национальный исследовательский технический университет
(664074, Россия, г. Иркутск, ул. Лермонтова, 83)

Аннотация. Калиброванный металл представлен как эффективный вид заготовок для ряда металлообрабатывающих технологий. Более широко его использованию в промышленности препятствуют остаточные напряжения, формирующиеся в процессе холодного деформирования. Целью настоящего исследования явилось определение основных параметров калибровки, влияющих на формирование остаточных напряжений. Главные компоненты тензора остаточных напряжений в калиброванных прутках определены по методу обтачивания и растачивания одного цилиндра. Для выявления влияния основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние использована методика планирования многофакторных экспериментов. Для учета одновременного влияния на остаточные напряжения величины относительного обжатия, угла рабочего конуса волоки, скорости калибровки, качества смазки был спланирован и реализован дробный четырехфакторный эксперимент. Из проведенных опытов выявлено, что параметры процесса калибровки существенно влияют на остаточные напряжения, которые изменяются не только по величине, но и по знаку. Результаты экспериментов показали, что в диапазоне углов волоки от 8 до 24° тангенциальные и осевые остаточные напряжения одновременно увеличивается: возрастают в 2,3 раза, а σ_{max} – в 1,8 раза. С увеличением длины калибрующей зоны максимальные осевые остаточные напряжения растяжения снижаются на 52 %, а тангенциальные увеличиваются на 21 %. Установлено влияние основных параметров процесса калибровки на величину и характер распределения по сечению цилиндрических прутков осевых, тангенциальных и радиальных остаточных напряжений. Смена знака остаточных напряжений зависит от параметров деформирования и происходит на глубине $(0,5 - 0,8)r/R$. Выявлено, что при режимах калибровки, которые используют на производстве, в периферийных слоях прутков при холодной обработке давлением формируются осевые и тангенциальные остаточные напряжения растяжения, а в центральных слоях – напряжения сжатия. Радиальные остаточные напряжения на поверхности равны нулю, а в остальном объеме тела остаточные напряжения – сжимающие.

Ключевые слова: калиброванный металл, остаточные напряжения, параметры калибровки, обжатие, угол рабочего конуса, длина калибрующей зоны.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-109-115

Калиброванный металл, получаемый холодным волочением или калибровкой, находит все большее применение и особенно в отраслях крупносерийного производства деталей [1 – 3]. Исследованиями многих отечественных и зарубежных ученых было доказано существенное влияние остаточных напряжений на условия эксплуатации и срок службы деталей [4 – 18].

Целью настоящего исследования явилось определение основных параметров калибровки, влияющих на формирование остаточных напряжений. Главные компоненты тензора остаточных напряжений в калиброванных прутках определены по методу обтачивания и растачивания одного цилиндра [4, 5]. Для выявления влияния основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние использована методика планирования многофакторных экспериментов [19, 20]. Для учета одновременного влияния на остаточные напряжения величины относительного обжатия, угла рабочего конуса волоки, скорости калибровки, качества смазки был спланирован и реализован дробный четырехфакторный эксперимент [4]. Параметры процесса обозначены: X_1 – степень относительного

обжатия (Q), %; X_2 – угол конуса рабочей зоны волоки (2α), град; X_3 – скорость калибровки мм/с; X_4 – качество смазки, оцениваемое по величине коэффициента трения (f), который определен на основании экспериментальных данных [4]. Исследуемый материал – сталь 35, диаметр прутков 36 мм.

Значения этих факторов на нулевом, верхнем и нижнем уровнях, интервалы варьирования приведены в табл. 1. Разные значения коэффициентов трения были получены за счет применения калибровки без смазки ($f = 0,13$) и различных смазок: сухой порошок натриевого мыла ($f = 0,06$), масло индустриальное 30 ($f = 0,095$).

В соответствии с матрицей планирования [4] провели восемь основных опытов (определяющий контраст $X_1 X_2 X_3 X_4 = 1$) и три дополнительных на нулевом уровне для определения дисперсии ошибки эксперимента.

Прутки, калиброванные по заводской технологии, обычно имеют в периферийных слоях растягивающие осевые, тангенциальные остаточные напряжения и сжимающие радиальные, значения которых невелики.

Таблица 1

Значения факторов на нулевом, верхнем и нижнем уровнях, интервалы варьирования

Table 1. Values of the factors at zero, upper and lower levels and varying intervals

Интервал варьирования, уровень	$Q(X_1)$, %	$2a(X_2)$, град	$V(X_3)$, мм/с	$f(X_4)$
Интервал варьирования	±9	±6	±1,23	±0,035
Уровень:				
основной	14	12	1,26	0,095
верхний	23	18	2,50	0,13
нижний	5	6	0,03	0,6

Такая схема напряженного состояния неблагоприятно сказывается на работоспособности многих видов изделий. Поэтому при оценке остаточного напряженного состояния рассматривали максимальные растягивающие тангенциальные ($\sigma_{\varphi_{\max}}$) и осевые ($\sigma_{z_{\max}}$) напряжения, т.е. параметр «оптимизации» характеризовал наименее благоприятные с этой точки зрения условия процесса. Параметрами $\sigma_{z_{\max}}$ и $\sigma_{\varphi_{\max}}$ удобно пользоваться при оценке работоспособности изделий, для которых заранее известна схема напряженного состояния.

Из проведенных опытов выявлено, что параметры процесса калибровки существенно влияют на остаточные напряжения, которые изменяются не только по величине, но и по знаку. В некоторых случаях напряжения достигают 320 МПа и более (в зависимости от параметров калибровки). Установлено, например, что наибольшие значения растягивающие тангенциальные напряжения имеют при степени относительного обжатия 23 %, рабочем угле волоки 18°, скорости калибровки 2,5 мм/с и при наихудших условиях смазки.

При оценке остаточных напряжений по максимальным значениям растягивающих осевых и тангенциальных остаточных напряжений получены следующие уравнения регрессии:

$$\sigma_{z_{\max}} = 269,4 - 21,9X_1 + 34,4X_2 + 0,6X_3 + 9,4X_4; \quad (1)$$

$$\sigma_{\varphi_{\max}} = 216,0 + 65,6X_1 + 24,3X_2 + 4,3X_3 + 4,4X_4. \quad (2)$$

В формулах (1) и (2) использованы кодированные значения X_i . Переход к натуральным значениям Q_i осуществляется по формуле

$$X_i = \frac{Q_i - Q_{i0}}{\Delta Q}, \quad (3)$$

где Q_{i0} – натуральные значения фактора на основном уровне; ΔQ – натуральные значения интервала варьирования.

Для определения статистической значимости коэффициентов регрессии рассчитывали их доверительный интервал (Δb_i):

$$\Delta b_i = \pm t_{\alpha, N} S b_i, \quad (4)$$

где $t_{\alpha, N}$ – t -критерий Стьюдента; α – уровень значимости, т.е. вероятность практически невозможных событий ($\alpha = 0,05$); $S b_i = \sqrt{S_{b_i}^2}$; здесь $S_{b_i}^2$ – дисперсия, характеризующая ошибку в определении коэффициентов регрессии (вычисляется по результатам опытов на нулевом уровне).

После оценки значимости коэффициентов регрессии проводили проверку гипотезы об адекватности полученного уравнения по критерию Фишера (F -критерия):

$$F_{f_1 f_2}^{\text{расч}} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_y^2};$$

здесь $f_1 f_2$ – число степеней свободы при определении соответствующих дисперсий; $S_{\text{ад}}^2$ – дисперсия адекватности; S_y^2 – дисперсия при определении среднего значения параметра оптимизации на нулевом уровне.

Адекватность полученных уравнений проверяли также с помощью нуль-гипотезы. Для этого результаты опытов, поставленных на нулевом уровне, сравнивали со свободным членом уравнения регрессии и рассчитывали критерий Стьюдента.

Опыты, проведенные на нулевом уровне (табл. 1), позволили оценить коэффициенты этого уравнения. В уравнениях (1) и (2) доверительный интервал коэффициентов равен соответственно 1,34 и 0,76. Дисперсия адекватности составила 5,18; критерий Фишера – 15,69 при табличном его значении 19,25. Таким образом,

Таблица 2

Матрица планирования и результаты опытов

Table 2. Planning matrix and the results of experiments

Опыт	Фактор					Напряжение, МПа	
	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	$\sigma_{z_{\max}}$	$\sigma_{\varphi_{\max}}$
1	+	–	–	–	–	235	180
2	+	+	+	–	–	230	295
3	+	+	–	+	–	380	480
4	+	+	–	–	+	230	280
5	+	–	+	+	–	400	170
6	+	–	+	–	+	390	180
7	+	–	–	+	+	205	125
8	+	+	+	+	+	300	350
9	0	0	0	0	0	310	210
10	0	0	0	0	0	310	230
11	0	0	0	0	0	300	220

уравнения (1) и (2) адекватны и их можно использовать для поиска направления к оптимуму.

Следует отметить неоднозначную зависимость компонентов остаточных напряжений от параметров процесса. Так, при увеличении обжатия значения $\sigma_{\varphi_{\max}}$ возрастают, а $\sigma_{z_{\max}}$ снижаются. Установлено также, что на осевые напряжения большее влияние оказывает угол рабочего конуса волокна, а на тангенциальные – степень относительного обжатия.

Методика замеров и расчетов остаточных напряжений состояла в следующем. Опыты проводили, на цилиндрических образцах из стали 35 диам. 30 мм. Начальный диаметр образцов соответствовал обеспечению необходимой степени относительного обжатия при использовании одной матрицы. После изготовления образцов их отжигали в защитной среде для снятия остаточных напряжений. Охватывающее деформирование выполняли при использовании твердосплавных матриц (BK8) на гидравлической испытательной машине «Amsler». В качестве технологической смазки использовали сухой порошок натриевого мыла.

Степень относительного обжатия Q при охватывающем деформировании определяли по формуле

$$Q = \frac{D_n^2 - D_k^2}{D_n^2} \cdot 100 \%, \quad (5)$$

где D_n и D_k – диаметр заготовки до и после деформирования.

Для определения трехмерных полей распределения остаточных напряжений в заготовках валов использовали метод обтачивания и растачивания одного цилиндра, предложенный Г. Заксом [5, 13]. После удаления очередного концентрического слоя измеряли радиальные и осевые деформации цилиндра. Полученные результаты использовали для расчета главных компонент тензора остаточных напряжений:

$$\begin{aligned} \sigma_z^o &= \frac{E}{1-\nu^2} \left[(A_n - A) \frac{d(\varepsilon_z + \nu\varepsilon_\varphi)}{dA} - (\varepsilon_z + \nu\varepsilon_\varphi) \right]; \\ \sigma_\varphi^o &= \frac{E}{1-\nu^2} \left[(A_n - A) \frac{d(\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z)}{dA} - \frac{A_n + A}{2A} (\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z) \right]; \quad (6) \\ \sigma_r^o &= \frac{E}{1-\nu^2} \frac{A_n - A}{2A} (\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z), \end{aligned}$$

где σ_z^o , σ_φ^o и σ_r^o – соответственно осевые, тангенциальные и радиальные остаточные напряжения; E – модуль упругости первого рода; ν – коэффициент Пуансона; A_n – площадь, соответствующая наружному диаметру цилиндра; A – переменная площадь, соответствующая радиусу рассматриваемого слоя; ε_z и ε_φ – относительное изменение длины и наружного диаметра при растачивании цилиндра.

Экспериментальное оснащение, методика измерения деформаций и расчет остаточных напряжений подробно изложены в работах [4, 5].

Постановка однофакторных экспериментов

Рассмотрим влияние основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние. Математическое планирование экспериментов позволило выявить три основных параметра процесса: степень относительного обжатия (Q от 5 до 34 %), угол рабочего конуса инструмента (2α от 8 до 24°) и длина калибрующей зоны (l_k от 0,1 до 15 мм).

Качество смазки в данном случае учитывать не будем, так как в реальных производственных процессах стремятся использовать качественную технологическую смазку для снижения энергетических затрат и повышения качества поверхностного слоя калиброванного металла. Скорость калибровки судя по коэффициентам уравнений регрессии оказывает незначительное влияние на формирование остаточных напряжений при холодном деформировании, поэтому в дальнейших опытах она тоже не рассматривалась.

Степень относительного обжатия. Величина обжатия прутков при калибровке оказывает существенное влияние не только на качество поверхности и механические свойства металла, но и на остаточные напряжения. Однако о влиянии этого фактора имеются противоречивые данные [4, 5].

Величину обжатия в проводимых опытах изменяли от 5 до 34 %. Скорость калибровки составляла 2 мм/с, угол рабочего конуса волокна $2\alpha = 20^\circ$. С увеличением степени относительного обжатия максимальные осевые остаточные напряжения снижаются, а тангенциальные – возрастают (рис. 1).

С увеличением обжатия от 5 до 34 % тангенциальные остаточные напряжения возрастают в 2,5 раза, а осевые уменьшаются на 13 %, т.е. необходимо подчеркнуть, что величина обжатия в большей мере оказывает влияние на тангенциальные остаточные напряжения, чем на осевые. Получено, что $\sigma_{z_{\max}} = \sigma_{\varphi_{\max}} = 270$ МПа при $Q = 20$ %.

Угол конуса рабочей зоны волокна. Влияние угла конуса исследовали в интервалах его изменения от 4 до 45° при различных обжатиях.

Опыты показали (рис. 2), что в диапазоне углов рабочего конуса волокна от 8 до 24° характер остаточных напряжений по сечению прутка не изменяется. Общий уровень напряжений находится в прямой зависимости от величины угла рабочего конуса инструмента. Это согласуется с результатами работ ряда авторов [21, 22]. Так, например, при калибровке с обжатием 4 % через волоку с углом $2\alpha = 24^\circ$ максимальные осевые напряжения достигают 350 МПа, а при $2\alpha = 8^\circ$ – 250 МПа.

Аналогичное изменение наблюдается и при другом обжатии [4]. При этом установлено, что угол рабочего

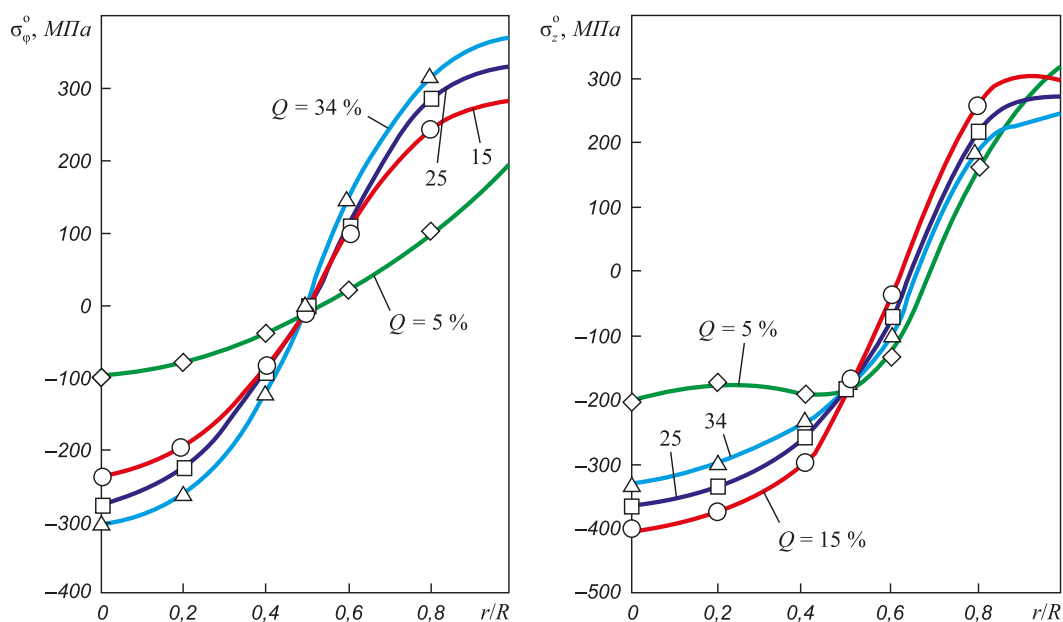


Рис. 1. Кривые распределения тангенциальных σ_{ϕ}^0 и осевых σ_z^0 остаточных напряжений по сечению калиброванного прутка в зависимости от степени обжатия

Fig. 1. Distribution curves of tangential σ_{ϕ}^0 and axial σ_z^0 of residual stresses over the cross section of the calibrated rod, depending on compression degree

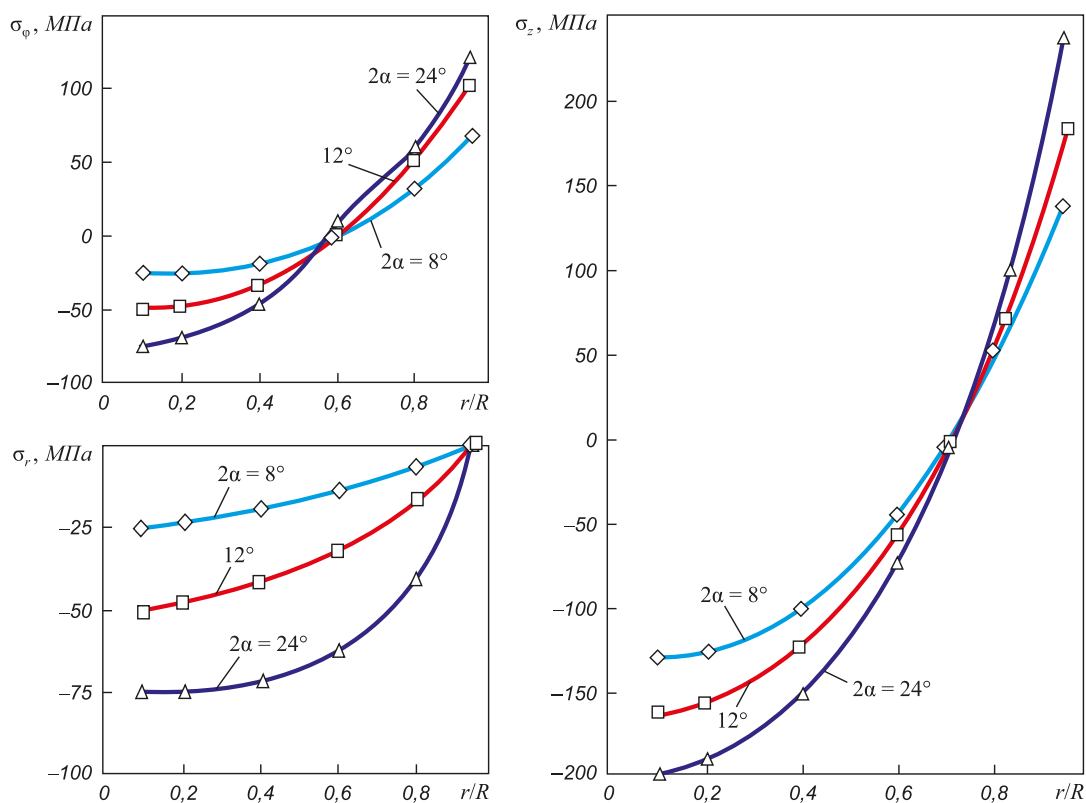


Рис. 2. Кривые распределения тангенциальных, осевых и радиальных остаточных напряжений в зависимости от угла рабочего конуса волоки ($Q = 4\%$)

Fig. 2. Distribution curves of tangential, axial and radial residual stresses, depending on die working cone angle ($Q = 4\%$)

конуса волоки большее влияние оказывает на осевые остаточные напряжения, чем на тангенциальные. Так, при изменении угла 2α от 8° до 24° (рис. 2) параметр $\sigma_{z_{\max}}$

возрастает в 2,3 раза, а $\sigma_{\phi_{\max}}$ – в 1,16 раза. Увеличение угла рабочего конуса волоки от 24° до 45° приводит к незначительному повышению остаточных напряже-

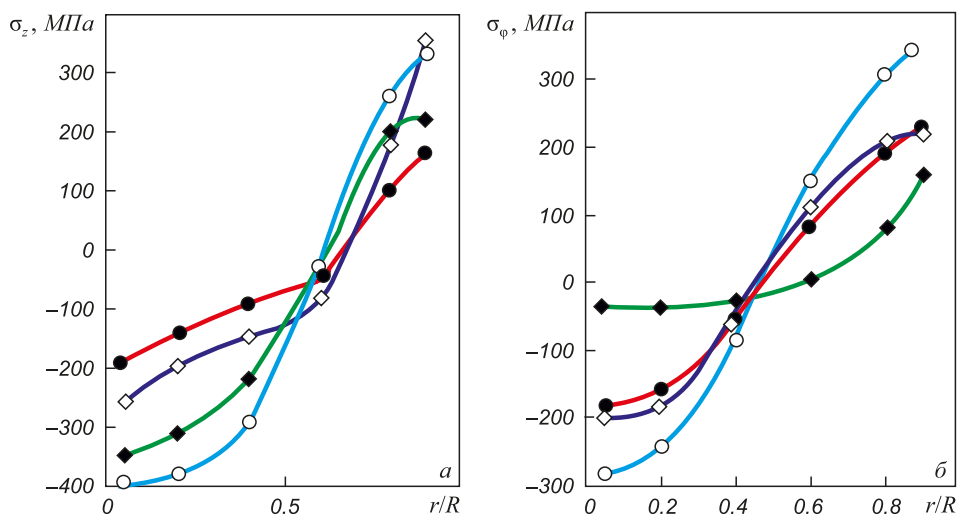


Рис. 3. Кривые распределения осевых (а) и тангенциальных (б) остаточных напряжений в зависимости от степени относительного обжатия и длины калибрующей зоны волокна ($2\alpha = 24^\circ$):

—◇— $Q = 6\%$, $l_k = 0,5$ мм; —◆— $Q = 6\%$, $l_k = 20,5$ мм; —○— $Q = 23\%$, $l_k = 0,5$ мм; —●— $Q = 23\%$, $l_k = 20,5$ мм

Fig. 3. Distribution curves of axial (a) and tangential (b) residual stresses, depending on the compression degree and the relative length of calibrating die zone ($2\alpha = 24^\circ$):

—◇— $Q = 6\%$, $l_k = 0,5$ мм; —◆— $Q = 6\%$, $l_k = 20,5$ мм; —○— $Q = 23\%$, $l_k = 0,5$ мм; —●— $Q = 23\%$, $l_k = 20,5$ мм

ний [22]. При уменьшении угла рабочего конуса волокна до 4° закономерность распределения осевых остаточных напряжений сохраняется, а тангенциальных — резко изменяется [4].

Длина калибрующей зоны. Используя метод планирования экспериментов, определили влияние длины калибрующей зоны инструмента на изменение остаточных напряжений в прутках [4]. Через X_1 обозначили величину обжатия Q , %, а через X_2 — длину калибрующей зоны l_k , мм.

Для статистической обработки результатов провели семь опытов, из которых три — на нулевом уровне. В качестве отклика приняли максимальные значения осевых и тангенциальных остаточных напряжений растяжения.

Как видно из полученных результатов (рис. 3), с увеличением длины калибрующей зоны значения компонент тензора остаточных напряжений снижаются. Например, при увеличении параметра l_k с 0,5 до 20,5 мм ($Q = 23\%$) значения $\sigma_{z_{\max}}$ уменьшаются с 320 до 160 МПа, а $\sigma_{\phi_{\max}}$ — с 380 до 240 МПа, т.е. осевые остаточные напряжения растяжения снижаются на 50 %, а тангенциальные на 37 %. Аналогично изменяются остаточные напряжения и при калибровке с обжатием 6 %. После обработки проведенных опытов получили следующие уравнения регрессии для максимальных значений принятых параметров оптимизации:

$$\sigma_{z_{\max}} = 245 - 0,5X_1 - 5,5X_2 - 25X_1X_2; \quad (7)$$

$$\sigma_{\phi_{\max}} = 257,5 + 57,5X_1 - 52,5X_2 - 12X_1X_2. \quad (8)$$

Знак и величина коэффициентов в уравнениях (7), (8) четко отражают влияние длины калибрующей зоны

и еще раз подтверждают ранее полученные данные о влиянии степени обжатия на остаточные напряжения. Результаты опытов, проведенных в производственных условиях, полностью согласуются с лабораторными испытаниями о влиянии на остаточные напряжения длины калибрующей зоны. Так, при $l_k/d = 0,08$ имеем $\sigma_{z_{\max}} = 360$ МПа, а при $l_k/d = 0,49$ $\sigma_{z_{\max}} = 145$ МПа [4]. Таким образом, увеличение длины калибрующей зоны является эффективным средством для снижения остаточных напряжений в калиброванных прутках.

Результаты определения максимальных остаточных напряжений растяжения в зависимости от степени относительного обжатия (Q), угла рабочего конуса (2α) и относительной длины калибрующей зоны (l_k/d) инструмента представлены на рис. 4.

Полученные результаты позволяют сделать заключение о технологическом процессе с учетом целесообразного использования металла. С увеличением обжатия от 5 до 34 % тангенциальные остаточные напряжения возрастают в 2,5 раза, а осевые уменьшаются на 13 % (рис. 4, а). Необходимо подчеркнуть, что величина обжатия сказывается в большей мере на тангенциальных остаточных напряжениях, чем на осевых.

Результаты экспериментов показали (рис. 4, б), что в диапазоне углов волокна от 8 до 24° тангенциальные и осевые остаточные напряжения одновременно увеличивается: $\sigma_{z_{\max}}$ возрастают в 2,3 раза, а $\sigma_{\phi_{\max}}$ — в 1,8 раза.

Как видно из рис. 4, в, с увеличением длины калибрующей зоны максимальные осевые остаточные напряжения растяжения снижаются на 52 %, а тангенциальные увеличиваются на 21 %.

Выводы. С использованием методики математического планирования экспериментов установлено влия-

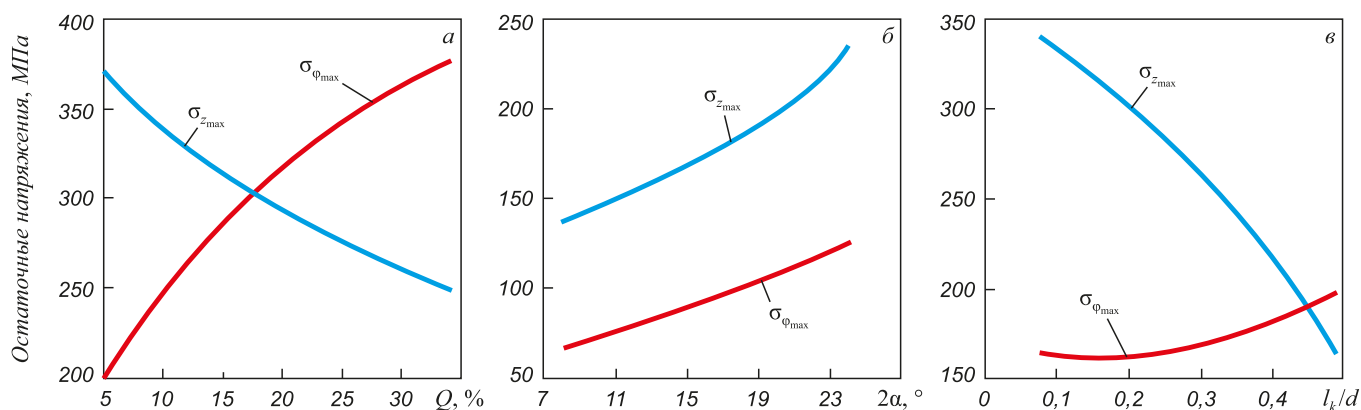


Рис. 4. Влияние степени относительного обжатия (а), угла рабочего конуса (б) и относительной длины калибрующей зоны волокна (в) на максимальные значения тангенциальных и осевых остаточных напряжений растяжения

Fig. 4. Influence of relative reduction (а), working cone angle (б) and relative length of calibrating die zone (в) on the maximum values of tangential and axial residual tensile stresses

яние основных параметров процесса калибровки на формирование остаточных напряжений. Такими являются: степень относительного обжатия, угол рабочего конуса и длина калибрующей зоны рабочего инструмента. Установлено влияние основных параметров процесса калибровки на величину и характер распределения по сечению цилиндрических прутков осевых, тангенциальных и радиальных остаточных напряжений. Смена знака остаточных напряжений зависит от параметров деформирования и происходит на глубине $(0,5 - 0,8)r/R$. Выявлено, что при режимах калибровки, которые используют на производстве, в периферийных слоях прутков при холодной обработке давлением формируются осевые и тангенциальные остаточные напряжения растяжения, а в центральных слоях – напряжения сжатия. Радиальные остаточные напряжения на поверхности равны нулю, а в остальном объеме тела остаточные напряжения – сжимающие.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шефтель Н.И. Улучшение качества и сортамента проката. – М.: Металлургия, 1973. – 343 с.
2. Недовизий И.Н., Завалишин Н.И. Основные пути повышения эффективности использования металла в метизном производстве. – В кн.: Повышение эффективности использования металла в метизном производстве. – М.: Металлургия, 1983. С. 7 – 16.
3. Стальная проволока / Х.Н. Белалов, А.А. Клековкин, Н.А. Клековкина и др. – Магнитогорск: ИЦ МГТУ, 2011. – 689 с.
4. Зайдес С.А. Остаточные напряжения и качество калиброванного металла. – Иркутск: изд. ИрГТУ, 1992. – 200 с.
5. Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. – Иркутск: изд. ИрГТУ, 2001. – 309 с.
6. Соколов И.А., Уральский В.И. Остаточные напряжения и качество металлопродукции. – М.: Металлургия, 1981. – 97 с.
7. Поздеев А.А., Няшин Ю.И., Трусов П.В. Остаточные напряжения. Теория и приложения. – М.: Наука, 1982. – 111 с.
8. Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1989. – 253 с.
9. Остаточные напряжения в профилях и способы их снижения / А.Н. Скороходов, Е.Г. Зудов, А.А. Киричков, Ю.П. Петренко. – М.: Металлургия, 1985. – 185 с.
10. Алексеев П.Г. Устойчивость остаточных напряжений и их влияние на износостойкость деталей, упрочненных наклепом. – В кн.: Повышение эксплуатационных свойств деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: МДНТП, 1971. С. 76 – 79.
11. Остаточные напряжения / Под ред. С.С. Макаревича. – Минск: УП «Технопринт», 2003. – 316 с.
12. Технологические остаточные напряжения / Под ред. А.В. Подзеля. – М.: Машиностроение, 1973. – 216 с.
13. Биргер И.А. Остаточные напряжения. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.
14. Остаточные напряжения в слоистых композитах / Ю.П. Трыков, Е.П. Покатаев, В.Г. Шморгунов, А.А. Храпов. – М.: Металлургиздат, 2010. – 237 с.
15. Зайдес С.А., Климова Л.Г. Управление технологическими остаточными напряжениями в маложестких валах охватывающим деформированием // Вестник ИрГТУ. 2006. № 4 (28). С. 58 – 61.
16. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 237 с.
17. Tekkaya A.E., Gerhardt I. Residual Stresses in Gold-Formed Workpieces // Annals of the CIRP. 1985. 34/1. P. 225–230.
18. Tszeng T.C., Kobayashi S. Determination of Residual Stresses in Radial Forming Proceedings // Manufacturing Simulation and Processes the Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers. 1986. P. 31 – 45.
19. Коковихин Ю.И., Туктамышев И.Ш., Поляков М.Г. Методическое пособие по математическому планированию экспериментов. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 1973. Ч. 1-2. – 76 с.
20. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металлостроении. Разд. 1. Общие представления о планировании экспериментов. Планы первого порядка. – М.: МИСиС. 1969. – 82 с.
21. Берин И.Ш., Днестровский Н.З. Волоочильный инструмент. – М.: Машиностроение, 1971. – 174 с.
22. Дружинина Т.Я., Зайдес С.А., Аркулис Г.Э. и др. Остаточные напряжения в калиброванном металле и способы их регулирования. – В кн.: Остаточные напряжения и методы регулирования. Тр. Всесоюз. симпози. по остаточным напряжениям. – М.: Институт проблем механики АН СССР. 1982. С. 175 – 180.

Поступила 15 октября 2016 г.

DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN THE CALIBRATED ROD

S.A. Zaides, Nguen Van Khuan

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

Abstract. Calibrated metal is presented as an effective form of blanks for a number of metal technologies. Greater its use in industry prevent residual stresses formed during cold deformation. The aim of this study was to determine the main calibration parameters that influence the formation of residual stresses. The main components of the tensor of residual stresses in a calibrated rod were determined by the method of grinding and boring of one cylinder. The planning methodology of multivariate experiments was used to determine the effect of the main parameters of the calibration process on the residual stress state. For the account of simultaneous effect on the residual stresses of the relative compression, angle of the working cone of the die, calibration speed and lubrication quality the fractional four-factor experiment has been planned and implemented. These experiments have shown that the parameters of the calibration process significantly affect the residual stresses, which vary not only in magnitude but also in sign. Experimental results have shown that the range of angles of the die was from 8 to 24°, the tangential and axial residual stresses increase simultaneously: increase by 2.3 and 1.8 times. With the increase in the length of the gauge zones maximum axial residual tensile stresses are reduced by 52 % and tangential increased by 21 %. The influence of the main parameters of the calibration process on the size and nature of the distribution over the cross section of cylindrical rods of axial, radial and tangential residual stresses was determined. Changing the sign of the residual stress depends on the deformation parameters and occurs at a depth of $(0.5 - 0.8)r/R$. It was revealed that at the calibration mode that is used in the production the axial and tangential residual tensile stresses are formed in the peripheral layers of rods at cold forming, and in the central layers – the compressive stresses are formed. Radial residual stresses at the surface are zero, and in the rest of the body volume residual stresses are compressive.

Keywords: calibrated metal, residual stresses, calibration parameters, compression, working cone angle, length of the gauge area.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-109-115

REFERENCES

1. Sheftel' N.I. *Uluchshenie kachestva i sortamenta prokata* [Improvement of the quality and rolled products range]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 343 p. (In Russ.).
2. Nedovizii I.N., Zavalishin N.I. Main ways to increase the efficiency of the usage of metals in hardware production. In: *Povyshenie effektivnosti ispol'zovaniya metalla v metiznom proizvodstve* [Increase the efficiency of the usage of metals in hardware production]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 7–16. (In Russ.).
3. Belalov Kh.N., Klekovkin A.A., Klekovkina N.A. etc. *Stal'naya provoloka* [Steel wire]. Magnitogorsk: ITs MGTU, 2011, 689 p. (In Russ.).
4. Zaides S.A. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo kalibrovannogo metalla* [Internal stresses and quality of calibrated metal]. Irkutsk: IrGTU, 1992, 200 p. (In Russ.).
5. Zaides S.A. *Okhvatyvayushchee poverkhnostnoe plasticheskoe deformirovanie* [Cover surface plastic deformation]. Irkutsk: IrGTU, 2001, 309 p. (In Russ.).
6. Sokolov I.A., Ural'skii V.I. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo metalloproduktov* [Internal stresses and quality of metal products]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 97 p. (In Russ.).
7. Pozdeev A.A., Nyashin Yu.I., Trusov P.V. *Ostatochnye napryazheniya. Teoriya i prilozheniya* [Internal stresses. Theory and supplement]. Moscow: Nauka, 1982, 111 p. (In Russ.).
8. Vishnyakov Ya.D., Piskarev V.D. *Upravlenie ostatochnymi napryazheniyami v metallakh i splavakh* [Control of internal stresses in metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 253 p. (In Russ.).
9. Skorokhodov A.N., Zudov E.G., Kirichkov A.A., Petrenko Yu.P. *Ostatochnye napryazheniya v profilyakh i sposoby ikh snizheniya* [Internal stresses in cross-sections and ways of their reduction]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 185 p. (In Russ.).
10. Alekseev P.G. Resistance of internal stresses and their influence on durability, hardened with cold hardening. In: *Povyshenie ekspluatatsionnykh svoystv detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem* [Increase of operational properties of parts by surface plastic deformation]. Moscow: MDNTP, 1971, pp. 76–79. (In Russ.).
11. *Ostatochnye napryazheniya* [Internal stresses]. Makarevich S.S. ed. Minsk: UP Tekhnoprint, 2003, 316 p. (In Russ.).
12. *Tekhnologicheskie ostatochnye napryazheniya* [Technological internal stresses]. Podzei A.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1973, 216 p. (In Russ.).
13. Birger I.A. *Ostatochnye napryazheniya* [Internal stresses]. Moscow: Mashgiz, 1963, 232 p. (In Russ.).
14. Trykov Yu.P., Pokataev E.P., Shmorgun V.G., Khrapov A.A. *Ostatochnye napryazheniya v sloistyykh kompozitakh* [Internal stresses in layered composites]. Moscow: Metallurgizdat, 2010, 237 p. (In Russ.).
15. Zaides S.A., Klimova L.G. Control of technological internal stresses in low-abrasive trucks with braced deformation. *Vestnik IrGTU*. 2006, no. 4 (28), pp. 58–61. (In Russ.).
16. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Metal X-ray diffraction]. Moscow: Atomizdat, 1977, 237 p. (In Russ.).
17. Tekkaya A.E., Gerhardt I. Residual stresses in cold-formed workpieces. *Annals of the CIRP*. 1985, vol. 34, no. 1, pp. 225–230.
18. Tszeng T.C., Kobayashi S. Determination of residual stresses in radial forming proceedings. *Manufacturing Simulation and Processes the Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers*. 1986, pp. 31–45.
19. Kokovikhin Yu.I., Tuktamyshev I.Sh., Polyakov M.G. *Metodicheskoe posobie po matematicheskomu planirovaniyu eksperimentov* [Study guide in mathematical planning of experiments]. Magnitogorsk: MGTU, 1973, Part 1-2. 76 p. (In Russ.).
20. Novik F.S. *Matematicheskie metody planirovaniya eksperimentov v metallovedenii. Razd. 1: Obshchie predstavleniya o planirovanii eksperimentov. Plany pervogo poryadka* [Mathematical methods of planning experiments in metallurgical science. Section 1. General overview of the experiment planning. Plans of the first order]. Moscow: MISiS, 1969, 82 p. (In Russ.).
21. Berin I.Sh., Dnestrovskii N.Z. *Volochil'nyi instrument* [Drawing tool]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 174 p. (In Russ.).
22. Druzhinina T.Ya., Zaides S.A., Arkulis G.E. etc. Internal stresses in calibrated metal and ways of their control. In: *Ostatochnye napryazheniya i metody regulirovaniya. Tr. Vsesoyuz. simpoz. po ostatochnym napryazheniyam* [Residual stresses and methods of their regulation. Papers of All-Union. Symp. on Residual Stresses]. Moscow: Institut problem mekhaniki AN SSSR, 1982, pp. 175–180. (In Russ.).

Information about the authors:

S.A. Zaides, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engineering Technology and Materials" (zsa@istu.edu)

Nguen Van Khuan, Postgraduate (nguyenvanhuan.istu@gmail.com)

Received 15 October, 2016

УДК 669.162.12:536.244

ИЗМЕНЕНИЕ ЭКВИВАЛЕНТНОЙ ПОРОЗНОСТИ СЛОЯ ОКАТЫШЕЙ ПО ДЛИНЕ ОБЖИГОВОЙ КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЫ*

Юрьев Б.П., к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики
в металлургии (yurev-b@mail.ru)

Гольцев В.А., к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики
в металлургии (v.a.qoltsev@urfu.ru)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Рассмотрены сложности в определении величины газодинамического сопротивления слоя окатышей в процессе термообработки на обжиговой машине конвейерного типа, связанные со значительными изменениями структуры слоя из-за его усадки в процессе сушки, низкой прочности сырых окатышей, сегрегации по высоте слоя, спекания и оплавления окатышей. В результате газодинамическое сопротивление слоя окатышей на конвейерных машинах значительно превышает величину сопротивления, которую получают при лабораторных исследованиях газодинамики слоя окатышей. Учитывая влияние большого количества факторов на структуру обжигаемого слоя окатышей, учесть которые можно только в их совокупном действии, введено понятие эквивалентной порозности. В результате расчета величины эквивалентной порозности по имеющимся в литературе данным и данным, полученным при отработке технологии обжига окатышей в высоком слое на конвейерных машинах Качканарского ГОКа, выявлена закономерность ее распределения по длине конвейерной машины. Установлено, что наиболее существенно порозность слоя снижается из-за усадки слоя в зоне сушки и растрескивания окатышей на выходе из нее. Проведенный анализ расчетных выражений для определения газодинамических характеристик слоя окатышей позволил получить зависимости, которые с достаточной степенью точности можно использовать для расчета газодинамических характеристик слоя на конвейерных машинах с учетом различной порозности. Полученные в работе результаты могут быть использованы при определении газодинамических и тепловых режимов, обеспечивающих работу обжиговых конвейерных машин с низкими удельными расходами топлива и высоким качеством обожженного продукта.

Ключевые слова: коэффициент газодинамического сопротивления, эквивалентная порозность, железорудные окатыши, режим, обжиговая конвейерная машина, зона, термическая обработка, параметры, расход топлива, качество.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-116-123

Определение газодинамического сопротивления слоя окатышей на обжиговых машинах конвейерного типа связано с определенными трудностями. В процессе обжига железорудных окатышей структура слоя подвергается значительным изменениям. Причинами этих изменений являются усадка слоя окатышей в процессе сушки из-за переувлажнения и относительно низкой прочности сырых окатышей, растрескивания окатышей, значительного увеличения мелочи внизу слоя, сегрегации по высоте слоя, спекания и оплавления окатышей. Образование сегрегации по высоте и ширине слоя происходит уже в процессе укладки окатышей на ленту обжиговой машины. Отмеченные факторы приводят, с одной стороны, к увеличению газодинамического сопротивления слоя, а с другой, вследствие локального воздействия ряда факторов, к увеличению неоднородности структуры слоя. Изменение газодинамического сопротивления слоя окатышей приводит к неравномерному и неполному их обжигу по длине ленты. Результаты некачественного обжига сказываются на механическом износе и повышенном образовании пыли в

доменном процессе [1]. Также при помощи математических моделей исследовалось падение давления потока в плотном слое по высоте и радиусу [2 – 4] и газодинамика псевдооживленного состояния частиц [5 – 7]. Определенного интереса заслуживают работы авторов, исследующих на математических моделях газодинамику трехфазных потоков [8], охлаждение слоя окатышей [9, 10], а также падение давления в плотном слое, осложненное процессами адсорбции и десорбции [11].

Большое влияние на газодинамическое сопротивление слоя оказывает его порозность, под которой понимают отношение объема пустот слоя к общему объему слоя и которая по ходу обжига может уменьшаться на 20 – 30 %. Сама порозность слоя зависит от фракционного состава окатышей, способа их загрузки и других факторов. Погрешности в определении порозности оказывают большее влияние на газодинамические характеристики слоя, чем погрешности в реализации предлагаемой ниже методики расчета. Так, авторы работы [12] отмечают увеличение газодинамического сопротивления слоя окатышей в 3 – 7 раз уже в конце зоны подогрева и снижение коэффициента теплопередачи из-за неравномерной структуры слоя в 8 – 10 раз. Наиболее

* Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации, постановление № 211, контракт № 02.A03.21.0006.

сильно изменение структуры слоя сказывается на величине его порозности. Например, при исходной порозности слоя сырых окатышей порядка 0,38 порозность слоя после обжига может снизиться до 0,27 – 0,30 [13]. Поэтому целесообразно ввести понятие эквивалентной порозности слоя $m_{\text{экв}}$, которое в наиболее общем виде отражает изменение газодинамических свойств слоя в процессе термической обработки [14].

Целью настоящей работы является изучение влияния изменения эквивалентной порозности слоя по длине обжиговой конвейерной машины на газодинамическое сопротивление слоя окатышей.

Разработка любых методов расчета процессов в плотном слое осложнена как методическими трудностями определения тех или иных параметров, так и интерпретацией полученных экспериментальных данных в связи с большим их разбросом, обусловленным принципиальной неповторяемостью опытных данных. Поэтому всегда существует вероятность того, что действительные локальные параметры слоя будут заметно отличаться от вычисленных средних. Это требует при газодинамических расчетах слоя введения определенного запаса прочности [15 – 18]. Следовательно, газодинамическая теория плотного слоя принципиально не может быть точной. Подтверждением этому служит наличие многочисленных расчетных формул (только для газодинамического сопротивления их более сотни), справедливых исключительно для тех условий, в которых они получены.

Вначале проведем анализ расчетных выражений для определения газодинамических характеристик слоя из железорудных окатышей.

Перепад давления в неподвижном слое Δp , Па, обычно находят из выражения [19 – 21]

$$\Delta p = \zeta_{\text{сл}} \frac{\rho_{\text{г}} w_{\text{г}}^2}{2} \frac{H}{d_{\text{ср}}} k_t, \quad (1)$$

в котором $\zeta_{\text{сл}} = f(\text{Re}_{\text{сл}}, m) = f_1(\text{Re}_{\text{сл}}) f_2(m) = f_1(\text{Re}_{\text{сл}}) f_2^0(m)$ – коэффициент газодинамического сопротивления слоя; $\rho_{\text{г}}$ – плотность газа, кг/м³; $w_{\text{г}}$ – скорость газа в свободном сечении слоя, м/с; H – высота слоя, м; $k_t = \frac{t_{\text{г}} + 273}{273}$;

$t_{\text{г}}$ – температура газа, °С; $d_{\text{ср}}$ – средний диаметр окатышей, м; $\text{Re}_{\text{сл}}$ – число Рейнольдса; m – порозность слоя, доли ед.; $f_2^0(m)$ – функция, учитывающая изменение параметра $\zeta_{\text{сл}}$ при отклонении порозности слоя m от ее среднего значения m_0 .

Функция $f_2^0(m)$ мало зависит от формы, размеров, материала частиц слоя. В работах [22, 23] приведены расчетные зависимости для определения $\zeta_{\text{сл}}$: для шаровых кусков

$$\zeta_{\text{сл}} = \frac{1,53}{m^{4,2}} \left(0,3 + \frac{3}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,7}} + \frac{30}{\text{Re}_{\text{сл}}} \right); \quad (2)$$

для кусков неправильной формы

$$\zeta_{\text{сл}} = \frac{1,53}{m^{4,2}} \left(1 + \frac{15}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,5}} + \frac{75}{\text{Re}_{\text{сл}}} \right). \quad (3)$$

В пределах $m = 0,25 - 0,45$ функция $f_2(m)$ изменяется незначительно, что видно из следующих данных:

m	0,45	0,40	0,35	0,30	0,25	0,20
$\frac{0,45}{(1-m)\sqrt{m}}$	1,20	1,19	1,17	1,17	1,20	1,26

Ее можно принять равной 1,185, поэтому можно записать

$$\zeta_{\text{сл}} = f_{\text{ш}}(\text{Re}_{\text{сл}}) f_2(m); \quad \zeta_{\text{сл}} = f_{\text{к}}(\text{Re}_{\text{сл}}) f_2(m),$$

где

$$f_2(m) = \frac{1}{m^{4,2}}. \quad (4)$$

Формулу Н.В. Жаворонкова [24] для слоя шаровых частиц $\zeta = \frac{2,22}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,2}}$ можно преобразовать в выражение

$$\zeta_{\text{сл}} = \frac{14,44}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,2}} \frac{(1-m)^{1,2}}{m^3}, \quad (5)$$

тогда

$$f_2(m) = \frac{(1-m)^{1,2}}{m^3}. \quad (6)$$

Несмотря на внешнее различие функций $f_2(m)$ по уравнениям (4) и (6), они численно близки в диапазоне $m = 0,25 - 0,45$.

Результаты сравнения некоторых функций, выражающих зависимость гидравлического сопротивления слоя от порозности m , приведены в табл. 1.

Если полагать более верной универсальную зависимость $f_2(m) = \frac{1}{m^{4,2}}$, то различия между относительными значениями $f_2^0(m)$ по позициям 1 и 2 (табл. 1) не превышают 22 %. Функция $f_2(m) = \frac{1}{m^4}$ обладает промежуточными значениями между формулами по позициям 1 и 2. Поскольку точная функция $f_2(m)$ для окатышей пока неизвестна, то для них принимаем

$$f_2(m) = \frac{1}{m^4}. \quad (7)$$

Функция $f_2^0(m) = \left(\frac{0,45}{m} \right)^4$ с уменьшением порозности увеличивает расчетное значение $\zeta_{\text{сл}}$ в сравнении с

Зависимость газодинамического сопротивления слоя от порозности

Table 1. Dependence of gas-dynamic resistance of the layer on porosity

Номер п/п	Вид функции	Значения функций в зависимости от порозности слоя m					
		0,25	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50
1	$\frac{(1-m)^{1,2}}{m^3}$	<u>45,32</u> 8,46	<u>24,14</u> 4,50	<u>13,91</u> 2,60	<u>8,46</u> 1,58	<u>5,36</u> 1,00	<u>3,48</u> 0,65
2	$\frac{1}{m^{4,2}}$	<u>338,00</u> 10,81	<u>157,00</u> 5,49	<u>81,21</u> 2,87	<u>46,90</u> 1,64	<u>28,61</u> 1,00	<u>18,38</u> 0,64
3	$\frac{1}{m^{4,0}}$	<u>256,00</u> 10,50	<u>123,50</u> 5,07	<u>66,67</u> 2,73	<u>39,06</u> 1,60	<u>24,38</u> 1,00	<u>16,00</u> 0,66

П р и м е ч а н и е. В числителе – $f_2(m)$, в знаменателе – относительные значения функции $f_2^o(m) = \frac{f_2(m)}{f_2^o(0,45)}$.

$f_2^o(m)$ по уравнению (6), но не более, чем на 15 %, и уменьшает $\zeta_{\text{сл}}$ в сравнении с $f_2^o(m)$ по формуле (4), но не более, чем на 10 %. Эти погрешности соизмеримы с погрешностями расчета $\zeta_{\text{сл}}$ по формулам (2), и (3) или (5) при изменении порозности всего на 2 – 3 %.

Коэффициент газодинамического сопротивления слоя можно рассчитывать по формуле

$$\zeta_{\text{сл}} = f_1(\text{Re}_{\text{сл}}) \left(\frac{m_o}{m} \right)^4. \quad (8)$$

При $0,3 \leq m_o \leq 0,5$ ошибка по сравнению с расчетом по точным формулам (2), (3) и (5) не превышает 15 – 20 %. Приняв в качестве функции $f_1(\text{Re}_{\text{сл}})$ формулу, полученную авторами работы [25]

$$f_1(\text{Re}_{\text{сл}}) = \frac{100}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}} \quad (9)$$

и полагая $m_o = 0,46$, приходим к следующей обобщенной формуле:

$$\zeta_{\text{сл}} = \frac{100}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}} \left(\frac{0,46}{m} \right)^4 = \frac{4,48}{m^4 \text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}}. \quad (10)$$

С точностью до $\pm 3\%$ в диапазоне $\text{Re}_{\text{сл}} = 50 - 5000$ те же результаты дает формула

$$\zeta_{\text{сл}} = \frac{4,1}{m^4 \text{Re}_{\text{сл}}^{0,2}}. \quad (11)$$

Если же воспользоваться формулой [18] $f_1(\text{Re}_{\text{сл}}) = \frac{3300}{\text{Re}_{\text{сл}}} + 16$, то при $m = 0,45 - 0,50$, $m_o = 0,475$ и $\text{Re}_{\text{сл}} = 200 - 2000$ имеем

$$\zeta_{\text{сл}} = \left(\frac{168}{\text{Re}_{\text{сл}}} + 0,8 \right) \frac{1}{m^4}. \quad (12)$$

Формула (12) в диапазоне $\text{Re}_{\text{сл}} = 200 - 2000$ дает те же результаты, что и формула (10). Получены следующие результаты расчета $\zeta_{\text{сл}}$ по формулам (10) – (12):

Формула	Величина $\zeta_{\text{сл}}$ для значений Re								m
	50	200	300	500	1000	2000	5000		
10	43,3	32,2	29,5	26,4	22,8	19,7	16,2	0,46	
11	41,9	31,8	29,3	26,5	23,0	20,1	16,7	0,46	
12	–	36,6	30,4	24,4	20,9	19,8	–	0,46	

Ниже сделана попытка изучить закономерности изменения порозности слоя окатышей по длине обжиговой машины конвейерного типа. Как уже отмечалось, на структуру слоя окатышей оказывает влияние большое количество факторов, учесть которые по отдельности не представляется возможным, а можно оценить только их совокупное действие. С этой целью было введено понятие эквивалентной порозности $m_{\text{экв}}$. Остальные характеристики слоя окатышей (d, H) в процессе термической обработки, во-первых, меняются незначительно, во-вторых, влияют на величину газодинамического сопротивления слоя гораздо слабее, чем порозность.

Сведений о закономерностях изменения порозности слоя окатышей в процессе обжига в литературе очень мало. В работе [25] в опытах на лабораторной установке типа аглочаша отмечено значительное возрастание (в 3 – 7 раз) газодинамического сопротивления слоя после завершения процессов сушки и подогрева окатышей (т.е. еще до начала обжига). В исследовании [26] отмечается возможность значительного образования мелочи в начале зоны подогрева при недостаточно эффективной сушке окатышей. В работе [13] указывается на резкое (в 10 – 15 %) возрастание газодинамического сопротивления слоя окатышей в начале зоны охлаждения из-за вдувания мелочи внутрь слоя. Все эти сведения имеют несистематический и, по существу, качественный характер.

В настоящей работе сделана попытка установить характер изменения порозности слоя окатышей вдоль обжиговой машины на основании имеющихся в литературе опытных данных [27]. В табл. 2 приведены опытные данные, позволяющие рассчитывать коэффициент газодинамического сопротивления слоя на обжиговой машине и эквивалентную порозность.

Необходимые расчетные параметры и результаты расчета коэффициента газодинамического сопротивления слоя $\zeta_{\text{сл}}$ и эквивалентной порозности $m_{\text{эkv}}$ для зон сушки, рекуперации и охлаждения приведены в табл. 3.

Коэффициент $\zeta_{\text{сл}}$ определяли из выражения (1): $\zeta_{\text{сл}} = \Delta p \frac{2d}{\rho_{\text{г}} w_{\text{г}}^2 H k_t}$. Средняя температура газа в слое принята равной $t_{\text{г}} = \frac{\bar{t}_{\text{г.вх}} + \bar{t}_{\text{г.вых}}}{2}$, где $\bar{t}_{\text{г.вх}}$ и $\bar{t}_{\text{г.вых}}$ – средние по

зоне температуры газа на входе в слой и на выходе из него. Высота постели везде принята равной 0,07 м. Диаметр окатышей принят на основании расчета d_{cp} по формуле среднелогарифмического диаметра. Расчет эквивалентной порозности проведен в соответствии с формулой (10). Для облегчения расчета на рис. 1 пред-

ставлены графики функций $\frac{1}{m^4}$ и $\frac{4,48}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}}$. Величину $m_{\text{эkv}}$

находили из выражения (10): $m_{\text{эkv}} = \left(\frac{4,48}{\zeta_{\text{сл}} \text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}} \right)^{1/4}$.

Расчет эквивалентной порозности слоя проводился в такой последовательности в соответствии с формулой (10). Вначале вычислялось число Рейнольдса для слоя по формуле $\text{Re}_{\text{сл}} = \frac{w_{\text{г}} d_{\text{cp}}}{\nu_{\text{г}}}$, где $w_{\text{г}}$ – средняя скорость

фильтрации газа через слой окатышей, м/с; d_{cp} – средний диаметр окатышей, вычисленный из выражения для среднелогарифмического диаметра, м; $\nu_{\text{г}}$ – коэффициент кинематической вязкости газа, определяемый в зависимости от средней температуры газа в слое окатышей, м²/с. С помощью рис. 1 определялось значение комплекса $\frac{4,48}{\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}}$. С использованием данных табл. 2 и 3 из выражения (1) рассчитывалось значение коэффициента $\zeta_{\text{сл}}$ и из уравнения (10) определялась величина эквивалентной порозности $m_{\text{эkv}}$.

Т а б л и ц а 2

Данные для расчета коэффициента газодинамического сопротивления слоя

Table 2. Data for the calculation of the gas-dynamic resistance coefficient of the layer

Зона машины	Опытные параметры					
	$w_{\text{г}}, \text{ м/с}$	$\bar{t}_{\text{г.вх}}, ^\circ\text{C}$	$\bar{t}_{\text{г.вых}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta P, \text{ Па}$	$d_{\text{cp}}, \text{ м}$	$H_{\text{cp}}, \text{ м}$
Сушки	0,700	295	50	1750	0,0130	0,430
Сушки	0,425	195	50	550	0,0130	0,437
Рекуперации	0,425	1000	400	2100	0,0130	0,437
Охлаждения	0,474	450	860	1110	0,0142	0,184
Охлаждения	0,678	450	860	1870	0,0142	0,151
Охлаждения	0,734	450	860	2830	0,0142	0,193

Т а б л и ц а 3

Расчетные параметры и результаты расчета коэффициента газодинамического сопротивления слоя и эквивалентной порозности

Table 3. Calculated parameters and calculation data of the gas-dynamic resistance coefficient of the layer and equivalent porosity

Зоны машины	$\bar{t}_{\text{г}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta P, \text{ Па}$	$H, \text{ м}$	$\rho_{\text{г}} w_{\text{г}}^2, \text{ кг/(с}^2\cdot\text{м)}$	$d_{\text{cp}}, \text{ м}$	$\zeta_{\text{сл}}$	$\text{Re}_{\text{сл}}$	$m_{\text{эkv}}, \text{ доли ед.}$
Сушки	175	1670	0,500	0,632	0,0130	83,8	494,2	0,337
Сушки	125	530	0,507	0,234	0,0130	79,6	329,2	0,349
Рекуперации	750	2000	0,460	0,234	0,0130	128,8	170,0	0,321
Охлаждения	600	1110	0,184	0,290	0,0142	184,6	222,5	0,289
Охлаждения	600	1870	0,151	0,593	0,0142	185,3	318,2	0,283
Охлаждения	600	2830	0,193	0,695	0,0142	197,2	344,5	0,281

П р и м е ч а н и е. Здесь и выше параметры для зон сушки и рекуперации рассчитаны по производственным данным; для зон охлаждения – по данным работы [16].

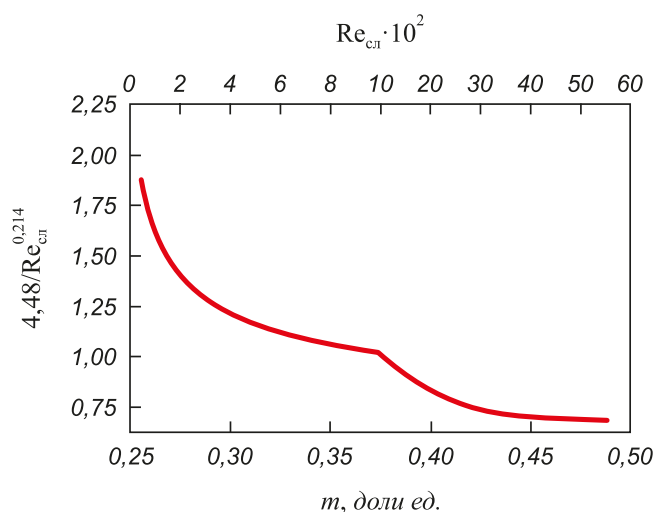


Рис. 1. График функции $4,48/\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}$

Fig. 1. Graph of the function $4.48/\text{Re}_{\text{сл}}^{0,214}$

Поскольку представленные результаты по величине $m_{\text{экв}}$ малочисленны, были просчитаны опытные данные, полученные при отработке технологии обжига окатышей в высоком слое на Качканарском горно-обогатительном комбинате (КачГОКе). Эти данные систематизированы в табл. 4. С целью облегчения расчета сделан ряд допущений относительно средней температуры газа, которую на входе в слой (и выходе из слоя) в зоне подогрева и обжига рассчитывали по формуле $\bar{t}_r = \frac{\sum \bar{t}_{ri} n_i}{\sum n_i}$, где $\bar{t}_{ri}$ – средняя температура газа на входе в слой (или на выходе из слоя) в пределах подзоны; n_i – число камер подзоны.

Результаты расчета промежуточных параметров k_t , t_r , $w_r^2 \rho_r$ и значения $m_{\text{экв}}$ в соответствующих зонах приведены в табл. 5. Все результаты расчета $m_{\text{экв}}$ по данным работы обжиговых машин на КачГОКе приведены ниже:

Т а б л и ц а 4

Исходные данные для расчета газодинамических характеристик слоя окатышей обжиговых машин № 1 и № 3 КачГОКа

Table 4. Basic data for the calculation of gas-dynamic characteristics of pellets layer of burning machines no. 1 and no. 3 of Kachkanar mining and processing works

Параметр	Значения параметров для зоны						
	сушки	подогрева I	подогрева II	обжига I	обжига II	рекуперации	охлаждения
Обжиговая машина № 3, камеры							
	1 – 3	6 – 7	8 – 11	12 – 14	15 – 17	18 – 22	23 – 31
$\bar{t}_{r.\text{вх}}, ^\circ\text{C}$	300	700	1100	1300	1300	850	20
$\bar{t}_{r.\text{вых}}, ^\circ\text{C}$	50	150	500	850	1150	430	–
$w_r^2, \text{м/с}$	1,08	0,75	0,75	0,61	0,61	0,65	–
$\Delta P, \text{Па}$	2650	2550	2550	2550	2550	3000	1450
$\bar{H}, \text{м}$	0,37	0,35	0,35	0,35	0,35	0,34	0,34
Обжиговая машина № 1, камеры							
	1 – 5	6 – 7	8 – 11	12 – 14	15 – 17	18 – 22	23 – 31
$\bar{t}_{r.\text{вх}}, ^\circ\text{C}$	300	600	1080	1300	1300	1020	20
$\bar{t}_{r.\text{вых}}, ^\circ\text{C}$	50	100	200	550	1000	350	–
$w_r^2, \text{м/с}$	0,70	0,71	0,71	0,55	0,55	0,39	–
$\Delta P, \text{Па}$	1600	4550	4550	4550	4550	1900	3050
$\bar{H}, \text{м}$	0,50	0,47	0,47	0,47	0,47	0,46	0,46
Обжиговая машина № 1, камеры							
	1 – 5	6 – 7	8 – 11	12 – 14	15 – 17	18 – 22	23 – 31
$\bar{t}_{r.\text{вх}}, ^\circ\text{C}$	200	600	1100	1300	1300	1000	20
$\bar{t}_{r.\text{вых}}, ^\circ\text{C}$	50	100	200	500	1000	350	–
$w_r^2, \text{м/с}$	0,47	0,70	0,70	0,54	0,54	0,47	–
$\Delta P, \text{Па}$	470	5500	5500	550	5500	2500	2450
$\bar{H}, \text{м}$	0,50	0,47	0,47	0,47	0,47	0,46	0,46

К расчету эквивалентной порозности слоя окатышей на обжиговой машине

Table 5. To the calculation of equivalent porosity of the pellets layer on a burning machin

Зона	Параметры							
	$\bar{t}_r, ^\circ\text{C}$	k_t	$H, \text{м}$	$\rho_r w_r^2, \text{кг}/(\text{с}^2 \cdot \text{м})$	$\Delta P, \text{Па}$	$\text{Re}_{\text{сл}}$	$\zeta_{\text{сл}}$	$m_{\text{экв}}, \text{доли ед.}$
Обжиговая машина № 3 КачГОКа								
Сушки	175	1,64	0,37	1,505	2650	762,4	75,5	0,334
Подогрева и обжига	900	4,30	0,35	0,596	2550	249,2	73,9	0,360
Рекуперации	750	3,75	0,34	0,545	3000	259,7	112,3	0,324
Обжиговая машина № 1 КачГОКа								
Сушки	175	1,64	0,50	0,632	1600	494,2	80,3	0,341
Подогрева и обжига	800	3,93	0,47	0,512	4550	244,6	125,1	0,317
Рекуперации	750	3,75	0,46	0,196	1900	155,8	146,1	0,312
Обжиговая машина № 1 КачГОКа								
Сушки	125	1,46	0,50	0,285	480	364,1	60,1	0,372
Подогрева и обжига	800	3,93	0,47	0,496	5500	240,7	156,1	0,300
Рекуперации	750	3,75	0,46	0,285	2500	187,8	133,5	0,313

Значения $m_{\text{экв}}$ по зонам

сушки подогрева и обжига рекуперации

Из табл. 5

0,334	0,360	0,324
0,341	0,317	0,312
0,372	0,300	0,313

Из вышеприведенных данных

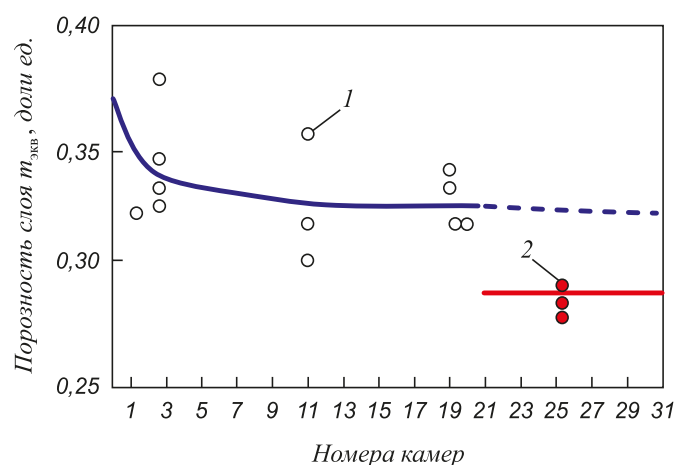
0,337	—	—
0,349	—	0,321

Среднее

0,347	0,326	0,317
-------	-------	-------

По результатам расчета параметра $m_{\text{экв}}$ на рис. 2 приведена средняя кривая распределения $m_{\text{экв}}$ по длине машины. Значение $m_{\text{экв}}$, полученное по данным работы [20], несколько занижено. По представленным значениям порозность слоя в зоне сушки составляет 0,34 – 0,35, в зоне подогрева и обжига 0,32 – 0,33; в зоне рекуперации 0,31 – 0,32; в зоне охлаждения (с учетом выноса мелочи в слой) можно ожидать порозность слоя 0,30 – 0,31. В целом по машине средняя порозность слоя окатышей оказывается равной 0,32 – 0,33. Скорее всего, на величину порозности слоя оказывает влияние изменение его структуры, связанное с усадкой в процессе сушки из-за переувлажнения. По окончании процесса сушки отмечается образование значительной доли мелких фракций из-за растрескивания части окатышей и соответствующее изменение порозности слоя. В зонах обжига при нарушении режимов термической обработки может наблюдаться оплавление окатышей и увеличение газодинамического сопротивления слоя.

Выводы. Проведен анализ расчетных выражений для определения коэффициента газодинамического сопротивления слоя окатышей и даны рекомендации по их применению с использованием опытных данных, полученных при работе обжиговых конвейерных машин. Установлены закономерности изменения порозности слоя окатышей в различных зонах. Полученные данные могут быть использованы при оптимизации газодинамических и тепловых режимов работы конвейерных машин с целью повышения их технико-экономических показателей.

Рис. 2. Распределение порозности $m_{\text{экв}}$ по длине обжиговой машины:

1 – рассчитанное по производственным данным;
2 – по данным работы [16]

Fig. 2. Distribution of porosity $m_{\text{экв}}$ along the length of burning machine:

1 – counted on the production data; 2 – according to [16]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Liu H., Jonsson L. T. I., Olofsson U., and Jönsson P. G. A Simulation Study of Particles Generated from Pellet Wear Contacts during a Laboratory Test // *ISIJ International*. 2016. Vol. 56, No. 11, pp. 1910–1919.
- Panic B., Janiszewski K. Model investigations 3D of gas-powder two phase flow in descending packed bed in metallurgical shaft furnaces // *Metalurgija*. 2014. Vol. 53 (3), pp. 331–334.
- Liu, Y., Su, F.-Y., Wen Z. CFD modeling of flow, temperature, and concentration fields in a pilot-scale rotary hearth furnace // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014. Vol. 45 (1), pp. 251–261.
- Dai C., Lei Z., Li Q. Pressure drop and mass transfer study in structured catalytic packings // *Sep. Purif. Technol.* 2012. Vol. 98 (1), pp. 78–87.
- Li L., Remmelgas J., van Wachem B.G.M. Effect of drag models on residence time distributions of particles in a wurster fluidized bed: a DEM-CFD study // *Kona powder and particle journal*. 2016. Vol. 33, pp. 264–277.
- Дмитриев Е.А., Носырев М.А., Трушин А.М. К вопросу определения порозности псевдоожиженного слоя в системе твердых частиц – газ // *Химическая промышленность сегодня*. 2013. № 9. С. 53–56.
- К вопросу о порозности неоднородного псевдоожиженного слоя / Е.А. Дмитриев, О.В. Кабанов, М.В. Куликов, М.А. Носырев, А.М. Трушин // *Теоретические основы химической технологии*. 2015. Т. 49. № 6. С. 644–650.
- Guo L., Morita K., Tobita Y. Numerical simulation of three-phase flows with rich solid particles by coupling multi-fluid model with discrete element method // *Proceedings of the 20th international conference on nuclear engineering and the ASME 2012 power conference*. 2012. Vol. 4, pp. 371–382.
- Croft T. N., Cross M., Slone A. K. CFD analysis of an induration cooler on an iron ore grate-kiln pelletising process // *Minerals engineering*. 2009. Vol. 22, pp. 859–873.
- Barati M. Dynamic simulation of pellet induration process in straight-grate system // *International journal of mineral processing*. 2008. Vol. 89 (1–4), pp. 30–39.
- Todd R.S., Webley, P.A. Pressure drop in a packed bed under non-adsorbing and adsorbing conditions // *Industrial & engineering chemistry research*. 2005. Vol. 44 (18), pp. 7234–7241.
- Schults H.J., Abel O. Durck Störungsverhalten von Formkoks-Erz-Stückkoks-Systemen // *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1974. Bd. 45. No. 5. S. 279–285.
- Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей / В.М. Абзалов, В.А. Горбачев, С.В. Евстюгин и др. Под ред. академика Л.И. Леонтьева. – Екатеринбург: НППП ТОРЭКС, 2012. – 340 с.
- Yur'ev B.P., Gol'tsev V.A., Lugovkin V.V., Yarchuk V.F. Hydraulic Drag of Dense Beds Consisting of Particles of Different Shape // *Steel in Translation*. 2015. Vol. 45. No. 9, pp. 662–668.
- Брюханов О.Н., Коробко В.И., Мелик-Аракелян А.Т. Основы гидравлики, теплотехники и аэродинамики. – М.: Изд-во ИНФРА-М, 2012. – 253 с.
- Ртищев А.С. Теоретические основы гидравлики и теплотехники. – Ульяновск: изд. УлГТУ, 2007. – 171 с.
- Стулов В.П. Лекции по газовой динамике. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 192 с.
- Брюханов О.Н., Мелик-Аракелян А.Т., Коробко В.И. Основы гидравлики и теплотехники. – М.: Академия, 2011. – 240 с.
- Гидравлический расчет трубопроводов и выбор тяготельных средств, обеспечивающих работу промышленных печей / С.Н. Гушин, М.Д. Казяев, Е.В. Киселев, В.С. Шаврин, Б.П. Юрьев. Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 140 с.
- Идельчик И.Е. Справочник по гидравлическим сопротивлениям. – М.: Машиностроение, 1992. – 672 с.
- Азров М.Э., Тодес О.М., Наринский Д.А. Аппараты со стационарным зернистым слоем. – Л.: Химия, 1979. – 176 с.
- Волков К.Н., Дерюгин Ю.Н., Емельянов В.Н. Методы ускорения газодинамических расчетов на неструктурированных сетках. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2014. – 535 с.
- Волков К.Н., Емельянов В.Н. Вычислительные технологии в задачах механики жидкости и газа. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 468 с.
- Чечеткин А.В. Высокотемпературные теплоносители. – М.: Энергия, 1971. – 496 с.
- Ровенский И.И., Бережной Н.Н. Исследование газопроницаемости слоя окатышей // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1964. № 1. С. 27–32.
- Теплотехника окускования железорудного сырья / С.Г. Братчиков, Ю.А. Берман, Я.Л. Белоцерковский и др. – М.: Металлургия, 1970. – 344 с.
- Аэродинамические характеристики обжиговых конвейерных машин / Р.Ф. Кузнецов, Г.М. Майзель, Я.Л. Белоцерковский и др. // *Металлург*. 1974. № 7. С. 27–31.

Поступила 14 июня 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 116–123.

CHANGE OF EQUIVALENT LAYER POROSITY OF PELLETS ALONG THE LENGTH OF BURNING CONVEYOR MACHINE

B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev

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

Abstract. Difficulties in determining the flow resistance of layer of pellets in the burning conveyor type machines during the heat treatment, associated with significant changes in the layer structure due to its shrinkage during the drying process, the low strength of raw pellets, adjustment layer segregation, sintering and melting of pellets, were considered. As a result, flow resistance of pellets layer on conveyor machines greatly exceeds the resistance value which is obtained in laboratory tests of gas dynamics of pellet layer. According to the impact of many factors on the structure of a burnt pellets layer, which can be taken into account only in their cumulative effect, the authors have introduced the concept of an equivalent porosity. As a result of calculating the amount of equivalent porosity with the

available literature data and the data obtained in working out the pellets burning technology in a high layer on Kachkanar conveyor machines, a pattern of its distribution along the length of the conveyor machine was revealed. It was established that most significantly the porosity of the layer reduce due to layer shrinkage in the drying zone and cracking of pellets at the outlet of it. The analysis of estimated expressions to determine the gas-dynamic characteristics of the pellets layer helped to get the dependencies that with a sufficient degree of accuracy can be used to calculate the gas-dynamic characteristics of the layer on the conveyor machines considering different porosity. The obtained results can be used in determining the gas dynamic and thermal conditions, providing work of burning conveyor machines with low specific fuel consumption and high quality of the calcined product.

Keywords: coefficient of flow resistance, equivalent porosity, iron ore pellets, mode, burning conveyor machine, zone, heat treatment, parameters, fuel consumption, quality.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-116-123

REFERENCES

- Liu H., Jonsson L. T.I., Olofsson U., Jönsson P.G. A simulation study of particles generated from pellet wear contacts during a laboratory test. *ISIJ International*. 2016, vol. 56, no. 11, pp. 1910–1919.
- Panic B., Janiszewski K. Model investigations 3D of gas-powder two phase flow in descending packed bed in metallurgical shaft furnaces. *Metallurgija*. 2014, vol. 53 (3), pp. 331–334.
- Liu, Y., Su, F.-Y., Wen Z. CFD modeling of flow, temperature, and concentration fields in a pilot-scale rotary hearth furnace. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014, vol. 45 (1), pp. 251–261.
- Dai C., Lei Z., Li Q. Pressure drop and mass transfer study in structured catalytic packings. *Sep. Purif. Technol.* 2012, vol. 98 (1), pp. 78–87.
- Li L., Rummelgas J., van Wachem B.G.M. Effect of drag models on residence time distributions of particles in a wurster fluidized bed: a DEM-CFD study. *Kona powder and particle journal*. 2016, vol. 33, pp. 264–277.
- Dmitriev E.A., Nosyrev M.A., Trushin A.M. On the issue of determining the porosity of the fluidized bed in the system of solid particles – gas. *Khimicheskaya promyshlennost' segodnya*. 2013, no. 9, pp. 53–56. (In Russ.).
- Dmitriev E.A., Kabanov O.V., Kulikov M.V., Nosyrev M.A., Trushin A.M. On the issue of porosity of a heterogeneous fluidized bed. *Teoreticheskie osnovy khimicheskoi tekhnologii*. 2015, vol. 49, no. 6, pp. 644–650. (In Russ.).
- Guo L., Morita K., Tobita Y. Numerical simulation of three-phase flows with rich solid particles by coupling multi-fluid model with discrete element method. *Proceedings of the 20th Int. Conf. on Nuclear Engineering and the ASME 2012 Power Conf.* 2012, vol. 4, pp. 371–382.
- Croft T. N., Cross M., Slone A. K. CFD analysis of an induration cooler on an iron ore grate-kiln pelletizing process. *Minerals Engineering*. 2009, vol. 22, pp. 859–873.
- Barati M. Dynamic simulation of pellet induration process in straight-grate system. *International Journal of Mineral Processing*. 2008, vol. 89 (1–4), pp. 30–39.
- Todd R.S., Webley, P.A. Pressure drop in a packed bed under non-adsorbing and adsorbing conditions. *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2005, vol. 44 (18), pp. 7234–7241.
- Schults H.J., Abel O. Durck Störungsverhalten von Formkoks-Erz-Stückkoks-Systemen. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1974, Bd. 45, no. 5, pp. 279–285. (In Germ.)
- Abzalov V.M., Gorbachev V.A., Evstyugin S.V. etc. *Fiziko-khimicheskie i teplotekhnicheskie osnovy proizvodstva zhelezorudnykh okatyshei* [Physical-chemical and thermotechnical basis of the iron-ore pellet production]. Leont'ev L.I. ed. Ekaterinburg: NPVP TOREKS, 2012, 340 p. (In Russ.).
- Yur'ev B.P., Gol'tsev V.A., Lugovkin V.V., Yarchuk V.F. Hydraulic drag of dense beds consisting of particles of different shape. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45. no. 9, pp. 662–668.
- Bryukhanov O.N., Korobko V.I., Melik-Arakelyan A.T. *Osnovy gidravliki, teplotekhniki i aerodinamiki* [Basics of hydraulics, thermal technology and aerodynamics]. Moscow: INFRA-M, 2012, 253 p. (In Russ.).
- Rtishchev A.S. *Teoreticheskie osnovy gidravliki i teplotekhniki* [Theoretical basics of hydraulics and thermal technology]. Ulyanovsk: UIGTU, 2007, 171 p. (In Russ.).
- Stulov V.P. *Lektsii po gazovoi dinamike* [Lectures on gas dynamics]. Moscow: FIZMATLIT, 2006, 192 p. (In Russ.).
- Bryukhanov O.N., Melik-Arakelyan A.T., Korobko V.I. *Osnovy gidravliki i teplotekhniki* [Basics of hydraulics and thermal technology]. Moscow: Akademiya, 2011, 240 p. (In Russ.).
- Gushchin S.N., Kazyayev M.D., Kiselev E.V., Shavrin V.S., Yur'ev B.P. *Gidravlicheskie raschet truboprovodov i vybor tyagodui'evykh sredstv, obespechivayushchikh rabotu promyshlennykh pechei* [Pipeline system hydraulic calculation and choice of a draft capacity options providing the work of industrial furnaces]. Ekaterinburg: UrFU, 2011, 140 p. (In Russ.).
- Idel'chik I.E. *Spravochnik po gidravlicheskim soprotivleniyam* [Reference book on hydraulic resistance]. Moscow: Mashinostroenie, 1992, 672 p. (In Russ.).
- Aerov M.E., Todes O.M., Narinskii D.A. *Apparaty so statsionarnym zernistym sloem* [Units with stationary granular layer]. Leningrad: Khimiya, 1979, 176 p. (In Russ.).
- Volkov K.N., Deryugin Yu.N., Emel'yanov V.N. *Metody uskoreniya gazodinamicheskikh raschetov na nestrukturirovannykh setkakh* [Acceleration methods of gas-dynamic calculations on non-structured grids]. Moscow: FIZMATLIT, 2014, 535 p. (In Russ.).
- Volkov K.N., Emel'yanov V.N. *Vychislitel'nye tekhnologii v zadachakh mekhaniki zhidkosti i gaza* [Computing technologies in tasks of liquids and gases mechanics]. Moscow: FIZMATLIT, 2013, 468 p. (In Russ.).
- Chechetkin A.V. *Vysokotemperaturnye teponositeli* [High-temperature heat-carrying agents]. Moscow: Energiya, 1971, 496 p. (In Russ.).
- Rovenskiy I.I., Berezhnoi N.N. Research of gas transmission in pellets layer. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1964, no. 1, pp. 27–32. (In Russ.).
- Bratchikov S.G., Berman Yu.A., Belotserkovskii Ya.L. etc. *Teplotekhnika okuskovaniya zhelezorudnogo syr'ya* [Thermal technology of iron-ore raw material pelletizing]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 344 p. (In Russ.).
- Kuznetsov R.F., Maizel' G.M., Belotserkovskii Ya.L., Onishchenko A.E., Dokuchaev P.N., Antuganova G.M. Aerodynamic characteristics of calcining conveyor machines. *Metallurgist*. 1974, vol. 18, no. 7, pp. 514–517.

Acknowledgements. The work was supported by Act 211 of the Government of the Russian Federation, contract no. 02.A03.21.0006.

Information about the authors:

B.P. Yur'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (yurev-b@mail.ru)

V.A. Gol'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (v.a.goltsev@urfu.ru)

Received June 14, 2016

УДК 621.891:621.836.2

СОЗДАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПАР ТРЕНИЯ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ЖИДКОСТНОЙ И ГРАНИЧНОЙ СМАЗКИ

Люленков В.И., к.т.н., доцент (olgamatekhina@yandex.ru)

Полищук С.В., старший преподаватель кафедры механики

и машиностроения (sveta-polishuk@mail.ru)

Никитин А.Г., д.т.н., доцент, директор института машиностроения

и транспорта (nikitin1601@yandex.ru)

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

Аннотация. Разработана технология создания износостойких поверхностей пар трения, имеющих масляные карманы для удержания смазочного материала, которые находятся между валиками, образованными на плоских поверхностях с помощью быстровращающегося диска. Обработку поверхности трения осуществляют диском толщиной 6 – 15 мм с армированной рабочей поверхностью твердым сплавом ВК-8. Диск вращается с окружной скоростью 50 – 150 м/с, прижимается с давлением 1,2 – 40,0 МПа, перемещается по обрабатываемой поверхности со скоростью 3 – 30 мм/с. В локальной зоне обработки металл обрабатываемой поверхности, имеющий феррито-перлитную структуру, нагревается до температуры 1100 – 1200 °С и переходит в аустенитное состояние. Затем при движении диска за пределы зоны обработки нагретый слой резко охлаждается за счет отвода тепла в массу детали. Происходит структурное превращение аустенита в мартенсит с изменением кристаллической решетки из гранецентрированной кубической в объемно-центрированную тетрагональную с увеличением объема нагретого металла. Увеличившийся объем, ограниченный с трех сторон металлом детали, выдавливается над обрабатываемой поверхностью на высоту 0,3 – 1,5 мм и образует за движущимся диском выпуклый валик, металл которого имеет мартенситную структуру. В нем возникают напряжения сжатия, степень деформации составляет до 240 %. Валики создаются по всей поверхности от края до края в направлении, перпендикулярном движению изделия в процессе эксплуатации. Наклонные (клиновые) рабочие поверхности валиков обеспечивают гидродинамические силы поддержания при скоростях скольжения поверхностей трения более 2 – 3 м/с (жидкостная смазка), а опорные поверхности валиков выполнены из высокотвердого материала, позволяющего сохранять износостойкость в условиях граничной смазки при малых скоростях скольжения поверхностей трения (менее 2 м/с).

Ключевые слова: пары трения, валики, мелкоигльчатый мартенсит, масляный карман, гидродинамические силы, износостойкая опорная поверхность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-124-127

В металлургической, строительной, горно-рудной и других промышленностях используется большое количество оборудования, в составе которого используются направляющие, ползуны, защитные планки и другие пары трения, изготовленные из конструкционных сталей. Такие пары трения работают в тяжелых условиях с возвратно-поступательным движением при различных смазочных режимах, а именно, при жидкостной или граничной смазке. При жидкостной смазке поверхности трения разделяются смазочным слоем, основное условие – надежное разделение поверхностей трения. Граничная смазка возникает при неустановившемся движении; при таком условии основное требование к поверхностям – износоустойчивость. В режим граничной смазки детали переходят при относительной скорости движения менее 2 – 3 м/с [1 – 3].

Для упрочнения поверхностей трения используют химико-термическую обработку с последующей закалкой [4, 5], цементацию [6, 7], силицирование [8, 9], азотирование [10 – 12], хромирование [13, 14] и др. Об-

работка этими способами требует применения термических печей, ванн, камер, характеризуется большим расходом энергии [15, 16]. Перед химико-термической обработкой неработающие поверхности деталей необходимо защитить пастами, омеднением. После обработки необходима последующая операция – закалка. То есть весь процесс многостадийен, длится, как правило, несколько часов и дает слои малой толщины.

Существует технология химико-термической обработки металлических изделий вращающимся диском, поверхность которого содержит необходимый легирующий состав [17]. Однако указанный способ создает на изделии плоскую поверхность, плохо удерживающую смазочный материал. При этом не обеспечивается жидкостное трение даже при скоростях скольжения выше 2 – 3 м/с. Такая обработка характеризуется повышенным расходом энергии, так как места подвода и «хранения» смазки в поверхностном рабочем слое изделия не нуждаются в упрочнении, но подвергаются обработке.

В настоящее время актуальной задачей является создание износостойких поверхностей трения с меньшими энергетическими затратами и минимальным количеством технологических операций. Такие поверхности трения с масляными карманами для удержания смазочного материала образуются между «валиками», созданными на этих поверхностях трения. Наклонные (клиновые) рабочие поверхности «валиков» должны обеспечивать гидродинамические силы поддержания при скоростях скольжения поверхностей трения более 2–3 м/с (жидкостная смазка), а опорные поверхности «валиков» должны быть выполнены из высокотвердого материала, позволяющего сохранять износостойкость в условиях граничной смазки при малых скоростях скольжения поверхностей трения (менее 2 м/с) [18].

Формирование валиков (шириной m) на плоских поверхностях пар трения (рис. 1) осуществляется за счет нагрева металла в локальной зоне на поверхности детали 1 при обработке диском 2 толщиной (B) от 6 до 15 мм, вращающимся с окружной скоростью $V = 50 \div 150$ м/с и прижатым к поверхности с силой Q , которая создает давление 0,12–40,0 МПа. Причем этот диск перемещается относительно поверхности детали со скоростью (скорость подачи диска) $U = 3 \div 30$ мм/с. По периферии диск армирован твердым сплавом ВК-8, что обеспечивает отсутствие схватывания обрабатываемой поверхности с диском.

В локальной зоне обработки металл обрабатываемой поверхности, имеющий феррито-перлитную структуру, нагревается до температуры 1100–1200 °С и переходит в аустенитное состояние. Затем, при движении диска за пределы зоны обработки, нагретый слой резко охлаждается за счет отвода тепла в массу детали. Происходит структурное превращение аустенита в мартенсит с изменением кристаллической решетки из гранцентрированной кубической в объемно-центрированную тетрагональную с увеличением объема нагретого металла. Увеличившийся объем, ограниченный с трех сторон металлом детали, выдавливается над об-

рабатываемой поверхностью на высоту 0,3–1,5 мм и образует за движущимся диском выпуклый валик, металл которого имеет мартенситную структуру. В этом валике возникают напряжения сжатия, степень деформации составляет до 240 % (рис. 2, а).

Толщина диска B варьируется от 6 до 15 мм, что позволяет получать отношение длин опорных поверхностей (c) и клиновых поверхностей (d) к ширине валика m в пределах от 10 до 60 % (рис. 2, б). Оптимальные отношения определяются практикой работы изделия (условиями его смазки, герметичности узлов трения, скоростными режимами, длительными, кратковременными, повторно-кратковременными режимами работы). Значение толщины диска B меньше 6 мм приводит к уменьшению длины опорной поверхности валиков c и к увеличению контактного давления в условиях граничной смазки (при скоростях скольжения менее 2 м/с). Увеличение толщины диска B более 15 мм нецелесообразно в связи с образованием больших опорных поверхностей, что ведет к уменьшению длины масляных карманов и, соответственно, емкости (e) этих карманов (емкости масляной ванны). А это нежелательно, если деталь работает со скоростями перемещения выше 2–3 м/с и может работать в условиях жидкостной смазки.

Окружная скорость диска устанавливается в пределах 50–150 м/с. Скорость менее 50 м/с недостаточна для получения нужной тепловой мощности в локальной зоне обработки, определяемой произведением касательной силы трения и окружной скорости, а скорость выше 150 м/с связана с высокими напряжениями в теле диска, большими температурными градиентами в изделии и меньшей высотой (h) этих валиков. Кроме того, такие скорости диска требуют особых условий по охране труда.

Технология создания износостойких поверхностей трения осуществляется следующим способом (рис. 1). Деталь 1 (изделие) (пластина из стали 45) закрепляется

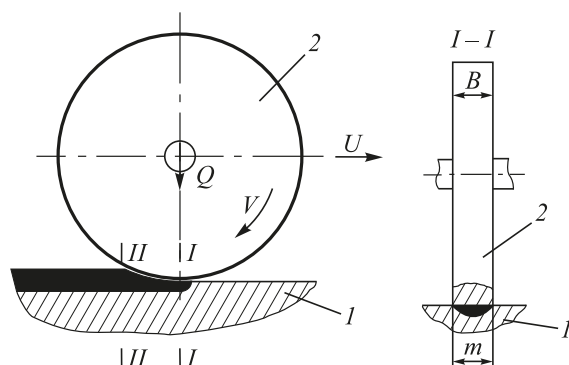


Рис. 1. Формирование валиков на плоских поверхностях пар трения:
1 – деталь; 2 – диск

Fig. 1. Formation of rollers on flat surfaces of friction pairs:
1 – detail; 2 – disk

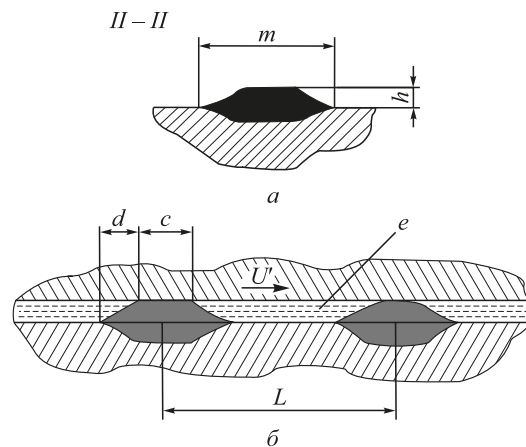


Рис. 2. Валики металла, имеющие структуру мелкоигльчатого мартенсита

Fig. 2. Metal rollers with fine-needle martensite structure

на тензометрическом столе, который позволяет контролировать силу прижатия Q , создающую давление на деталь в пределах 0,12 – 40,0 МПа. Такое давление обеспечивает хорошие режимы нагрева-охлаждения металла изделия в зоне обработки, высокую (до 240 %) степень деформации металла валиков с мартенситной структурой с твердостью 900 – 1200 НВ, в несколько раз повышающими износостойкость валиков при традиционных способах закалки (например, ТВЧ) [19, 20]. Тензометрический стол устанавливается на столешнице фрезерного станка, обеспечивающего подачу инструмента (диска) 2 со скоростью 3 – 30 мм/с. Минимальная скорость 3 мм/с позволяет получать максимальную высоту валиков с мартенситной структурой над обрабатываемой поверхностью до 1,5 мм. При скорости подачи меньше 3 мм/с увеличивается время нагрева изделия в локальной зоне, металл нагревается в большем объеме, ухудшается охлаждение за счет отвода тепла в массу изделия, происходит отпуск металла, теряются твердость и форма валиков. Скорость подачи больше 30 мм/с сокращает время нагрева металла изделия в локальной зоне и приводит к образованию валиков высотой h над поверхностью изделия менее 0,3 мм и сокращению ширины валиков m (рис. 2). В этом случае уменьшаются площади опорных и клиновых поверхностей.

Для деталей с шириной, которая обеспечивает достаточный объем смазочного материала на созданной поверхности трения, валики с мартенситной структурой формируют от края детали до другого края параллельно друг другу на расстоянии $L = (1,5 \div 3,0)B$ (рис. 3, а). Такое расстояние обеспечивает стабильно-достаточную подачу смазки. Направление обработки выбирают перпендикулярным направлению движения изделия при эксплуатации, так как в этом случае при относительном перемещении трущихся поверхностей возникают масляные клинья.

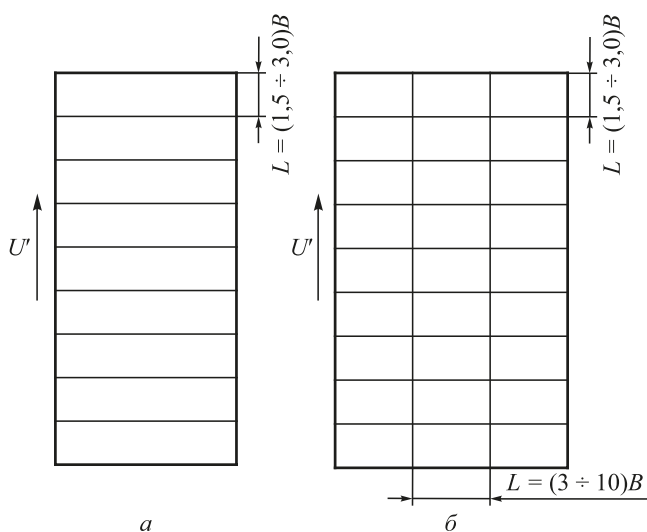


Рис. 3. Направления формирования валиков на поверхностях трения

Fig. 3. Direction of rollers formation on the friction surfaces

При ширине изделия, не позволяющей удерживать достаточный объем смазочного материала на поверхности трения, формируется вторая система валиков с мартенситной структурой, расположенная перпендикулярно первой с расстоянием между валиками второй системы $L = (3 \div 10)B$ (рис. 3, б). В этом случае создаются замкнутые со всех сторон карманы с клиновыми бортами.

При повышенных требованиях к точности изготовления поверхности трения изделия вершины валиков (опорные поверхности) подвергаются шлифовке.

Выводы. Разработана технология создания износостойких поверхностей пар трения с малыми энергетическими затратами, минимальным количеством технологических операций с масляными карманами для удержания смазочного материала, образованными между валиками. Клиновые рабочие поверхности валиков обеспечивают возникновение гидродинамических сил, способствующих надежному разделению поверхностей трения жидкостной смазкой при скоростях скольжения более 2 – 3 м/с, а опорные поверхности валиков состоят из высокотвердого материала и позволяют сохранять износостойкость в условиях граничной смазки при скоростях скольжения менее 2 м/с.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.
2. Scieszka S.F. Tribological phenomena in steel composite brake material friction pairs // Wear. 1981. Vol. 64. No. 2. P. 367 – 378.
3. Thiesen P.A., Meyer K., Heinicke G. Grundlagen der Tribochemie. – Berlin: Akademie-Verlag, 1967. – 267 p.
4. Rose K. Which Process for Case-Hardening: Steel Carburizing, Nitriding or Carbonitriding // Materials and Methods. 1951. Vol. 33. No. 2. P. 11.
5. Захаров Б.П. Термическая обработка металлов. – М.: Машгиз, 1957. – 302 с.
6. Williams G.T. Selections of Carburizing Steel Case Depth and Heat Treatment. Metals Handbook, 1948.
7. Sykes W.P. Carburizing Iron by Mixtures of Hydrogen and Methan. Transactions Am. Soc. for Steel Treating, 1927. P. 12, XII.
8. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
9. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др.; под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
10. Wolter H. and Holcroft W.H. Carbo Nitriding of SAE Steel Parts. // Metal Progress. 1947. Vol. 52. No. 3. P. IX.
11. Valentin K.B. Structures and Properties of some Carbo Nitrided Gases // Metal Progress. 1953. Vol. 63. No. 6. P. VI.
12. Малушин Н.Н. Азотирование наплавленных деталей металлургического оборудования // Технология металлов. 2013. № 7. С. 26 – 28.
13. Защитные покрытия на металлах. Вып. 9. – Киев: Наукова думка, 1975. – 208 с.
14. Прогрессивные методы химико-термической обработки / Под ред. Г.Н. Дубинина, Я.Д. Когана. – М.: Машиностроение, 1979. – 184 с.
15. Garbarz-Olivier J. Etude des discharges electriques produites entre lielectrode et la solution lors des effets dianode et de cathode dans ies electrolytes aqueux / J. Garbarz-Olivier, C. Guilpin // J. Chim. phys. 1975. Vol. 72. No. 2. P. 207 – 214.
16. Weissgerber H., Bohme H., Bohme M. Elektrolytische Wärmebehandlung von Stahl // Technick. 1969. No. 6. P. 413 – 417.

17. А.с. 1603822. Способ химико-термической обработки металлических изделий / В.И. Люленков, В.С. Чалков, А.С. Шинкаренко; заявл. 25.01.1989; опубл. 10.05.2011. Бюл. № 13.
18. Пат. 2466002 РФ. Способ создания износостойких плоских поверхностей пар трения / В.И. Люленков, С.В. Полищук; заявл. 01.06.2011; опубл. 10.11.2012. Бюл. № 31.
19. Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.
20. Williams S.R. Hardness and Hardness Measurements. – Cleveland: ASM, 1942.

Поступила 14 сентября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 124–127.

CREATION OF WEARPROOF SURFACES OF FRICTION PAIRS WORKING IN THE CONDITIONS OF LIQUID AND BORDER GREASING

V.I. Lyulenkov, S.V. Polishchuk, A.G. Nikitin

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The paper describes the developed technology of the creation of wear-resistant surfaces of friction pairs, which have oil pockets for the holding of lubricants, which are situated between rollers, formed on flat surfaces with the help of a fast-rotating disk. The treatment of friction surface is performed by the disk of the thickness of 6 – 15 mm with reinforced working surface of solid VK-8 alloy. The disk rotates with the surface velocity of 50 – 150 m/c, it is pressed with the pressure of 1.2 – 40.0 MPa. It also shifts along the treated surface with the velocity of 3 – 30 mm/c. In the local treatment zone the metal of the processed surface, which has a ferrite-pearlite structure, is heated up to the temperature of 1100 – 1200 °C and transfers into an austenitic condition. Then the disk is moving beyond the treatment zone, the heated layer is chilled sharply by means of heat transfer into the mass of the detail. The structural transformation of austenite into martensite happens with the change of crystal lattice from the face-centered cubical lattice into a body-centered tetragonal one with the increase of the volume of heated metal. The increased volume, limited with the metal from three sides of the detail, is pressed above the treated surface up to the height of 0.3 – 1.5 mm and forms a buckled roller of martensite behind the moving disk. Here one can observe compressing stress and the degree of deformation up to 240 %. The rollers are formed along the whole surface from the edge to the edge in the direction, which is perpendicular to the motion of the workpiece during the operation process. Inclined (wedge-like) working surfaces of rollers provide the hydrodynamic supporting forces at sliding velocity of friction surfaces, which is more than 2 – 3 m/c (liquid lubrication), but supporting surfaces of rollers are made of a very hard material, allowing keeping wear-resistance in the conditions of boundary lubrication at slow sliding velocities of friction surfaces (less than 2 m/c).

Keywords: friction pair, rollers, fine-needled martensite, oily pockets, hydrodynamic forces, wearproof underlayment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-124-127

REFERENCES

1. Garkunov D.N. *Tribotekhnika* [Tribotechnology]. Moscow: Mashinostroenie, 1985, 424 p. (In Russ.).
2. Scieszka S.F. Tribological phenomena in steel composite brake material friction pairs. *Wear*. 1981, vol. 64, no. 2, pp. 367–378.
3. Thiesen P.A., Meyer K., Heinicke G. *Grundlagen der Tribochemie*. Berlin: Akademie-Verlag, 1967, 267 p. (In Germ.).
4. Rose K. Which Process for Case-Hardening: Steel Carburizing, Nitriding or Carbonitriding. *Materials and Methods*. 1951, vol. 33, no. 2, pp. 11.
5. Zakharov B.P. *Termicheskaya obrabotka metallov* [Heat treatment of metals]. Moscow: Mashgiz, 1957, 302 p. (In Russ.).
6. Williams G.T. *Selections of carburizing steel case depth and heat treatment. Metals Handbook*. 1948.
7. Sykes W.P. Carburizing iron by mixtures of hydrogen and methane. *Transactions Am. Soc. for Steel Treating*. 1927, pp. 12.
8. Lakhtin Yu.M. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical and thermal treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 256 p. (In Russ.).
9. Borisenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. etc. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i spлавov: spravochnik* [Chemical and thermal treatment of metals and alloys: Reference book]. Lyakhovich L.S. ed. Moscow: Metallurgiya, 1981, 424 p. (In Russ.).
10. Wolter H., Holcroft W.H. Carbonitriding of SAE steel parts. *Metal Progress*. 1947, vol. 52, no. 3, pp. IX.
11. Valentin K.B. Structures and properties of some carbonitrided gases. *Metal Progress*. 1953, vol. 63, no. 6, pp. VI.
12. Malushin N.N. Nitriding of welded details of metallurgical equipment. *Tekhnologiya metallov*. 2013, no. 7, pp. 26–28. (In Russ.).
13. *Zashchitnye pokrytiya na metallakh. Vyp. 9* [Protective coverings on metals. Issue 9]. Kiev: Naukova dumka, 1975, 208 p. (In Russ.).
14. *Progressivnye metody khimiko-termicheskoi obrabotki* [Advanced methods of chemical and thermal treatment]. Dubinin G.N., Kogan Ya.D. eds. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 184 p. (In Russ.).
15. Garbarz-Olivier J., Guilpin. C. Etude des discharges electriques produites entre l'electrode et la solution lors des effets d'anode et de cathode dans les electrolytes aqueux. *J. Chim. phys.* 1975, vol. 72, no. 2, pp. 207–214. (In French)
16. Weissgerber H., Bohme H., Bohme M. Elektrolytische Wärmebehandlung von Stahl. *Technick*. 1969, no. 6, pp. 413–417. (In Germ.).
17. Lyulenkov V.I., Chalkov V.S., Shinkarenko A.S. *Sposob khimiko-termicheskoi obrabotki metallicheskih izdelii* [Ways of chemical and thermal treatment of metal products]. Certificate of authorship USSR no. 1603822. *Byulleten' izobretenii*. 2011, no. 13. (In Russ.).
18. Lyulenkov V.I., Polishchuk S.V. *Sposob sozdaniya iznosostoikikh ploskikh poverkhnostei par treniya* [Way of creation of wear-resistant flat surfaces of friction pairs]. Patent no. 2466002 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 31. (In Russ.).
19. Glazov V.M., Vigdorovich V.N. *Mikrotverdost' metallov i poluprovodnikov* [Microhardness of metals and semi-conductors]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 248 p. (In Russ.).
20. Williams S.R. *Hardness and hardness measurements*. Cleveland: ASM, 1942.

Information about the authors:

V.I. Lyulenkov, Cand. Sci. (Eng.) (olgamatekhina@yandex.ru)

S.V. Polishchuk, Senior Lecturer of the Chair of Mechanics and Mechanical Engineering (sveta-polishuk@mail.ru)

A.G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Director of Institute of Mechanical Engineering and Transport (nikitin1601@yandex.ru)

Received September 14, 2016

УДК 621.74.002.6:681.3

КЛЮЧЕВЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА СТАЛИ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

Князев С.В.¹, к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного
и сварочного производства (krookia@mail.ru)

Скопич Д.В.², директор

Фатьянова Е.А.², инженер

Усольцев А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства

Куценко А.И.¹, к.т.н., начальник управления научных исследований

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

² ООО «Индас Холдинг»
(654000, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Суворова, 2)

Аннотация. Аудит технологического процесса выплавки стали марки 20ГФЛ в дуговых печах емкостью шесть тонн Рубцовского филиала ОАО «Алтайвагон» выявил проблемы, связанные с получением брака стали по механическим свойствам. При этом химический состав исследуемых образцов находился в установленных ГОСТ границах. Для подтверждения этого факта и выявления причин проблемы брака был проведен статистический анализ влияния химического состава на качественные характеристики механических свойств металла. Для проведения регрессионного анализа и построения модели прогнозирования использовались следующие алгоритмы: Linear Regression (LR), Random Forest (RF) и Support Vector Machine (SVM). Предложено решение проблем, связанных с получением брака стали по механическим свойствам с помощью прогнозных моделей. В результате было установлено, что существует возможность прогнозирования и управления механическими свойствами стали по ходу ее выплавки. При получении прогноза брака по одному из параметров, задав текущие значения содержания элементов химического состава и конечные условия, можно рассчитать химический состав стали, которого еще возможно добиться на рассматриваемой плавке и который будет гарантировать отсутствие брака. Установлено, что для анализа тенденций качества стали литых изделий можно использовать два ключевых показателя из двух групп механических свойств – предел текучести σ_t и ударную вязкость KCV. Графический контроль качества можно осуществлять по временной диаграмме удаления среднего значения контролируемого параметра по браку от граничных его значений в стандартных отклонениях. Показателем хорошего качества и минимизации рисков является выход графика временной диаграммы за границу двух стандартных отклонений.

Ключевые слова: сталь, прогнозирование, механические свойства, химический состав, моделирование, плавка, управление, отливки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-128-132

Проведенный на предприятии Рубцовского филиала ОАО «Алтайвагон» аудит технологического процесса выплавки стали марки 20ГФЛ в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) емкостью 6 т выявил ряд проблем, связанных с получением брака стали по механическим свойствам [1 – 3]. При этом химический состав исследуемых образцов находился в установленных ГОСТ границах. Чтобы подтвердить этот факт и выявить причины возникновения брака, провели статистический анализ влияния химического состава на качественные характеристики механических свойств металла. Для эксперимента были отобраны годовые данные по пяти ДСП емкостью 6 т. Выборка составила 6000 плавков. Для анализа были взяты пять показателей механических свойств (ударная вязкость KCU_{-60 °C} и KCV_{-60 °C}; временный предел прочности σ_b , МПа; относительные сужение и удлинение ψ , % и δ , %) и десять элементов химического состава (C, S, Mn, P, S, Cr, Ni, Al, Cu, V). Анализ проводился в среде RStudio на языке обработки статистических данных R.

Для проведения регрессионного анализа и построения модели прогнозирования использовались следующие алгоритмы: Linear Regression (LR), Random Forest (RF) [4 – 6] и Support Vector Machine (SVM) [7 – 9].

Методы SVM и RF показали более хорошие результаты, чем LR, и примерно одинаковую среднюю абсолютную ошибку MAPE – соответственно 6,44 и 6,78 %. Для дальнейшего анализа был выбран метод RF. Далее была построена прогнозная модель абсолютной ошибки прогнозирования параметра с помощью этого метода. После корректировки прогнозных значений параметра KCU на величину прогнозируемой ошибки удалось снизить показатель MAPE прогнозной модели до 2,46 %. Средняя абсолютная ошибка прогноза по всем механическим свойствам не превысила 3 %.

С помощью Genetic Algorithm (GA) и полученных прогнозных моделей был проведен поиск минимума значения по каждому параметру механических свойств при заданных требованиями ГОСТ границах на процентное содержание элементов в химическом составе

стали марки 20ГФЛ. Согласно проведенным расчетам, минимальные значения показателей ψ , δ и КСУ не вышли за границы зоны качества. Расчет минимальных значений КСВ и σ_b показал возможность получения брака при хорошем с точки зрения ГОСТ химическом составе. Графики поиска минимумов с помощью алгоритма GA для параметров КСВ и σ_b показаны на рис. 1.

Проведенные расчеты подтвердили возможность получения брака стали по механическим свойствам при соблюдении границ на содержание элементов в химическом составе плавки согласно ГОСТ [1]. Таким образом, существует необходимость прогнозирования механических свойств стали по ходу выплавки, например после получения результатов экспресс-лаборатории перед сливом стали в ковш.

При получении прогноза брака по одному из параметров, используя алгоритм GA и прогнозную модель RF, задав текущие значения элементов химического состава и конечные условия, можно рассчитать химический состав стали, которого еще возможно добиться на данной плавке и который будет гарантировать отсутствие брака. После расчета рекомендуемого химического состава можно рассчитать необходимые добавки в ковш при сливе плавки. Это позволит частично или полностью уйти от брака по механическим свойствам.

Актуальность обеспечения высокого уровня показателей контроля и управления качеством, ответственности при производстве стальных литых изделий (рамы боковой и балки надрессорной грузовых железнодорожных вагонов) связана с обеспечением безопасности на железных дорогах, а также постоянным повышением требований к качеству отливок на уровне государственных и межгосударственных стандартов [3, 10 – 16].

Так, с 2001 г. качество рам и балок регламентировалось ОСТ 32.183–2001. В 2013 г. был принят межгосударственный стандарт ГОСТ 32400–2013, который в значительной мере повышает требования к механическим

свойствам марок стали, используемых для литья. Сравнение требований по механическим свойствам предыдущего и нового стандартов показано ниже (в числителе – min, в знаменателе – max):

Документ	σ_T , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ ₋₆₀ , Дж/см ²	КСВ ₋₆₀ , Дж/см ²
ОСТ 32.83–2001	$\frac{294}{343}$	$\frac{490}{510}$	$\frac{20}{18}$	$\frac{30}{25}$	24,5	16,7
ГОСТ 32400–2013	$\frac{300}{343}$	$\frac{500}{510}$	$\frac{20}{18}$	$\frac{35}{30}$	–	17 (20*)

* с 01.01.2016

Как видно, особые изменения относятся к относительному сужению и ударной вязкости. Контроль ударной вязкости на U-образном образце стал необязательным.

Регламентируемые значения параметров механических свойств – не единственные требования, предъявляемые к отливкам для железнодорожного транспорта. С учетом структуры металла и его химического состава получается большой список контролируемых параметров. Для повышения оперативности и автоматизации процесса контроля качества можно попытаться выделить из этого списка ключевые показатели, которые позволяют производителю оценить тенденции и состояние качества производимых изделий по гораздо меньшему количеству параметров. Это возможно благодаря тому, что многие из них связаны между собой.

В силу грубой своей оценки показатель величины зерна структуры металла не может быть эффективным параметром улучшения или ухудшения качества. Лабораторные исследования, зачастую, только констатируют тот факт, что эта характеристика в норме. Но уменьшение величины зерна приводит к повышению характеристик пластичности с одновременным ростом прочностных показателей. Поэтому оценка этого параметра может быть косвенной на основе ее влияния на

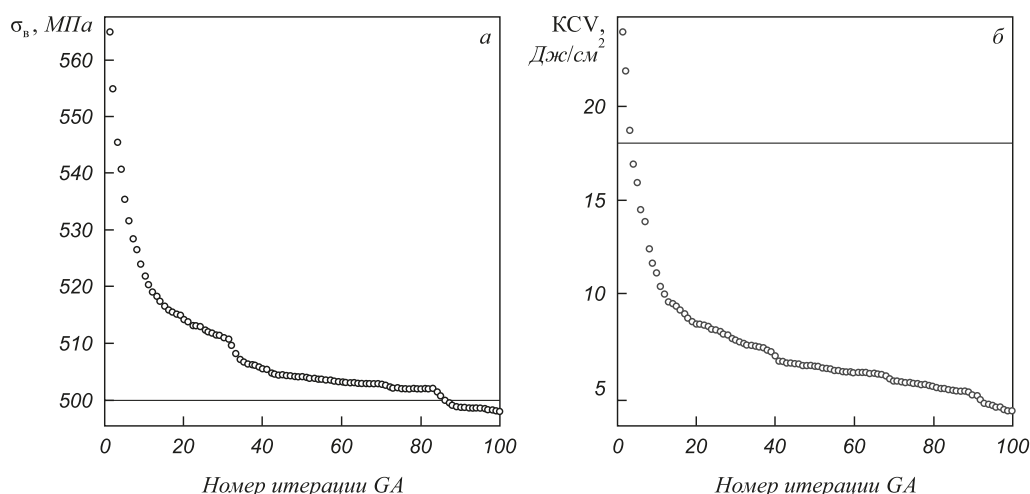


Рис. 1. Графики работы GA для показателей σ_b (а) и КСВ (б)

Fig. 1. GA operating schedule for parameters σ_b (a) and KCV (b)

механические свойства.

Химический состав стали, безусловно, важный набор показателей, но предоставляет сложную систему оценок, состоящую из большого числа контролируемых значений при сильном их взаимном влиянии. Нельзя контролировать, например, один углерод, так как само по себе его содержание без учета общего состава не дает понимания качества отливки. Необходимо учитывать и тот факт, что литые изделия проходят обязательную термическую обработку в печах нормализации, что в итоге изменяет химический состав готовых изделий уже после проведения спектрального анализа.

В итоге приходим к тому, что оптимальным является выбор ключевых показателей из тех, которые характеризуют механические свойства, в силу того, что испытания проводятся на готовых изделиях после всех обработок, а все другие контролируемые параметры влияют на показатели механических свойств.

Для проведения анализа была использована база данных 6000 лабораторных испытаний отливок из стали марки 20ГФЛ рамы боковой и балки наддрессорной. Исследовали пять механических свойств, контролируемых согласно ГОСТ: предел текучести (σ_T), временное сопротивление (σ_B), относительное сужение (ψ), относительное удлинение (δ) и ударную вязкость (KCU и KCV).

Механические свойства по способу испытания на воздействие различных нагрузок можно разделить на две группы – это пластичность (σ_B , δ , ψ) и ударная вязкость (KCU и KCV на образцах разной геометрии).

По требованиям ГОСТ 32400–2013 в группе свойств сопротивления металла ударным нагрузкам контролируется только нижняя граница ударной вязкости на V-образном образце (KCV). Поэтому в качестве первого ключевого показателя качества выберем степень приближения параметра KCV к своей нижней границе.

В связи с тем, что результаты измерений имеют нормальное распределение, то степень приближения можно оценивать в стандартных среднеквадратичных отклонениях (S) от среднего значения за отчетный период, например месяц (рис. 2). Из приведенного на рис. 2 графика видна постоянная положительная динамика параметра KCV. Для снижения рисков получения бра-

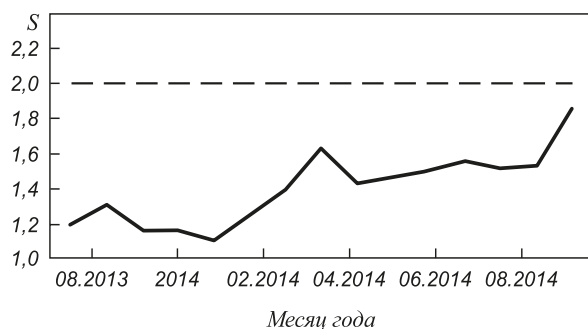


Рис. 2. Анализ динамики показателя KCV по месяцам

Fig. 2. Analysis of dynamics of KCV parameters by months

ка по механическим свойствам необходимо стабильное превышение этого показателя как минимум в два стандартных отклонения, что гарантирует отсутствие брака в 95 % плавов. Как видно, в данном случае уровень качества еще не достиг зоны пониженного риска.

Для анализа и сравнения механических свойств по группе пластичности в силу большой их волатильности воспользуемся трендами их выборок. Для выделения трендов применим метод «Гусеница» [14 – 20], основанный на сингулярном разложении.

На рис. 3 показаны графики выборок значений показателей механических свойств и их тренды. Все выборки отсортированы по пределу текучести. Вверху находятся тренды выборок, штриховой линией показана нижняя граница по ГОСТ.

Из графиков видно, что временное сопротивление находится в прямой зависимости от предела текучести, а относительные сужение и удлинение в обратной. Если выбрать предел текучести в качестве ключевого показателя, то критическое значение временного сопротивления будет ограничивать его в области низких значений, а относительные сужение и удлинение – в области высоких. Также видно, что у значений относительных удлинения и сужения есть большой запас до своих границ, поэтому они имеют малую ценность для ведения контроля.

Рассмотрим зависимость временного сопротивления от предела текучести, представленную на рис. 4, где штриховыми осевыми линиями отмечены границы качества параметров по ГОСТ; штрих-пунктирной линией показана аппроксимация графика. Быстрее график пересечет границу временного сопротивления при 500 МПа в точке, соответствующей пределу текучести 316 МПа. Это и будет нижняя граница предела текучести.

Теперь покажем график отклонения предела текучести от рассчитанной нижней границы (316 МПа) в стандартных отклонениях по месяцам (рис. 5). На графике виден рост показателя, в середине выбранного периода отмечен выход за два стандартных отклонения, однако в конце графика наблюдаются небольшой спад и относительная стабилизация в пределах критической зоны.

Выводы. Для анализа тенденций качества стали литых изделий можно использовать два ключевых показателя из двух групп механических свойств – предел текучести и ударную вязкость на V-образном образце (KCV). Графический контроль качества можно осуществлять по временной диаграмме удаления среднего значения контролируемого параметра от границы брака в стандартных отклонениях. Показателем хорошего качества и минимизации рисков является выход графика временной диаграммы за границу двух стандартных отклонений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Князев С.В., Скопич Д.В., Усольцев А.А., Фатьянова Е.А. Прогнозирование качественных характеристик стали марки 20ГФЛ // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2015. № 2 (12). С. 31 – 33.

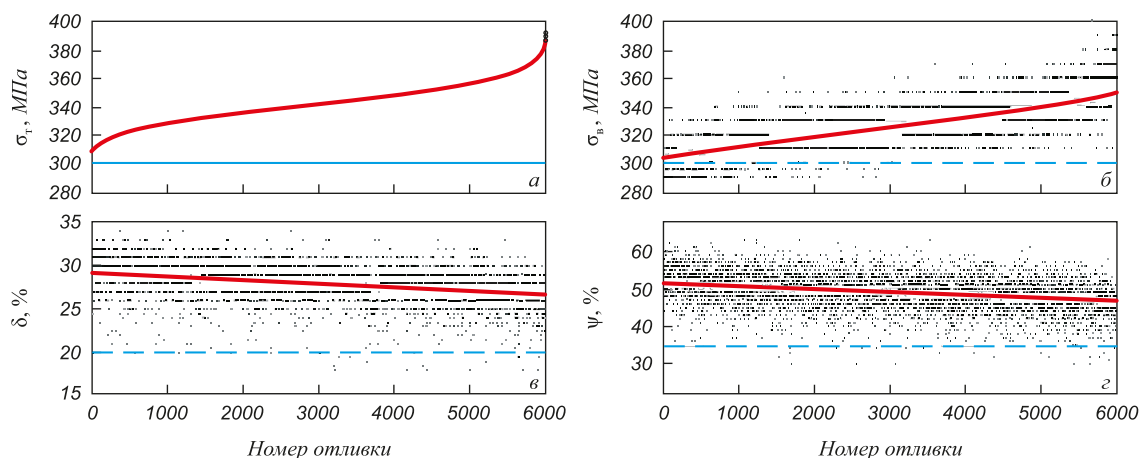


Рис. 3. Тренды механических свойств

Fig. 3. Trends of mechanical properties

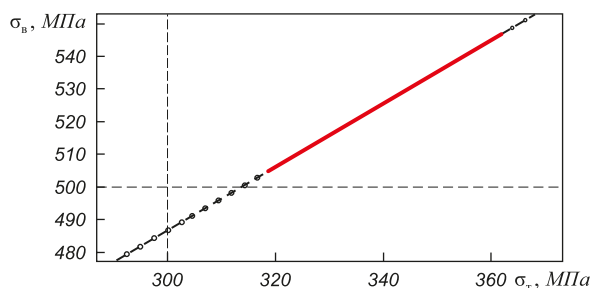


Рис. 4. Зависимость временного сопротивления от предела текучести

Fig. 4. Dependence of breaking strength on yield point

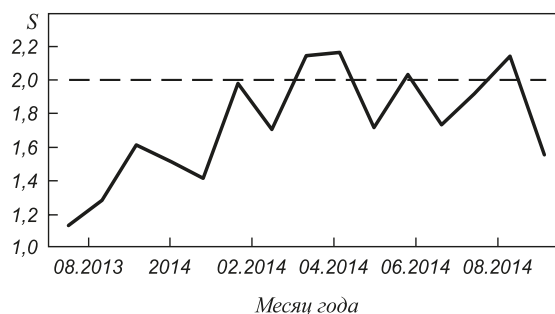


Рис. 5. Анализ тенденции предела текучести по месяцам

Fig. 5. Analysis of tendency of yield point by months

- Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production / Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgoplov A.E. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 – 5 (012039).
- Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Dolgoplov A.E., Mamedov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 – 5 (012026).
- Hastie T., Tibshirani R., Friedman J. The Elements of Statistical Learning: Data Mining, Inference and Prediction. – 2nd ed. – Springer-Verlag, 2009.
- Ho Tin Kam 1995. Random Decision Forests. Proceedings of the 3rd International Conference on Document Analysis and Recognition, Montreal, QC, 14–16 August 1995, pp. 278 – 282.
- Prinzie A., Van den Poel D. Random Multiclass Classification: Generalizing Random Forests to Random MNL and Random NB, DEXA 2007, Lecture Notes in Computer Science, 4653, pp. 349 – 358.
- Alexander Statnikov, Constantin F. Aliferis, Douglas P. Hardin. A Gentle Introduction to Support Vector Machines in Biomedicine: Theory and methods. – World Scientific, 2011. (ISBN 978-981-4324-38-0).
- Вапник В.Н. Восстановление зависимостей по эмпирическим данным. – М.: Наука, 1979. – 448 с.
- Nello Cristianini, John Shawe-Taylor. An Introduction to Support Vector Machines and Other Kernel-based Learning Methods. – Cambridge University Press, 2000. (ISBN 978-1-139-64363-4).
- Antipenko V.I., Knyazev S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo), 1987, no. 7, p. 34.
- Ильинский В.А., Костылева Л.В., Гребнев Ю.В. Оптимизация состава литой среднеуглеродистой стали // Сталь. 1985. № 1. С. 24 – 26.
- Костылева Л.В., Гребнев Ю.В., Ильинский В.А. Дендритная ликвация в отливках из углеродистой стали // Литейное производство. 2000. № 4. С. 13 – 15.
- Болух В.А., Шинский И.О. Повышение механических свойств крупных стальных отливок путем их армирования при ЛПМ // Процессы литья. 2010. № 2. С. 57 – 62.
- Кульбовский И.К., Солдатов В.Г., Мануев М.С. Повышение механических свойств низколегированной стали для ответственных отливок железнодорожного транспорта // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 4. С. 3 – 6.
- Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981. – 63 с.
- Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
- Голяндина Н.Э. Метод “Гусеница”-SSA: анализ временных рядов: учебное пособие. – СПб.: BBM, 2004. – 76 с. (ISBN 5-96510019-1).
- Александров Ф.И., Голяндина Н.Э. Автоматизация выделения трендовых и периодических составляющих временного ряда в рамках метода “Гусеница”-SSA. // ExponentaPro. Математика в приложениях. 2004. Вып. 3-4. С. 54 – 61.
- Golyandina N., Osipov E. The ‘Caterpillar’-SSA method for analysis of time series with missing values // J. Stat. Plan. Inference. 2007, no. 137 (8), pp. 2642 – 2653.
- Golyandina N., Usevich K. (2010): 2D-extension of Singular Spectrum Analysis: algorithm and elements of theory. In: Matrix Methods: Theory, Algorithms and Applications. (Olshevsky V. and Tyrtyshnikov E. ed.). World Scientific Publishing, pp. 449 – 473.

Поступила 31 марта 2016 г.

KEY INDICATORS OF STEEL QUALITY OF CAST PRODUCTS FOR RAILWAY TRANSPORT

S.V. Knyazev¹, D.V. Skopich², E.A. Fat'yanova², A.A. Usol'tsev¹, A.I. Kutsenko¹

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

²JSC "Indas Kholding", Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. The audit of the technological process of 20GFL steel melting in arc furnaces with the capacity of six tons in Rubtsovsk branch office of JSC "Altaivagon" has revealed some problems connected with defects of mechanical properties of steel. The chemical composition of the researched samples is within the established State Standards. To confirm this fact and to reveal the cause of the defect problem the authors of the article have conducted the statistical analysis of the influence of chemical composition on the quality characteristics of mechanical properties of metal. To conduct the regression analysis and to build the model of forecasting the following algorithms there have been used: Linear Regression (LR), Random Forest (RF) and Support Vector Machine (SVM). The solution of the problem connected with the steel defects by mechanical properties has been offered with the help of forecasting models. As the result it has been established that there are some possibilities to forecast and to control mechanical properties of steel along its melting. When receiving the forecast of defects by one of the parameters, assuming the current values of the content of chemical composition and the final conditions, one can calculate the chemical composition of steel, which can be reached on the considering melting and which will assure the absence of defects. It has been established that for the analysis of tendencies of steel quality of cast products one can use two key indicators out of two groups of mechanical properties – yield point stress σ_y and impact hardness KCV. Schematic control of the quality can be fulfilled by timing diagram of mean removal chart of the controlled parameters by the defect from its border value in standard defections. The indicator of good quality and the risk minimization is the output of the time-base diagram from the two standard defections.

Keywords: steel, forecasting, mechanical properties, chemical composition, modeling, melting, control, castings.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-128-132

REFERENCES

- Knyazev S.V., Skopich D.V., Usol'tsev A.A., Fat'yanova E.A. Forecasting of quality characteristics of 20GFL steel. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2015, no. 2 (12), pp. 31–33. (In Russ.).
- Knyazev S.V., Usol'tsev A.A., Skopich D.V., Fatyanova E.A., Dolgoplov A.E. Automated system of control and diagnostics of cast-steel defects in the mass production. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1–5 (012039).
- Cheprasov A.I., Knyazev S.V., Usol'tsev A.A., Dolgoplov A.E., Mamedov R.O. Detection of cold cracks in the cast-steels by the methods of ultrasonic and eddy-current infrared thermography. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1–5 (012026).
- Hastie T., Tibshirani R., Friedman J. *The elements of statistical learning: Data mining, inference and prediction*. 2nd ed. Springer-Verlag, 2009.
- Ho Tin Kam. Random decision forests. *Proceedings of the 3rd International Conference on Document Analysis and Recognition, Montreal, QC, 14–16 August 1995*, pp. 278–282.
- Prinzie A., Van den Poel D. Random multiclass classification: generalizing random forests to random MNL and random NB. In: *Lecture Notes in Computer Science. Dexa*, 2007, pp. 349–358.
- Statnikov A., Aliferis C.F., Hardin D.P. *A gentle introduction to support vector machines in biomedicine: Theory and methods*. World Scientific, 2011.
- Vapnik V.N. *Vosstanovlenie zavisimostei po empiricheskim dannym* [Renewal of dependences according to empiric data]. Moscow: Nauka, 1979, 448 p. (In Russ.).
- Cristianini N., Shawe-Taylor J. *An introduction to support vector machines and other kernel-based learning methods*. Cambridge University Press, 2000.
- Antipenko V.I., Knyazev S.V. Diagnostics of steel castings production with the aid of technological pilot samples. *Soviet Castings Technology (English Translation of Liteinoe Proizvodstvo)*, 1987, no. 7, p. 34.
- Il'inskii V.A., Kostyleva L.V., Grebnev Yu.V. Optimization of composition of cast medium-carbon steel. *Stal'*. 1985, no. 1, pp. 24–26. (In Russ.).
- Kostyleva L.V., Grebnev Yu.V., Il'inskii V.A. Dendritic segregation in castings of carbon steel. *Liteinoe proizvodstvo*. 2000, no. 4, pp. 13–15. (In Russ.).
- Bolyukh V.A., Shinskii I.O. Increase of mechanical properties of large steel castings by their reinforcement at consumable patterns casting. *Protsessy lit'ya*. 2010, no. 2, pp. 57–62. (In Russ.).
- Kul'bovskii I.K., Soldatov V.G., Manuev M.S. Improvement of mechanical properties of low-alloyed steel for chargeable castings of railway transport. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2006, no. 4, pp. 3–6. (In Russ.).
- Tylkin M.A. *Spravochnik termista remontnoi sluzhby* [Reference book of heat treatment operator of repair service]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 63 p. (In Russ.).
- Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stali i splavov* [Grade guide of steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
- Golyandina N.E. *Metod "Gusenitsa"-SSA: analiz vremennykh ryadov: uchebnoe posobie* [Method "Caterpillar"-SSA: analysis of timing series: Manual]. St. Petersburg: VVM, 2004, 76 p. (In Russ.).
- Aleksandrov F.I., Golyandina N.E. Automation of formation of trend and periodical components of timing series in the frameworks of "Caterpillar" – SSA method. *ExponentaPro. Matematika v prilozheniyakh*. 2004, no. 3–4, pp. 54–61. (In Russ.).
- Golyandina N., Osipov E. The 'Caterpillar'-SSA method for analysis of time series with missing values. *J. Stat. Plan. Inference*. 2007, no. 137 (8), pp. 642–653.
- Golyandina N., Usevich K. (2010): 2D-extension of Singular Spectrum Analysis: algorithm and elements of theory. In: *Matrix Methods: Theory, Algorithms and Applications*. Olshevsky V., Tyrtshnikov E. eds. World Scientific Publishing, pp. 449–473.

Information about the authors:

S.V. Knyazev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (krookia@mail.ru)
D.V. Skopich, Director
E.A. Fat'yanova, Engineer
A.A. Usol'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production"
A.I. Kutsenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of Department of Scientific Researches Management

Received 31 March, 2016

УДК 620.22:620.186

ВОЗМОЖНОСТИ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМООБРАБОТКИ*

Шляхова Г.В.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник, доцент кафедры «Машины и аппараты химических и атомных производств» (shgv@ispms.tsc.ru)

Бочкарёва А.В.^{1,3}, к.т.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры «Теоретическая и прикладная механика» (avb@ispms.tsc.ru)

Баранникова С.А.^{1,4}, д.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник, профессор кафедры «Механика деформируемого твердого тела» (bsa@ispms.tsc.ru)

Зуев Л.Б.^{1,4}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности, профессор кафедры «Теория прочности и проектирования» (lbz@ispms.tsc.ru)

Мартусевич Е.В.⁵, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (martusevich_ev@physics.sibsiy.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ
(636036, Россия, Томская область, Северск, пр. Коммунистический, 65)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

⁴ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

⁵ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлены результаты комплексных исследований нержавеющей стали 40X13. С использованием методов оптической, растровой и атомно-силовой микроскопии получены изображения микро- и наноструктур. Проведено сопоставление полученных изображений структур и фазового состава стали в трех различных состояниях (после отжига, закалки и высокотемпературного отпуска) с результатами электронной и оптической микроскопии. Полученные оптические изображения феррито-перлитной структуры со значительным содержанием глобулярных карбидов состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$, которая получается после отжига, приводится в сравнении с результатами исследования растровым и атомно-силовым микроскопами. Показано, что использование атомно-силовой и растровой электронной микроскопии в работе позволяет сделать качественные выводы о микроструктуре стали, не только совпадающие с данными оптической металлографии, но и превосходящие последние по детализации структурных характеристик. Использование в исследованиях растрового электронного микроскопа позволило установить, что крупные карбиды расположены по границам ферритных зерен; также имеется некоторое количество карбидов внутри мелких зерен феррита; определены размеры включений. После закалки образуется структура, состоящая из грубоиглычатого мартенсита. Использование АСМ-изображений позволило получить структуру с явно выраженным по сравнению с РЭМ-изображением иглычатым строением с возможностью построения наглядных трехмерных изображений. Форма нерастворенных карбидов также оказалась глобулярной. Определены размеры мартенситных пластин. Структура стали после высокотемпературного отпуска (сорбит отпуска) образуется в результате распада мартенсита на феррито-карбидную смесь с выделением карбидов правильной округлой формы. Образовавшиеся одиночные и строчные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$ содержат сильный карбидообразователь – хром, что подтверждается результатами спектрального анализа. Такая структура отличается более высокой, по сравнению с мартенситом, прочностью. Для всех состояний приводятся результаты механических испытаний по схеме одноосного растяжения, определена твердость HB.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, микроструктура, наноструктура, граница зерна, мартенсит, карбиды.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-133-139

Необходимость постоянного совершенствования и разработки новых материалов приводит к тому, что металлография является очень востребованной и актуальной. Значительными перспективами в этой области, на-

ряду с уже известными и традиционно используемыми методами оптической и световой микроскопии [1, 2], обладают методы, основанные на исследовании топологии трехмерной поверхности, полученной с высоким (10^{-6} м) пространственным разрешением. Такими методами являются, например, туннельная и атомно-силовая микроскопия [3 – 7]. Возможности атомно-силовой

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015 – 2020 гг. и гранта РФФИ № 16-08-00385-а.

микроскопии позволяют не только получить реальное 3D-изображение элементов структуры поверхности металлографического шлифа, но также позволяют проводить анализ структуры сталей с целью идентификации их фазового состава и получать количественные данные для оценки структурных составляющих и фаз [8 – 12], например, среднего размера зерен, размера перлитных колоний, включений карбидного типа.

Использование новых наукоемких методов исследования для подробного изучения перспективных материалов (таких как высоколегированные нержавеющие стали) в сочетании с традиционными металлографическими методами позволяет существенно уточнить представления о микроструктуре металла.

В настоящей работе приводятся результаты комплексных исследований металлографической структуры с использованием оптической, растровой, атомно-силовой микроскопии и механических свойств нержавеющей стали 40X13, содержащей 0,4 % С, 12,5 % Cr. Оптимальное соотношение прочностных и пластических свойств этой стали наряду с ее высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах (атмосферный воздух, вода и ряд кислот) предполагает широкие возможности ее использования в ответственных конструкциях и агрегатах.

Нержавеющую сталь 40X13 целесообразно использовать после отжига при температуре $T = 920$ К. Эта сталь имеет хорошую коррозионную стойкость и твердость с температуры, которая способна обеспечить полное растворение карбидов. Для этого проводят закалку при 1320 К в течение 3 ч с быстрым охлаждением на воздухе. В результате закалки получается высокопрочный и хрупкий мартенсит. Для увеличения пластичности с целью получения конструкционного материала проводят высокотемпературный отпуск при 870 К в течение 3 ч с последующим охлаждением с печью [13, 14]. Таким образом, в работе исследована сталь 40X13 в состоянии поставки после отжига (1), в закаленном состоянии (2) и после высокотемпературного отпуска (3).

Механические испытания плоских стальных образцов по схеме одноосного растяжения со скоростью $6,67 \cdot 10^{-5}$ с на универсальной машине LFM-125 (Швейцария) позволили установить основные механические свойства стали в указанных состояниях. Определена твердость по методу Бринелля.

Металлографические исследования хромистой нержавеющей стали 40X13 проводили с использованием:

- оптического микроскопа отраженного света Neophot 21 (Германия);
- атомно-силового микроскопа Solver PH47-PRO (ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия [8]) (программное обеспечение прибора Solver PH47-PRO, конструкция, а также тип используемого кантилевера позволяют использовать разные режимы анализа поверхности твердых тел и наблюдать всевозможные особенности структуры на изучаемых поверхностях);

– растрового электронного микроскопа «Hitachi TM-1000» (Япония) с программным комплексом, который позволяет получить разрешение до 100 нм;

– детектора TM-1000 EDS для указанного выше электронного микроскопа «Hitachi».

Химический состав определяли путем измерения энергии рентгеновского излучения, возникающего при взаимодействии электронного пучка с поверхностью образца [15].

Подготовку проб образцов для исследований проводили в соответствии с рекомендациями работы [16], шероховатость поверхности металлографического шлифа не превышала 15 нм. Металлографическую структуру выявляли химическим травлением.

Кривые нагружения в координатах $s-e$ (где $s = \sigma(1 + \epsilon)$ – истинное напряжение; $e = \ln(1 + \epsilon)$ – истинная деформация; σ – условное напряжение; ϵ – условная деформация) подробно изучены в работе [17]. Кривые нагружения стали 40X13 в указанных трех состояниях представлены на рис. 1.

Результаты механических испытаний и измерения твердости по Бринеллю при разной термической обработке образцов приведены ниже:

Образец	s_b , МПа	e	НВ
1	817	0,180	238
2	1300	0,015	468
3	1210	0,055	303

Микроструктуры стали 40X13 после отжига, полученные методами оптической микроскопии (ОМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ), представлены на рис. 2, а – г. Сталь имеет зернистую структуру, состоящую из ферритной матрицы, зернистого перлита с

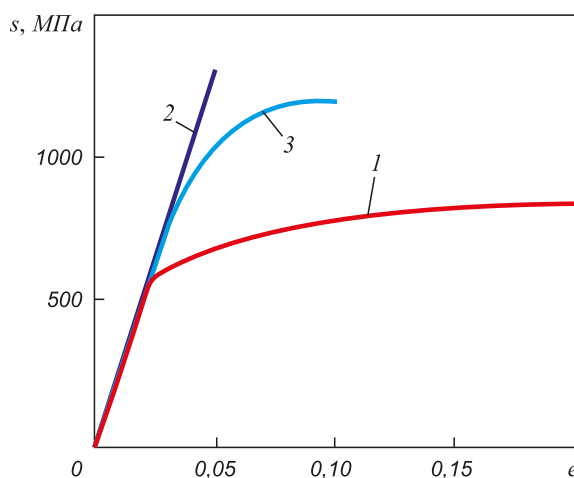


Рис. 1. Кривые нагружения стали 40X13 после отжига (1), в закаленном состоянии (2) и после высокотемпературного отпуска (3)

Fig. 1. Stress-strain curves of stainless steel after annealing (1), quenching (2) and tempering (3)

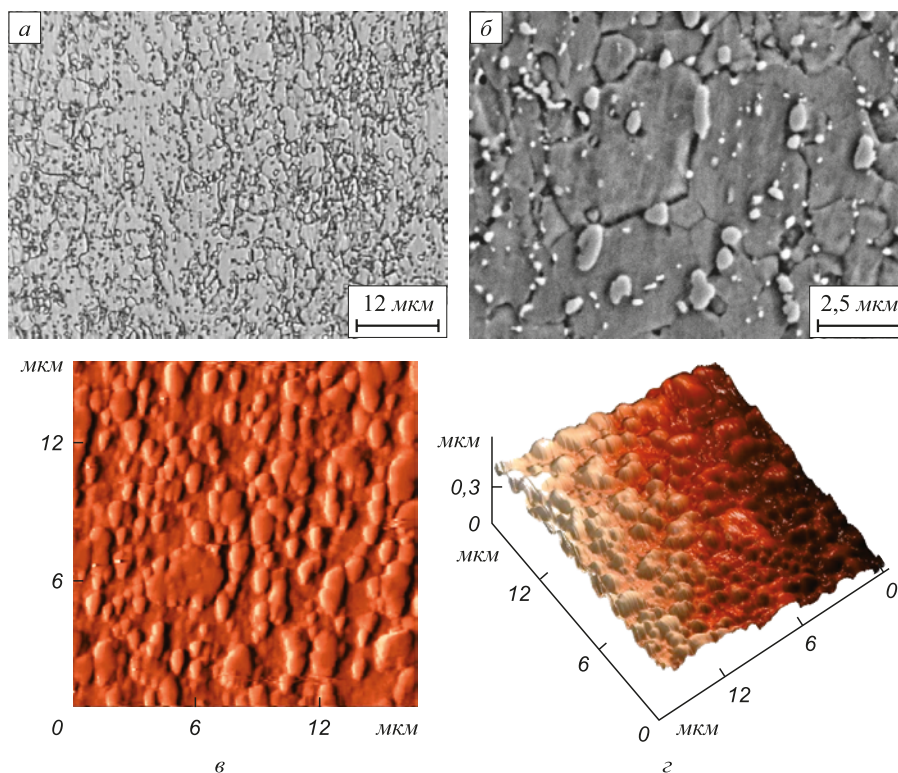


Рис. 2. Микроструктура стали 40X13 после отжига (при 920 К):

a – ОМ-изображение; *б* – РЭМ-изображение; *в* – 2D АСМ-изображение области 16×16 мкм; *г* – 3D АСМ-изображение отсканированной области

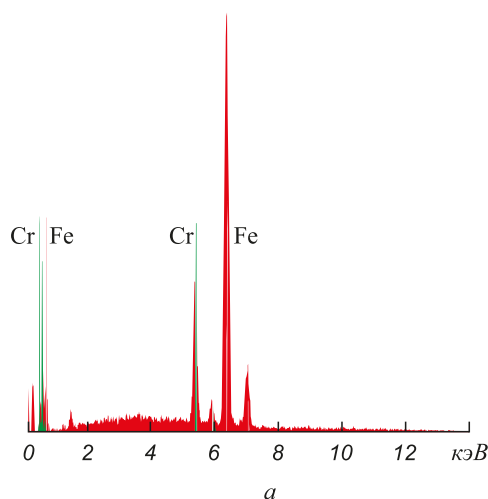
Fig. 2. Microstructure of the chromium steel after annealing (under temperature of 920 K):

a – optical image; *б* – scanning microscopy image; *в* – 2D AFM-image of the surface area of 16×16 μm; *г* – 3D AFM-image of the surface area of 16×16 μm

крупными и мелкими частицами карбида $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ (рис. 3) [19], при этом наблюдается чередование крупнозернистого и мелкозернистого феррита. В крупных ферритных зернах карбиды встречаются, как правило, вблизи или по границам зерен. Зерна феррита имеют

полиэдрическую форму, средний размер зерна составил приблизительно 7 мкм. Твердость нержавеющей стали составила 238 НВ.

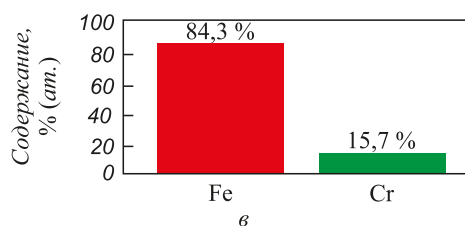
Изображение, полученное методом РЭМ (рис. 2, б), позволяет не только выявить, что большие зерна ферри-



Спектральный анализ

Элемент	Содержание, %	
	По массе	Ат.
Железо	85,18	84,25
Хром	14,82	15,75
Итого:	100,00	100,00

б



в

Рис. 3. РЭМ исследования стали 40X13 после отжига (структура – смесь ферритной и карбидной фаз):
a – рентгеновский микроанализ области, приведенной на рис. 2, *б* – элементный анализ; *в* – гистограмма элементов

Fig. 3. Scanning microscopy analysis of the chromium steel after annealing: microstructure of the steel is a mixture of ferrite and carbide phases:

a – X-ray microanalysis of the surface area shown on figure 2, *б* – elemental analysis; *в* – elements histogram

та содержат мелкие карбидные выделения, но и определить их размер: приблизительно 200 нм. Крупные карбиды размером 1,5 мкм расположены по границам зерен. Также отмечается небольшое количество карбидов внутри мелких зерен феррита.

Результаты исследования структуры контактным методом на атомно-силовом микроскопе представлены на рис. 2, в, г. Следует заметить, что АСМ-изображение позволяет фиксировать зерна и частицы карбидов очень мелких размеров, поэтому средние размеры структурных элементов могут несколько отличаться от данных оптической металлографии, однако такой результат, по мнению авторов, является более достоверным (рис. 2, в, г).

Совершенно иную структуру имеет сталь 40Х13 после закалки (при 1320 К в течение 3 ч с быстрым охлаждением на воздухе). В результате образуется структура, состоящая из грубоиглочатого мартенсита смешанного типа балла 10 [20], небольшого количества дисперсных карбидов и остаточного аустенита (рис. 4, а). Анализ полученных АСМ-изображений показывает, что матрица представляет собой преимущественно игольчатый мартенсит, где помимо игл мартенсита встречаются отдельные кристаллы, имеющие форму пластин (реек) (рис. 4, в, д). Ширина таких пла-

стин в поперечном направлении составляет от 100 нм до 3 мкм.

Если на РЭМ-изображении структура просматривается не явно, то на АСМ-изображениях та же структура имеет ярко выраженный характер, игольчатое строение металлографической поверхности в трехмерном изображении выявляется достаточно четко (рис. 4, в, г). Нерастворенные частицы карбида хрома имеют в основном форму глобулей, максимальный размер которых составил до 500 нм (рис. 4, д). Наряду с крупными частицами карбидов хрома наблюдаются также очень мелкие частицы, имеющие вытянутую форму. Следует заметить, что такие мелкие выделения не могут быть выявлены методом оптической металлографии. Твердость после закалки увеличилась и составила 468 НВ.

На рис. 5 представлены изображения структуры стали после высокотемпературного отпуска (при 870 К в течение 3 ч с последующим охлаждением с печью). При таком отпуске происходит распад мартенсита на феррито-карбидную смесь и выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$ (рис. 5, а). Структура стали становится гетерогенной, ферритная матрица обедняется хромом, в результате чего образуется сорбит отпуска (рис. 5, б). При такой температуре отпуска происходит заметное укрупнение карбидных частиц в ферритной матрице (рис. 5, в, г).

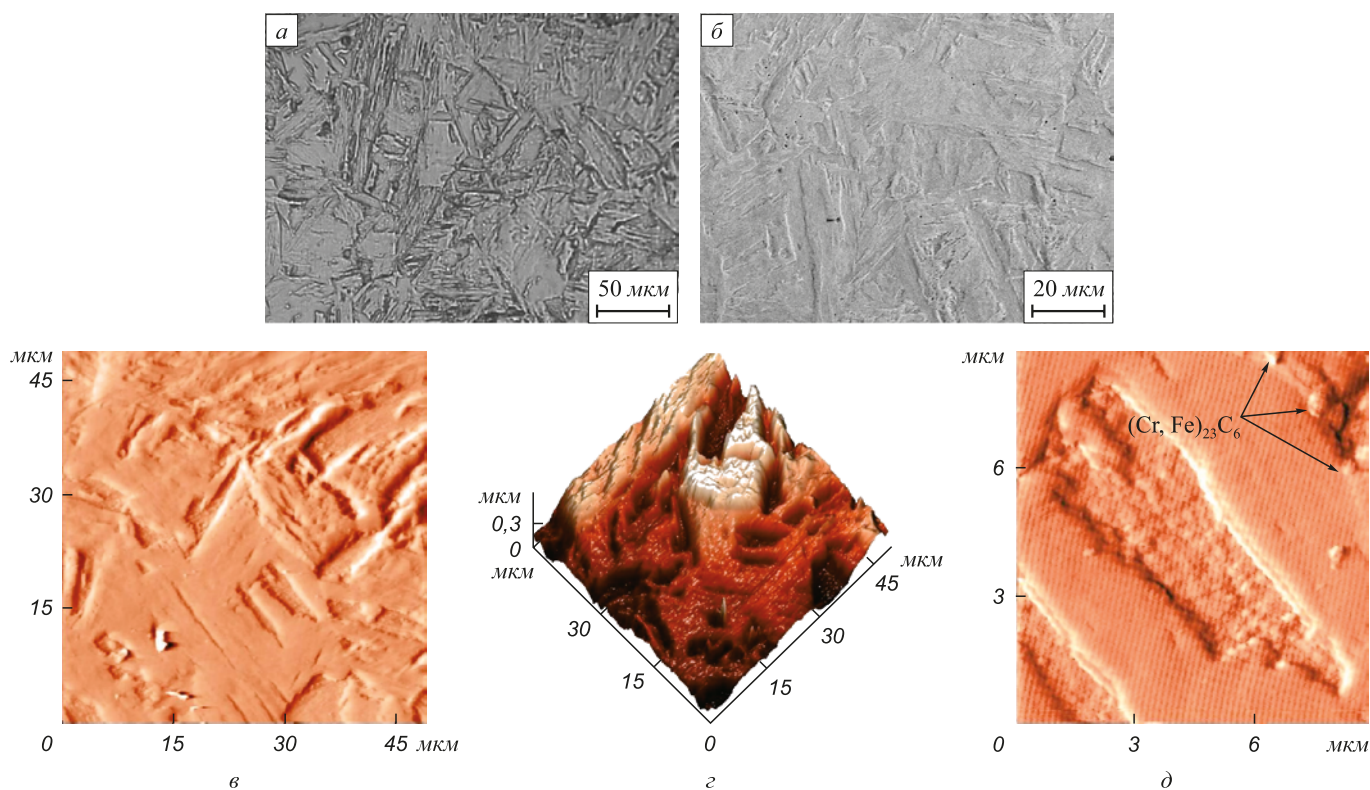


Рис. 4. Микроструктура стали 40Х13 после закалки:

а – ОМ-изображение; б – РЭМ-изображение; в – 2D АСМ-изображение области 50×50 мкм; г – 3D АСМ-изображение отсканированной области 50×50 мкм; д – 2D АСМ-изображение области 9×9 мкм

Fig. 4. Microstructure of the chromium steel after quenching:

а – optical image; б – scanning microscopy image; в – 2D AFM-image of the surface area of 50×50 μm; г – 3D AFM-image of the surface area of 50×50 μm; д – 2D AFM-image of the surface area of 9×9 μm

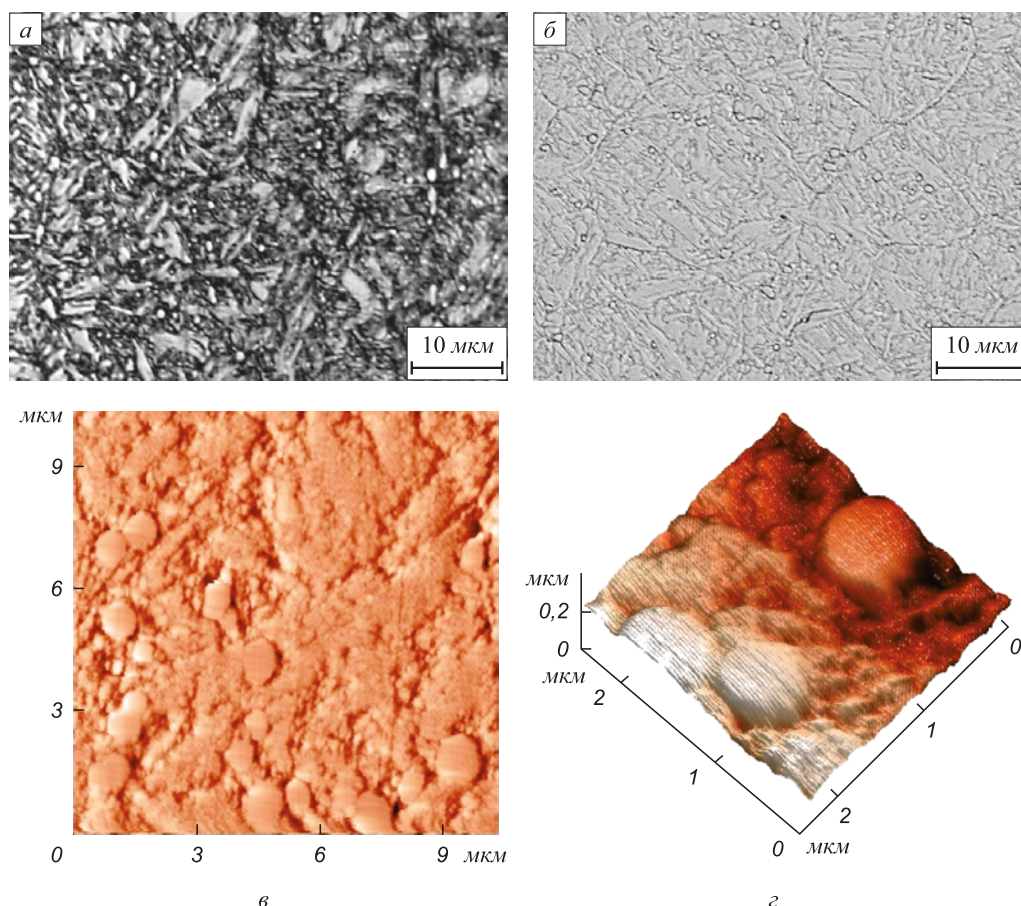


Рис. 5. Микроструктура стали 40X13 после высокотемпературного отпуска:
 а – ОМ-изображение; б – РЭМ-изображение; в – 2D АСМ-изображение области 10×10 мкм; г – 3D АСМ-изображение отсканированной области 2,5×2,5 мкм

Fig. 5. Microstructure of the chromium steel after high-temperature tempering:
 а – optical image; б – scanning microscopy image; в – 2D AFM-image of the surface area of 10×10 μm; г – 3D AFM-image of the surface area of 2,5×2,5 μm

Форма частиц правильная, округлая или слегка вытянутая, а размер в поперечном направлении не превышает 1 мкм. Твердость стали после высокотемпературного отпуска составляет 303 НВ.

Выводы. Приведенные результаты исследования особенностей структуры и механических свойств нержавеющей стали 40X13 в отожженном состоянии, после закалки и высокотемпературного отпуска показали, что в отличие от зернистой структуры стали после отжига, состоящей из ферритной матрицы, зернистого перлита с крупными и мелкими частицами карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$, после закалки сталь приобретает высокую твердость благодаря образованию мартенсита с незначительным количеством карбидов и остаточного аустенита. При высоком отпуске закаленной стали происходит мартенситный распад, формируется сорбитная структура, при этом твердость снижается незначительно. Образовавшиеся одиночные и строчные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$ сферической формы содержат сильный карбидообразователь – хром, что подтверждается результатами спектрального анализа. Использование

атомно-силовой и растровой электронной микроскопии в работе позволило сделать качественные выводы о микроструктуре стали, не только совпадающие с данными оптической металлографии, но и превосходящие последние по детализации структурных характеристик. Таким образом, применение в материаловедении комплексного подхода, включающего в себя совокупность различных методов и методик, позволяет получить более полную качественную и количественную информацию о структуре сталей, избежать неточной интерпретации полученной картины для сопоставления результатов с требованиями стандартов, разработанных для традиционной металлографии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Экснер Г.Е. Качественная и количественная микроскопия поверхности. – В кн.: Физическое материаловедение. В 3 томах. Т. 1. / Под ред. Р.У. Кана, П.Т. Хаазена. – М.: Металлургия, 1987. С. 50 – 111.
2. Кнехтель Х.Э. Металлографические методы исследования. – В кн.: Приборы и методы физического материаловедения / Под ред. Ф. Вейнберга. – М.: Мир, 1973. С. 203 – 276.

3. Binnig G., Quate C.F., Gerber Ch. Atomic force microscope // *Physical Review Letters*. 1986. Vol. 56. No. 9. P. 930 – 933.
4. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. – М.: Техносфера, 2004. – 143 с.
5. Lapshin R.V. Feature-oriented scanning methodology for probe microscopy and nanotechnology // *Nanotechnology*. 2004. Vol. 15. No. 9. P. 1135 – 1151.
6. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В. О возможностях атомно-силовой микроскопии в металлографии углеродистых сталей // *Материаловедение*. 2014. № 7. С. 7 – 12.
7. Dobrotvorskii A.M., Maslikova E.I., Shevyakova E.P. etc. Metallographic study of construction materials with atomic force microscopy method // *Inorganic Materials*. 2014. Vol. 50. No. 15. P. 1487 – 1494.
8. Ulyanov P.G., Usachov D.Yu., Fedorov A.V. etc. Microscopy of carbon steels: Combined AFM and EBSD study // *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 267. P. 216 – 218.
9. Быков И.В. Методика поточечных измерений рельефа, сил взаимодействия и локальных свойств: новый подход для комплексного анализа в атомно-силовой микроскопии // *Научное приборостроение*. 2009. № 4 (19). С. 38 – 43.
10. Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium // *Applied Mechanics and Materials*. 2014. Vol. 682. P. 351 – 356.
11. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. Nanostructure of superconducting Nb-Ti cable // *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 10. P. 640 – 643.
12. Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of the elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable // *Russian metallurgy (Metally)*. 2013. Vol. 2013. No. 3. P. 229 – 234.
13. Металлы и сплавы: Справочник / В.К. Афонин, Б.С. Ермаков, Е.Л. Лебедев и др.; под ред. Ю.П. Солнцева. – СПб.: Профессинал, 2007. – 1092 с.
14. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. – Dordrecht, Heidelberg, New York, London: Springer, 2013.
15. Wiesendanger R. *Scanning Probe Microscopy and Spectroscopy. Methods and Applications*. – Cambridge: University Press, 1994. – 637 p.
16. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления. Справочник. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
17. Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G. etc. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel // *Steel in Translation*. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 552 – 557.
18. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
19. Металлография железа. Атлас сталей в 3 томах. / Под ред. Ф.Н. Тавадзе. – М.: Металлургия, 1972. – 760 с.
20. ГОСТ 8233 – 56. Сталь. Эталонные микроструктуры. – М.: Изд-во стандартов, 2004.

Поступила 14 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 133–139.

APPLICATION OF ATOMIC FORCE MICROSCOPY FOR STAINLESS STEEL MICROSTRUCTURE STUDY AT VARIOUS KINDS OF HEAT TREATMENT

G.V. Shlyakhova^{1,2}, A.V. Bochkareva^{1,3}, S.A. Barannikova^{1,4}, L.B. Zuev^{1,4}, E.V. Martusevich⁵

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

²Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University, Seversk, Russia

³National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

⁵Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The paper presents the results of complex researches of 40Cr13 stainless steel. Using the methods of optical, scanning and atomic-force microscopy, micro- and nanostructures have been obtained, as well as has been given the comparison of the received images of structures and phase states of steel in three different states (after annealing, hardening and high-temperature tempering) with the results of electron and optical microscope investigations. The received optical images of a ferrite-pearlite structure of a valuable content of globular carbide with the composite of (Cr, Fe)₂₃C₆, received after annealing, are given in comparison with the research results of scanning and atomic-force microscope investigations. It has been shown that the use of atomic-force and scanning electron microscopy in this work allows to make conclusions on steel microstructure, which coincide not only with the data of optical metallography but also exceed the latter in specification of structural characteristics. The usage of scanning electron microscopy allows establishing that large carbides are situated along the borders of ferrite grains. There are also some number of carbides inside the fine grains of ferrite; the sizes of inclusions have been defined. After hardening there are some structures which consist of macroacicular martensite. The usage of the images of atomic-force microscopy allows receiving the structure with the expressed acicular structure in comparison with scanning electron microscopy with the possibility to build visual 3D-images. The form of undissolved carbides is also globular. The sizes of martensitic la-

mella have been defined. The steel structure after high-temperature tempering (secondary sorbite) is formed as the result of the cracking of martensite on ferrite-carbide mixture with the formation of carbides of right round shape. The formed single and line carbides contain strong carbide-former – chromium (Cr, Fe)₂₃C₆. It was confirmed by the results of spectrum analysis. Such structure differs from martensite in higher strength. For all the states the authors have given the results of mechanical tests by the scheme of axial extension, as well as have defined the HB hardness.

Keywords: stainless steel, microstructure, nanostructure, grain boundary, martensite, carbide.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-133-139

REFERENCES

1. Eksner G.E. Quality and quantity surface microscopy. In: *Fizicheskoe metallovedenie. V 3 tomakh. T. 1.* [Physical metallurgy. In 3 vols. Vol. 1]. Kan R.U., Khaazen P.T. eds. Moscow: Metallurgiya, 1987, pp. 50–111. (In Russ.).
2. Knechtel H.E., Kindle W.F., McCall J.L., Buchheit R.D. Metallography. In: *Metallography. Tools and Techniques in Physical Metallurgy. Vol. 1.* Weinberg F. ed. New York: McGraw-Hill, 1970, pp. 329–400. (Russ.ed.: Knechtel H.E. Metallograficheskie metody issledovaniya. In book: *Pribory i metody fizicheskogo metallovedeniya*. Weinberg F. ed. Moscow: Mir, 1973, pp. 203–276.)
3. Binnig G., Quate C.F., Gerber Ch. Atomic force microscope. *Physical Review Letters*. 1986, vol. 56, no. 9, pp. 930–933.
4. Mironov V.L. *Osnovy skaniruyushchei zondovoi mikroskopii* [Basics of scanning probe microscopy]. Moscow: Tekhnosfera, 2004, 143 p. (In Russ.).
5. Lapshin R.V. Feature-oriented scanning methodology for probe microscopy and nanotechnology. *Nanotechnology*. 2004, vol. 15, no. 9, pp. 1135–1151.

6. Zuev L.B., Shlyakhova G.V. On possibilities of atomic force microscopy in metallography of carbon steels. *Materialovedenie*. 2014, no. 7, pp. 7–12. (In Russ.).
7. Dobrotvorskii A.M., Maslikova E.I., Shevyakova E.P., Ul'yanov P.G., Usachev D.Y., Senkovskiy B.V., Adamchuk V.K., Pushko S.V., Mal'tsev A.A., Balizh K.S. Metallographic study of construction materials with atomic force microscopy method. *Inorganic Materials*. 2014, vol. 50, no. 15, pp. 1487–1494.
8. Ulyanov P.G., Usachov D.Yu., Fedorov A.V., Bondarenko A.S., Senkovskiy B.V., Vyvenko O.F., Pushko S.V., Balizh K.S., Maltsev A.A., Borygina K.I., Dobrotvorskii A.M., Adamchuk V.K. Microscopy of carbon steels: Combined AFM and EBSD study. *Applied Surface Science*. 2013, vol. 267, pp. 216–218.
9. Bykov I.V. Methods of point-by-point relief measurements, action forces and local properties: new approach for complex analysis in atomic force microscopy. *Nauchnoe priborostroenie*. 2009, no. 4(19), pp. 38–43. (In Russ.).
10. Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium. *Applied Mechanics and Materials*. 2014, vol. 682, pp. 351–356.
11. Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. Nanostructure of superconducting Nb-Ti cable. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 10, pp. 640–643.
12. Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of the elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable. *Russian metallurgy (Metally)*. 2013, vol. 2013, no. 3, pp. 229–234.
13. Afonin V.K., Ermakov B.S., Lebedev E.L. etc. *Metally i splavy: Spravochnik* [Metals and alloys: Reference book]. Solntsev Yu.P. ed. St. Petersburg: Professional, 2007, 1092 p. (In Russ.).
14. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht, Heidelberg, New York, London: Springer, 2013.
15. Wiesendanger R. *Scanning Probe Microscopy and Spectroscopy. Methods and Applications*. Cambridge: University Press, 1994, 637 p.
16. Beckert M., Klemm H. *Handbuch der metallographischen Ätzverfahren*. 3. Aufl. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, VEB, 1976, 410 S. (Russ.ed.: Beckert M., Klemm H. *Sposoby metallograficheskogo travleniya. Spravochnik*. Moscow: Metallurgiya, 1988, 400 p.).
17. Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 8, pp. 552–557.
18. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Mechanical hardening and destruction of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1989, 256 p. (In Russ.).
19. *Metallografiya zheleza. Atlas stalei v 3 tomakh* [Iron metallography. Atlas of steels in 3 vols.]. Tavazde F.N. ed. Moscow: Metallurgiya, 1972, 760 p. (In Russ.).
20. *GOST 8233–56. Stal'. Etalony mikrostruktury* [State Standard 8233–56. Steel. Reference standards of microstructure]. Moscow: Izd-vo standartov, 2004. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in the frameworks of the Program of Fundamental Researches of the Russian Academy of Science in 2015 – 2020 and the grant of RFBR no. 16-08-00385-a.

Information about the authors:

G.V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Assist. Professor of the Chair “Machines and Devices of Chemical and Atomic Productions” (shgv@ispms.tsc.ru)

A.V. Bochkareva, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair “Theoretical and Applied Mechanics” (avb@ispms.tsc.ru)

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Leading Researcher, Professor of the Chair “Mechanics of Strained Solids” (bsa@ispms.tsc.ru)

L.B. Zuev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of Laboratory of Physics of Strength, Professor of the Chair “Theory of Strength and Designing” (lbz@ispms.tsc.ru)

E.V. Martusevich, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (martusevich_ev@physics.sibsiy.ru)

Received November 14, 2016

ИЗУЧЕНИЕ МЕЖФАЗНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ БОРА МЕЖДУ БОРСОДЕРЖАЩИМ ОКСИДОМ И МЕТАЛЛОМ*

Сычев А.В., к.т.н., старший научный сотрудник, группа

Советника РАН (ntm2000@mail.ru)

Салина В.А., к.т.н., старший научный сотрудник, группа

Советника РАН (valentina_salina@mail.ru)

Бабенко А.А., д.т.н., главный научный сотрудник, лаборатория пирометаллургии

цветных металлов (babenko251@gmail.com)

Жучков В.И., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник,

группа Советника РАН (ntm2000@mail.ru)

Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук
(620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

Аннотация. С применением программного комплекса HSC 6.1 Chemistry (Outokumpu) проведены термодинамические расчеты по изучению влияния кремния (0,1 – 0,8 %), алюминия (0,005 %) и углерода (0,1 %), содержащихся в металле, на процесс восстановления бора из шлака основностью 5 в диапазоне температур 1400 – 1700 °С. Эксперименты по межфазному распределению бора между шлаком системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$ и металлом проводили в высокотемпературной печи электросопротивления Таммана. Использовали низкоуглеродистую сталь с различным содержанием кремния. Результаты термодинамического моделирования и экспериментальные данные показали принципиальную возможность осуществления прямого микролегирования стали бором за счет его восстановления кремнием, присутствующим в металле. Теоретически обоснован и экспериментально изучен процесс восстановления бора кремнием из шлака. Полученные при термодинамическом моделировании результаты свидетельствуют о термодинамической возможности восстановления бора из оксидной системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$ кремнием несмотря на его низкую (0,1 – 0,8 %) концентрацию в металле. При этом увеличение исходного содержания кремния в стали приводит к повышению концентрации восстановленного бора в металле. Приведены результаты, характеризующие влияние содержания кремния и температуры металла на содержание бора в стали. Показано, что выдержка металла под шлаком, содержащим 4,3 % B_2O_3 , сопровождается восстановлением бора. Основным восстановителем бора является кремний, содержание которого в металле после опыта снижается на 15 – 22 %. При этом в образце стали с повышенной концентрацией кремния содержится большее количество бора. Коэффициент усвоения бора составил от 5,8 до 6,9 %, что принципиально коррелирует с результатами термодинамического моделирования. Концентрацию бора в металле можно регулировать изменением температуры процесса и изменением содержания в стали кремния. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологии процесса прямого микролегирования стали бором.

Ключевые слова: сталь, шлак, бор, термодинамическое моделирование, экспериментальные исследования, межфазное распределение бора, прямое легирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-140-144

В черной металлургии бор используют при микролегировании и модифицировании стали, сплавов и чугунов. Влияние бора как легирующего элемента связывают с образованием в стали карбидов (B_4C) и нитридов (BN) бора, боридов железа (Fe_2B и FeB). В литературе большинство работ по использованию бора в металлургии посвящено его влиянию на структуру и свойства обрабатываемого металла (стали и др.) [1 – 10]. Отмечено положительное влияние борсодержащих материалов на физико-химические свойства шлаков [11].

Количество вводимого бора зависит от марки стали и ее раскисленности [1]: от 0,0005 до 0,01 %. Большинство авторов считают оптимальной концентрацию 0,001 – 0,003 % В [1 – 3]. В сталь бор вводят в основном

в виде ферробора с содержанием бора 17 – 20 % (ФБ17, ФБ20) куском или порошковой проволокой.

Отмечается улучшение механических свойств низколегированной стали и чугуна при использовании комплексных борсодержащих ферросплавов [12 – 16]. Показано, что комплексное модифицирование позволяет предотвратить транскристаллизацию и измельчить микроструктуру в отливках.

Имеются сведения о переходе бора из шлака в металл при разливке кипящей стали под борсодержащими шлаками [17], о получении стали с бором из борсодержащего чугуна [18] и о восстановлении бора алюминием и кремнием из шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{B}_2\text{O}_3$ на установке ковш-печь (УКП) [19, 20].

Результаты аналитического обзора работ по изучению влияния бора на свойства стали и способов ми-

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (Проект № 16-19-10435).

кролегиования металла бором показали, что сведения о процессе восстановления бора из оксида и его межфазном распределении между оксидной и металлической фазами в широком диапазоне химического состава практически отсутствуют. В связи с этим были проведены термодинамические расчеты и эксперименты по изучению влияния кремния (0,1 – 0,8 %), алюминия (0,005 %) и углерода (0,1 %), содержащихся в металле, при температуре 1400 – 1700 °С на процесс восстановления бора из шлака основностью 5.

Термодинамическое моделирование (ТМ) проведено с применением программного комплекса HSC 6.1 Chemistry (Outokumpu), основанного на минимизации свободной энергии Гиббса и вариационных принципах термодинамики [21].

Образцы стали 1 – 4 содержали 0,1 % С, 0,005 % Al и 0,1, 0,4, 0,6 и 0,8 % Si соответственно (остальное железо). Химический состав шлака для проведения ТМ следующий: 60 % CaO; 12 % SiO₂; 8 % MgO; 16 % Al₂O₃; 4 % B₂O₃. Расчеты выполнены в интервале температур 1400 – 1700 °С через 50 °С, при давлении 0,1 МПа и объеме газовой фазы 2,24 м³ азота N₂.

Результаты ТМ показали, что в рассматриваемой термодинамической системе содержание кремния уменьшается по сравнению с исходным количеством: его концентрация в металле при 1600 °С снизилась до 0,090, 0,363, 0,550 и 0,739 % при исходном содержании кремния 0,1, 0,4, 0,6 и 0,8 % соответственно.

Влияние углерода и алюминия на процесс восстановления бора в изучаемом диапазоне температур и химический состав оксидной и металлических фаз незначительно.

На рисунке приведена зависимость содержания бора от температуры по результатам ТМ. Установлено, что при постоянном количестве кремния содержание бора в металле с увеличением температуры уменьшается.

В табл. 1 и на рисунке представлены данные о степени восстановления бора в зависимости от содержания кремния в стали в интервале температур 1400 – 1700 °С.

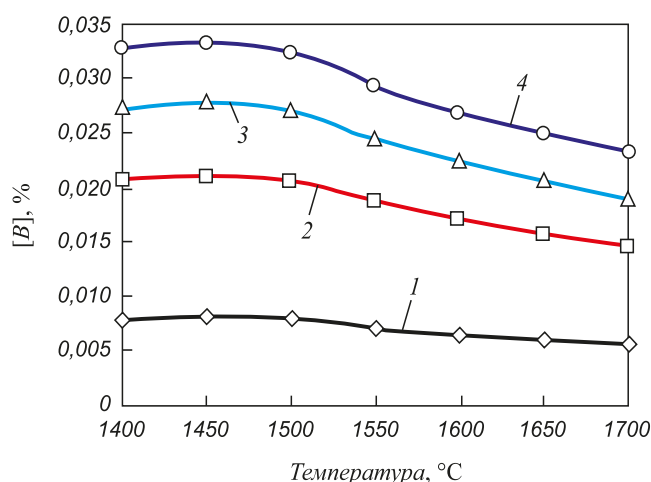
Полученные при ТМ результаты свидетельствуют о термодинамической возможности восстановления бора из оксидной системы SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ кремни-

ем несмотря на его низкую (0,1 – 0,8 %) концентрацию в металле. При этом увеличение исходного содержания кремния в стали приводит к повышению концентрации восстановленного бора в металле.

Эксперименты по межфазному распределению бора между шлаком и металлом проводили в высокотемпературной печи электросопротивления Таммана. Химический состав синтетического шлака следующий: 52,2 % CaO; 12,9 % SiO₂; 8,1 % MgO; 15,4 % Al₂O₃; 4,3 % B₂O₃ (по массе).

Использовали сталь марки Ст3сп с различным содержанием кремния, который вводили в металл путем добавки ферросилиция ФС65 (63,7 % Si; 0,8 % Al) (табл. 2).

Образец металла массой 90 г и шлак в количестве 9 г (10 % от массы металла) загружали в корундовый тигель, устанавливали в печь, нагревали и расплавляли. Расплавленный металл и синтетический шлак нагревали до температуры 1600 °С, выдерживали в тигле в течение 20 мин, охлаждали в печи до кристаллизации образца (около 5 мин) и извлекали с тиглем на воздух.



Зависимость содержания бора от температуры при содержании кремния, %:

1 – 0,1; 2 – 0,4; 3 – 0,6; 4 – 0,8

Dependence of boron content on temperature at different content of silicon, %:

1 – 0,1; 2 – 0,4; 3 – 0,6; 4 – 0,8

Т а б л и ц а 1

Степень восстановления бора

Table 1. Degree of boron recovery

Содержание кремния, %	Степень восстановления бора, %, при температуре, °С						
	1400	1450	1500	1550	1600	1650	1700
0,1	5,71	6,37	5,61	5,09	4,69	4,36	4,10
0,4	15,22	15,38	14,95	13,55	12,43	11,41	10,51
0,6	19,88	20,12	19,60	17,81	16,37	15,05	13,85
0,8	23,81	24,13	23,55	21,47	19,78	18,21	16,78

Т а б л и ц а 2

Химический состав образцов стали

Table 2. Chemical composition of the steel samples

Образец	Содержание, % (по массе)				
	C	Si	Mn	Al	Fe
1	0,082	0,40	0,44	0,005	99,07
2	0,082	0,58	0,43	0,006	98,91
3	0,085	0,77	0,40	0,005	98,74

Химический состав полученной стали и коэффициент усвоения бора (K_B) представлены в табл. 3.

Выдержка металла под шлаком, содержащим 4,3 % B_2O_3 , сопровождается восстановлением бора. Основным восстановителем бора является кремний, содержание которого в металле после опыта снижается на 15–22 % (табл. 3). При этом в образце стали с повышенной концентрацией кремния содержится большее количество бора. Коэффициент усвоения бора составил от 5,8 до 6,9 % (табл. 3), что принципиально коррелирует с результатами термодинамического моделирования. Экспериментальное изучение распределения бора между оксидной и металлической фазами подтверждает данные ТМ о возможности восстановления бора из шлака, содержащего 4 % B_2O_3 , кремнием, находящимся в стали, и данные о влиянии исходного содержания кремния в расплаве на увеличение степени его восстановления.

Выводы. Термодинамическое моделирование и экспериментальные исследования показали принципиальную возможность восстановления бора из оксида бора B_2O_3 шлака кремнием, присутствующим в низкоуглеродистом металле. Концентрацию бора в металле можно регулировать изменением температуры процесса и изменением содержания в стали кремния. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологии процесса прямого микролегирования стали бором.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
2. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования стали и сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
3. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. etc. Development of low carbon Nb-Ti-B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe // Iron and Steelmaking. 2005. No. 4. P. 57 – 60.
4. Асахи Х., Хаара Т., Тзуру Е. и др. Разработка ультравысокопрочных труб X120 УЕО. – В сб. докладов Международного семинара «Современные стали для газонефтепроводных труб, проблемы и перспективы». – М.: Металлургиздат, 2006. С. 123 – 130.
5. Кобяков К.В., Невар Н.Ф. Исследование влияния легирования бором на свойства железоуглеродистых сплавов // Литье и металлургия. 2014. № 1 (74). С. 105 – 107.
6. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.

Т а б л и ц а 3

Химический состав стали и коэффициент усвоения бора

Table 3. Chemical composition of the steel and boron adsorption ratio

Образец	Содержание, % (по массе)					K_B , %
	C	Si	Mn	Al	B	
1	0,184	0,313	0,32	0,0097	0,0089	5,8
2	0,180	0,450	0,34	0,0160	0,0087	5,9
3	0,183	0,660	0,31	0,0160	0,0098	6,9

7. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей // Науч.-техн. ведомости СПбГПУ. Металлургия и материаловедение. 2016. № 1 (238). С. 129 – 135.
8. Потапов А.И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: Автореф. дис. ... канд. техн. наук, 2013. – 27 с.
9. Upadhyaya N., Pujara M.G., Sakthivelb T. etc. Effect of Addition of Boron and Nitrogen on the Corrosion Resistance of Modified 9Cr-1Mo Ferritic Steel // Procedia Engineering. 2014. No. 86. P. 606 – 614.
10. Zhang Ya-long, Zhang Ying-yi, Yang Fei-hua2, Zhang Zuotai. Effect of alloying elements (Sb, B) on recrystallization and oxidation of Mn-containing IF steel // Journal of iron and steel research, international. 2013. Vol. 20. No. 3. P. 39 – 44.
11. Wang H., Zhang T., Zhu H. etc. Effect of B_2O_3 on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux // ISIJ International. 2011. Vol. 51. No. 5. P. 702 – 706.
12. Kyung Chul Choa, Dong Jun Munb, Yang Mo Koob, Jae Sang Leeb. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel // Materials Science and Engineering A. 2011. Vol. 528. P. 3556 – 3561.
13. Lopez-Chipresa E., Mejra I., Maldonado C. etc. Hot flow behavior of boron microalloyed steels // Materials Science and Engineering A. 2008. Vol. 480. P. 49 – 55.
14. Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of boron bearing and conventional low carbon steel // Materials Science and Engineering A. 2006. Vol. 418. P. 86 – 94.
15. Степанов А.И., Бабенко А.А., Сычев А.В. и др. Отработка технологии микролегирования стали бором с использованием ферросиликобора // Металлург. 2014. № 7. С. 50 – 52.
16. Bedolla-Jacunde A., Guerra F.V., Rainforth M. etc. Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron // Wear. 2015. Vol. 330-331. P. 23 – 31.
17. Коновалов Р.П. Слиток кипящей стали. – М.: Металлургия, 1986. – 176 с.
18. Yang Zhong-dong, Liu Su-lan, Li Ze-fu, Xue Xiang-xin. Oxidation of Silicon and Boron in Boron Containing Molten Iron // Journal of iron and steel research, international. 2007. No. 14(6). P. 32 – 36.
19. Жучков В.И., Акбердин А.А., Ватолин Н.А. и др. Применение борсодержащих материалов в металлургии // Электрометаллургия. 2011. № 3. С. 25 – 29.
20. Бабенко А.А., Жучков В.И., Смирнов Л.А. и др. Исследование и разработка комплексной технологии производства низкоуглеродистой борсодержащей стали с низким содержанием серы // Сталь. 2015. № 11. С. 48 – 50.
21. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database. – Pori: Outokumpu research OY, 2002.

Поступила 8 декабря 2016 г.

RESEARCH OF THE BORON INTERFACIAL DISTRIBUTION BETWEEN BORON-BEARING OXIDE AND METAL

A.V. Sychev, V.A. Salina, A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov

Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The thermodynamic calculations have been performed to study the influence of silicon (0.1 – 0.8 %), aluminum (0.005 %) and carbon (0.1 %) contained in the metal on recovery process of boron from slag with the basicity equal to 5, at temperatures of 1400 – 1700 °C with the help of software package HSC 6.1 Chemistry (Outokumpu). The experiments of interfacial distribution of boron between slag system of $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$ and metal have been carried out in a high temperature electrical resistance furnace of Tamman. The low-carbon steels with different contents of silicon were the base metal. The results of thermodynamic modeling and experimental data have shown that direct microalloying of steel with boron are crucially possible due to boron reduce with the help of silicon in metal. The reduction of boron with slag is possible with the help of silicon in metal and the process was theoretically based and experimentally studied. The results of thermodynamic modeling indicate the possibility of thermodynamic recovery of boron from the system of $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$ with the help of silicon, despite its low (0.1 – 0.8 %) concentration in the metal. The increase of the initial silicon content in the steel increases the concentration of boron in the reduced metal. The results have shown the effect of silicon content and temperature of metal on the content of boron in steel. It has been shown that an extract of the metal by slag, containing 4.3 % B_2O_3 , is accompanied by boron reduction. The primary reductant of boron is silicon, whose content in the metal after the experiment is reduced by 15 – 22 %. Thus, the steel sample with high concentration of silicon contains greater amount of boron. Recovery rate of boron ranges from 5.8 to 6.9 %, it is essentially correlated with the results of thermodynamic modeling. The concentration of boron in the metal can be controlled by changing temperature of process and content of silicon in the steel. The research results can be used in the development of the process technology of direct steel microalloying with boron.

Keywords: steel, slag, boron, thermodynamic modeling, experimental study, interfacial distribution of boron, direct alloying.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-140-144

REFERENCES

1. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L., Lappo S.I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 192 p. (In Russ.).
2. Ershov G.S., Bychkov Yu.B. *Fiziko-khimicheskie osnovy ratsional'nogo legirovaniya stali i splavov* [Physical and chemical frameworks of rational alloying of steel and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p. (In Russ.).
3. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F. etc. Development of low carbon Nb-Ti-B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe. *Iron and Steelmaking*. 2005, no. 4, pp. 57–60.
4. Asakhi Kh., Khaara T., Tzuru E. etc. Development of ultra-high-strength X120 UEO pipes. In: *Sb. dokladov Mezhdunarodnogo seminar "Sovremennye stali dlya gazonefteprovodnykh trub, problemy i perspektivy"* [Collected papers of the International seminar "Modern steels for gas oil pipes, problems and perspectives"]. Moscow: Metallurgizdat, 2006, pp. 123–130. (In Russ.).
5. Kobayakov K.V., Nevar N.F. Research of the influence of alloying with boron on the properties of iron-carbon alloys. *Lit'e i metallurgiya*. 2014, no. 1 (74), pp. 105–107. (In Russ.).
6. Gol'dshtein Ya.E., Mizin V.G. *Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali* [Modification and microalloying of cast-iron and steel]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p. (In Russ.).
7. Kolbasnikov N.G., Matveev M.A. Research of boron influence on high-temperature plasticity of microalloyed steel. *Nauch.-tekhn. vedomosti SPbGPU. Metallurgiya i materialovedenie*. 2016, no. 1 (238), pp. 129–135. (In Russ.).
8. Potapov A.I. *Issledovanie protsessov mikrolegirovaniya stali borom s tsel'yu sovershenstvovaniya tekhnologii proizvodstva borsoderzhashchei stali: Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Research of processes of steel microalloying with boron to improve the technology of production of boron-containing steel: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow, 2013, 27 p. (In Russ.).
9. Upadhyaya N., Pujara M.G., Sakthivelb T., Mallikaa C., Lahab K. and Kamachi Mudalia U. Effect of addition of boron and nitrogen on the corrosion resistance of modified 9Cr-1Mo ferritic steel. *Procedia Engineering*. 2014, no. 86, pp. 606–614.
10. Zhang Ya-long, Zhang Ying-yi, Yang Fei-hua, Zhang Zuo-tai. Effect of alloying elements (Sb, B) on recrystallization and oxidation of Mn-containing IF steel. *Journal of iron and steel research, international*. 2013, vol. 20, no. 3, pp. 39–44.
11. Wang H., Zhang T., Zhu H., Guirong L., Yongqi Y., Wang J. Effect of B_2O_3 on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 702–706.
12. Kyung Chul Choa, Dong Jun Munb, Yang Mo Koob, Jae Sang Leeb. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011, vol. 528, pp. 3556–3561.
13. Lopez-Chipresa E., Mejra I., Maldonado C., Bedolla-Jacuinde A., El-Wahabi M., Cabrera J.M. Hot flow behavior of boron microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*. 2008, vol. 480, pp. 49–55.
14. Stumpf W., Banks K. The hot working characteristics of boron bearing and conventional low carbon steel. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 418, pp. 86–94.
15. Stepanov A.I., Babenko A.A., Sychev A.V., Zhuchkov V.I., Murzin A.V., Dresvyankina L.E., Ushakov M.V. Development of technology for microalloying steel with boron using ferro-silicon-boron. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no. 7–8, pp. 588–590.
16. Bedolla-Jacuinde A., Guerra F.V., Rainforth M., Mejia I., Maldonado C. Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron. *Wear*. May-June. 2015, vol. 330-331, pp. 23–31.
17. Kononov R.P. *Slitok kipiyashchei stali* [Open steel ingot]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 176 p. (In Russ.).
18. YANG Zhong-dong, LIU Su-lan, LI Ze-fu, XUE Xiang-xin. Oxidation of Silicon and Boron in Boron Containing Molten Iron. *Journal of iron and steel research, international*. 2007, no. 14(6), pp. 32–36.
19. Zhuchkov V.I., Akberdin A.A., Vatolin N.A., Leont'ev L.I., Zayakin O.V., Kim A.S. Usage of boron-containing materials in metallurgy. *Elektrometallurgiya*. 2011, no. 3, pp. 25–29. (In Russ.).
20. Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Smirnov L.A., Sychev A.V., Akberdin A.A., Kim A.S., Vitushchenko M.F., Dobromilov A.A. Production technology for low-carbon, low-sulfur boron steel. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 883–886.
21. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. *Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database*. Pori: Outokumpu research OY, 2002.

Acknowledgements. The research was supported by the grant from the Russian Science Foundation (Project no. 16-19-10435).

Information about the authors:

A.V. Sychev, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher* (ntm2000@mail.ru)

V.A. Salina, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher*
(valentina_salina@mail.ru)

A.A. Babenko, *Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals*
(babenko251@gmail.com)

V.I. Zhuchkov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher*
(ntm2000@mail.ru)

Received December 8, 2016

УДК 621.921.26

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ АТТЕСТАЦИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ – ПРОДУКТА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТЕХНОГЕННОГО МИКРОКРЕМНЕЗЕМА БУРОУГОЛЬНЫМ ПОЛУКОКСОМ*

Аникин А.Е., к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии (kafcmet@sibsiu.ru)

Галевский Г.В., д.т.н., профессор, директор института металлургии и материаловедения,
заведующий кафедрой металлургии цветных металлов и химической технологии (kafcmet@sibsiu.ru)

Руднева В.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии цветных металлов
и химической технологии (kafcmet@sibsiu.ru)

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

Аннотация. Проведена физико-химическая аттестация карбида кремния, полученного из высокодисперсной шихты двух видов, состоящей из микрокремнезема, образующегося при производстве кремния и высококремнистого ферросилиция, и полукокса из бурого угля Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна. Микрокремнезем обоих видов содержит 93,41 – 95,33 % и 91,72 – 93,63 % SiO_2 ; 1,96 – 3,28 % и 0,56 – 1,18 % $\text{C}_{\text{своб.}}$; 0,30 – 0,34 % и 0,18 – 0,20 % $\text{Si}_{\text{своб.}}$; 1,25 – 1,45 и 1,38 – 2,32 % ($\text{CaO} + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{MnO}$). Микрокремнезем имеет удельную поверхность 21 000 – 24 000 $\text{м}^2/\text{кг}$, склонен к агрегированию с образованием шаровидных агрегатов размером 200 – 800 нм. Агрегаты составлены шарообразными частицами размерного диапазона от 30 до 100 нм. Буроугольный полукокс содержит 94,05 % углерода; 9,2 % золы; 0,2 % серы; 0,007 % фосфора и имеет удельную поверхность 264 000 $\text{кг}/\text{м}^2$. Исследованы фазовый и химический составы карбида кремния, его удельная поверхность, размер и форма карбидных частиц. Установлено, что в обоих случаях преобладающей фазой является карбид кремния кубической структуры ($\beta\text{-SiC}$), а сопутствующей – стекловидная фаза, образованная силикатами кальция, магния и железа. При карбидизации шихты, содержащей микрокремнезем производства ферросилиция, карбиду кремния сопутствует α -железо. При температуре синтеза 1923 и 1973 К и продолжительности синтеза 50 и 90 мин происходит полиморфное превращение $\beta\text{-SiC}$ в $\alpha\text{-SiC}_{\text{II}}$. Содержание карбида кремния в продуктах карбидизации составляет 82,52 – 84,90 %. Установлены целесообразность и оптимальные условия химического обогащения карбида кремния: воздействие соляной кислотой концентрации не менее 35 % при температуре 353 К, отношении Т:Ж = 1:2, длительности 3 ч. Определены показатели химического обогащения: содержание карбида кремния в продуктах обогащения 90,42 – 91,10 %, удаление примесей оксидов металлов и железа на 87 – 95 %. Карбид кремния представляет собой микропорошок с частицами неправильной формы размерного диапазона 0,2 – 1,0 мкм с удельной поверхностью 8000 – 9000 $\text{м}^2/\text{кг}$.

Ключевые слова: карбид кремния, микропорошок, микрокремнезем, буроугольный полукокс, карбидизация, химическое обогащение, фазовый и химический составы, размер и морфология частиц.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-145-150

В России в течение нескольких десятилетий сложилась практика достаточно широкого применения в металлургическом, огнеупорном и керамическом производствах карбидокремниевых шлифовальных материалов абразивного назначения [1, 2]. Однако в настоящее время такой подход не соответствует принципам ресурсо- и энергосбережения, что предопределяет поиск перспективных материалов и технических решений для разработки и освоения технологических вариантов производства так называемого безразмольного микропорошка карбида кремния с реализацией их в непрерывном режиме [3 – 7]. Технологическая целесообразность такого подхода обоснована и подтверждена ранее [8 – 10].

Целью настоящей работы является проведение физико-химической аттестации карбида кремния, полу-

ченного из высокодисперсной шихты, состоящей из техногенного микрокремнезема и буроугольного полукокса.

Исследовался карбид кремния, полученный при термической обработке при температуре 1923 – 1973 К в течение 20 – 25 мин брикетированной шихты двух видов: из микрокремнезема, образующегося при производстве кремния (МК-Кр) и высококремнистого ферросилиция (МК-ФС) и содержащего соответственно 93,92 и 93,00 % диоксида кремния с удельной поверхностью 25 000 $\text{м}^2/\text{кг}$ [11, 12]. В качестве восстановителя в шихту вводится полукокс бурого угля Березовского месторождения (БПК), содержащий 81,9 % углерода; 8,6 % золы с удельной поверхностью 260 000 $\text{м}^2/\text{кг}$ [13, 14]. Условия получения и свойства буроугольного полукокса описаны в работах [15, 16]. В обоих случаях использовалась шихта стехиометрического для получения карбида состава. При заданных составе шихты и темпе-

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531.2014/К.

ратурно-временных условиях выход карбида кремния составляет 97,00 – 97,62 % при содержании его в про-
дуктах карбидизации 82,52 – 84,90 %.

Физико-химическая аттестация карбида кремния включает определение его фазового и химического со-
ставов, удельной поверхности, размера и морфологии
частиц. Для определения фазового состава образцов
использовался стандартный рентгеновский дифракто-
метр общего назначения ДРОН-3 (излучение K_{α} меди,
напряжение 36 кВ, сила тока 14 мкА). Химический
состав карбида кремния определялся по стандартным
методикам. Удельная поверхность рассчитывалась
методом БЭТ по адсорбции аргона при температуре ки-
пения жидкого азота на «тренированных» в инертной
среде при 400 °С для удаления сорбированной влаги
и газов образцах. Форма и размер карбидных частиц
определялись методами электронной микроскопии, для
чего использовались просвечивающий электронный
микроскоп EF/4-M/P «Karl Zeiss» с ускоряющим напря-
жением 65 кВ и растровый электронный микроскоп
JSM-6700F с ускоряющим напряжением 0,5 – 30,0 кВ и
разрешением 0,1 нм при 15 кВ и 0,22 нм при 1 кВ.

Результаты исследования фазового состава карбида
кремния представлены в табл. 1. На рис. 1 приведены
рентгенограммы карбида кремния – продукта терми-
ческой обработки шихты МК-Кр-БПК при температу-
ре 1973 К и длительности 30, 50, 90 мин. Установлено,
что в обоих случаях к 10 минуте преобладающей фа-

зой является карбид кремния кубической структуры
(β -SiC). При карбидизации шихты МК-ФС-БПК ему
сопутствует α -железо. Во всех исследованных образцах
также присутствует стекловидная фаза, образованная,
по-видимому, силикатами кальция, магния и железа. На
рентгенограмме, представленной на рис. 1, а, положе-
ние дифракционных максимумов в 0,251; 0,217; 0,154;
0,131 нм и их интенсивности (1,00; 0,20; 0,60; 0,50) со-
ответствуют карбиду кремния кубической модифика-
ции (β -SiC) и подтверждают преимущественное обра-
зование его в виде этой модификации. При увеличении
длительности термической обработки шихты с 30 до 50
и 90 мин на рентгенограммах продуктов (рис. 1, б, в)
появляются основные рефлексы α -SiC_{II} (0,262; 0,235;
0,200; 0,167; 0,141 нм). Значительное увеличение
и появление рефлексов α -SiC_{II} (0,262; 0,235; 0,167;
0,141 нм) подтверждает повышение содержания этого
политипа в синтезированном карбиде кремния. На рент-
генограмме, представленной на рис. 1, в, присутствуют
все рефлексы α -SiC_{II} и β -SiC, что хорошо согласуется
с приведенными в работе [17] данными о политипном
составе технического карбида кремния. Это полиморф-
ное превращение в подобных температурно-временных
условиях характерно и для карбида кремния – продукта
карбидизации шихты МК-ФС-БПК.

В настоящее время жесткие требования со стороны
потребителей обуславливают, по крайней мере, двух-
стадийность всех известных технологий производства

Т а б л и ц а 1

Фазовый состав карбида кремния

Table 1. Phase composition of silicon carbide

Длительность термической обработки шихты, мин	Фазовый состав карбида кремния		Площадь дифракционного максимума $d/n = 0,251$ нм, мм ²	
	шихта МК-Кр-БПК	шихта МК-ФС-БПК		
5	β -кристобалит, β -SiC	β -кристобалит, β -SiC, α -Fe	<u>112</u> 116	<u>88</u> 87
10	β -SiC	β -SiC, α -Fe	<u>302</u> 196	<u>312</u> 202
15	β -SiC	β -SiC, α -Fe	<u>317</u> 242	<u>344</u> 234
20	β -SiC	β -SiC, α -Fe	<u>340</u> 254	<u>342</u> 242
25	β -SiC	β -SiC, α -Fe	<u>356</u> 271	<u>353</u> 242
30	β -SiC	β -SiC, α -Fe	<u>374</u> 282	<u>355</u> 257
50	β -SiC, α -SiC	β -SiC, α -SiC, α -Fe	<u>369</u> 313	<u>377</u> 302
90	α -SiC, β -SiC	α -SiC, β -SiC, α -Fe	<u>317</u> 289	<u>303</u> 291

П р и м е ч а н и е. В числителе – при $T = 1923$ К, в знаменателе – при $T = 1973$ К

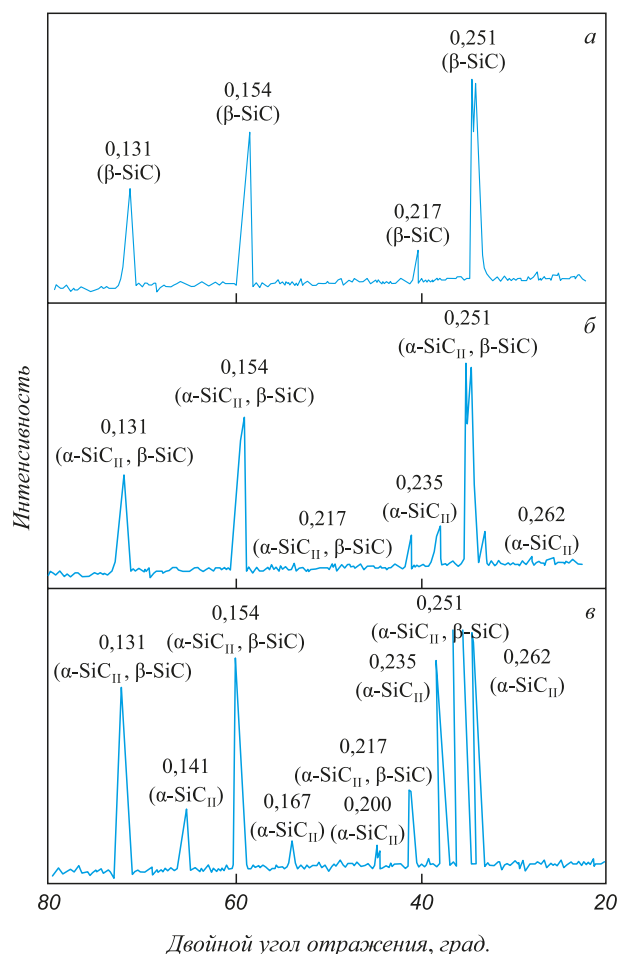


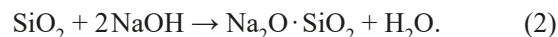
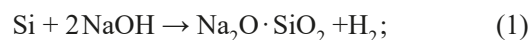
Рис. 1. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм карбида кремния – продукта термообработки шихты МК-Кр-БПК при температуре 1973 К и длительности 30 (а), 50 (б) и 90 (в) мин

Fig. 1. Fragments of X-ray diffraction patterns of silicon carbide – the product of heat treatment of MK-Kr-BPK charge at the temperature of 1973 K and the durability of 30 (a), 50 (б) and 90 (в) min

карбида кремния, включающего получение и рафинирование, причем рафинирование зачастую предполагает сочетание гидро- и пирометаллургических операций. Реализуемая традиционная технология производства карбидокремниевых шлифматериалов абразивного назначения включает их обогащение магнитной сепарацией для удаления примесей железа, накопленных в процессе измельчения карбида кремния, и химическое обогащение [18 – 20].

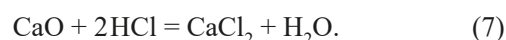
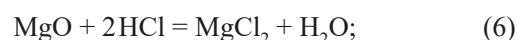
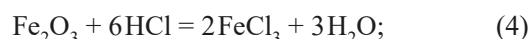
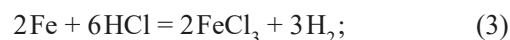
Химическое обогащение основано на способности сопутствующих примесей растворяться в агрессивных средах и переходить в раствор агрессивного компонента, изменяя таким образом минеральный состав обогащаемого исходного материала. Химическим обогащением извлекаются поверхностные примеси шлифматериалов и примеси, не извлекаемые магнитной сепарацией. К таким примесям относятся пленки оксида железа и наклеп железа от аппаратуры в процессе измельчения абразива, а также примеси кремния и его диоксида. Химическое обогащение обычно проводится

в две стадии и включает последовательное щелочное и кислотное обогащение. В процессе щелочного обогащения в раствор переходят кремний и его диоксид, реагируя со щелочью:



Кислотное обогащение проводится 10 %-ным раствором серной кислоты или смесью 2-х и 3-х %-ных растворов серной и плавиковой кислот.

Учитывая состав и свойства примесей, вносимых в карбид микрокремнеземом и золой БПК, представляется целесообразным проведение кислотной обработки раствором соляной кислоты, с помощью которой примеси металлов и оксидов могут быть переведены в растворимое соединение по следующим реакциям:



С учетом такого подхода разработана и реализована следующая одностадийная схема химического обогащения карбида кремния: обработка его раствором соляной кислоты концентрацией не ниже 35 % при температуре 353 К и плотности пульпы (Т:Ж) 1:2 в течение трех часов; фильтрование для удаления маточного кислотного раствора; промывка горячей водой для удаления продуктов реакций и остатков кислоты; сушка карбида при температуре 383 К. Изменение химического состава карбида кремния в результате обогащения приведено в табл. 2.

Можно видеть, что в результате химического обогащения содержание SiC в карбиде превышает 90 %, т.е. достигается уровень, регламентированный для абразивных микропорошков зернистостью 1 – 2 мкм [1]. Эффективность обогащения от примесей оксидов металлов и железа достаточно высока и составляет 87 – 95 %. Для карбида кремния характерно повышенное содержание кремнезема – более 7 %, что позволяет рассматривать его как перспективный материал для производства карбидокремниевых огнеупоров на кремнеземной связке, содержащих обычно 84 – 89 % SiC, 6 – 12 % SiO₂.

Микрофотографии обогащенного карбида кремния приведены на рис. 2, I и 2, II. В обоих случаях карбид кремния получен в виде микропорошка с частицами неправильной формы размерного диапазона 0,2 – 1,0 мкм с удельной поверхностью 8000 – 9000 м²/кг.

Изменение химического состава карбида кремния при обогащении

Table 2. Change of the chemical composition of silicon carbide at enrichment

Карбид кремния и примеси	Содержание, %, при карбидизации шихты					
	МК-ФС-БПК			МК-Кр-БПК		
	Исход.	Обогащ.	% удаления	Исход.	Обогащ.	% удаления
SiC	82,5	90,63	–	84,90	91,10	–
Al ₂ O ₃	1,25	0,19	85,0	1,07	0,14	87,0
CaO	5,30	0,42	92,0	5,00	0,45	91,0
MgO	2,48	0,15	94,0	0,54	0,03	95,0
Fe	2,05	0,10	95,5	1,52	0,10	94,0
SiO ₂	6,00	7,83	–	6,01	7,11	–
C _{своб}	0,40	0,52	–	0,72	0,80	–
Si _{своб}	0,10	0,16	–	0,24	0,27	–

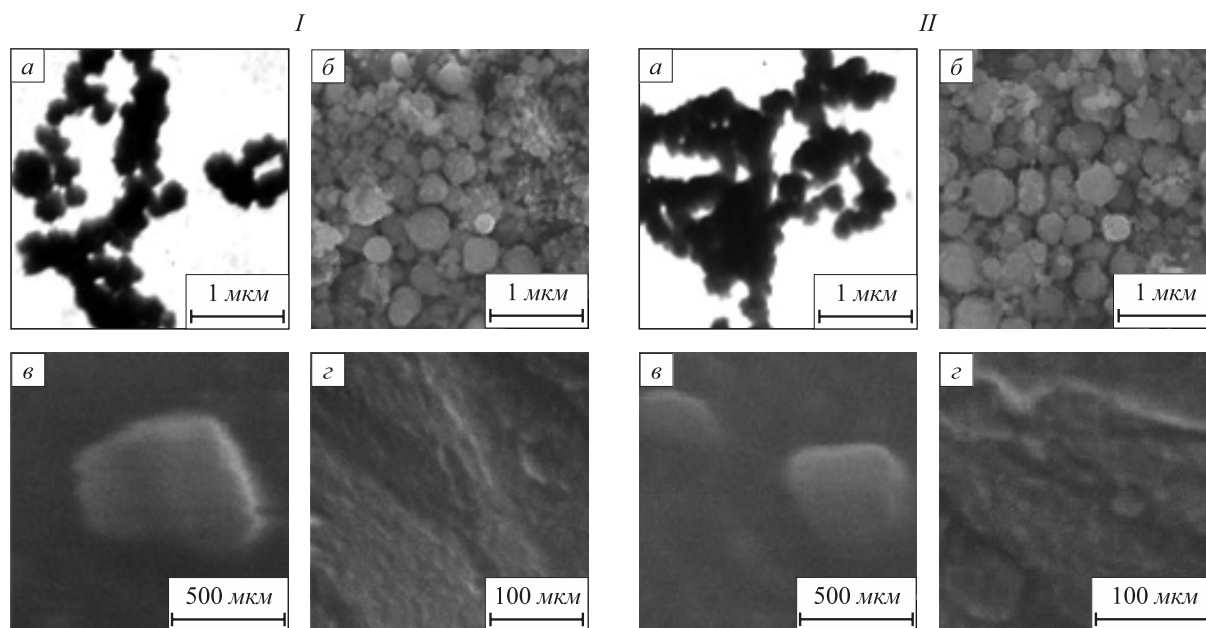


Рис. 2. Микрофотографии карбида кремния:
I – шихта МК-ФС-БПК, II – шихта МК-Кр-БПК;
a и б – ансамбль частиц (ПЭМ и РЭМ); в и г – отдельная частица и микрорельеф ее поверхности (РЭМ)

Fig. 2. Microphotographs of silicon carbide:
I – MK-FS-BPK charge, II – MK-Kr-BPK charge;
a and б – ensemble of particles (TEM and SEM); в and г – independent particle and microrelief of its surface (SEM)

Выводы. Исследованы фазовый и химический составы карбида кремния, его удельная поверхность, размер и форма карбидных частиц. Установлено, что карбид кремния имеет кубическую структуру (β -SiC) и содержит 82,52 – 84,90 % основной фазы, после химического обогащения – 90,42 – 91,10 % и представляет микропорошок с частицами неправильной формы размерного диапазона 0,2 – 1,0 мкм с удельной поверхностью 8000 – 9000 м²/кг.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гаршин А.П., Шумячер В.М., Пушкарев О.И. Абразивы и материалы конструкционного назначения на основе карбида кремния. – Волгоград : изд-во ВолгГАСУ, 2008. – 189 с.
2. Гаршин А.П. Керамика для машиностроения. – М.: Моснауцтехлитиздат. 2003. – 384 с.
3. Moshtaghioun B.M., Poyato R., Cumbreira F.L., de Bernardi-Martin S., Monshi A., Abbasi M.H. Rapid carbothermic synthesis of silicon carbide nano powders by using microwave heating // Journal of the European Ceramic Society. 2012. Vol. 32. No. 8. P. 1787–1794.

4. Evans R.S., Bourell D.L., Beaman J.J., Campbell M.I. Rapid manufacturing of silicon carbide composites // *Rapid Prototyping Journal*. 2005. Vol. 11. No. 1. P.37 – 40.
5. Shi L., Zhao H., Yan Y., Li Z., Tang Ch. Synthesis and characterization of submicron silicon carbide powders with silicon and phenolic resin // *Powder Technology*. 2006. Vol. 169. No. 2. P. 71–76.
6. Dhanaraj G., Raghothamachar B., Dudley M. Growth and Characterization of Silicon Carbide Crystals // *Springer Handbook of Crystal Growth*. 2010. P. 797 – 820
7. Willander M., Friesel M., Wahab Q., Straumal B. Silicon carbide and diamond for high temperature device applications // *Journal of Materials Science*. 2006. Vol. 24. No. 3. P. 816 – 830.
8. Галевский Г.В., Протопопов Е.В., Темлянец М.В. Использование техногенных металлургических отходов в технологии карбида кремния // *Вестник Кузбасского государственного технического университета*. 2014. № 4. С. 103 – 110.
9. Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф. и др. Применение техногенных отходов металлургических предприятий для производства карбида кремния // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2014. № 8. С. 5 – 12.
10. Lee H. High-temperature strength of silicon carbide ceramics sintered with rare-earth oxide and aluminum nitride // *Acta Materialia*. 2007. 55[2]. P. 727 – 736.
11. ТУ 5743 – 048 – 02495332 – 96. Микрокремнезем конденсированный. Введ. 01.08.1995. – М. 1996.
12. ТУ 14 – 142 – 17 – 01. Микрокремнезем уплотненный огнеупорный. Введ. 01.06.2001. – Новокузнецк. 2001.
13. Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г. Металлизация оксиджелезосодержащих отходов металлургического производства. – В кн.: XIV Международный конгресс сталеплавильщиков и производителей металла: сб. трудов / Москва – Электросталь : МГОО «Ассоциация сталеплавильщиков», 2016. С. 608 – 614.
14. Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г. Применение буроугольных полукокс в металлургии: технологическая и экономическая оценка // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. 2016. № 2 (243). С. 114 – 123.
15. Страхов В.М. Научные и производственные аспекты получения специальных видов кокса для электротермических производств // *Кокс и химия*. 2008. № 9. С. 44 – 49.
16. Страхов В.М. Проблемы с углеродными материалами для рудной и химической электротермии и пути их решения // *Кокс и химия*. 2010. № 8. С. 29 – 33.
17. Abderrazak H., Selmane Bel Hadj Hmida E. Silicon Carbide: Synthesis and Properties // *Book edited by Rosario Gerhardt*. 2011. Vol. 4. P. 1211-1226.
18. Fu Q.-G., Li H.-J., Shi X.-H., Li K.-Zh., Sun G.-D. Silicon carbide coating to protect carbon/carbon composites against oxidation // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 52. No. 9. P. 923–927.
19. Rezaei A., Fahrenholtz W.G., Hilmas G.E. Evolution of structure during the oxidation of zirconium diboride–silicon carbide in air up to 1500 °C // *Journal of the European Ceramic Society*. 2007. Vol. 27. No. 6. P. 2495–2501.
20. Ohtani N., Katsumo M., Nakabayachi M., Fujimoto T., Tsuge H., Yaschiro H., Aigo T., Hirano H., Hoshino T., Tatsumi K. Investigation of heavily nitrogen-doped n+4H-SiC crystals grown by physical vapor transport // *Journal of Crystal Growth*. 2009. Vol. 6. P. 1475 – 1481.

Поступила 18 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 145–150.

PHYSICAL-CHEMICAL ASSESSMENT OF SILICON CARBIDE – PRODUCT OF TECHNOGENIC SILICA RECOVERY BY FUME LIGNITE SEMI-COKE

A.E. Anikin, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The paper describes the conducted physical-chemical certification of silicone carbide, obtained from fine-grained charge of two kinds, which contains microsilica formed at the production of silicon and high-silicon ferrosilicium, as well as semicoke from brown coal of Beresovskii deposit of Kansk-Achinsk basin. Microsilica of both kinds contains 93.41 – 95.33 % and 91.72 – 93.00 %, 63 % of SiO₂; 1.96 – 3.28 % and 0.56 – 1.18 % of C_{свог}; 0.30 – 0.34 % and 0.18 – 0.20 % of Si_{свог}; 1.25 – 1.45 % and 1.38 – 2.32 % of (CaO + Fe₂O₃ + MnO). Microsilica has a specific surface of 21 000 – 24 000 m²/kg and is inclined to aggregation with the formation of spherical units with the size of 200 – 800 nm. The units consist of spherical particles with a dimensional diapason from 30 to 100 nm. Brown-coal semicoke contains 94.05 % of carbon; 9.2 % of ash; 0.2 % of sulfur; 0.007 % of phosphorus and has a specific surface of 264 000 kg/m². Phase and chemical compositions of silicone carbide, its specific surface, the size and the form of carbide particles have been studied. It has been established that in both cases predominate phase is silicon carbide of a cubical structure (β-SiC), but an accompanied one is a glassy phase, formed with lime silicate, magnesium and iron. At carburizing of charge, containing microsilica of the production of ferrosilicium, α-iron accompanies to silicon carbide. At the synthesis temperature of 1923 and 1973 K and the duration of 50 and 90 minutes polymorphic transformation of β-SiC into α-SiC_{II} occurs. The content of silicon carbide in the products of carbonization is 82,52 – 84,90 %. The authors of the work have established the viability and optimal conditions of chemical enrichment of silicon carbide: influence

of hydrochloric acid with the concentration of not less than 35 % at the temperature of 353 K, ratio of T:Ж = 1:2, durability of 3 hours. The indexes of chemical enrichment have been defined: the content of silicon carbide in the products of enrichment is 90.42 – 91.10 %, removal of impurities of metal and iron oxides of 87 – 95 %. Silicon carbide appears as micropowder with the particles of wrong form with the dimensional range of 0.2 – 1.0 μm with the specific surface of 8000 – 9000 m²/kg.

Keywords: silicon carbide, micropowder, microsilica, brown-coal semicoke, carbonization, chemical enrichment, phase and chemical compositions, size and morphology of a particle.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-145-150

REFERENCES

1. Garshin A.P., Shumyacher V.M., Pushkarev O.I. *Abrazivy i materialy konstruktivnogo naznacheniya na osnove karbida kremniya* [Abrasive and materials of constructional use based on silicon carbide]. Volgograd: VolGASU, 2008, 189 p. (In Russ.).
2. Garshin A.P. *Keramika dlya mashinostroeniya* [Ceramics for machine-building industry]. Moscow: Mosnauchtekhizdat, 2003, 384 p. (In Russ.).
3. Moshtaghion B.M., Poyato R., Cumbre F.L., de Bernardi-Martin S., Monshi A., Abbasi M.H. Rapid carbothermic synthesis of silicon carbide nano powders by using microwave heating. *Journal of the European Ceramic Society*. 2012, vol. 32, no. 8, pp. 1787–1794.
4. Evans R.S., Bourell D.L., Beaman J.J., Campbell M.I. Rapid manufacturing of silicon carbide composites. *Rapid Prototyping Journal*. 2005, vol. 11, no. 1, pp. 37–40.

5. Shi L., Zhao H., Yan Y., Li Z., Tang Ch. Synthesis and characterization of submicron silicon carbide powders with silicon and phenolic resin. *Powder Technology*. 2006, vol. 169, no. 2, pp. 71–76.
 6. Dhanaraj G., Raghothamachar B., Dudley M. Growth and Characterization of Silicon Carbide Crystals. *Springer Handbook of Crystal Growth*. 2010, pp. 797–820.
 7. Willander M., Friesel M., Wahab Q., Straumal B. Silicon carbide and diamond for high temperature device applications. *Journal of Materials Science*. 2006, vol. 24, no. 3, pp. 816–830.
 8. Galevskii G.V., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V. Usage of technogenic metallurgical wastes in the technology of silicon carbide. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2014, no. 4, pp. 103–110. (In Russ.).
 9. Polyakh O.A., Rudneva V.V., Yakushevich N.F., Galevskii G.V., Anikin A.E. Application of technogenic waste of metallurgical plants for the production of silicon carbide. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 8, pp. 5–12. (In Russ.).
 10. Lee H. High-temperature strength of silicon carbide ceramics sintered with rare-earth oxide and aluminum nitride. *Acta Materialia*. 2007, 55(2), pp. 727–736.
 11. TU 5743 – 048 – 02495332 – 96. *Mikrokremnezem kondensirovannyi. Vved. 01.08.1995* [TU 5743 – 048 – 02495332 – 96. Condensed microsilica. Introduced 01.08.1995]. Moscow, 1996. (In Russ.).
 12. TU 14 – 142 – 17 – 01. *Mikrokremnezem uplotnennyyi ognepornyyi. Vved. 01.06.2001* [TU 14 – 142 – 17 – 01. Compacted fire-proofed microsilica. Introduced 01.06.2001]. Novokuznetsk, 2001. (In Russ.).
 13. Anikin A.E., Galevskii G.V., Rudneva V.V., Galevskii S.G. Metallization of oxide-iron-containing wastes of metallurgical production. In: *XIV Mezhdunarodnyi kongress staleplavil'shchikov i proizvoditelei metalla : sb. trudov* [14th Int. congress of steelmakers and metal producers: Coll. papers]. Moscow – Elektrostal': MGOU "Assotsiatsiya staleplavil'shchikov", 2016, pp. 608–614. (In Russ.).
 14. Anikin A.E., Galevskii G.V., Rudneva V.V., Galevskii S.G. Usage of brown-coal semicoke in metallurgy: technological and economical assessment. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2016, no. 2 (243), pp. 114–123. (In Russ.).
 15. Strakhov V.M. Scientific and industrial aspects of receiving special kinds of coke for electro-thermal production. *Koks i khimiya*. 2008, no. 9, pp. 44–49. (In Russ.).
 16. Strakhov V.M. Problems with carbon materials in ore and chemical electrofurnaces. *Coke and Chemistry*. 2010, vol. 53, no. 8, pp. 301–304.
 17. Abderrazak H., Selmane Bel Hadj Hmida E. Silicon carbide: synthesis and properties. *Book edited by Rosario Gerhardt*. 2011, vol. 4, pp. 1211–1226.
 18. Fu Q.-G., Li H.-J., Shi X.-H., Li K.-Zh., Sun G.-D. Silicon carbide coating to protect carbon/carbon composites against oxidation. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 52, no. 9, pp. 923–927.
 19. Rezaei A., Fahrenholtz W.G., Hilmas G.E. Evolution of structure during the oxidation of zirconium diboride–silicon carbide in air up to 1500 °C. *Journal of the European Ceramic Society*. 2007, vol. 27, no. 6, pp. 2495–2501.
 20. Ohtani N., Katsuno M., Nakabayachi M., Fujimoto T., Tsuge H., Yaschiro H., Aigo T., Hirano H., Hoshino T., Tatsumi K. Investigation of heavily nitrogen-doped n+ 4H-SiC crystals grown by physical vapor transport. *Journal of Crystal Growth*. 2009, vol. 6, pp. 1475–1481.
- Acknowledgements.** The work was performed in SibSIU within the project part of the state task of the Russian Ministry of Education and Science no. 11.1531.2014/K.
- Information about the authors:**
- A.E. Anikin**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Thermal Power and Ecology” (kafcmet@sibsiu.ru)
- G.V. Galevskii**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Non-ferrous Metallurgy and Chemical Engineering”, Director of the Institute of Metallurgy and Materials (kafcmet@sibsiu.ru)
- V.V. Rudneva**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Non-ferrous Metallurgy and Chemical Engineering” (kafcmet@sibsiu.ru)

Received 18 February, 2015

УДК 541.11

ИДЕНТИФИКАЦИЯ АССОЦИАТОВ БИНАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСТВОРОВ В АНАЛИТИЧЕСКОЙ ФОРМЕ

Бердников В.И.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (berdnikov-cher@mail.ru)

Гудим Ю.А.², д.т.н., профессор

¹ ООО Промышленная компания «Технология металлов»
(454106, Россия, г. Челябинск, ул. Косарева, 63)

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

Аннотация. Бинарные жидкометаллические термодинамические системы с сильными отрицательными отклонениями от закона Рауля могут быть удовлетворительно описаны в рамках модели идеальных ассоциированных растворов при участии ассоциатов трех типов: A_pB , AB и AB_q , где A и B – компоненты раствора; p и q – стехиометрические коэффициенты, численно равные 2, 3 или 4. Ассоциаты более сложного типа, в частности типа A_pB_q , в растворе не образуются. При этом, согласно правилу фаз ассоциированного раствора, число типов ассоциатов в каждой точке бинарного раствора не должно превышать двух. Поскольку ассоциаты A_pB и AB_q химически взаимодействуют с образованием ассоциата AB , то в полной термодинамической системе можно условно выделить подсистему, содержащую только ассоциаты A_pB , AB и подсистему, содержащую только ассоциаты AB , AB_q . Этот прием позволяет в каждой из подсистем определять и выражать в явном аналитическом виде концентрации и термодинамические свойства предполагаемых ассоциатов. Проверка полученных результатов осуществляется путем численного решения системы исходных балансовых уравнений с заданием вычисленных термодинамических параметров. «Сращивание» двух отдельных решений на стыке подсистем осуществляется с помощью ранее предложенных специальных функций, имитирующих диффузионное выравнивание перепадов концентраций ассоциатов в этой неравновесной области. Идентификация ассоциатов реальных растворов по данной методике может считаться достоверной и не требующей каких-либо подгоночных параметров, если вычисленные свободные энергии образования ассоциатов будут близки справочным значениям свободных энергий соответствующих интерметаллидов. Например, в процессе анализа экспериментальных данных по активностям компонентов в системе Ni–Al при 1600 °C для идентифицированных ассоциатов Ni_3Al , $NiAl$ и $NiAl_2$ были определены энергии образования 129,6, 93,1 и 124,2 кДж/моль соответственно. Это близко к средним значениям энергий образования соответствующих интерметаллидов, приведенным в современных базах данных, то есть 130,1, 92,5 и 126,0 кДж/моль соответственно. Аналогичный анализ был выполнен также для семи бинарных систем с алюминием, в том числе для систем, содержащих лишь один или два типа ассоциатов. Абсолютная погрешность аппроксимации изотерм активностей компонентов растворов по данному методу составила 0,001 – 0,035.

Ключевые слова: ассоциированный раствор, отрицательные отклонения от закона Рауля, термодинамические свойства ассоциатов, свободная энергия образования интерметаллидов, константы равновесия химических реакций, базы данных, бинарные металлические растворы с алюминием.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-151-156

Полагаем, что в бинарном растворе AB , имеющем отрицательные отклонения от закона Рауля, содержатся молекулы A и B , а также m ассоциатов типа A_pB_q с произвольными целочисленными стехиометрическими коэффициентами p и q . Тогда согласно модели идеальных ассоциированных растворов (ИАР) [1 – 3] термодинамические свойства раствора определяются системой нелинейных уравнений [4 – 7]

$$n_A + \sum_{i=1}^m p_i n_i = N_A; \quad (1.1)$$

$$n_B + \sum_{i=1}^m q_i n_i = N_B; \quad (1.2)$$

$$n_A + n_B + \sum_{i=1}^m n_i = n, \quad (1.3)$$

где $n_i = K_i n_A^p n_B^q$.

В приведенных формулах n_A , n_B и n_i – числа молекул мономеров и ассоциатов соответственно; n – число молекул всех компонентов раствора; N_A и N_B – числа молекул A - и B -содержащих компонентов раствора; K_i – константы равновесия химической реакции $pA + qB = A_pB_q$.

Уравнения (1.1) и (1.2) определяют балансы масс компонентов A и B , а уравнение (1.3) – суммарную массу раствора. Дополнительно для «чистых» жидкостей принимаем

$$N_A = X_A = 1; N_B = X_B = 1; n = v = 1, \quad (2)$$

где X_A и X_B – мольные доли компонентов A и B в растворе; v – параметр, характеризующий степень ассоциации раствора (в растворе будет иметь место $v < 1$).

Переход от абсолютных характеристик масс n_A , n_B и n_i к их относительным характеристикам x_A , x_B и x_i осуществляется по формулам

$$x_A = \frac{n_A}{n}; x_B = \frac{n_B}{n}; x_i = \frac{n_i}{n} = K_i x_A^p x_B^q n^{p+q-1}. \quad (3)$$

Кроме того, учитываем, что согласно модели ИАР относительные концентрации мономеров приравниваются термодинамическим активностям соответствующих компонентов сплава:

$$x_A = a_A; x_B = a_B. \quad (4)$$

С учетом сказанного система (1) преобразуется к виду

$$a_A + \sum_{i=1}^m p_i x_i = \frac{X_A}{v}; \quad (5.1)$$

$$a_B + \sum_{i=1}^m q_i x_i = \frac{X_B}{v}; \quad (5.2)$$

$$a_A + a_B + \sum_{i=1}^m x_i = 1, \quad (5.3)$$

где $x_i = K_i a_A^p a_B^q v^{p+q-1}$.

Первоначально применявшаяся методика идентификации ассоциатов [8, 9] состояла в следующем. В качестве основной характеристики термодинамической системы согласно уравнению (5.3) использовалась избыточная активность компонентов раствора:

$$a_E = 1 - a_A - a_B = \sum_{i=1}^m x_i, \quad (6)$$

где $x_i = k_i a_A^p a_B^q$.

При этом параметр ассоциации всегда принимался постоянной величиной $v = 1$, а вместо константы равновесия K использовался эмпирический коэффициент комплексообразования k . Далее с помощью метода наименьших квадратов выполнялся подбор ассоциатов, тип и число которых удовлетворял минимуму невязки расчетной величины a_E . Такая в целом эффективная методика имела существенный недостаток – отсутствие иного независимого способа определения коэффициентов k_i и, следовательно, отсутствие базы справочных значений этих величин.

Многokrатно проводимые статистические обработки результатов идентификации ассоциатов, например [10], неизменно приводили к следующим заключениям:

- практически на всех сплавах должен присутствовать «центральный» ассоциат AB ;
- «левосторонние» ассоциаты получают преимущественно тип $A_p B$, а «правосторонние» – тип AB_q ; в этом случае коэффициенты p и q приобретают смысл порядка ассоциатов.

Поскольку «периферийные» ассоциаты вступают во взаимодействие друг с другом с образованием центрального ассоциата [7], то в растворе образуются две области – «левая» с ассоциатами $A_p B$ и AB и «правая» с

ассоциатами AB и AB_q . Разграничение областей обычно происходит в диапазоне $X_B = 0,45 - 0,55$ (приблизительно при $X_B = 0,5$). На некоторых сплавах могут отсутствовать один или оба периферийных ассоциата. Но в целом всегда выполняется правило фаз ассоциированного раствора – число типов ассоциатов в каждой точке раствора не должно превышать числа компонентов в этом растворе [7], т.е. в бинарном растворе должно быть не более двух. Таким образом, систему уравнений (5) можно разделить на две подсистемы, одна из которых действительна при $X_B = 0 - 0,5$:

$$a_A + p x_1 + x_2 = \frac{X_A}{v}; \quad (7.1)$$

$$a_B + x_1 + x_2 = \frac{X_B}{v}; \quad (7.2)$$

$$a_A + a_B + x_1 + x_2 = 1, \quad (7.3)$$

где $x_1 = K_1 a_A^p a_B v^p$; $x_2 = K_2 a_A a_B v$, а другая – при $X_B = 0,5 - 1,0$:

$$a_A + x_2 + x_3 = \frac{X_A}{v}; \quad (8.1)$$

$$a_B + x_2 + q x_3 = \frac{X_B}{v}; \quad (8.2)$$

$$a_A + a_B + x_2 + x_3 = 1, \quad (8.3)$$

где $x_2 = K_2 a_A a_B v$; $x_3 = K_3 a_A a_B^q v^q$.

Таким образом, задача по идентификации ассоциатов в бинарном сплаве сводится к следующему: на основании экспериментальных определений активностей компонентов a_A и a_B , а также на основании предполагаемых значений порядков ассоциатов p и q определяются параметр ассоциации v , концентрации ассоциатов x_1 , x_2 , x_3 и константы равновесия K_1 , K_2 , K_3 . Подбор порядков ассоциатов несложен, поскольку он обычно ограничивается значениями 2, 3 и 4. Окончательно принимаются те значения порядков, при которых вычисленные константы равновесия получают минимальные отклонения от средних значений. Если же полученные значения констант равновесия будут меньше единицы, то это свидетельствует о невозможности образования такого ассоциата. Но поскольку константы равновесия K_i нелинейно связаны с активностями компонентов, то целесообразно усреднять не их, а соответствующие значения свободных энергий Гиббса образования ассоциатов:

$$\Delta G_i = -RT \ln K_i \quad (9)$$

с последующим определением средних величин K_i (здесь R – универсальная газовая постоянная; T – температура). Расчетные значения ΔG_i и K_i на краях концентрационного интервала (при $X_B = 0,1$ и $X_B = 0,9$)

обычно неточны и поэтому целесообразно исключать их из рассмотрения.

На основании уравнений (7) и (8) можно получить требуемые результаты в аналитическом виде, не прибегая к численным решениям. Так, из совместного решения уравнений системы (7) определим выражения для непосредственного расчета термодинамических характеристик раствора в диапазоне $X_B = 0 - 0,5$:

$$v = \frac{X_B}{1 - a_A}; \quad (10)$$

$$x_1 = \frac{X_A(1 - a_A) - X_B(1 - a_B)}{X_B(p - 1)} = a_E - x_2; \quad (11)$$

$$x_2 = \frac{X_B(pa_E + a_A) - X_A(1 - a_A)}{X_B(p - 1)} = a_E - x_1; \quad (12)$$

$$K_1 = \frac{x_1}{a_B} C_A^p; \quad (13)$$

$$K_2 = \frac{x_2}{a_B} C_A; \quad (14)$$

$$\text{где } C_A = \frac{1 - a_A}{a_A X_B}.$$

Аналогично из уравнений системы (8) получим термодинамические характеристики для диапазона $X_B = 0,5 - 1,0$:

$$v = \frac{X_A}{1 - a_B}; \quad (15)$$

$$x_2 = \frac{X_A(qa_E + a_B) - X_B(1 - a_B)}{X_A(q - 1)} = a_E - x_3; \quad (16)$$

$$x_3 = \frac{X_B(1 - a_B) - X_A(1 - a_A)}{X_A(q - 1)} = a_E - x_2; \quad (17)$$

$$K_2 = \frac{x_2}{a_A} C_B; \quad (18)$$

$$K_3 = \frac{x_3}{a_A} C_B^q; \quad (19)$$

$$\text{где } C_B = \frac{1 - a_B}{a_B X_A}.$$

После определения усредненных параметров ΔG_1 , ΔG_2 , ΔG_3 , K_1 , K_2 и K_3 можно дополнительно проверить расчетные значения порядков ассоциатов по следующим формулам:

$$p = \frac{\ln(a_E - C_A K_2 a_B) - \ln(K_1 a_B)}{\ln(C_A)}; \quad (20)$$

$$q = \frac{\ln(a_E - C_B K_2 a_A) - \ln(K_3 a_A)}{\ln(C_B)}. \quad (21)$$

Вновь вычисленные значения параметров p и q также не должны значительно отличаться от ранее принятых.

Окончательная проверка результатов идентификации ассоциатов состоит в определении по уравнениям систем (7), (8) активностей компонентов a_A , a_B и параметра ассоциации v , используя установленные значения p , q , K_1 , K_2 и K_3 . Аналитических способов решения такой задачи нет, поэтому проверка осуществляется численным методом. Но возможен и численный расчет по уравнениям единой системы (5) с применением методики [7], в которой используются специальные функции, позволяющие обоснованно «состыковать» результаты расчетов в области $X_B \approx 0,5$. Абсолютную погрешность выполненной аппроксимации можно однозначно оценить по формуле

$$\delta = \frac{\sum_{i=1}^l |a_{E\text{расч}} - a_{E\text{опыт}}|}{l}, \quad (22)$$

где $a_{E\text{расч}}$ и $a_{E\text{опыт}}$ – расчетные и экспериментально определенные значения избыточной активности компонентов; l – число расчетных точек.

В качестве примера приведем результаты анализа описанным методом термодинамической системы Ni–Al при 1873 К по данным [11] (табл. 1). В этой системе может самопроизвольно протекать химическая реакция



с изменением свободной энергии $-30,1$ кДж/моль [7]. При этом замена ассоциата Ni_3Al ассоциатом NiAl_3 в растворе будет происходить при расчетном значении $X_{\text{Al}} = 0,51$. Погрешность аппроксимации избыточной активности компонентов раствора по данной модели составила 0,011.

Следующий этап проверки результатов выполненного анализа – сравнение вычисленных термодинамических свойств ассоциатов со свойствами соответствующих интерметаллидных соединений. Из табл. 2 следует, что существующие справочные данные о свободной энергии интерметаллидов системы Ni–Al [12 – 14] различаются, особенно у периферийных ассоциатов. Однако усредненные их значения мало отличаются от средних расчетных значений свободных энергий образования ассоциатов.

В табл. 3 приведены результаты расчетов для некоторых других сплавов с алюминием (для сплавов Ag–Al и Si–Al, содержащих менее трех ассоциатов, использовалась лишь одна расчетная подсистема во всем концентрационном диапазоне). Средняя абсолютная погрешность аппроксимации здесь была также невелика – 0,017. Но окончательная проверка полученных результатов оказалась невозможной, так как необходимые

Т а б л и ц а 1

Термодинамические свойства системы Ni–Al при 1873 К

Table 1. Thermodynamic properties of the Ni–Al system at 1873 K

Исходные данные [11]			Расчетные характеристики ассоциатов									Аппроксимация ($\delta = 0,011$)	
X_{Al}	a_{Ni}	a_{Al}	v	x_i			$(-\Delta G_i)$, кДж/моль			p	q	a_{Ni}	a_{Al}
				Ni ₃ Al	NiAl	NiAl ₃	Ni ₃ Al	NiAl	NiAl ₃				
0,1	0,860	0,0002	0,714	0,130	0,010	—	—	—	—		—	0,865	0,0001
0,2	0,647	0,0012	0,567	0,207	0,145	—	127,1	90,3	—	3,31	—	0,649	0,0010
0,3	0,413	0,0046	0,511	0,187	0,395	—	130,4	93,6	—	2,92	—	0,421	0,0047
0,4	0,217	0,0152	0,511	0,095	0,673	—	131,3	93,3	—	2,91	—	0,236	0,0139
0,5	0,0726	0,0561	0,530	—	0,863	0,008	—	93,3	130,4	—	2,60	0,0631	0,0662
0,6	0,0137	0,222	0,514	—	0,674	0,090	—	94,5	130,8	—	2,57	0,0126	0,254
0,7	0,0037	0,458	0,554	—	0,404	0,134	—	94,5	120,0	—	3,03	0,0043	0,445
0,8	0,0011	0,680	0,625	—	0,178	0,141	—	92,6	115,5	—	3,70	0,0011	0,663
0,9	0,0003	0,868	0,758	—	0,038	0,094	—	—	—	—	—	0,0001	0,867
Среднее	—	—	—	—	—	—	129,6	93,1	124,2	3,1	3,0	—	—

Т а б л и ц а 2

Свободные энергии образования ассоциатов и соответствующих интерметаллидов ($-\Delta G_i$) в сплаве Ni–Al при 1873 К, кДж/моль

Table 2. Free energy of formation of associates and related intermetallic compounds ($-\Delta G_i$) in the Ni–Al alloy at 1873 K, kJ/mol

Ассоциат	$-\Delta G_i$, кДж/моль	ΔG_i , кДж/моль, по справочным данным для интерметаллидов			
		[12]	[13]	[14]	Среднее
Ni ₃ Al	129,6	138,2	118,3	133,9	130,1
NiAl	93,1	92,7	86,2	98,7	92,5
NiAl ₃	124,2	154,4	96,7	126,8	126,0

Т а б л и ц а 3

Результаты идентификации ассоциатов на некоторых сплавах алюминия

Table 3. Results identification of associates on some aluminum alloys

Система	T , К	Источник	δ	$-\Delta G_i$, кДж/моль, для					
				Me ₄ Al	Me ₃ Al	MeAl	MeAl ₂	MeAl ₃	MeAl ₄
Fe–Al	1873	[11]	0,008	52,1	—	42,0	—	—	81,2
Mn–Al	1573	[15]	0,015	99,6	—	32,8	—	37,6	—
Ge–Al	1273	То же	0,018	51,8	—	29,3	—	37,8	—
Ag–Al	1273	“	0,025	—	55,2	17,2	—	—	—
Cu–Al	1373	“	0,035	68,8	—	47,9	—	105,9	—
Sb–Al	1300	“	0,016	—	90,5	62,1	72,3	—	—
Si–Al	1873	[16]	0,001	—	—	7,05	—	—	—
Среднее	—	—	0,017	—	—	—	—	—	—

справочные данные о соответствующих интерметаллидах в этих системах имелись в неполном составе или же вообще отсутствовали.

Следует отметить, что для некоторых других алюминиевых сплавов справочная информация об интерметаллидах была успешно получена независимыми расчетными методами [17–20]. Она тоже может приниматься во внимание при отсутствии нужной экспериментальной информации.

Выводы. Предложенный метод идентификации ассоциатов бинарных металлических систем в аналитической форме позволяет быстро и с наименьшими затратами оценить достоверность исходных опытных данных, достоверность используемых справочных данных, а также достоверность самой модели ИАР в применении к ассоциированным растворам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пригожин И., Дефей Р. Химическая термодинамика / Пер. с англ. – Новосибирск: СО Наука, 1966. – 512 с.
2. Морачевский А.Г. Термодинамика расплавленных металлических и солевых систем. – М.: Металлургия, 1987. – 240 с.
3. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. – М.: Металлургия, 1993. – 304 с.
4. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Термодинамические свойства бинарных металлических систем, содержащих интерметаллидные соединения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 5. С. 37–41.
5. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Прогнозирование термодинамических свойств жидких интерметаллидных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 7. С. 34–38.
6. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов в жидких бинарных растворах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 11. С. 60–65.
7. Бердников В.И., Гудим Ю.А. О применении термодинамической модели идеальных ассоциированных растворов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Том 58. № 7. С. 513–519.
8. Мокриевич А.Г., Морачевский А.Г., Майорова Е.А. О расчете параметров модели идеального ассоциированного раствора

- при описании термодинамических свойств жидких металлических систем // Журнал прикладной химии. 1990. Т. 63. № 5. С. 981–985.
9. Морачевский А.Г., Мокриевич А.Г., Майорова Е.А. Применение модели ассоциированного раствора к жидким металлическим системам с отрицательными отклонениями от закона Рауля // Журнал прикладной химии. 1993. Т. 66. Вып. 7. С. 1441–1447.
10. Шуняев К.Ю., Ватолин Н.А. Термодинамические характеристики смешения и плавления в модели ассоциированных растворов. – В кн.: Физическая химия и технология в металлургии. Сб. трудов. – Екатеринбург: Уро РАН, 1996. С. 91–99.
11. Desai P.D. Thermodynamic Properties of Binary Aluminum Alloys // J. Phys. Chem. Ref. Data. 1987. Vol. 16. No.1. P. 110–124.
12. База данных и программный комплекс Tetra (Электронный ресурс) / Б.Г. Трусов. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013.
13. Database HSC Chemistry 6 (База данных HSC Chemistry 6 – электронный ресурс) Antti Roine – Pori (Finland): Research Oy Information Service, 2006.
14. Куликова Т.В., Ильиных Н.И., Моисеев Г.К., Шуняев К.Ю. Термодинамические свойства твердых фаз и жидких сплавов системы Ni–Al // Расплавы. 2007. № 6. С. 24–32.
15. Баталин Г.И., Белобородова Е.А., Казимиров В.П. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. – М.: Металлургия. 1983. – 159 с.
16. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 764 с.
17. Куликова Т.В., Майорова А.В., Ильиных Н.И., Шуняев К.Ю. Равновесный состав и термодинамические свойства ассоциированных растворов систем Al–Nd и Al–Gd // Расплавы. 2008. № 4. С. 8–13.
18. Шубин А.Б., Шуняев К.Ю. Термодинамические расчеты взаимодействия галогенидов скандия с алюминием // ЖФХ. 2010. Т. 84. № 12. С. 2205–2210.
19. Куликова Т.В., Майорова А.В., Быков В.А., Шуняев К.Ю. Термодинамические свойства расплавов на основе системы Al–Sm // ЖФХ. 2012. Т. 86. № 8. С. 1325–1328.
20. Ильиных Н.И., Моисеев Г.К., Куликова Т.В. и др. Термодинамические характеристики расплавов Fe–Al // Изв. Челябинского научного центра. 2003. Вып. 2 (19). С. 32–36.

Поступила 28 сентября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 2, pp. 151–156.

IDENTIFICATION OF ASSOCIATES OF BINARY METAL SOLUTIONS IN ANALYTICAL FORM

V.I. Berdnikov¹, Yu.A. Gudim²

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

² South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Abstract. Binary liquid-metal thermodynamic systems with strong negative deviations from Raoult’s law can be satisfactorily described within the model of ideal associated solutions when three types of associates are participating: A_pB , AB and AB_q , where A and B are the solution components; p and q are stoichiometric coefficients numerically equal to 2, 3 or 4. More complex associates, A_pB_q in particular, do not form in the solution. In these conditions, according to the rule of phases of associated solutions, the number of associate types in each point of a binary solution must not be greater than two. Since A_pB and AB_q associates interact chemically producing the AB associate, a subsystem containing only A_pB and AB associates and a subsystem containing only AB and AB_q associates can be conventionally formed out of the complete thermodynamic system. This method allows determining and expres-

sing concentrations and thermodynamic properties of the assumed associates in an explicit analytical form in each subsystem. The obtained results, however, are normally checked by the numerical solution of a system of initial equations with set calculated thermodynamic parameters. Two separate calculated solutions at the junction of subsystems are “jointed” using the previously proposed special functions imitating diffusive leveling of the associate concentration difference in this non-equilibrium zone. Identification of real solution associates with this method can be considered as valid and not requiring any adjustable parameters if calculated free energies of the associates are close to the reference values of free energies of the respective intermetallides. For example, when experimental data of component activities at 1600 °C were analyzed in the Ni–Al system for the identified associates Ni_3Al , $NiAl$ and, the free formation energies were found to be 129.6, 93.1 and 124.2 kJ/mole, respectively. These values are close to the average formation energy values of the respective intermetallides specified in the modern data bases, i.e. 130.1, 92.5 and 126.0 kJ/mole, respectively. Similar analyses were also performed for seven other binary systems with aluminum, including systems containing one or two types of as-

sociates. The absolute error of approximation of activity isotherms of solution components for this method was 0.001 – 0.035.

Keywords: associated solution, negative deviations from Raoult's law, thermodynamic properties of associates, free energy of intermetallide formation, equilibrium constants of chemical reactions, data bases, binary metal solutions with aluminum.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-151-156

REFERENCES

1. Prigogine I., Defay R. *Chemical Thermodynamics*. London. 1954. (Russ.ed.: Prigogine I., Defay R. *Khimicheskaya termodinamika*. Novosibirsk: SO Nauka, 1966, 512 p.).
2. Morachevskii A.G. *Termodinamika rasplavlennykh metallicheskih i solevykh sistem* [Thermodynamics of melted metallic and salt systems]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 240 p. (In Russ.).
3. Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Termodinamicheskie raschety v metallurgii* [Thermodynamic calculations in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1993, 304 p. (In Russ.).
4. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Thermodynamic properties of binary metallic systems containing intermetallides. *Steel in Translation*. 2013, vol. 33, no. 5, pp. 274–277.
5. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Predicting the thermodynamic properties of liquid intermetallide solutions. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 7, pp. 498–501.
6. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Identification of associates in binary solutions. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 11, pp. 819–823.
7. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Correcting the thermodynamic model of ideal associated solutions. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 7, pp. 488–493.
8. Mokrievich A.G., Morachevskii A.G., Maiorova E.A. Calculation of the model parameters of the ideal associated solutions at the description of thermodynamic properties in liquid metal systems. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 1990, vol. 63, no. 5, pp. 981–985. (In Russ.).
9. Morachevskii A.G., Mokrievich A.G., Maiorova E.A. Application of the model of associated solution to liquid metal systems with negative deviations from Raoult's law. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 1993, vol. 66, no. 7, pp. 1441–1447. (In Russ.).
10. Shunyaev K.Yu., Vatolin N.A. Thermodynamic characteristics of mixture and fusion in model associated solutions. In: *Fizicheskaya khimiya i tehnologiya v metallurgii. Sb. nauch. trudov* [Physical chemistry and technology in metallurgy. Coll. sci. papers]. Ekaterinburg: Uro RAN, 1996, pp. 91–99. (In Russ.).
11. Desai P.D. Thermodynamic Properties of Binary Aluminum Alloys. *J. Phys. Chem. Ref. Data*. 1987, vol. 16, no.1, pp. 110–124.
12. Trusov B.G. *Baza dannykh i programnyi kompleks Terra 2.1 (elektronnyi resurs)* [Database and program complex Terra 2.1]. Moscow: MGTU im. N.E. Bauman, 2013. (In Russ.).
13. Antti Roine. Database HSC Chemistry 6 – Pori (Finland): *Research Oy Information Service*. 2006.
14. Kulikova T.V., Il'inykh N.I., Moiseev G.K., Shunyaev K.Yu. Thermodynamic properties of solid phases and liquid alloys in the Ni-Al system. *Rasplavy*. 2007, no. 6, pp. 24–32. (In Russ.).
15. Batalin G.I., Beloborodova E.A., Kazimirov V.P. *Termodinamika i stroenie zhidkikh splavov na osnove alyuminiya* [Thermodynamics and structure of liquid alloys based on aluminum]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 159 p. (In Russ.).
16. Gasik M.I., Lyakishev N.P. *Teoriya i tekhnologiya elektrometallurgii ferrosplavov* [Theory and technology of electrometallurgy of ferroalloys]. Moscow: Internet Inzhiniring, 1999, 764 p. (In Russ.).
17. Kulikova T.V., Maiorova A.V., Il'inykh N.I., Shunyaev K.Yu. Equilibrium composition and thermodynamic properties of association solutions of Al-Nd and Al-Gd systems. *Rasplavy*. 2008, no. 4, pp. 8–13. (In Russ.).
18. Shubin A.B., Shunyaev K.Yu. Thermodynamic calculations of the interaction of scandium halides with aluminum. *Russian Journal of Physical Chemistry A*, 2010, vol. 84, no. 12, pp. 2011–2016.
19. Kulikova T.V., Maiorova A.V., Bykov V.A., Shunyaev K.Yu. Thermodynamic properties of melts based on the Al-Sm system. *Russian Journal of Physical Chemistry A*, 2012, vol. 86, no. 8, pp. 1185–1188.
20. Il'inykh N.I., Moiseev G.K., Kulikova T.V. etc. Thermodynamic characteristics of the Fe-Al melts. *Izv. Chelyabinskogo nauchnogo tsentra*. Issue 2 (19), 2003, pp. 32–36. (In Russ.).

Information about the authors:

V.I. Berdnikov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher
(berdnikov-cher@mail.ru)
Yu.A. Gudim, Dr. Sci. (Eng.), Professor

Received September 28, 2016

УДК 669.71:621.778

АППАРАТУРНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ*

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

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

Кузнецова Е.С., к.т.н., доцент кафедры электротехники, электроэнергетики
и промышленной электроники (kuzlena00@yandex.ru)

Гагарин А.Ю., аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (s.nk@mail.ru)

Косинов Д.А., к.т.н., старший научный сотрудник управления
научных исследований (УНИ) (kosinov.dima@rambler.ru)

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

Аннотация. Для создания современного механического оборудования требуются новые конструкционные материалы с высокими технологическими и эксплуатационными характеристиками, которых нельзя достичь традиционными методами. Перспективы развития технологий формоизменения сталей во многом связаны с использованием внешних энергетических воздействий, в частности, мощных токовых импульсов, формируемых генераторами мощных однополярных импульсов тока амплитудой до 10 – 15 кА, частотой воспроизведения до 400 Гц и длительностью импульса до 100 мкс. Недостатками таких генераторов, препятствующими их широкому применению в промышленности, являются низкий КПД и значительное потребление электроэнергии из сети переменного тока, а также невозможность регулирования энергосиловых параметров. В работе приведено описание лишнего вышеуказанных недостатков генератора мощных однополярных импульсов, содержащего зарядное устройство, подключенное к силовым конденсаторам, и тиристорный ключ, разряжающий конденсаторы на низкоомную нагрузку. С целью снижения мощности, потребляемой из сети, в схему генератора введено устройство перезаряда на тиристоре, подключенном встречно-параллельно тиристорному ключу. Для реализации возможности регулирования амплитуды импульса и увеличения его мощности вместо нерегулируемого источника постоянного тока в зарядном устройстве используются два непереворачиваемых, включенных последовательно и однонаправленно тиристорных преобразователя, которые позволяют получать регулируемое напряжение на силовых конденсаторах. С целью оптимизации процесса заряда конденсаторов выполнена двухконтурная система подчиненного регулирования параметров генератора импульсов с внешним контуром регулирования напряжения и внутренним контуром регулирования тока заряда конденсаторов. Выполнена модель предложенного генератора в среде «Матлаб, Симулинк». Модель адекватна реальному генератору импульсов, используемому в СибГИУ для исследования электростимулированной пластической деформации металлов и сплавов. Разработанная модель позволила улучшить технические характеристики и режимы работы устройства. Преимуществом модернизированного генератора по сравнению с аналогами является значительное снижение мощности, потребляемой из сети, а также возможность регулирования напряжения заряда конденсаторов до 600 В в диапазоне частот воспроизведения импульса до 400 Гц. Генератор можно использовать в промышленных целях, в частности, в прокатном производстве для волочения проволоки из труднодеформируемых сталей.

Ключевые слова: генератор импульсов, зарядное устройство, устройство перезаряда, импульс тока, математическое моделирование, переходные процессы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-157-163

Интерес к изучению особенностей влияния импульсного электрического тока (ИЭТ) высокой плотности на поведение и свойства металлических материалов обусловлен перспективностью их применения [1, 2]. Влияние импульсов электрического тока проявляется на разных структурных уровнях и благодаря своему разнообразию, универсальности и уникальным возможностям может быть использовано для модифика-

ции физико-механических свойств, стимулирования релаксационных процессов и снижения остаточных напряжений в элементах конструкций.

Впервые эффект влияния электронного воздействия (электропластический эффект (ЭПЭ)) на процесс деформации металла экспериментально был исследован и описан в работе [3]. Работы в этом направлении проводятся более 50 лет, но единого мнения о природе обнаруженного ЭПЭ у исследователей не существует [4 – 10]. Несмотря на большое количество экспери-

* Исследование выполнено за счет гранта РФФИ (№ 16-32-60048 мол_а_дк).

ментальных и теоретических исследований в связи с недостаточной определенностью физических механизмов воздействия ИЭТ на металлические материалы, а также существующей противоречивостью трактовок макроскопических эффектов дальнейшее изучение влияния ИЭТ на металлы и сплавы остается актуальной и важной научно-практической задачей.

Решение задач исследования механизмов развитой электростимулированной деформации и ее практического применения в обработке металлов давлением возможно при использовании источников мощных коротких токовых импульсов [11 – 15]. Такие источники (их принцип действия заключается в разряде предварительно заряженных конденсаторов на низкоомную нагрузку) используются и при изучении изменения физических свойств металлов при токовом воздействии [16 – 20]. Недостатками таких генераторов, препятствующими их широкому применению в промышленности, являются: низкий КПД и значительные затраты электроэнергии зарядного устройства в связи с наличием в цепи заряда конденсаторов токоограничивающего сопротивления R_3 ; невозможность регулирования амплитуды силового импульса.

Целью настоящей работы являются создание элементов схемы генератора мощных токовых импульсов, устраняющих эти недостатки, а также способствующих снижению потребляемой из сети мощности, и внедрение генератора в технологическую линию при обработке металлов давлением.

Структурная схема генератора представлена на рис. 1, осциллограммы переходных процессов тока импульса, тока заряда силовых конденсаторов и напряжения на силовых конденсаторах – на рис. 2. После прохождения импульса напряжение на конденсаторах CB принимает отрицательное значение ($-U_3$), равное $(0,85 - 0,95)$ от первоначальной величины напряжения U_3 . Перезаряд конденсаторов от $-U_3$ до U_3 происходит от источника постоянного тока с потреблением мощности из сети.

Для ограничения броска тока между выпрямительным мостом зарядного устройства и силовыми конденсаторами установлено токоограничивающее сопротивление R_3 , на котором рассеивается значительная мощность (30 кВт при частоте воспроизведения импульсов 100 Гц).

С целью снижения мощности, потребляемой из сети, в схему генератора импульсов введен узел перезаряда, состоящий из последовательно соединенных токоограничивающей индуктивности L_2 и тиристора VS_4 , подключенных встречно-параллельно с тиристором VS_3 . В момент времени, когда после прохождения силового импульса ток становится равным нулю, в измерительном трансформаторе M формируются импульсы разной полярности, величина которых пропорциональна производной силового импульса dI/dt . Диод VD_2 блокирует отрицательную полуволну, а положительный сигнал усиливается в усилителе G_4 , ограничивается до необходимой величины и подается на управляющий электрод

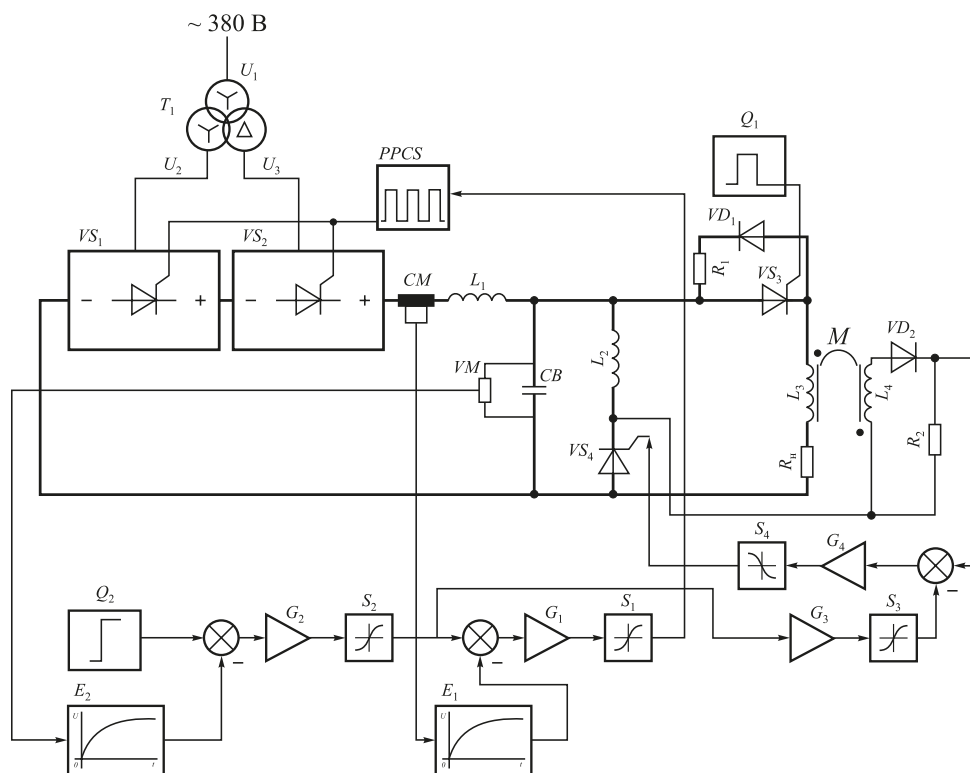


Рис. 1. Структурная схема генератора

Fig. 1. Block diagram of the generator

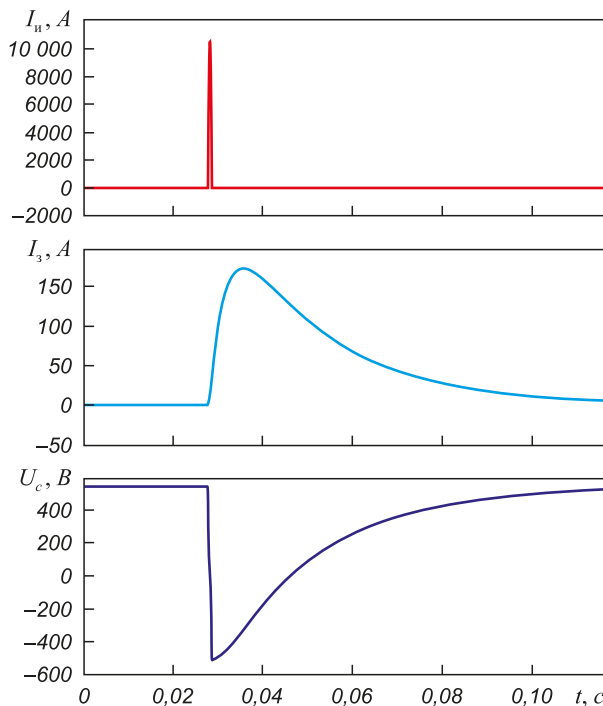


Рис. 2. Осциллограмма переходных процессов генератора мощных импульсов:

I_n – ток импульсов; I_3 – ток заряда; U_c – напряжение на конденсаторах

Fig. 2. Oscillogram of transient processes of powerful pulse generator: I_n – pulse current; I_3 – charge current; U_c – capacitor voltage

тиристора VS_4 . Последний открывается и конденсаторы CB перезаряжаются по цепи тиристор VS_4 – индуктивность L_2 до положительного значения напряжения $(0,8 \div 0,9)U_c$. При этом зарядное устройство осуществляет только дозаряд конденсаторов до U_3 . Таким образом, применение устройства перезаряда значительно снижает мощность, потребляемую из сети.

Переходные процессы импульса тока и напряжения перезаряда с использованием тиристора VS_4 представлены на рис. 3.

Для дальнейшего снижения мощности зарядного устройства и возможности регулирования величины напряжения заряда (амплитуды импульса) вместо нерегулируемого выпрямителя на диодах в схему введены управляемые тиристорные преобразователи VS_1 , VS_2 , соединенные последовательно, при этом один из преобразователей получает питание от обмотки трансформатора T_1 , соединенной по схеме «звезда» (U_2), а другой – по схеме «треугольник» (U_3). Такая схема соединений, во-первых, повышает выпрямленное напряжение (соответственно, и величину силового импульса), а во-вторых – снижает инерционность преобразователя (число пульсаций m за период питающего напряжения увеличивается до 12, а длительность пульса снижается до 1,6 мс). При использовании вышеупомянутого источника питания генератор способен генерировать импульс с максимальной частотой воспроизведения до 400 Гц.

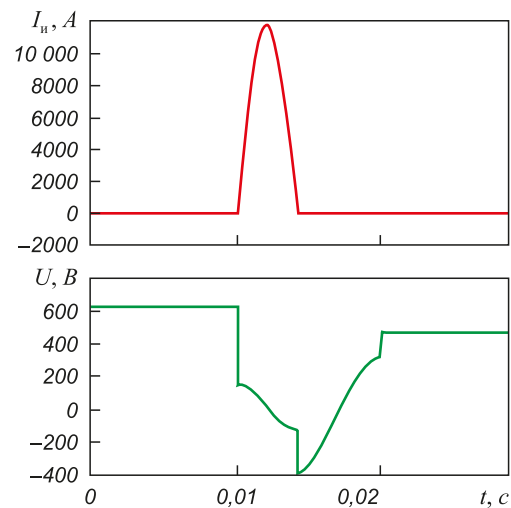


Рис. 3. Параметры импульса тока и напряжения на конденсаторах с устройством перезаряда

Fig. 3. Parameters of capacitors' current pulse and voltage with recharge unit

Использование тиристорных преобразователей позволило вывести из схемы зарядного устройства токоограничивающий резистор R_3 , что также повысило КПД и снизило мощность, потребляемую из сети переменного тока. Математическая модель такого генератора представлена на рис. 4.

Для регулирования величины амплитуды импульса реализована двухконтурная система подчиненного регулирования напряжения (САРН). Внутренний контур системы автоматического регулирования организован как контур регулирования тока заряда, а внешний – как контур регулирования напряжения заряда конденсаторов. Контур регулирования тока состоит из регулятора тока G_1 с блоком ограничения S_1 , тиристорных преобразователей VS_1 , VS_2 , представляющих из себя инерционные звенья с малой (4 мс) постоянной времени, и объекта регулирования – силовых конденсаторов CB . Для устойчивой работы контура в схему введена дополнительная индуктивность L_1 . Активные сопротивления тиристорных преобразователей и ошиновки, а также индуктивность силовых конденсаторов учтены в блоке силовых конденсаторов CB . Отрицательная обратная связь по току снимается с шунта CM и усиливается быстродействующим усилителем (датчиком тока) E_1 . Контур регулирования напряжения заряда конденсаторов содержит регулятор напряжения G_2 с регулируемым блоком ограничения S_2 и оптимизированный контур тока. Обратная связь по напряжению состоит из делителя и датчика напряжения E_2 . Ограничение максимального тока заряда осуществляется за счет блока ограничения регулятора напряжения S_2 , блок ограничения регулятора тока S_1 позволяет ограничивать минимальное и максимальное значения угла регулирования тиристорных преобразователей. Задание на напряжение может быть подано либо вручную (от блока Q_1),

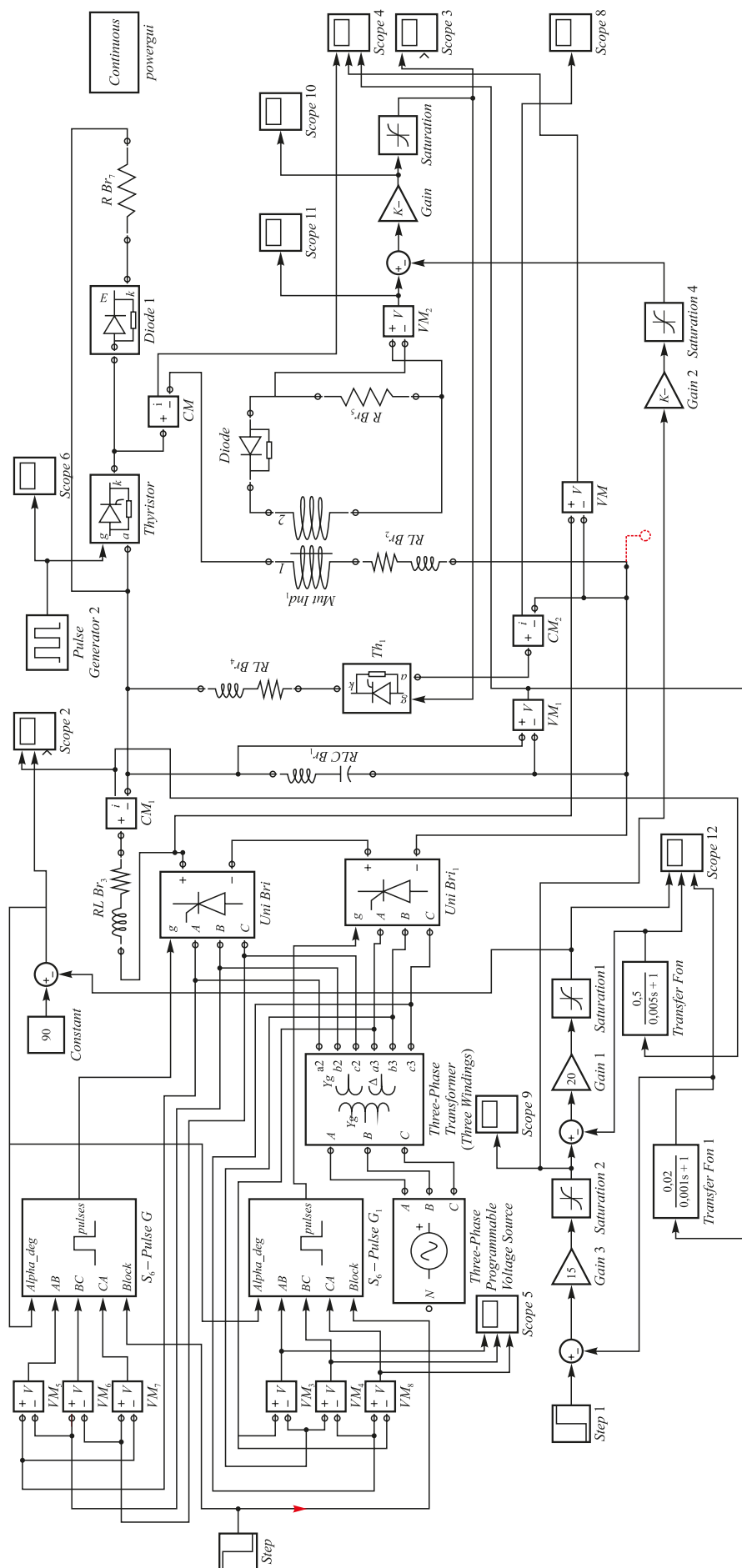


Рис. 4. Математическая модель модернизированного генератора

Fig. 4. Mathematical model of the modernized generator

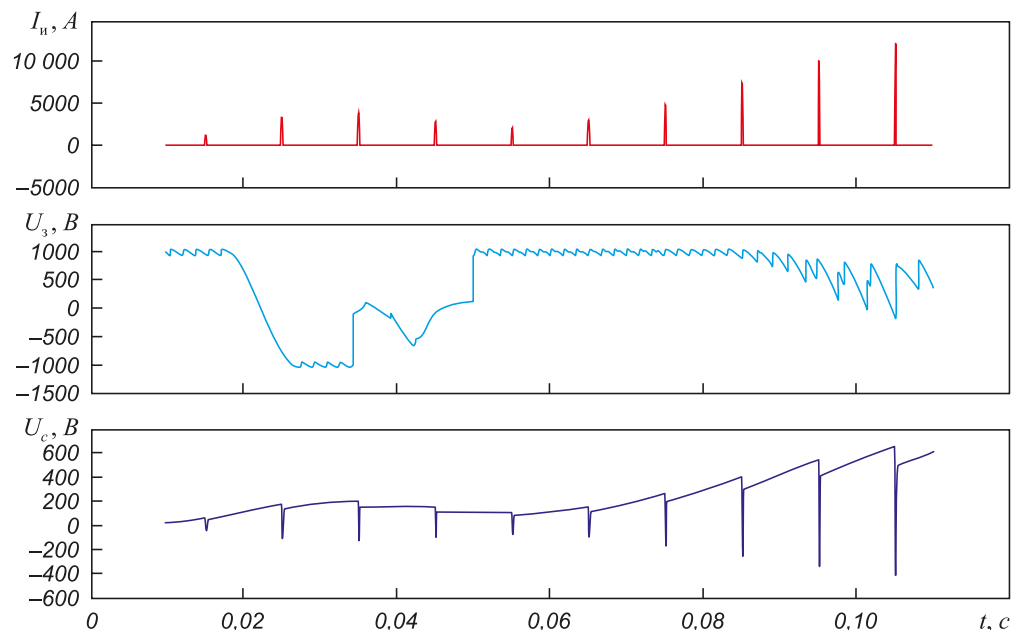


Рис. 5. Переходные процессы при скачкообразном изменении задания на напряжение заряда конденсаторов:

I_n – ток импульсов; U_3 – напряжение заряда; U_c – напряжение на конденсаторах

Fig. 5. Transient processes in stepwise change of voltage adjustment of capacitors charge:

I_n – pulse current; U_3 – charge voltage; U_c – capacitor voltage

либо от сигнала технологического программируемого контроллера.

При необходимости быстрого снижения напряжения система регулирования формирует задание на отрицательную величину тока «заряда» – разрядный ток. Однако в связи с тем, что тиристорные преобразователи непереворачиваемые, они могут снизить ток только до нулевого значения. В этом случае снижение напряжения на конденсаторах происходит исключительно за счет активных потерь и имеет длительный характер. С целью повышения быстродействия системы в схему введено устройство, блокирующее на время, необходимое для снижения напряжения на конденсаторах, работу устройства перезаряда путем блокировки управляющих импульсов на тиристор VS_4 . Устройство блокировки содержит усилитель G_3 с блоком ограничения S_3 . При отрицательном задании на ток устройство формирует сигнал, блокирующий работу компаратора G_4 в системе формирования управляющих импульсов, на тиристор VS_4 перезаряда.

Математическая модель модернизированного генератора, выполненная в среде «Матлаб, Симулинк», с устройством перезаряда, тиристорным управляемым зарядным устройством и САРН представлена на рис. 4, а осциллограммы переходных процессов при работе модернизированного генератора в режиме скачкообразного изменения задания на напряжение до 600 В – на рис. 5. Мощность, потребляемая модернизированным генератором из сети в статическом режиме при частоте воспроизведения импульсов 100 Гц, снизилась в пять раз (с 30 до 5,5 кВт).

Выводы. Внедрение в схему генератора импульсов устройства перезаряда и блока последовательно соединенных тиристорных преобразователей позволило снизить мощность, потребляемую из питающей сети, а также дало возможность плавно регулировать амплитуду силового импульса с высоким быстродействием (не менее 60 мс) и широким диапазоном регулирования до 600 В. Это значительно расширяет возможности использования устройства в промышленности. Выполненная модель адекватна реальной установке, что дает возможность применять ее для уточнения параметров используемых элементов и системы подчиненного регулирования с целью оптимизации режимов работы (в частности, переходных процессов) и повышения надежности эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Степанов Г.В., Бабуцкий А.И. Влияние импульсного электрического тока высокой плотности на прочность металлических материалов и напряженно-деформированное состояние элементов конструкций. – Киев: Наукова думка, 2014. – 277 с.
2. Стрижало В.А., Новогрудский Л.С., Воробьев Е.В. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. – Киев: изд. ин-та проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, 2008. – 504 с.
3. Троицкий О.А., Лихтман В.И. Об анизотропии действия электронного и α -облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии // ДАН СССР. Техническая физика. 1963. Т. 148. № 2. С. 332 – 334.
4. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. A study of the electroplastic effect in metals // Scripta Metallurgica. 1978. Vol. 12. No. 11. P. 1063 – 1068.

5. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. A study of the electroplastic effect in metals // *Scripta Metallurgica*. 1979. Vol. 13. No. 4. P. 277 – 280.
6. Stepanov G., Babutsky A., Krushka L. Metals behavior under passage of impulse electric current // *J. Phys. IV France*. 2003. Vol. 110. P. 577 – 582.
7. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. On mechanisms for the electroplastic effect in metals // *Acta Metallurgica*. 1986. Vol. 34. No. 7. P. 1145 – 1162.
8. Conrad H., Cuo Z., Sprecher A.F. Effect of an electric field on the recovery and recrystallization of Al and Cu // *Scripta Metallurgica*. 1989. Vol. 23. No. 6. P. 821 – 824.
9. Meyers M. Comments on “The electroplastic effect in Al” // *Scripta Metallurgica*. 1980. Vol. 14. No. 11. P. 1033 – 1034.
10. Varma S., Coruwell L. A reply to comments on the electroplastic effect in Al // *Scripta Metallurgica*. 1980. Vol. 14. No. 11. P. 1035 – 1036.
11. Кузнецов В.А., Громов В.Е., Перетяжко В.Н. Применение генератора мощных импульсов тока при электростимулированном волочении // *Промышленная энергетика*. 1986. № 10. С. 17 – 19.
12. Кузнецов В.А., Громов В.Е., Симаков В.П. и др. Генератор мощных однополярных импульсов тока // *Техническая электродинамика*. 1981. № 5. С. 46 – 49.
13. Применение физических полей для обработки металлов / Н.Н. Беклемишев, А.Е. Горский, Б.Н. Журкин и др. Вып. 4. – М.: изд. ЦНИИТЭИ приборостроения, 1981. – 55 с.
14. Беклемишев Н.Н. Установка для исследования процесса деформации проводящих материалов с учетом действия тока

- высокой плотности // *Заводская лаборатория*. 1984. Т. 50. № 9. С. 82 – 84.
15. Кузнецов В.А., Громов В.Е. Экономичный тиристорный генератор мощных импульсов тока // *Изв. вуз. Электромеханика*. 1986. № 6. С. 122 – 124.
16. Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Рыбнянец В.А. Экономичный способ регулирования электропотребления с применением генератора мощных токовых импульсов // *Промышленная энергетика*. 2012. № 4. С. 14 – 16.
17. Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Кузнецов В.А. Частотно-регулируемый генератор мощных токовых импульсов с обратной связью по амплитуде // *Промышленная энергетика*. 2011. № 1. С. 28 – 31.
18. Гагарин А.Ю., Романов Д.А., Жмакин Ю.Д. и др. Использование микропроцессора ПЛК 110-24.30.К-М для автоматизации электровзрывной установки ЭВУ60/10 // *Промышленная энергетика*. 2014. № 1. С. 38 – 40.
19. Гагарин А.Ю. Модернизация оборудования для изучения электростимулированной пластической деформации. – В кн.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2016. С. 33 – 36.
20. Электромеханическое упрочнение металлов и сплавов / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина и др. – Волгоград: изд. ВолГГТУ, 2016. – 462 с.

Поступила 22 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 2, PP. 157–163.

EQUIPMENT PROVISION OF ELECTROSTIMULATED METAL PROCESSING

V.A. Kuznetsov, V.E. Gromov, E.S. Kuznetsova, A.Yu. Gagarin, D.A. Kosinov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The new construction materials with high technological and performance characteristics, which cannot be achieved by traditional methods, are required to create modern mechanical equipment. Prospects for the development of technologies of steels form changing are largely related to the use of external radiation, in particular powerful current pulses generated by the pulse generators of powerful unipolar current amplitude up to 10 – 15 kA, frequency reproduction up to 400 Hz and pulse duration of 100 microseconds. The disadvantages of such generators, preventing their widespread use in the industry are low efficiency and significant power consumption of the AC, as well as the inability to control the power parameters. The article presents description of the powerful generator of unipolar pulses having the charger connected to power capacitors and the thyristor switch, discharging the capacitors to the low ohm load. In order to reduce the main power, the charge exchange device on the base of thyristor connected antiparallelly in thyristor switch is introduced in the scheme. To realize the possibility of pulse amplitude control and increase in its capacity two irreversible thyristor transformers are used in charger instead of an unregulated direct current source. These thyristor transformers are switched on in series and in unidirectional way. They permit to obtain the regulated voltage at power capacitors. In order to optimize the capacitor charging process a two-circuit system of subordinate regulation of pulse generator parameters with external voltage control circuit and internal control – current capacitor charge. The model of the suggested generator is implemented in the “Matlab, Simulink” medium. This model is adequate to the real pulse generator used in SibSIU for investigation of electrostimulated plastic deformation of metals and alloys. The developed model permitted to improve the technical parameters and device operation regimes. The considerable mains power decreases as well as possibility of capacitor charge voltage control up to 600 V

in the range of pulse repetition frequency of 400 Hz are the advantages of updated generator in comparison with the analogues. The generator can be used in industry, in particular, at rolling production for hard deformed steel wire drawing.

Keywords: pulse generator, charger, recharging device, current pulse, mathematical modeling, transient processes.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-157-163

REFERENCES

1. Stepanov G.V., Babutskii A.I. *Vliyaniye impul'snogo elektricheskogo toka vysokoi plotnosti na prochnost' metallicheskih materialov i napryazhenno-deformirovannoye sostoyaniye elementov konstruktivnykh* [Influence of pulsed current flow of high density on the durability of metal materials and intensively strain state of construction elements]. Kiev: Naukova dumka, 2014, 277 p. (In Russ.).
2. Strizhalo V.A., Novogradskii L.S., Vorob'ev E.V. *Prochnost' materialov pri kriogennykh temperaturakh s uchetom vozdeystviya elektromagnitnykh polei* [Material strength at cryogenic temperature including the influence of electromagnetic fields]. Kiev: izd. in-ta problem prochnosti im. G.S. Pisarenko NAN Ukrainy, 2008, 504 p. (In Russ.).
3. Troitskii O.A., Likhtman V.I. On anisotropy of the action of electric and α -irradiation on the process of deformation of Zn-monocrystals in brittle state. *DAN SSSR. Tekhnicheskaya fizika*. 1963, vol. 148, no. 2, pp. 332–334. (In Russ.).
4. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. A study of the electroplastic effect in metals. *Scripta Metallurgica*. 1978, vol. 12, no. 11, pp. 1063–1068.
5. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. A study of the electroplastic effect in metals. *Scripta Metallurgica*. 1979, vol. 13, no. 4, pp. 277–280.
6. Stepanov G., Babutsky A., Krushka L. Metals behavior under passage of impulse electric current. *J. Phys. IV France*. 2003, vol. 110, pp. 577–582.

7. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. On mechanisms for the electroplastic effect in metals. *Acta Metallurgica*. 1986, vol. 34, no. 7, pp. 1145–1162.
8. Conrad H., Cuo Z., Sprecher A.F. Effect of an electric field on the recovery and recrystallization of Al and Cu. *Scripta Metallurgica*. 1989, vol. 23, no. 6, pp. 821–824.
9. Meyers M. Comments on “The electroplastic effect in Al”. *Scripta Metallurgica*. 1980, vol. 14, no. 11, pp. 1033–1034.
10. Varma S., Coruwell L. A reply to comments on the electroplastic effect in Al. *Scripta Metallurgica*. 1980, vol. 14, no. 11, pp. 1035–1036.
11. Kuznetsov V.A., Gromov V.E., Peretyat'ko V.N. Use of the generator of high-power current impulses at electroinduced drawing. *Promyshlennaya energetika*. 1986, no. 10, pp. 17–19. (In Russ.).
12. Kuznetsov V.A., Gromov V.E., Simakov V.P., Semakin E.V., Anisimkin V.V. Generator of powerful unipolar current pulses. *Tekhnicheskaya elektrodinamika*. 1981, no. 5, pp. 46–49. (In Russ.).
13. Beklemishev N.N., Gorskii A.E., Zhurkin B.N. etc. *Primenenie fizicheskikh polei dlya obrabotki metallov. Vyp. 4* [Usage of physical fields for the treatment of metals. Issue 4]. Moscow: izd. TsNIITEI priborostroeniya, 1981, 55 p. (In Russ.).
14. Beklemishev N.N. Unit for the research of deformation processes of conductive materials taking into account current effect of high density. *Zavodskaya laboratoriya*. 1984, vol. 50, no. 9, pp. 82–84. (In Russ.).
15. Kuznetsov V.A., Gromov V.E. Economic thyristor generator of powerful current impulses. *Izv. vuz. Elektromekhanika*. 1986, no. 6, pp. 122–124. (In Russ.).
16. Zhmakin Yu.D., Romanov D.A., Rybyanets V.A. Economic way to regulate electrical energy consumption with the usage of generator of powerful current impulses. *Promyshlennaya energetika*. 2012, no. 4, pp. 14–16. (In Russ.).
17. Zhmakin Yu.D., Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Kuznetsov V.A. Frequency-controlled generator of powerful current impulses with the feed-back along the amplitude. *Promyshlennaya energetika*. 2011, no. 1, pp. 28–31. (In Russ.).
18. Gagarin A.Yu., Romanov D.A., Zhmakin Yu.D. etc. Usage of microprocessor PLK 110-24.30.K-M for the automatization of electro-explosive unit EVU (ЭВУ) 60/10. *Promyshlennaya energetika*. 2014, no. 1, pp. 38–40. (In Russ.).
19. Gagarin A.Yu. Modernization of equipment to study electric inspired plastic deformation. In: *Nauka i molodezh': problemy, poiski, resheniya: trudy Vserossiiskoi konferentsii studentov, aspirantov i molodykh uchenykh* [Science and youth: issues, search, solutions: papers of All-Russian conference of students, postgraduates and young scientists]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2016, pp. 33–36. (In Russ.).
20. Bagmutov V.P., Parshev S.N., Dudkina N.G., Zakharov I.N., Denisevich D.S. *Elektromekhanicheskoe uprochnenie metallov i splavov* [Electromechanical hardening of metals and alloys]. Volgograd: izd. VolgGTU, 2016, 462 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed within the framework of the grant of RFBR (no. 16-32-60048 мол_a_дк).

Information about the authors:

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

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

E.S. Kuznetsova, Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor of the Chair of Electrical Engineering, Electric Power and Industrial Electronics (kuzlana00@yandex.ru)

A.Yu. Gagarin, Postgraduate of the Chair Science named after V.M. Finkel (s.nk@mail.ru)

D.A. Kosinov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Researches (kosinov.dima@rambler.ru)

Received November 22, 2016

УДК 669.046: 536.24

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУР И ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ КОЭФФИЦИЕНТЕ ТЕПЛООБМЕНА, ЗАВИСЯЩЕМ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ ТЕЛА

Горбунов А.Д., д.т.н., профессор кафедры «Теплоэнергетика» (gorbunov@tp.te.ru)

Уклеина С.В., аспирант кафедры «Теплоэнергетика» (84sveta28@mail.ru)

Днепропетровский государственный технический университет
(51918, Украина, г. Днепропетровск, Днепропетровская обл., ул. Днепропетровская, 2)

Аннотация. Впервые записана математическая постановка задачи, учитывающая зависимость коэффициента теплоотдачи от температуры поверхности в случае нагрева (охлаждения) тел правильной геометрической формы в виде неограниченной пластины, цилиндра и шара при свободной конвекции в неограниченном объеме, тем самым делая задачу теплопроводности нелинейной. Получено решение для модели термически тонкого тела. Разработана методика расчета температур поверхности на начальной стадии. На основе интегральных линеаризующих преобразований разработана инженерная методика расчета полей температур и осевых термических напряжений в квазистационарной стадии нагрева (охлаждения) тел правильной геометрической формы при коэффициенте теплообмена, зависящем от температуры поверхности по степенному закону в зависимости от режима свободной конвекции: ламинарного, переходного или турбулентного. Проверка решений на модели постоянного коэффициента теплоотдачи показала, что погрешность решений является приемлемой для инженерных расчетов, а учет зависимости коэффициента теплоотдачи от температуры может привести к большим неточностям. Приведены формулы для расчета осевых термических напряжений в любой точке тела, на поверхности и в центре.

Ключевые слова: нагрев, охлаждение, тела канонической формы, начальная и квазистационарная стадии, коэффициент теплообмена, зависящий от температуры поверхности, температурные поля, термические напряжения, инженерная методика расчета.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-164-169

Существует большое количество работ, например [1–17], посвященных аналитическому расчету температур при нестационарном коэффициенте теплообмена и температуре внешней среды. При этом не известны исследования при коэффициенте теплоотдачи, зависящем от температуры, за исключением сведений из работы [3], в которых отмечено, что «рекомендуемая методика делает возможным проведение расчетов в случае, когда критерий теплообмена зависит от температуры поверхности тела».

В случае нагрева (охлаждения) тел в среде с температурой T_c при свободной конвекции в неограниченном объеме коэффициент теплоотдачи α может быть определен из критериального уравнения М.А. Михеева [18]:

$$Nu = CRa^n \epsilon_T, \quad (1)$$

или в размерном виде

$$\alpha = G\Delta T^n, \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}; \quad (2)$$

здесь $Ra = GrPr$ – критериальное число Рэлея;

$Gr = \frac{g\beta\Delta T_x^3}{\nu^2}$ – критериальное число Грасгофа; Pr – критериальное число Прандтля; $\epsilon_T = \left(\frac{Pr_c}{Pr_n}\right)^{0,25}$ – поправоч-

ный коэффициент (для газов $\epsilon_T \approx 1$); $\Delta T = |T_c - T_n|$ – температурный напор, °С; T_n – температура поверхности тела;

$G = \frac{C\lambda\epsilon_T}{l_x} \left(\frac{g\beta l_x^3 Pr}{\nu^2}\right)^n$ – комплекс величин.

Постоянные C и n уравнения (1) существенно зависят от числа Рэлея [18], т.е. от режима свободной конвекции, что можно увидеть из представленных ниже данных:

Значения постоянных	Значения числа Рэлея для режимов свободной конвекции		
	ламинарного ($Ra < 100$)	переходного ($10^2 < Ra < 10^{10}$)	турбулентного ($Ra > 10^{10}$)
C	1,18	0,50	0,15
n	1/8	1/4	1/3

Постановка задачи. Математическая постановка задачи симметричного нагрева (охлаждения) тел простой геометрической формы от начальной температуры T_0 до температуры среды T_c имеет следующий вид:

$$\frac{\partial \vartheta(X, Fo)}{\partial Fo} = \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial X^2} + \frac{k-1}{X} \frac{\partial \vartheta}{\partial X}; \quad (3)$$

$$\vartheta(X, 0) = \vartheta_0 = 1; \quad (4)$$

$$\frac{\partial \vartheta(0, Fo)}{\partial X} = 0; \quad (5)$$

$$-\frac{\partial \vartheta(1, Fo)}{\partial X} = Bi \vartheta_n^m(Fo) \equiv Q(Fo), \quad (6)$$

где $\vartheta = \frac{T(x, \tau) - T_c}{\Delta T_0}$; $\Delta T_0 = (T_0 - T_c)$ – максимально возможный перепад температур, °C; $\vartheta_n(Fo) = \vartheta(1, Fo)$ – относительная температура на поверхности; $X = x/R_0$; R_0 – характерный размер тела, м; $Fo = \alpha \tau / R_0^2$ и $Bi = a_m R_0 / \lambda$ – критериальные числа Фурье и Био; k – фактор геометрической формы, равный 1, 2, 3 соответственно для пластины, цилиндра и шара; $m = n + 1$.

При выводе граничного условия (6) было учтено, что удельный тепловой поток согласно закону Ньютона–Рихмана запишется как $q = \alpha \Delta T$, а с учетом уравнения (2) – как $q = G \Delta T^m$. Тогда, формируя число Био, получим $a_m = G \Delta T_0^n$ – максимально возможный коэффициент теплоотдачи. Следует отметить, что уравнение (6) делает исходную задачу теплопроводности нелинейной.

Решение задачи. Сначала решим задачу на начальной стадии нагрева, когда $Fo < 0,1$. Следуя методике, разработанной в работе [19], получим уравнение m -ой степени для определения относительной температуры на поверхности:

$$NZ^m + Z - 1 = 0, \quad (7)$$

где $Z = \frac{\vartheta_n(Fo)}{\vartheta_0}$; $N = Hy$; $y = Ti = Bi \sqrt{Fo} \equiv \gamma \sqrt{\tau}$ – критериальное число Тихонова (модифицированное время); $\gamma = a_m / b$; $b = \sqrt{\lambda c \rho}$ – коэффициент тепловой активности; $H = p = \frac{2}{\sqrt{\pi}}$ при малых временах процесса ($y < 1$) и $H = \sqrt{\pi}$ при $y \gg 1$.

С использованием метода касательных Ньютона в работе [19] была получена следующая итерационная формула для расчета параметра Z по уравнению (7):

$$Z_{k+1} = Z_k - \frac{f(Z_k)}{f'(Z_k)} = \frac{1 + (m-1)NZ_k^m}{1 + mNZ_k^{m-1}}, \quad (8)$$

где $k = 0, 1, 2, \dots$ – номер итерации.

Число итераций по уравнению (8), необходимое для достижения заданной точности ε , когда $|Z_{k+1} - Z_k| \leq \varepsilon$, можно значительно сократить, если правильно выбрать первое приближение. Полагая в уравнении (8) $Z_k = 1$, получим соотношение

$$Z = \frac{1 + (m-1)N}{1 + mN} = 1 - \frac{N}{1 + mN}, \quad (9)$$

справедливое при малых N . Аналогичное выражение можно получить, разлагая функцию (7) в ряд Тейлора:

$$Z \equiv 1 - N + mN^2 - \frac{m(3m-1)N^3}{2} + \dots, \quad N < 1. \quad (10)$$

Для случая больших N приближенную асимптотику получим, решая уравнение (7) при $Z = 0$. Тогда $Z = N^{-1/m}$, или более точно, после подстановки в выражение (8):

$$Z = \frac{1}{1/m + N^{1/m}}. \quad (11)$$

Для проведения экспресс расчетов, не нуждающихся в особой точности, при определении $Z(N)$ можно воспользоваться графиком, который легко строится по формуле (7), разрешенной относительно N :

$$N = \frac{1 - Z}{Z^m}. \quad (12)$$

Окончательно, после определения параметра Z , температура поверхности определится как $\vartheta_n(Fo) = Z \vartheta_0 \equiv Z$.

Здесь и далее проверку на адекватность полученных решений будем осуществлять путем сопоставления с точным решением при постоянном коэффициенте теплообмена, когда показатель степени $n = 0$. Полагая в уравнении (7) $m = 1$, получим

$$Z = \vartheta_n(Fo) = \frac{1}{1 + N} = \frac{1}{1 + Hy}, \quad (13)$$

или после разложения в ряд при малых ($y < 1$) $\vartheta_n(Fo) \approx 1 - py$ и больших ($y > 1$) временах процесса имеем $\vartheta_n(Fo) \approx \frac{1}{\sqrt{\pi y}}$.

Точное решение [9] при малых числах Фурье имеет вид

$$\vartheta_n^T(Fo) = \varphi(y) = e^{y^2} (1 - \text{erf} y), \quad (14)$$

где $\text{erf} y = p \int_0^y e^{-x^2} dx$ – функция ошибок Гаусса; $p = \frac{2}{\sqrt{\pi}}$.

Функцию $\varphi(y)$ можно разложить в ряд при малых ($y < 1$) $\varphi(y) \approx 1 - py + y^2 - \frac{2py^3}{3} + \frac{y^4}{2}! \dots \approx 1 - py$ и боль-

ших ($y > 1$) аргументах: $\varphi(y) = \frac{1}{\sqrt{\pi y}} \left(1 - \frac{1}{2y^2} + \dots \right) \approx \frac{1}{\sqrt{\pi y}}$.

Таким образом, имеется полное асимптотическое совпадение точного (14) и приближенного (7) решений.

Далее решим задачу для квазистационарной (регулярной) стадии нагрева, когда $Fo > 0,3$. При реализации задачи с помощью подстановки, линеаризующей граничное условие (6), необходимо иметь формулы для модели термически тонкого тела (ТТТ).

Решение в модели ТТТ. При малых числах Био ($Bi < 1$) температуры на поверхности ϑ_n , в центре $\vartheta_{\text{ц}}$ и среднемассовая $\vartheta_{\text{ср}}$ почти не различаются друг от друга и равны просто ϑ . Теперь вместо уравнения теплопроводности (3) необходимо решить следующее дифференциальное уравнение теплового баланса:

$$d\vartheta = -kQ(Fo)dFo \equiv -kBi(Fo)\vartheta^m(Fo)dFo. \quad (15)$$

Разделяя переменные и интегрируя уравнение (15) с учетом начального условия (4), получим

$$\tilde{Fo} = U(\vartheta) - U(\vartheta_0), \quad n \neq 0, \quad (16)$$

где $U(\vartheta) = \frac{\vartheta^{-n}}{n}$; $\tilde{Fo} = k \int_0^{Fo} Bi(\eta) d\eta$ – модифицированное число Фурье.

Уравнение (16) позволяет выразить искомую температуру в явном виде:

$$\vartheta(Fo) = \left(\vartheta_0^{-n} + n\tilde{Fo} \right)^{-1/n}. \quad (17)$$

Для того, чтобы найти решение при $n = 0$, надо вернуться к исходному уравнению (15), положить $m = 1$ и получить известное уравнение $\vartheta(Fo) = \exp(-\tilde{Fo})$ для термически тонкого тела при $\alpha = \text{const}$.

Решение через подстановку. С целью линеаризации граничного условия (6) введем новую переменную $W(X, Fo)$, связанную с $\vartheta(X, Fo)$ соотношением

$$W(X, Fo) = \exp[U(\vartheta(X, Fo))]. \quad (18)$$

Тогда, исходная система уравнений (3) – (6) преобразуется к виду:

$$\begin{aligned} \frac{\partial W(X, Fo)}{\partial Fo} &= \frac{\partial^2 W(X, Fo)}{\partial X^2} + \\ &+ \frac{k-1}{X} \frac{\partial W(X, Fo)}{\partial X} + \psi(X, Fo), \end{aligned} \quad (19)$$

$$W(X, 0) = \exp\left(\frac{\vartheta_0^i}{i}\right) \equiv W_0; \quad (20)$$

$$\frac{\partial W(0, Fo)}{\partial X} = 0; \quad (21)$$

$$\frac{\partial W(1, Fo)}{\partial X} = -Bi W_n(Fo); \quad (22)$$

здесь $i = -n$; $\psi(X, Fo) = \frac{(1-i)\vartheta^{2-i} - 1}{iW(X, Fo)} \left[\frac{\partial W(X, Fo)}{\partial X} \right]^2$ – нелинейный комплекс, может рассматриваться как внутренний источник (сток) тепла, переменный по величине и знаку.

Далее задачу будем решать методом последовательных приближений. Первое приближение получим, полагая в уравнении (19) функцию $\psi_1(X, Fo) = 0$. Тогда решение системы уравнений (19) – (22) запишется в форме [20]:

$$W(X, Fo) = W_0 \sum_{n=1}^{\infty} P_n U_n(X) e^{-\mu_n^2 Fo}, \quad (23)$$

или в квазистационарной стадии с учетом одного члена ряда (23), после логарифмирования уравнения (18) и перехода к исходной температуре:

поверхности

$$\vartheta_n(Fo) = \left[i \left(\frac{\vartheta_0^i}{i} + \ln P - \mu^2 Fo \right) \right]^{1/i}, \quad (24)$$

центра

$$\vartheta_{\text{ц}}(Fo) = \left[i \left(\frac{\vartheta_0^i}{i} + \ln A - \mu^2 Fo \right) \right]^{1/i} \quad (25)$$

и среднemasсовой

$$\vartheta_{\text{ср}}(Fo) = \left[i \left(\frac{\vartheta_0^i}{i} + \ln B - \mu^2 Fo \right) \right]^{1/i}, \quad (26)$$

$P_n = \frac{2Bi}{Bi(Bi+2-k) + \mu_n^2}$; $B_n = P_n \frac{kBi}{\mu_n^2}$; $A_n = P_n U_n(0)$ – тепловые амплитуды; $P = P_1$; $A = A_1$ и т.д.; μ_n – корни соответствующего характеристического уравнения, например, для пластины $\text{ctg} \mu_n = \mu_n / Bi$.

В работе [20] предложена общая для всех трех тел формула расчета первого корня:

$$\mu = \sqrt{\frac{D}{\gamma}}, \quad (28)$$

где $D = kBi / \tilde{m}$; $\tilde{m} = 1 + gBi$ – коэффициент термической массивности тела; $\gamma = \frac{1 + \sqrt{1 + 4\rho}}{2}$; $\rho = \frac{D^2}{k(k+2)^2(k+4)}$;

$g = \frac{1}{k+2}$; при малых числах Био $\gamma \approx (1 + \rho)$.

Полагая в уравнении (25) температуру центра равной заданной $\vartheta_{\text{ц}}(Fo_1) = \vartheta_{\text{ц.з}} = \vartheta_0 - \varepsilon_n = 0,95$, где $\varepsilon_n = 5\%$ можно условно считать степенью начала прогрева центральных точек тела, получим время инерционного периода

$$Fo_1 = \frac{\varepsilon_i + \ln A}{\mu^2}, \quad (29)$$

где $\varepsilon_i = \frac{\vartheta_0^i - \vartheta_{\text{ц.з}}^i}{i} \geq \varepsilon_n$.

Формула для расчета Fo_1 при $\alpha = \text{const}$ имеет аналогичный вид:

$$Fo_1 = \frac{1}{\mu_1^2} \ln \frac{A}{0,95}. \quad (30)$$

Приведем сравнение полученных результатов. Предварительно запишем формулы для расчета температуры поверхности и центра тела

$$\vartheta_{\text{н.0}}(Fo) = P \exp(-\mu^2 Fo); \quad (31)$$

$$\vartheta_{\text{ц.0}}(Fo) = A \exp(-\mu^2 Fo) \quad (32)$$

при постоянном коэффициенте теплоотдачи ($n = 0$).

Численный пример. Пусть пластина ($k = 1$) охлаждается от температуры $\vartheta_0 = 1$ при турбулентном режиме свободной конвекции ($n = 1/3$) с числом $Bi = 2$. Тогда $m = n + 1/3 = 4/3$; $\tilde{m} = 1 + 2/3 = 5/3$; $D = 2/(5/3) = 6/5 - 1,2$; $\rho = D^2/45 = 1,2^2/45 = 4/125$; $\gamma = (1 + \rho) = 1 + 4/125 = 129/125$.

Первый корень по уравнению (28) будет равен $\mu = \sqrt{(6/5)/(129/125)} = 1,078$. Тепловые амплитуды составят $P = \frac{2 \cdot 2}{2(2+2-1)+1,08^2} = 0,558$; $A = \frac{P}{\cos \mu} = \frac{0,558}{\cos(1,08)} = 1,178$. Время инерционного периода по формуле (29) составит $Fo_1 = \frac{0,0517 + \ln 1,178}{1,08^2} = 0,1847$. Расчет по урав-

нению (30) дает $Fo_1 = \frac{1}{1,08^2} \ln \left(\frac{1,178}{0,95} \right) = 0,1855$. Результаты расчетов практически совпали и это позволяет сделать вывод о том, что начальная стадия процесса охлаждения происходит, как в случае с $\alpha = \text{const}$.

Температура в центре при $Fo_1 = 0,185$ по выражению (25) будет $\vartheta_{\text{ц}}(0,185) = [-(1/3)(-3 + \ln 1,178 - 1,08^2 \cdot 0,185)]^{-3} = 0,950$. Полученное число подтверждает правильность вывода формулы (29), т.е. что температура $\vartheta_{\text{ц}}(Fo_1)$ должна равняться $\vartheta_{\text{ц.з}}$. Температура поверхности при Fo_1 по уравнению (24) составит $\vartheta_{\text{п}}(0,185) = [-(1/3)(3 + \ln 0,558 - 1,08^2 \cdot 0,185)]^{-3} = 0,493$, а по уравнению (31) – $\vartheta_{\text{п.0}}(0,185) = 0,558 \exp(-1,08^2 \cdot 0,185) = 0,450$.

Оценим погрешность расчета по формуле (7) при времени Fo_1 несмотря на то, что $Fo_1 > 0,1$. Модифицированное время составит $N = \rho\gamma = 1,128 \cdot 2 \times \sqrt{0,185} = 0,97$. Нулевое приближение по выражению (9) будет $Z_0 = 1 - \frac{N}{1 + \frac{4N}{3}} = 0,576$. После третьей итерации по уравнению (8) имеем $Z_3 = 0,556 = \vartheta_{\text{п}}(Fo_1)$ вместо 0,493.

Погрешность составит $\Pi = \frac{(0,493 - 0,556) \cdot 100}{0,493} = 12,7 \%$.

При малых числах Био ($Bi < 2$) погрешность расчета температуры поверхности по уравнению (7) будет гораздо меньше.

Для сравнения разных моделей были рассчитаны температуры при $Fo = 1$ и представлены в таблице.

Там же приведены расчеты по формулам (24) и (25) при малом показателе степени $n = 0,01$, и эти данные практически совпали с моделью $\alpha = \text{const}$, что свиде-

тельствует об адекватности указанных формул реальным процессам.

Из анализа таблицы вытекает, что, как и следовало ожидать, ввиду падающего по ходу процесса температурного напора ΔT , а следовательно и коэффициента теплоотдачи, температуры, рассчитанные по формулам (24) – (26), сильно завышены по сравнению с моделью $\alpha = \text{const}$. Неучет зависимости α от температуры поверхности может привести к большим погрешностям.

При известном температурном поле (7), (23) – (26), следуя методике [10], можно записать осевые относительные термические напряжения в любой точке тела:

$$\tilde{\sigma}(X, Fo) = \vartheta_{\text{cp}}(Fo) - \vartheta(X, Fo). \quad (33)$$

На поверхности тела (при $X = 1$) имеем

$$\tilde{\sigma}_{\text{п}}(Fo) = \vartheta_{\text{cp}}(Fo) - \vartheta_{\text{п}}(Fo), \quad (34)$$

в центральных точках тела (при $X = 0$) запишем

$$\tilde{\sigma}_{\text{ц}}(Fo) = \vartheta_{\text{cp}}(Fo) - \vartheta_{\text{ц}}(Fo), \quad (35)$$

где $\sigma(x, \tau) = \tilde{\sigma}\sigma_0$; $\sigma_0 = \frac{\beta E \Delta T_0}{1 - \nu}$ – максимально возможные термические напряжения, Па; β – линейный коэффициент термического расширения, $1/\text{K}$; E – модуль упругости, Па; ν – коэффициент Пуассона.

Выводы. Получено решение для модели термически тонкого тела. Разработана инженерная методика расчета температур и термических напряжений на начальной и квазистационарной стадиях нагрева (охлаждения) тел правильной геометрической формы при коэффициенте теплообмена, зависящем от температуры поверхности по степенному закону. Приведены формулы для расчета осевых термических напряжений

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Саломатов В.В., Гончаров Э.И. Температурное поле неограниченной пластины при переменных значениях коэффициента теплообмена и температуры внешней среды // ИФЖ. 1968. Т. 14, № 4. С. 743 – 745.
2. Иванов В.В., Саломатов В.В. К расчету температурного поля в твердых телах при переменном коэффициенте теплообмена // ИФЖ. 1965. Т. 9, № 1. С. 83 – 85.
3. Видин Ю.В. Исследование теплопроводности твердых тел при переменных граничных условиях // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. 1967. № 4. С. 132 – 134.

Сравнение температур $\vartheta_{\text{п}}$ и $\vartheta_{\text{ц}}$, рассчитанные при $Bi = 2$ по разным моделям при $n = 1/3$, $n = 0,01$ и $n = 0$

Comparison of temperatures $\vartheta_{\text{п}}$ and $\vartheta_{\text{ц}}$, calculated at $Bi = 2$ for different models at $n = 1/3$, $n = 0.01$ and $n = 0$

Число Fo	$\vartheta_{\text{п}}(Fo)$ при			$\vartheta_{\text{ц}}(Fo)$ при		
	$n = 1/3$ (по фор. (24))	$n = 0,01$ (по фор. (24))	$n = 0$ (по фор. (31))	$n = 1/3$ (по фор. (25))	$n = 0,01$ (по фор. (25))	$n = 0$ (по фор. (32))
0,185	0,493	–	0,450	0,950	–	0,949
1,000	0,253	0,175	0,178	0,423	0,371	0,370

4. Иванов В.В. Расчет нелинейной теплопроводности при переменном коэффициенте теплообмена // Изв. вуз. Авиационная техника. 1967. С. 89 – 92.
5. Приходько И.М. Температурное поле неограниченного цилиндра и шара при изменяющихся во времени коэффициенте теплоотдачи и температуре окружающей среды // Сб. трудов Строительная теплофизика. – М.: Энергия, 1966. С. 297 – 304.
6. Киселев К.А., Лазарев А.И. Температурное поле неограниченной пластины при переменном значении коэффициента теплоотдачи и переменной температуре внешней среды // Журнал технической физики. 1960. Т. XXX, № 6. С. 616 – 621.
7. Приходько И.М. Температурное поле пластины при изменяющихся во времени коэффициенте теплоотдачи и температуре окружающей среды // Изв. вуз. Авиационная техника. 1963. № 3. С. 21 – 27.
8. Vujanoric B., Dfukic Dj. On one Variational principle of Hamilton's type for non linear heat transfer problem // Internat. J. Heat and Mass Transfer. 1972. Vol. 15. No. 5. P. 111.
9. Sitzler R. Ein Analogiemodell zur Behandlung instationarer Wärmeleitungsp: lems, bei temperaturabhängigen Stoffeigenschaften // Prakt. Energiekunde. 1967. Bd. 15. No. 3. P. 37.
10. Gay B. Comparison of methods for solution of the heat conduction equations a radiation boundary condition // Internat. J. Heat and Mass Transfer. 1965. Vol. 8. No. 3. P. 507.
11. Goodman T.R. Application of integral methods to transient nonlinear heat transfer. Advances in Heat Transfer. Vol. 1. New York: Academic Press, 1964, pp. 51 – 122.
12. Dicker D., Asnani M. A perturbation solution for the nonlinear radiation heat transfer problem / Proc. 3-rd Internat. Heat Transfer Conf., Chicago. 1966. Vol. 5. P. 164.
13. Frost W., Eraslan A. An iterative method for determining the heat transfer from a fin with radiative interaction between the base and adjacent fin surfaces // AIAA Piper. 1968. No. 772. P. 10.
14. Mueller H.F., Malmuth N. D. Temperature distribution in radiating heat shieldsby the method of singular perturbations // Internat. J. Heat and Mass Transfer. 1965. Vol. 8. P. 915.
15. Na F.Y., Tang S.C. A method for the solution of conduction heat transfer with non-linear heat generation // Z. angew. Math, und Mech. 1969. Vol. 49. No. 1 P. 45.
16. Stops D.W., Pearson R.E. Analogous studies of simultaneous conductive and radiative heat transfer // Britn. J. Appl. Phys. 1966. Vol. 17. No. 11. P. 1491.
17. Crosbie A.L., Viskanta R. Transient heating or cooling of a plate by combined convection and radiations // Internat. J. Heat and Mass Transfer. 1968. Vol. 11. No. 2. P. 305.
18. Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С. Теплопередача. – М.: Энергия, 1975. – 448 с.
19. Горбунов А.Д. Аналитический расчет процесса радиационного нагрева (охлаждения) тел на начальной стадии // Математичне моделювання. 2012. № 2 (27). С. 90 – 94.
20. Горбунов А.Д. К аналитическому расчету термических напряжений при конвективном нагреве тел простой формы // Математическое моделирование. 2012. № 1 (26). С. 39 – 45.

Поступила 15 февраля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 2, pp. 164–169.

CALCULATION OF THE TEMPERATURE AND THERMAL STRESS AT HEAT TRANSFER COEFFICIENT DEPENDING ON THE TEMPERATURE OF BODY SURFACE

A.D. Gorbunov, S.V. Ukleina

**Dneprodzerzhinsk State Technical University, Dneprodzerzhinsk,
Ukraine**

Abstract. The mathematical problem definition considering dependence of heat transfer coefficient on surface temperature in case of heating (chilling) of bodies of the correct geometrical form in the form of an unrestricted plate, cylinder or sphere, in case of free convection in unrestricted amount was for the first time written down, thereby making the task of heat conductivity nonlinear. The decision for model of thermally thin body was received. The calculation method for the surface temperatures at initial stage was developed. On the basis of the integrated linearizing transformations the engineering method of fields of temperatures and axial thermal tension in a quasistationary stage of heating (chilling) of bodies of the correct geometrical form was developed for the case of the heat exchange coefficient depending on surface temperature under the sedate law according to the mode of free convection: laminar, transitional or turbulent. Verification of decisions on model of fixed heat transfer coefficient have shown that the error of decisions is acceptable for engineering calculations, and not accounting of the dependence of heat transfer coefficient on temperature can result in big inaccuracies. Formulas for calculation of axial thermal tension are given for any point of the body: on a surface and in the center.

Keywords: heating, cooling, bodies of an initial form, initial and quasistationary stages, heat transfer coefficient, surface temperature, temperature fields, thermal tension, engineering calculation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-164-169

REFERENCES

1. Salomatov V.V., Goncharov E.I. Temperature field of an unlimited plate in case of variable values of heat transfer coefficient and

temperature of external environment. *IFZh*. 1968, vol. 14, no. 4, pp. 743–745. (In Russ.).

2. Ivanov V.V., Salomatov V.V. On the calculation of the temperature field in solids with variable heat-transfer coefficients. *Journal of Engineering Physics*. 1967, vol. 9, no. 1, pp. 63–65.
3. Vidin Yu.V. Research of heat conduction of solid bodies in case of variable boundary conditions. *Izv. AN SSSR. Energetika i transport*. 1967, no. 4, pp. 132–134. (In Russ.).
4. Ivanov V.V. Calculation of non-linear heat conduction in case of float heat transfer coefficient. *Izv. vuz. Aviatsionnaya tekhnika*. 1967, no 2, pp. 89–92. (In Russ.).
5. Prikhod'ko I.M. Temperature field of the unlimited cylinder and sphere at changing in time heat transfer coefficient and ambient temperature. In: *Sb. trudov Stroitel'naya teplofizika* [Building thermal physics. Coll. of papers]. Moscow: Energiya, 1966, pp. 297–304. (In Russ.).
6. Kiselev K.A., Lazarev A.I. Temperature field of an unlimited plate in case of variable value of heat transfer coefficient and temperature of an external environment. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 1960, vol. XXX, no. 6, pp. 616–621. (In Russ.).
7. Prikhod'ko I.M. Temperature field of a plate at changing in time heat transfer coefficients and ambient temperature. *Izv. vuz. Aviatsionnaya tekhnika*. 1963, no 3, pp. 21–27. (In Russ.).
8. Vujanoric B., Dfukic Dj. On one Variational principle of Hamilton's type for nonlinear heat transfer problem. *Internat. J. Heat and Mass Transfer*. 1972, vol. 15, no. 5, p. 111.
9. Sitzler R. Ein Analogiemodell zur Behandlung instationarer Wärmeleitungsp: lems, bei temperaturabhängigen Stoffeigenschaften. *Prakt. Energiekunde*. 1967, Bd. 15, no. 3, p. 37. (In Germ.)
10. Gay B. Comparison of methods for solution of the heat conduction equations a radiation boundary condition. *Internat. J. Heat and Mass Transfer*. 1965, vol. 8, no. 3, p. 507.

11. Goodman T.R. Application of integral methods to transient nonlinear heat transfer. In: *Advances in Heat Transfer*. vol. 1. New York: Academic Press, 1964, pp. 51–122.
12. Dicker D., Asnani M. A perturbation solution for the nonlinear radiation heat transfer problem. *Proc. 3-rd Internat. Heat Transfer Conf., Chicago*. 1966, vol. 5, p. 164.
13. Frost W., Eraslan A. An iterative method for determining the heat transfer from a fin with radiative interaction between the base and adjacent fin surfaces. *AIAA Paper*. 1968, no. 772, p. 10.
14. Mueller H.F., Malmuth N. D. Temperature distribution in radiating heat shields by the method of singular perturbations. *Internat. J. Heat and Mass Transfer*. 1965, vol. 8, p. 915.
15. Na F.Y., Tang S.C. A method for the solution of conduction heat transfer with non-linear heat generation. *Z. angew. Math. und Mech.* 1969, vol. 49, no. 1, p. 45.
16. Stops D.W., Pearson R.E. Analogous studies of simultaneous conductive and radiative heat transfer. *Britn. J. Appl. Phys.* 1966, vol. 17, no. 11, p. 1491.
17. Crosbie A.L., Viskanta R. Transient heating or cooling of a plate by combined convection and radiations. *Internat. J. Heat and Mass Transfer*. 1968, vol. 11, no. 2, p. 305.
18. Isachenko V.P., Osipova V.A., Sukomel A.S. *Teploperedacha* [Heat transfer]. Moscow: Energiya, 1975, 448 p. (In Russ.).
19. Gorbunov A.D. Analytical calculation of process of radiation heating (cooling) of bodies at an initial stage. *Matematichne modelyuvannya*. 2012, no. 2 (27), pp. 90–94. (In Russ.).
20. Gorbunov A.D. Analytical calculation of thermal tension at convective heating of bodies of a simple form. *Matematicheskoe modelirovanie*. 2012, no. 1 (26), pp. 39–45. (In Russ.).

Information about the authors:

A.D. Gorbunov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Thermal Power (gorbunov@tpte.ru)

S.V. Ukleina, Postgraduate of the Chair of Thermal Power (84sveta28@mail.ru)

Received February 15, 2016

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Бащенко Л.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Неунывахина Д.Т., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 22.02.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 5335. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35